T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Fe-Cr-Ti-B ESASLI İN-SİTU KOMPOZİT SERT YÜZEY ALAŞIMLAMA ELEKTROTLARININ GELİŞTİRİLMESİ

DOKTORA TEZİ

Engin KOCAMAN

Enstitü Anabilim Dalı	**:**	**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**
Tez Danışmanı	**:**	**Prof. Dr. Şaduman ŞEN**

Aralık 2020

BEYAN

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Engin KOCAMAN

24.12.2020

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim boyunca değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Şaduman ŞEN'e teşekkürlerimi sunarım. Tez izleme jürisinde yer alan, bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım değerli hocalarım Prof. Dr. Ahmet ÖZEL ve Prof. Dr. Ahmet ATASOY'a teşekkür ederim. Ortaya çıkan bu tezde yaptığı yönlendirmelerle büyük katkılar sağlayan değerli hocam Prof. Dr. Uğur ŞEN'e şükranlarımı sunarım. Çalışmalarım sırasında her türlü desteği sağlayan ve kıymetli vakitlerini ayıran değerli hocalarım Dr. Öğr. Üyesi Bülent KILINÇ ve Öğr. Gör. Dr. Selçuk ŞİRİN'e teşekkürü borç bilirim. Ayrıca laboratuvar çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen Arş. Gör. Dr. Eray ABAKAY, Arş. Gör. Mustafa DURMAZ ve Recep HOCAOĞLU'na teşekkür ederim. Laboratuvar olanakları konusunda anlayış ve yardımlarını esirgemeyen Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi Mühendislik Fakültesi ve Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanlığına ve mesai arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışmanın maddi açıdan desteklenmesine olanak sağlayan Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) 1002 Hızlı Destek Programına projeme (Proje No: 219M192) sağladığı destekten dolayı teşekkür ederim.

Eğitim hayatım boyunca maddi manevi desteklerini her zaman yanımda hissettiğim, çalışma hayatım boyunca gösterdikleri sabır ve fedakârlıktan dolayı aileme teşekkürü borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ vi
ŞEKİLLER LİSTESİ vii
TABLOLAR LİSTESİ xv
ÖZET xvi
SUMMARY xvii

BÖLÜM 1.
GİRİŞ 1

BÖLÜM 2.
LİTERATÜR ÖZETİ 5
2.1. Sert Dolgu Kaplamalar 5
2.2. Sert Dolgu Alaşımları 6
2.2.1. Demir esaslı sert dolgu alaşımları 7
2.2.2. Kobalt esaslı sert dolgu alaşımları 8
2.2.3. Nikel esaslı sert dolgu alaşımları 8
2.2.4. Bakır esaslı sert dolgu alaşımları 9
2.2.5. Kompozit esaslı sert dolgu alaşımları 9
2.3. Sert Dolgu Alaşım Kaplama Yöntemleri 10
2.3.1. Elektrik ark kaynağı 10
2.3.1.1. Örtülü elektrotun yapısı 11
2.3.1.2. Çekirdek bileşenleri 13
2.3.1.3. Örtü bileşenleri 14

2.3.1.4. Curuf yapıcılar 14
2.3.1.5. Curufun vizkozitesi 15
2.3.1.6. Curufun yüzey gerilimi 16
2.3.1.7. Curufun sökülebilirliği 16
2.3.1.8. Nufuziyet ve seyrelme 17
2.3.1.9. Ark kararlılığını sağlayan maddeler 18
2.3.1.10. Gaz yapıcılar 19
2.3.1.11. Deoksidantlar ve zararlı element süpürücüler 19
2.3.1.12. Bağlayıcılar ve plastisite artırıcılar 20
2.3.1.13. Proses kolaylaştırıcılar 20
2.3.1.14. Baziklik indeksi 20
2.3.1.14. Mikro alaşım elementleri ve etkileri 22
2.3.2. TIG kaynağı 23
2.3.3. MIG-MAG kaynağı 23
2.3.4. Oksi-asetilen kaynağı 24
2.3.5. Plazma ark kaynağı 24
2.3.6. Özlü tel ark kaynağı kaynağı 24
2.3.7. Toz altı ark kaynağı 24
2.3.8. Lazer kaynağı 25
2.4. Bileşimin Sert Dolgu Kaplama Üzerindeki Etkisi 25
2.4.1. Fe-B sistemi 28
2.4.2. Fe-Cr-B sistemi 30
2.4.3. Fe-Ti-B sistemi 33
2.5. Sertlik ve Sert Dolgu Kaplamalar 37
2.5.1. Sertlik türleri 38
2.6. Aşınma ve Sert Dolgu Kaplamalar 40
2.6.1. Aşınma türleri 42
2.6.2. Aşınma miktarının belirlenmesi 44
2.7. Korozyon ve Sert Dolgu Kaplamalar 45
2.7.1. Korozyonun sınıflandırılması 46
2.7.2. Korozyonun hızının tespiti 48
2.8. Sertlik Dolgu Kaplamaların Kullanım Alanları 52

2.9. Liteatür Taraması ……..... 54

BÖLÜM 3.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR ...……...……..…….. 58

3.1. Giriş ……..……..……... 58

3.2. Tasarım ve Üretim ...……...……... 58

3.2.1. Kullanılan hammaddeler ve altlık malzeme …… 58

3.2.2. Kalıp tasarımı ve üretimi …..……..…….……..... 62

3.2.3. Elektrot bileşimlerinin geliştirilmesi ve üretilmesi ..…… 63

3.3. Sert Yüzey Alaşımlama İşlemi …….……. 65

3.4. Analiz ve Testler ……..... 66

3.4.1. Mikroyapısal incelemeler ……..... 67

3.4.2. Faz analizleri ……..... 68

3.5. Sertlik Testleri ……..... 68

3.6. Aşınma Testleri ……..... 69

3.7. Korozyon Testleri ……..... 70

BÖLÜM 4.

ARAŞTIRMA BULGULARI …….. 72

4.1. Giriş ……... 72

4.2. Arayüzeylerin İncelenmesi …… 72

4.3. Faz Analizleri …… 74

4.3.1. Fe-Cr-B esaslı elektrotlar ……..... 75

4.3.2. Fe-Ti-B esaslı elektrotlar ...……..... 87

4.3.3. Fe-Cr-Ti-B esaslı elektrotlar ……..……. 97

4.4. Sertlik Ölçüm Testleri …… 105

4.5. Aşınma Testleri ...…….. 111

4.5.1. Fe-Cr-B esaslı elektrotlar ……..... 111

4.5.2. Fe-Ti-B esaslı elektrotlar ...……..... 127

4.5.3. Fe-Cr-Ti-B esaslı elektrotlar ……..... 145

4.6. Korozyon Testleri …….. 161

BÖLÜM 5.

SONUÇLAR VE ÖNERİLER ……..... 177

5.1. Sonuçlar ……..……... 177

5.2. Öneriler ……..… 180

KAYNAKLAR ……..... 181

ÖZGEÇMİŞ ……..... 206

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

α-demir	: Ferrit (alpha)
CVD	: Kimyasal buhar biriktirme
δ	: Delta
γ	: Gama
HRC	: Rockwell sertlik değeri
HV	: Vickers sertlik değeri
HVOF	: Yüksek hız oksi-yakıt yöntemi
μ	: Sürtünme katsayısı
μm	: Mikron
PVD	: Fiziksel buhar biriktirme
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
σ	: Sigma
XRD	: X-ışını difraksiyonu

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. a) Elektrot kesit görünümü b) ticari sert dolgu elektrot örneği 12
Şekil 2.2. Ötektik yapı örnekleri a-b) lamelar c) iskelet tipi 26
Şekil 2.3. Demir-bor faz diyagramı 29
Şekil 2.4. Demir-krom faz diyagramı 30
Şekil 2.5. Krom-bor faz diyagramı 32
Şekil 2.6. Fe-Cr-B faz diyagramı (1100 ^{o}C) 33
Şekil 2.7. Demir-titanyum faz diyagramı 34
Şekil 2.8. Titanyum-bor faz diyagramı 35
Şekil 2.9. Fe-Ti-B faz diyagramı (1000 ^{o}C) 36
Şekil 2.10. Brinell sertlik testi 38
Şekil 2.11. Rockwell sertlik testi skalaları ve batıcı uçlar 39
Şekil 2.12. Vickers sertlik testi iz görünümü 40
Şekil 2.13. Knoop sertlik testi 40
Şekil 2.14. Tafel ekstrapolasyonu (metalin asidik ortamdaki korozyonu) 51
Şekil 2.15. Lineer polorizasyon ile polorizasyon direncinin tespiti 51
Şekil 2.16. Sert dolgu kaplama uygulama alanları 52
Şekil 2.17. Nükleer santrallerde kullanılan çeşitli valfler 53
Şekil 2.18. a) Rotor uygulaması b) Gemi pervanesi üzerine gerçekleştirilen sert dolgu kaplama 53
Şekil 2.19. Şeker fabrikalarında çeşitli sert dolgu kaplama uygulamaları 54
Şekil 3.1. Eleme sonrası ferro-alaşımların toz boyut dağılımları 59
Şekil 3.2. Başlangıç tozların SEM görüntüleri a) ferro-krom, b) ferro-titanyum, c) ferro-bor ve d) demir tozu 60
Şekil 3.3. Elektrot üretiminde kullanılan kalıp tasarım görüntüsü 62
Şekil 3.4. Alüminyumdan üretilen kalıp görünümü 63
Şekil 3.5. Teflon kaplama sonrası kalıp görünümü 63

Şekil 3.6. Elektrot üretimi akış şeması ve üretilen elektrotlar 65
Şekil 3.7. Sert yüzey alaşım kaplama işleminin şematik gösterimi 66
Şekil 3.8. Numune hazırlama işlem adımları şematik gösterimi 67
Şekil 3.9. a) Mikro sertlik ölçümü şematik gösterimi 68
Şekil 3.10. Makro sertlik ölçümü şematik gösterimi 69
Şekil 3.11. Aşınma test sistemi şematik gösterimi 69
Şekil 3.12. Korozyon test ünitesi şematik gösterimi 71
Şekil 4.1. Sert dolgu kaplama altlık-kaplama ara yüzey görünümü 73
Şekil 4.2. $Fe_{(15-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni 76
Şekil 4.3. $Fe_{13}Cr_2B_5$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 77
Şekil 4.4. $Fe_{14}Cr_2B_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 78
Şekil 4.5. $Fe_{15}Cr_2B_3$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 80
Şekil 4.6. $Fe_{(15-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni 81
Şekil 4.7. $Fe_{13}Cr_5B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 82
Şekil 4.8. $Fe_{14}Cr_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 84
Şekil 4.9. $Fe_{15}Cr_3B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 85
Şekil 4.10. $Fe_{(15-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni 87
Şekil 4.11. $Fe_{13}Ti_2B_5$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 88
Şekil 4.12. $Fe_{14}Ti_2B_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 89
Şekil 4.13. $Fe_{15}Ti_2B_3$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 91

Şekil 4.14. $Fe_{(15-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni 92
Şekil 4.15. $Fe_{13}Ti_5B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 93
Şekil 4.16. $Fe_{14}Ti_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM, EDS ve MAP analizi 94
Şekil 4.17. $Fe_{15}Ti_3B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM, EDS ve MAP analizi 96
Şekil 4.18. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların x-ışını difraksiyon paterni . 97
Şekil 4.19. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 98
Şekil 4.20. $Fe_{13}CrTi_2B_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 100
Şekil 4.21. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 101
Şekil 4.22. $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 102
Şekil 4.23. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 103
Şekil 4.24. $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi 105
Şekil 4.25. Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikro sertlik ölçümleri 106
Şekil 4.26. Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikro sertlik ölçümleri 107
Şekil 4.27. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikro sertlik ölçümleri 108
Şekil 4.28. Elektrot bileşimine bağlı olarak makro sertlik değerleri 109
Şekil 4.29. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri 112
Şekil 4.30. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri 113
Şekil 4.31. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 114

Şekil 4.32. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 115
Şekil 4.33. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 115
Şekil 4.34. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 116
Şekil 4.35. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 116
Şekil 4.36. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 117
Şekil 4.37. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 117
Şekil 4.38. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 118
Şekil 4.39. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 118
Şekil 4.40. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri 119
Şekil 4.41. $Fe_{(18-X)}Cr_xB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri 120
Şekil 4.42. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri 121
Şekil 4.43. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 122
Şekil 4.44. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 122
Şekil 4.45. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 123
Şekil 4.46. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 123
Şekil 4.47. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 124

Şekil 4.48. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 124
Şekil 4.49. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 125
Şekil 4.50. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 125
Şekil 4.51. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 126
Şekil 4.52. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri 126
Şekil 4.53. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri 128
Şekil 4.54. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri 130
Şekil 4.55. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 131
Şekil 4.56. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 131
Şekil 4.57. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 132
Şekil 4.58. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 132
Şekil 4.59. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 133
Şekil 4.60. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 133
Şekil 4.61. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 134
Şekil 4.62. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 134
Şekil 4.63. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 135

Şekil 4.64. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri 136
Şekil 4.65. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri 137
Şekil 4.66. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri 138
Şekil 4.67. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 139
Şekil 4.68. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 139
Şekil 4.69. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 140
Şekil 4.70. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 140
Şekil 4.71. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 141
Şekil 4.72. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 141
Şekil 4.73. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 142
Şekil 4.74. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 142
Şekil 4.75. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 143
Şekil 4.76. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri 144
Şekil 4.77. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri 145
Şekil 4.78. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri 146
Şekil 4.79. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri 147

Şekil 4.80. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri 149
Şekil 4.81. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 150
Şekil 4.82. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 150
Şekil 4.83. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 151
Şekil 4.84. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 151
Şekil 4.85. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 152
Şekil 4.86. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 152
Şekil 4.87. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 153
Şekil 4.88. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 153
Şekil 4.89. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 154
Şekil 4.90. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 154
Şekil 4.91. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 155
Şekil 4.92. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 155
Şekil 4.93. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 156
Şekil 4.94. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 156
Şekil 4.95. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 157

Şekil 4.96. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 157
Şekil 4.97. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 158
Şekil 4.98. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi 158
Şekil 4.99. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri 159
Şekil 4.100. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri 160
Şekil 4.101. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların yüke aşınma oranı değerleri 161
Şekil 4.102. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri 163
Şekil 4.103. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri 164
Şekil 4.104. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri . 165
Şekil 4.105. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri . 166
Şekil 4.106. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri 168
Şekil 4.107. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri 169
Şekil 4.108. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri 170
Şekil 4.109. AISI 1010 altlık malzemenin korozyon sonrası SEM görüntüsü ve EDS analizi 172
Şekil 4.110. Sert dolgu kaplamaların korozyon testi sonrası yüzey SEM görüntüleri 175

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 1.1. Çeşitli kaplama yöntemleri 3
Tablo 2.1. Bazı kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması 10
Tablo 2.2. Asidik ve baziklik durumuna göre bazı flaks bileşenleri 21
Tablo 2.3. Krom, titanyum ve demirin yaptığı bazı bileşiklerin sertlikleri 28
Tablo 3.1. Ferro alaşım ve demir tozu bileşimleri (%ağ.) 58
Tablo 3.2. Örtü bileşiminde yer alan flaks ve bağlayıcı oranı (%ağ.) 61
Tablo 3.3. Çekirdek metalin kimyasal bileşimi (%ağ.) 61
Tablo 3.4. Altlık malzeme spektral analiz sonucu (%ağ.) 62
Tablo 3.5. Ferro alaşım ve demir tozu bileşimleri (%at.) 64
Tablo 4.1. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri 164
Tablo 4.2. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri 165
Tablo 4.3. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri 166
Tablo 4.4. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri 167
Tablo 4.5. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri 168
Tablo 4.6. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri 169
Tablo 4.7. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri 170

ÖZET

Anahtar kelimeler: Sert dolgu, örtülü elektrot, mikroyapı, sertlik, aşınma, korozyon

Bu çalışmada, ticari olarak kullanılan sert dolgu elektrotlarına alternatif olabilecek yüksek sertlik, yüksek aşınma dayanımı ve korozyon direncine sahip örtülü elektrotlar geliştirilmiştir. Elektrotların üretiminde ekonomik faktörler göz önüne alınarak ferro alaşım başlangıç malzemeleri ve katkı maddeleri tercih edilmiştir. Çalışmada Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı farklı bileşime sahip on sekiz sert dolgu elektrotu tasarlanmıştır. Bir kalıp vasıtasıyla üretilen bu elektrotlar elektrik ark kaynak tekniği ile AISI 1010 çelik üzerine kaplanmıştır. Kaplama sonrası standart metalografik işlemler ile hazırlanan deneysel numunelerin mikroyapısal incelemeleri gerçekleştirilmiş, makro ve mikro sertlikleri ölçülmüş, aşınma dayanımı test edilmiş ve korozyon testi uygulanmıştır. Deneysel bulgular sert dolgu kaplamanın homojen bir faz dağılımı gösterdiği, altlık malzeme ile metalürjik açıdan uyumlu olduğu ve ticari açıdan kullanılabilecek potansiyele sahip olduğunu göstermektedir. Sert dolgu kaplamaların mikroyapısal incelemelerinde α-ferrit, M_2B tip (Fe_2B, Cr_2B), MB_2 tip (TiB_2) borürler, Fe_2Ti ve bu fazların oluşturduğu ötektik yapılar tespit edilmiştir. Oluşturulan bu yapıların özellikle sertliğe önemli ölçüde katkı sağladığı gözlemlenmiştir. Altlık malzemeden dikiş tepe noktasına kadar ölçülen mikro sertlik değerlerine göre ara yüzeyden itibaren sertliğin arttığı tespit edilmiştir. Kaplama yüzenin tamamında gerçekleştirilen makro sertlik testinde, sonuçların çok düşük standart sapma gösterdiği bu sebeple kaplamanın homojen bir şekilde gerçekleştirildiği anlaşılmıştır. Kaplamanın sertliği ve aşınma dayanımı arasında bir ilişki olduğu elde edilen diğer bir bulgudur. Al_2O_3 bilyeye karşı farklı aşınma yüklerinde gerçekleştirilen karşılıklı aşınma testine göre, $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamanın en düşük aşınma oranına sahip olduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte düşük yüklerde titanyumun sürtünme katsayısını azaltmada önemli rol oynadığı ve en düşük sürtünme katsayısı değeri $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı bileşimden elde edilmiştir. Sert dolgu kaplamalara 0,5 M NaCl çözeltisi içerisinde uygulanan potansiyodinamik polorizasyon testi sonucunda kromun kaplamanın korozyon direnci üzerinde etkin rol oynadığı tespit edilmiştir. En düşük korozyon hızının en yüksek krom oranına sahip $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı bileşimde ölçüldüğü görülmüştür. Sonuç olarak ferro alaşım başlangıç malzemeleri kullanılarak Fe-Cr-B-, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotları başarıyla üretilmiş ve AISI 1010 çelik altlık üzerinde oluşturulmuştur. Kaplama tabakaların altlık-kaplama ara yüzeyi özelliklerinin homojen, son derece sert, aşınmaya ve korozyona dirençli olduğu belirlenmiştir.

DEVELOPMENT OF Fe-Cr-Ti-B BASED IN-SITU COMPOSITE HARD SURFACE ALLOYING ELECTRODES

SUMMARY

Keywords: Hardfacing, covered electrode, microstructure, hardness, wear, corrosion

In this study, covered electrodes with high hardness, high abrasion resistance and corrosion resistance were developed as an alternative to commercially used hardfacing electrodes. Considering the economic factors in the production of electrodes, ferro-alloy starting materials and additives have been preferred. In the study, eighteen different compositions of Fe-Cr-B, Fe-Ti-B and Fe-Cr-Ti-B based hardfacing electrodes have been designed. These electrodes, produced by using a mold, were coated on AISI 1010 steel by electric arc welding technique. After the coating, the microstructural examinations of the experimental samples prepared by standard metallographic processes were carried out, their macro and micro hardness was measured, the wear resistance was tested and the corrosion test was applied. Experimental findings show that the hardfacing coating has a homogeneous phase distribution, is metallurgically compatible with the substrate material and has the potential to be used commercially. In the microstructural investigations of hardfacing coatings, α-ferrite, M_2B types (Fe_2B, Cr_2B), MB_2 type (TiB_2) borides, Fe_2Ti and eutectic structures formed by these phases were determined. It has been observed that these structures have contributed significantly to the hardness. According to the micro hardness values measured from the substrate material to the seam peak, increase in hardness beginning from the interface was determined. In the macro hardness test performed on the all surface of the coating, it has been understood that the results showed a very low standard deviation, implying that the coating was carried out homogeneously. Another finding is that there is a relationship between the hardness and wear resistance of the coating. According to the reciprocal wear test performed against Al_2O_3 ball at different wear loads, it was determined that the $Fe_{13}Cr_2B_5$ based coating had the lowest wear rate. However, at low loads, titanium plays an important role in reducing the friction coefficient and the lowest friction coefficient value was obtained from $Fe_{13}Ti_5B_2$ based composition. As a result of the potentiodynamic polorization test applied to hardfacing coatings in 0.5 M NaCl solution, it has been determined that chromium plays an effective role on the corrosion resistance of the coating. It was observed that the lowest corrosion rate was measured in the $Fe_{13}Cr_5B_2$ based composition with the highest chromium content. As a result, using ferroalloy starting materials, Fe-Cr-B-, Fe-Ti-B and Fe-Cr-Ti-B based hardfacing electrodes were successfully produced and coated on AISI 1010 steel substrate. It was determined that the substrate-coating interface properties of the coated layers are homogeneous, extremely hard, abrasion and corrosion resistant.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Malzemelerin çevresiyle ilk etkileşimde bulunan noktaları yani yüzeyleri aşınmaya, korozyona ve darbelere maruz kalarak servis sürelerinin azalmasına neden olmaktadır. Böyle bir hasara uğrama potansiyeli taşıyan malzemenin bütün olarak aşınma veya korozyon dayanımının geliştirilmesi veya hasar sonrası değiştirilmesi ekonomik kayıplara neden olmaktadır. Bu sebeple malzemenin, yüzey özelliklerini geliştirecek bir malzeme ile kaplanması veya hasar sonrası tamir edilmesi parça ömrünün uzatılması ve ekonomik kayıpların azaltılması için günümüz endüstrisinde önem arz etmektedir. Dünya'da tüketilen enerjinin yaklaşık %23'lük (119 Ej) kısmı maden, enerji üretimi ve taşımacılık gibi endüstrilerde kullanılan makine parçalarında oluşan aşınma ve sürtünme kayıplarından kaynaklanmaktadır [1]. Özellikle maden ve hafriyat gibi agresif ortamlarda çalışan makinelerde, triboloji kaynaklı kayıplar sebebiyle birçok parça ya kullanılamaz hale gelip yenisi ile değiştirilmekte, ya da çeşitli tamirat işlemleri sebebiyle büyük ekonomik yükler oluşturmaktadır. Sadece maden endüstrisinde aşınma kaynaklı hasarların giderilmesi için 2 Ej enerji kaybı ortaya çıkmakta ve Dünya CO_2 salınımının %2,7'sine tekabül eden 970 milyon ton CO_2 salınımına neden olmaktadır. Maden endüstrisinde bu kayıpların maddi karşılığı ise 210 milyon Euro olarak hesap edilmektedir [2]. Tarım makinelerinde ise aşınma kaynaklı revize edilen parça oranı %40 civarındadır [3]. Aşınma kaynaklı kayıplara aşınan yüzeyin kaplanması vb. bir çözüm ile kısa vadede %20'lik uzun dönemde ise %60'lık bir enerji tasarrufu sağlanabileceği belirtilmektedir [4]. Öte yandan yaşanan kayıplar sadece aşınma ile kalmayıp korozyon hasarı da endüstriyel malzemelerin kaybına neden olmaktadır. Dünya'daki endüstriyel ürünlerin yaklaşık %3,4'ü korozyon nedeni ile hasara uğramakta bunun ekonomik karşılığı ise 2,5 trilyon dolar gibi çok büyük bir rakama tekabül etmektedir. Kaplama vb. gibi bir yöntem ile korozyon hasarlarının %15-35 oranında engellenebileceği tahmin edilmektedir. İşte bu noktada malzemelerin yüzeylerinde yapılan çeşitli işlemler ile aşınma direnci,

korozyon direnci, yorulma ömrü, sertlik ve biyo uyumluluk gibi yüzey performansını artıran yüzey mühendisliği kavramı ortaya çıkmaktadır [5–7]. Yüzey mühendisliği birbiriyle ilişkili üç ana başlığı kapsar, bunlar;

- Kaplamanın aşınma, korozyon, yapışma ve diğer fiziksel ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi gibi yüzey özelliklerinin optimizasyonu.
- Kaplamanın uygulamasında kullanılacak boyama, kaynak, plazma, lazer, fiziksel buhar biriktirme, kimyasal buhar biriktirme ve nitrürleme karbürleme gibi termomekanik işlemleri kapsayan kaplama teknolojileri.
- Kaplama sonrası bileşim, morfolojik, yapısal, elektriksel ve mekanik olarak değerlendirilmesini içeren kaplamanın karakterizasyonudur.

Yüzey mühendisliği uygulamaları sayesinde, günümüzde farklı prosesler ile polimerik malzemelerden seramik malzemelere kadar çok geniş bir skalada yer alan malzeme grubunun özellikleri geliştirilebilmektedir. Fakat 2019 yılı verilerine göre Dünya'da 1,869 milyar tonluk üretimi [8], özellikle aşınma ve korozyonun olduğu agresif ortamlarda yüksek kullanım miktarı ile çelik malzemelerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesi ayrı bir öneme sahiptir. Çelik malzemelerin kaplanmasında çeşitli yöntemler kullanılabilir. Kaplama yönteminin seçimi başlıca; kaplamadan beklenen özellikler, geometri, kaplama kalınlığı, ekonomi gibi çeşitli faktörlere bağlı olarak yapılır [9]. Tablo 1.1.'de çeliklere uygulanan bazı yüzey modifikasyon yöntemleri verilmiştir. Bu yöntemler arasında kaynak ile gerçekleştirilen sert dolgu kaplamalar, alternatif yöntemlere göre sağladıkları üstünlükler sebebiyle kilit rol oynamaktadır. Kaynak metodu ile gerçekleştirilen kaplamalar, CVD, PVD, HVOF ve plazma sprey gibi kaplama yöntemlerine göre kaplama kalınlığının fazla olması, ilk yatırım maliyetinin düşük olması, prosesinin hızlı olması ve kaplama malzemelerinin ekonomik olması gibi birçok avantaja sahiptir [10]. Yüksek biriktirme hızına sahip bu yöntem ile gerçekleştirilen kaplamalarda 3-10 mm arası kaplama kalınlığı elde edilebilir. Fakat proses parametrelerinin iyi kontrol edilmemesi durumunda, yüksek ısı

girdisi sebebiyle gerçekleşen çarpılmalar, çeşitli kaynak hataları ve düşük biriktirme oranının mümkün olmaması gibi hataları ortaya çıkabilmektedir [11].

Tablo 1.1. Çeşitli kaplama yöntemleri

Difüzyon esaslı yöntemler	Termal yöntemler	Yüzey modifikasyonları
Karbürizasyon	Alevle sertleştirme	Sert krom kaplama
Nitrürleme	İndüksiyonla sertleştirme	Akımsız nikel kaplama
Karbonitrürleme	Lazerle sertleştirme	Termal sprey kaplama
Nitrokarbürleme	Elektro-ışınla sertleştirme	Kaynak ile sert dolgu
Borlama		CVD-PVD
Termal difüzyon prosesleri		Lazer ile yüzey sertleştirme

Sert kaplama yöntemlerinde kullanılan kaynak yöntemleri ise başlıca örtülü elektrot ark kaynağı [12], tungsten inert gaz [13], toz altı ark kaynağı [14], plazma transfer ark kaynağı [15] ve lazer kaynağı [16] olarak sıralanabilir. Yine bu yöntemler içerisinde örtülü elektrot ark kaynağı yüksek biriktirme oranı, ekonomiklik ve mobil olarak kullanımı sebebiyle hala popüleritesini koruyan bir yöntem olarak karşımıza çıkmaktadır. Öte yandan sert dolgu kaplamada, uygulama yöntemi kadar kullanılan sert dolgu malzemesi de önem arz etmektedir. Nihai kaplamanın sertlik, aşınma, korozyon, erozyon vb fiziksel ve kimyasal özellikleri üzerinde sert dolgu alaşımı büyük öneme sahiptir. Bu bağlamda günümüzde sertlik ve aşınma direncine yaptığı büyük katkı ve ekonomik olması sebebiyle en çok metal karbürlerini içeren sert dolgu alaşımları tercih edilmektedir. Fakat sert dolgu alaşımı olarak sonsuz sayıda alaşım kombinasyonu oluşturulabilir. Bununla birlikte sert dolgu alaşımı, uygulama yöntemi ve diğer parametrelerde yapılacak değişiklik ile özel bir alana hizmet eden bir malzeme geliştirilebilir. Şöyle ki günümüzde yapılan çalışmalarda eser miktarda ilave edilen bir elementin bile kaplamanın özelliklerini değiştirebileceği görülmüştür [17,18]. Keza aynı şekilde aynı sert dolgu alaşımının farklı prosesler ile uygulanması sonucu kaplamanın farklı mekanik özellikler sergilediği görülmüştür. İşte bu noktada bilimin itici gücü olan merak duygusu bizi var olan sert dolgu alaşımlarını geliştirmeye ve yenilerini keşfetmeye sevk etmektedir.

Bu amaçla çalışmada ferro alaşım başlangıç malzemeleri kullanılarak Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı farklı bileşimlere sahip sert dolgu elektrotları geliştirilerek elektrik ark kaynak yöntemi ile AISI 1010 çelik altlıklar üzerinde sert yüzey alaşım tabakaları elde edilmiştir. Üretilen sert yüzey alaşım kaplamaların mikroyapı karakterizasyonu ve faz incelemeleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve X-ışınları difraksiyonu analizi (XRD) incelemeleri ile gerçekleştirilmiştir. Yüzeyde oluşan kaplama tabakalarının mikro ve makro sertlikleri ölçülerek bileşim farklılıklarına bağlı olarak karşılaştırılmıştır. Salınım hareketli (karşıt-git gel hareketli, lineer ball on disk) aşınma yöntemi ile farklı bileşimdeki sert yüzey alaşım kaplamaların sürtünme katsayı ve aşınma oranı değerleri belirlenerek aşınmış yüzeylerin mikroskobik incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca potansiyodinamik polorizasyon yöntemi ile yüzeyde elde edilen kaplamaların korozyon testleri gerçekleştirilerek yüzeylerin morfolojik ve elementel incelemeleri yapılmıştır. Çalışmalar neticesinde Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı farklı bileşimlere sahip sert dolgu elektrotları başarıyla üretilmiştir. Üretilen elektrotlarla çelik altlıklar üzerinde gerçekleştirilen yüzey alaşım kaplamaların altlıkla son derece uyumlu, sağlam, homojen ve sert katmanlar olduğu görülmüştür. Elde edilen kaplama katmanlarının bünyesinde oluşan borür ve borür içeren ötektik fazların, aşınma ve korozyon direnci üzerine olumlu katkıları olduğu belirlenmiştir.

BÖLÜM 2. LİTERATÜR ÖZETİ

2.1. Sert Dolgu Kaplamalar

Sert dolgu kaplama veya sert yüzey alaşımlama olarak bilinen bu işlem malzeme yüzeyinde ana metale göre sertlik, aşınma, korozyon, darbe, abrazyon, erozyon ve kavitasyon dayanımını artırarak malzeme performansını geliştirmeyi hedefleyen bir prosestir [19]. Özellikle maden, hafriyat ve tarım gibi metallerin yüksek aşınmaya maruz kaldığı zorlayıcı ortamlarda bu tip uygulamalara ihtiyaç duyulmaktadır. Yöntem ilk olarak J. W. Spencer tarafından 1896 yılında bulundu ve patent altına alındı. Fakat uzun süre endüstriyel olarak geliştirilememiştir. Akabinde S.Z. de Ferranti'ye 1919 yılında kobalt-nikel buhar vanalarının korunmasında yapılan uygulamadan dolayı bir patent verilmiştir. Fakat sert dolgu kapalamaların asıl gelişimi tarım aletlerinin tamiratını gerçekleştiren Stoody kardeşler (Shelley ve Wiston) tarafından 1921 yılında yapılan uygulama ile başlamıştır. Stoody kardeşler petrol aramada kullanılan matkap uçlarının daha dayanıklı hale getirmenin bir yolunu aramış ve oksiasetilen yöntemi ile kullanılabilecek sert dolgu çubuklarını geliştirmişlerdir. Bu sayede sert dolgu kaplamaların malzeme bilimi içerisinde o tarihten günümüze kadar gelişen serüveni başlamış oldu [20–22].

Sert dolgu kaplama genellikle düşük karbonlu, orta karbonlu veya düşük alaşımlı çeliklere uygulanır [23]. Bunun sebebi zorlayıcı ortamlarda kullanılan parçaların tamamının aşınma veya korozyon dayanıklı bir parçadan imal edilmek yerine hasara uğrayacak/uğrayan kısmının yüzey özelliklerinin kaplama ile geliştirilmesinin sağladığı ekonomik kazançtır. Bu proses içerisinde sert dolgu malzemesi ve uygulama yöntemi kaplama performansını etkileyen başlıca parametrelerdir. Sert dolgu kaplamalarda, kaplama malzemesi olarak genelde metal-karbür fazlarını veya metal-borür fazlarını yüzeyde oluşturacak şekilde hazırlanan bileşimler sağladığı yüksek

sertlik ve aşınma dayanımı sebebiyle tercih edilir. Uygulama yöntemi olarak oksiasetilen gaz, tungsten inert gaz, toz altı ark, plazma transfer ark, örtülü elektrot ark ve lazer gibi çeşitli kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Proses parametrelerinde yapılacak küçük değişiklikler sert dolgu kaplamanın özelliklerini etkileyebilmektedir. Bu sebeple yaklaşık yüz yıllık tarihi olan sert dolgu kaplamaların üzerine gerçekleştirilen araştırmalar devam etmektedir.

2.2. Sert Dolgu Alaşımları

Kaynak ile gerçekleştirilen sert dolgu işleminde kaplamanın sert dolgu olarak adlandırabilmesi için 200 HV ‘den daha yüksek sertlik değerine sahip olması gerekmektedir. Bu genel sınıflandırmaya göre birçok malzeme sert dolgu olarak kullanılabilir. Fakat sert dolgu alaşımlarının seçiminde temel olarak kaplamadan beklenen performans ve ekonomik faktörler göz önüne alınmaktadır. Günümüzde birçok alaşım sistemine ait sert dolgu bileşimi olmakla birlikte bunların arasında kesin bir sınıflandırma bulunmamaktadır. Endüstriyel olarak en çok kabul gören standart TS EN 14700 (13.14.2014) sert yüzey için kaynak sarf malzemelerini içeren standarttır. Diğer bir standart ise sert dolgu alaşımlarının mikroyapılarını esas alan Uluslararası Kaynak Enstitüsü’nün (IIW) yaptığı sınıflandırmadır [24]. Sert dolgu alaşım grubu içerisinde çok sayıda bileşim bulunduğu için kimyasal kompozisyondan ziyade, aşınma türü ve mikroyapılarına göre sınıflandırılırlar. Aşınma türüne göre sert dolgu alaşımları;

- Dolgu kaplama alaşımları
- Metal-metal aşınma alaşımları
- Metal-toprak abrazyon alaşımları
- Tungusten karbürler
- Demir dışı alaşımlar

Öte yandan mikroyapıya göre gerçekleştirilen sınıflandırma daha çok kabul görmekte ve tercih edilmektedir. Mikroyapıya göre gerçekleştirilen sınıflandırmada sert dolgu kaplama alaşımının bileşiminde bulunan elementler ve bu elementlerin nihai kaplama

tabakasında oluşturduğu mikroyapı esas alınır. Mikroyapısına göre sert dolgu alaşımlarının sınıflandırılaması şu şekilde yapılabilir.

2.2.1. Demir esaslı sert dolgu alaşımları

Demir esaslı sert yüzey alaşımları, fiyat-performans avantajı ile endüstriyel olarak en çok tercih edilen sert yüzey alaşımlardır. Bu alaşımlar bileşimlerinde bulunan elementler ile uygulandıkları yüzeylerde katı ergiyik sertleşmesi veya oluşturdukları karbür, borür gibi yapılar ile yüzey özelliklerinin geliştirilmesini katkı sağlamaktadır. Demir esaslı sert yüzey alaşımları kobalt ve nikel esaslı sert yüzey alaşımlarına nazaran daha düşük sıcaklıklarda kullanılmaktadır. Genel olarak 200 ^{o}C'nin altındaki çalışma şartlarında abrazif aşınma direncini geliştirmek için kullanılırlar [11,25].

- Perlitik Çelikler: Bileşiminde % 0,2'e kadar karbon içeren malzemelerdir. Ayrıca diğer alaşım elementlerini de düşük miktarda içerirler. Uygulandıkları yüzeyin sertliğini 25-37 HRC arasında değişir. Kaplamadan daha düşük performans beklenen ve çalışma sıcaklığının 200 ^{o}C'nin altında olduğu yerlerde kullanılır.
- Martenzitik çelikler: Bu çeliklerin bileşiminde yaklaşık %0,7 karbon ve %12 civarında krom bulunmaktadır. Krom sertleşebilirliği artırır ve martenzit oluşumunu destekler. Bu çeliklerin sertlikleri 45-60 HRC arasında değişir.
- Ostenitik (Manganez) çelikleri: Bu çelikler bünyelerinde %12-14 manganez, %4 krom, bir miktar nikel ve molibden içerirler. Uygulandığı yüzeyin sertliği 200 HV olmakla birlikte yüzeyin darbeye maruz kalması sonucu sertliği artar ve 600 HV'e ulaşır. Bu sebeple kırıcı, delici ve kazıcı ekipmanlarda tercih edilmektedir.
- Yüksek krom çelikleri: Bu alaşımlar bileşimlerinde %6-35 krom ve %2-6 arasında karbon içerebilirler. Yüksek krom içerene alaşımlarda oluşan M_7C_3 tip karbürler aşınma direncine katkı sağlar. Bu alaşımların sertlikleri 52-62 HRC arasında değişmektedir.
- Ostenitik paslanmaz çelikler: Bu kaplama alaşımları sergiledikleri yüksek aşınma ve korozyon direnci sebebiyle kobalt esaslı sert dolgu alaşımlarına

alternatif olarak geliştirilmiştir. Özellikleri kobalt esaslı sert dolgu alaşımı ile benzerdir. Bileşimlerine bağlı olarak 600 ^{o}C'ye kadar servis sıcaklıklarında kullanılabilmektedir ve çalışma sertliği 500 HV civarındadır.

2.2.2. Kobalt esaslı sert dolgu alaşımları

Kobalt esaslı sert yüzey alaşımları yüksek aşınma dirençlerinin yanında yüksek kimyasal kararlılığı sebebiyle sert dolgu alaşımları arasında en iyi performansı sergileyen alaşımlar. Özellikle termik santrallerde 600 ^{o}C gibi yüksek servis sıcaklıklarında mekanik ve kimyasal özellikleri bozulmadığı için tercih edilmektedir. Genellikle % 20-30 (ağırlıkça) krom içeren bir grup kobalt esaslı alaşıma Stellite denir. Bu alaşımların özellikle yüksek sıcaklık korozyon direnci iyidir [26]. Endüstride en yaygın kullanılan stellite alaşımı Co-28Cr-4,5W-1,1C kimyasal bileşimine sahip Stellite 6 alaşımıdır [27,28]. Bileşimlerindeki krom hem karbür oluşturucu olarak mukavemeti artırmakta hem de yüzeyde oluşturduğu krom-oksit tabakası sayesinde korozyon ve oksidasyona karşı koruma sağlamaktadır [29,30]. Sahip olduğu yüksek aşınma ve korozyon direnci sebebiyle vana, burç, türbin kanatları, valfler, cerrahi gereçler, kağıt endüstrisi, dokuma sanayi ve nükleer santral parçalarında kullanılmaktadır [31]. Bununla birlikte kobalt esaslı sert dolgu alaşımlarının dezavantajı ise yüksek maliyetli olmalarıdır.

2.2.3. Nikel esaslı sert dolgu alaşımları

Nikel esaslı sert dolgu alaşımları sergiledikleri performans bakımından kobalt ve demir esaslı sert dolgu alaşımlarının arasında yer almaktadır. Bu alaşımların sertlikleri demir esaslı sert dolgu alaşımlara benzemekle birlikte aşınma dirençleri daha iyidir. Yüksek sıcaklık uygulamalarında daha ekonomik olmaları sebebiyle kobalt esaslı sert dolgu alaşımlarına alternatif olarak tercih edilirler. Nikel esaslı sert dolgu alaşımları %75 oranında nikel, yaklaşık %20 oranında krom bor ve eser miktarda karbon gibi elementleri ihtiva ederler. Genel olarak nikel esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapıları γ-Ni katı çözelti dentritleri ve Ni-borür, Ni–silisitten oluşan interdentritik ötektik yapılardan oluşmaktadır [32]. Kaplama sonrası yüzey sertliği

350-790 Vickers arasında değişmektedir ve bu sertliği 650 ^{o}C gibi yüksek sıcaklıklara kadar korumaktadırlar. Nikel esaslı sert dolgu kaplamaların yüksek fırınlarda, sıcak iş takım çeliklerinde, pompa şaftları ve kimyasal tesislerde ve nükleer santrallerde kullanımına rastlanmaktadır.

2.2.4. Bakır esaslı sert dolgu alaşımları

Bakır alaşımlarının özellikle tribolojik özelliklerinden dolayı yatak malzemesi olarak kullanımı yaygındır. Tribolojik özelliklerinin yanında korozyon, erozyon ve kavitasyon direncinin artırılması istenen durumlarda sert dolgu alaşımı olarak kullanılabilmektedir. Ayrıca bakır esaslı sert dolgu alaşımlarının ısı iletkenliği oldukça yüksektir bu sebeple soğutma istenen özel durumlarda tercih edilir. Bakır esaslı sert dolgu alaşımları bileşimlerinde Sn, Zn, Si ve Al ile içermektedir. Bununla birlikte silisit içeren bakır esaslı sert dolgu alaşımları da bulunmaktadır. Bakır esaslı sert dolgu alaşımlarının bazı çeşitleri alüminyum altlık ile uyumludur ve alüminyumun yüzey özelliklerinin geliştirilmesinde kullanılır. Tribolojik özelliklerinin iyi olmasına rağmen abrazif aşınma direnci düşük olması bakır esaslı sert dolgu alaşımlarının dezavantajı olarak karşımıza çıkmaktadır [33].

2.2.5. Kompozit sert dolgu alaşımları

Endüstriyel olarak en çok tercih edilen sert dolgu alaşımları demir, kobalt ve nikel esaslı sert yüzey alaşımları olmakla birlikte yeni nesil uygulamalar veya özel uygulamalar için çok sayıda sert yüzey alaşımları bulunmaktadır. Kompozit sert dolgu alaşımları matris ve takviye faz olarak iki kısımdan oluşur. Matris faz olarak genellikle altlık ile uyumlu ve metalürjik bağ kurabilecek bir metal seçilir. Takviye faz ise sert ve aşınma dayanımı yüksek partiküllerden oluşmaktadır. Birçok uygulama için takviye faz bileşimi krom, vanadyum, tungsten ve titanyum gibi elementlerin karbür, borür ve nitrürlerinden oluşur. Takviye fazı oluşturan karbür, borür ve nitrür gibi yapılar sentezlenmiş olarak prosese dışarıdan ilave edildiği gibi bu sert partikülleri oluşturacak elementlerin proses içerisinde kendiliğinden sentezlenmesi (in-situ)

sonucu oluşturulabilmektedir. Bu alaşımlar ticari olarak kullanılmakla birlikte ısmarlama olarak özel uygulamalar için istenilen bileşimde hazırlanabilir [33].

2.3. Sert Dolgu Alaşım Kaplama Yöntemleri

Birçok kaynak yöntemi sert dolgu alaşımlama uygulamalarında kullanılabilmektedir. Bu yöntemlerin birbirine göre avantaj ve dezavantajları bulunmaktadır. Sert yüzey alaşımlama için yöntem seçimi sırasında kaplama kalınlığı, kaplama hızı ve seyrelme miktarı gibi çeşitli faktörler dikkate alınır. Tablo 2.1.'de sert yüzey alaşımlamada genel olarak kullanılan yöntemlerin belirli parametrelere göre birbiri ile kıyaslamaları verilmiştir. Tabloda verilen faktörler genel bir kıyaslama olup özel uygulamalar için kesin bir kıstas oluşturmamaktadır.

Tablo 2.1. Bazı kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması [34]

Proses	Min. kap. kalınlığı (mm)	Biriktirme hızı (kg/sa)	Seyrelme oranı (%)
Elektrik ark	3	1-4	15-30
Tungsten inert gaz	1,5	≤ 2	5-10
Metal inert gaz	2	3-6	10-30
Oksiasetilen	1,5	≤ 1	5
Plazma transfer ark	2	≤ 10	2-10
Özlü tel	2	3-6	15-30
Toz altı	3	4	15-30
Lazer	0,25	-	< 3

2.3.1. Elektrik ark kaynağı

Elektrik ark kaynağında ergime için gerekli ısı elektrik arkından sağlanmaktadır. Elektrik arkı kızgın bir katottan yayılan elektronların yüksek hızda anodu bombardıman etmesi sonucu oluşur. Arkın elde edilebilmesi için katot ve anot arasındaki devrenin kapalı olması gerekir. Sistemin kapalı hale gelmesi ile direncin en yüksek olduğu nokta olan elektrotun iş parçasına temas ettiği yerde ısı yükselir. Artan ısı ile ortamda bulunan nötr moleküller iyonize hale gelir ve metallerin buharlaşmasıyla hava iletken hale geçer. İletken hale gelen hava üzerinden akım taşır

ve arkın gücü artan akım miktarı ile yükselir. Elektrotun ucuna dışarıdan bakıldığı zaman bir ışık huzmesi akıyormuş gibi görülür. Sonuç olarak elektrik enerjisi ısı enerjisine dönüşür ve kaynak için gerekli ısı sağlanmış olur [35].

Elektrik ark kaynağı diğer kaynak yöntemlerine göre daha ekonomik bir yöntemdir. Sistem ve ekipman hafif olduğu için mobilize uygulamalarda ve farklı pozisyonlarda kullanıma elverişlidir. Gaz atmosferinde çalışan kaynak yöntemleri kadar rüzgara duyarlı olmadığı için açık atmosferde kullanımı daha kolaydır. Fakat bu yöntemde kaliteli dikişlerin elde edilmesi operatörün el melekesine bağlıdır. Ayrıca elektrik ark kaynağının MIG-MAG, toz altı ve plazma ark kaynağı gibi yöntemlere göre biriktirme hızı düşüktür. Yöntemin sert dolgu uygulamaları için sadece üretici firmalardan temin edilebilen bileşime sahip elektrotlarla çalışılabilir olması ve uzun kaynak dikişlerinde elektrot değiştirme gereksinimi diğer dezavantajları olarak sıralanabilir [36].

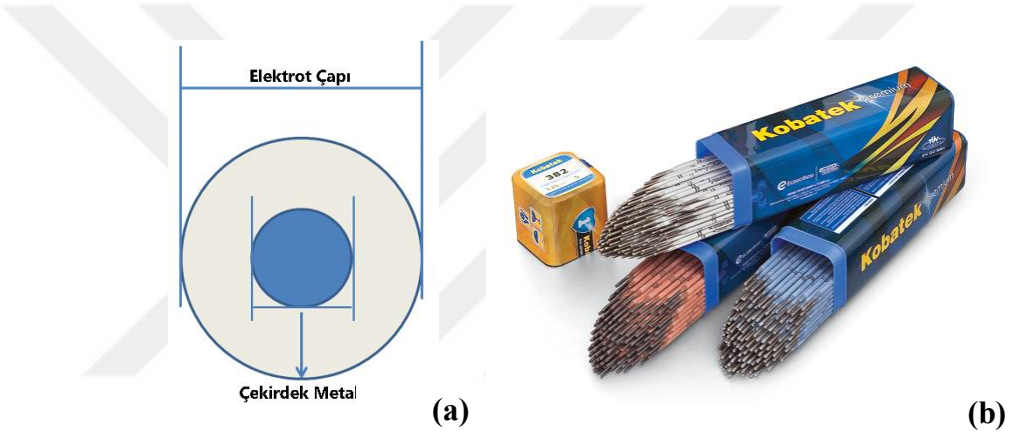
2.3.1.1. Örtülü elektrotun yapısı

Dünya, tarihte ilk olarak elektrot ile 1881'de Rus bilim adamı Nikola Bernardos tarafından yapılan karbon elektrot ile tanışmıştır. 1889 yılında Rus N. G. Slavinoff ve Amerikan C. L. Coffin karbonu metal ile revize ederek yeni bir elektrot çeşidi üretmişlerdir. 1900 yılında ise A.P. Strohmenger daha kararlı ark sağlayan örtülü metal elektrotu geliştirmiştir [37]. Endüstriyel anlamda elektrot üretimi o tarihten günümüze kadar birçok değişim geçirmiş ve farklı varyasyonları geliştirilmiştir.

Elektrik ark kaynak yönteminde kullanılan elektrotlar sadece arkı oluşturan ergimeyen elektrotlar ve hem arkı oluşturup hem de kaynak metali sağlamak için kullanılan ergiyen elektrotlar olarak ikiye ayrılır. Ergimeyen elektrotlar genellikle karbon veya tungsten ve alaşımlarından üretilen yüksek sıcaklığa dayanabilen elektrotlardır [38]. Ergimeyen elektrotlar ile sert dolgu kaynağının yapılması için kaplanacak malzemelerin yüzeyde ergitilmesi ve istenilen özellikte kaplama tabakasının oluşturulması gerekmektedir. Ergiyen elektrotlar ise çıplak, özlü ya da örtülü olarak üç gruba ayrılır. Çıplak ve özlü elektrotların sert dolgu kaynağında kullanımı az olup

ekonomiklik ve kullanım kolaylığı bakımından örtülü sert dolgu elektrotların kullanımına daha sık rastlanmaktadır.

Kaynaklı birleştirmelerde kullanılan örtülü elektrotların yapısına bakıldığı zaman merkezinde çekirdek olarak tanımlanan tel ve çekirdeğin etrafına sıvalı elektrot örtüsü görülmektedir (Şekil 2.1. a). Benzer şekilde örtülü elektrot ile gerçekleştirilen sert dolgu kaplamalarda merkezinde çekirdek metal ve etrafında örtü bulunan elektrotlar kullanılmaktadır. Şekil 2.1. b'de ise ticari olarak kullanılan sert dolgu elektrotuna örnek bir görünüm verilmiştir. Endüstriyel olarak kullanılan elektrotların çekirdek çapları 1,5 ile 12,50 mm arasında boyları ise 200 ve 450 mm arasında değişmektedir.



Şekil 2.1. a) Elektrot kesit görünümü [39] b) ticari sert dolgu elektrot örneği [40].

Endüstride çok farklı bileşim, çap ve boyutlarda örtülü elektrot bulunmakta ve bu elektrotlar farklı amaçlara hizmet edebilmektedir. Elektrotlar farklı tip bileşimlere sahip olsalar da bir elektrotun temel olarak yerine getirmesi gereken görevler şu şekilde sıralanabilir;

- Ark bölgesine elektrot akımını transfer etmek
- Arkın başlatılmasını ve transferini sağlamak
- Arkın kararlılığını sağlamak
- Ana metal ve dolgu metalinin ergimesini sağlamak
- Kaynak banyosunu oluşturmak ve sağladığı gaz ile korumak
- Uygun geometri ve kalitede kaynak dikişleri oluşturmak
- Kaynak boyunca banyoyu korumak

Bir elektrot kütlesinin yaklaşık %70'ini çekirdek %30'unu ise örtü oluşturmaktadır [41]. Çekirdeğin başlıca görevi ark oluşturmak ve ergiyerek dolgu malzemesi görevini üstlenmektedir. Elektrot örtüsünün görevleri ise kaynak sırasında ergiyerek kaynak banyosunu oksitli, azotlu, sülfürlü ve diğer kontaminasyona neden olan atmosferin zararlı etkilerinden korumaktır. Örtünün diğer bir görevi ise değişen örtü bileşimlerine bağlı olarak kaynak bölgesini alaşımlandırmak ve dolgu malzemesi görevini üstlenmektir [42,43].

Elektrotlar flaks içerisindeki en baskın oksit çeşidine göre asidik, bazik ve nötr olmak üzere başlıca 3 ana gruba ayrılır. Bu oksit tozların kompozisyonel dağılımı curufun ergime sıcaklığı, viskozite, elektriksel iletkenliği ve termal genleşme değerini belirler. Asidik oksit olarak SiO_2 ve türevleri kullanılır. Bazik oksit olarak ise CaO, MgO, Na_2O ve K_2O içerikli bileşenler kullanılmaktadır. Nötr flaks özelliği gösteren elektrotlar ise yüksek oranda MnO içermektedir [39,44]. Bu elektrotlar isimlendirilirken yine örtü içerisinde miktarı en fazla olan bileşen dikkate alınır. İçerdiği bileşene göre başlıca elektrot çeşitleri ise rutil, asidik, selülozik, bazik, oksidik, nötr olarak sıralanabilir [45]. Örtülü elektrot hazırlanırken ark tutuşması ve kararlılığı, minimum sıçrama, farklı pozisyonlara uygunluk, yüksek birikme oranı, penetrasyon, güzel dikiş görünümü, üretilebilirlik ve ekonomiklik gibi operasyonel faktörlerin göz önüne alınması gerekmektedir.

2.3.1.2. Çekirdek bileşenleri

Örtülü elektrot ark kaynağında kullanılan elektrotun çekirdek kısmını, kaynatılan malzeme ile yaklaşık aynı kimyasal kompozisyona sahip bir metal tel oluşturur. Çekirdek metalin başlıca görevi ergiyerek arkı oluşturmak, kaynak banyosuna metal birikimi sağlamak ve flaks bileşimini taşımak olarak sıralanabilir. Çekirdek malzemesi seçiminde dikişin mekanik özelliklerini etkileyecek kükürt, fosfor, karbon, silis ve manganez gibi elementlerin miktarı dikkate alınır. Bu elementler çatlak, gözenek oluşumu sıcak yırtılma vb. dikişin mekanik özeliklerini zayıflatan etmenlere sebep olmakla birlikte bazı durumlarda istenmeyen martenzit oluşumuna da sebep olabilmektedirler [35]. Birçok yapısal uygulama ve alaşımsız çeliklerin kaynağında

kullanılan elektrotlar için az karbonlu çelikten imal edilen çekirdek metali tercih edilmektedir [46].

2.3.1.3. Örtü bileşenleri

Ticari olarak kullanılan örtülü elektrotların içeriğine bakıldığı zaman yüzün üzerinde farklı bileşen ile karşılaşılmaktadır. Fakat verimli kaynak uygulamaları için bu bileşenlerin uygun kompozisyonlarda ve oranlarda karıştırılmaları gerekmektedir [43]. Örtü bileşimi kaynak sırasında arkın kararlılığı, banyonun korunması, sıçramalar, birikme ve penetrasyon gibi birçok faktörü etkilemektedir [47]. Örtülü elektrotlarda örtünün temel görevleri arkın başlaması ve tutuşmasını sağlamak, ergiyik metali atmosferden korumak, ergiyik banyoyu rafine etmek ve temiz bir kaynak dikiş görünümü için curufu sağlamak olarak sıralanabilir. Örtü bileşeni hazırlanırken uygun bir vizkozite, düşük yoğunluk, curufun sökülebilirliğini ve sıçramaları azaltacak yönde bileşimler hazırlanmalıdır [39].

Örtü bileşenlerinin seçiminde bazı faktörlerin dikkate alınması gerekmektedir. Bunlardan bazıları; bileşim içerisine ilave edilen maddelerin sulu bileşikler içermemesi, bileşiklerin kükürt ve fosfor oranlarının düşük olması olarak sıralanabilir. Öte yandan bileşim hazırlanırken ilave edilen çok küçük miktarlardaki katkılar bile nihai ürün üzerinde büyük bir etkiye sebep olabilmektedir. Fakat kullanım amacı her ne olursa olsun ilave oranı belli değerlerin altında olan katkılar karıştırma sırasında homojen bir dağılım gösteremeyebilir [48]. Bu da kaynak sonrası bölgesel olarak bileşim farklılıklarına sebep olabilmektedir. Bu sebeple bir örtülü elektrot hazırlanırken bu tip parametrelerin göz önüne alınması gerekmektedir.

2.3.1.4. Curuf yapıcılar

Örtü bileşimin önemli bir kısmını curuf yapıcı bileşenler oluşturmaktadır. Curuf yapıcı olarak birçok madde kullanılmakla birlikte özellikle deoksidan olarak kullanılan ve curuf bileşimine geçen ferro alaşım veya elementel haldeki metallerde curuf yapıcı olarak sayılır [49]. Curuf yapıcılar ergimiş banyonun ani soğumasını önlemek ve

ergiyik banyoyu atmosferin zararlı etkilerinden koruması gerekir. Bu sebeple curuf yapıcı olarak katılacak maddelerin ergiyik banyo üzerine çıkabilmesi için yoğunluklarının düşük olması istenir [48]. Kaynak sonrası curufun sökülebilir olması örtü bileşenleri ayarlanırken dikkat edilmesi gereken diğer önemli hususlardandır. Bu bağlamda örtü bileşimine curuf yapıcı olarak çeşitli karbonatlar, silikatlar, oksitler ve florürler ilave edilmektedir. Karbonat olarak kalsiyum karbonat, magnezyum karbonat, baryum karbonat, stronsiyum karbonat, potasyum karbonat ve sodyum karbonat kullanılmaktadır. Silikat olarak kuvars ve feldispat (potasyum-sodyum-alüminyum-silikat) kullanılmaktadır. Ayrıca titanyum dioksit ile birleşen silisli maddeler curufu viskoz hale getirerek akıcılığını ayarlamaktadır. Oksit olarak örtü bileşimine ilave edilen oksitler ise manyetit, hematit, ilmenit, rutil ve anastas gibi titanyum ve demir oksitler bunlara ek olarak manganez, alüminyum, silisyum ve krom gibi metallerin oksitleri de bileşime ilave edilebilir [35]. Rutil kaynak sonrası kolay sökülebilen bir bileşen olarak bilinmektedir ve çok sık tercih edilmektedir. Curuf yapıcı olarak ilave edilen bileşenlerin oluşturduğu Mg-Al spinel (AB_2O_4) ve kordiyerit ($(Mg,Fe)_2Al_3(Si_5AlO_{18})$) gibi fazlar ise curufun sökülebilirliğini kötü yönde etkilemektedir [39]. Florür olarak kullanılan curuf yapıcılar fluşpat (kalsiyum florür) ve kriyolittir (sodyum-alüminyum florür). Kalsiyum florür curufun kaynak metalini ıslatmasını sağlar ve banyonun oksidasyondan korunmasına katkı yapar.

2.3.1.5. Curufun viskozitesi

Elektrot örtü bileşimi hazırlanırken dikkat edilmesi gereken önemli hususlardan biri de curufun viskozitesidir. Curuf ergiyik banyo içerisinde metal ile element alışverişi yapacak ve gazların dışarıya kaçabileceği kadar akışkan yani viskozitesi minimum olması gerekmektedir. Fakat ergiyik banyoyu katılaşmanın sonuna kadar destekleyecek kadar da viskoz olmalıdır. Bununla birlikte çok yüksek viskoziteye sahip curufta katılaşma hızlı olmakta ve gazlar metal-curuf ara yüzeyine sıkışarak hapsolmaktadır. Ayrıca homojen katılaşma engellenmektedir. Viskozite başlıca sıcaklık ve kompozisyon tarafından belirlenir [50]. Uygun bir flaks kaynak metalinin ergime sıcaklığından yaklaşık 200 ^oC altında ergimelidir. Ayrıca kaynak süresince difüzyon, reaksiyon hızı ve ısı transferi curufun viskozitesi ile ilgilidir. Viskozite

üzerine etki eden en önemli bileşenler SiO_2 ve TiO_2'dir (rutil). Curuf içerisinde artan asidik flaks bileşenleri ile akışkanlık azalmakta yani viskozite artmaktadır. Örneğin SiO_2 ağ yapıcı olarak davranmakta ve kuvvetli kovalent bağlar oluşturmaktadır. İlave edilen CaO, MnO gibi bazik bileşenleri bu Si-O bağ yapısını kırmakta ve akışkanlığa katkı sağlamaktadırlar. Elektrot örtü bileşimine ilave edilen Na_2O, Fe_2O_3 ve K_2O gibi diğer bileşenler curufun viskozitesini azaltıcı yönde hareket etmektedir. Çeşidine bağlı olmakla birlikte floritler de curufun viskozitesini azaltıcı yönde rol oynar [39].

2.3.1.6. Curufun yüzey gerilimi

Ergiyik curufun yüzey gerilimi flaks içerisine ilave edilen bileşenler tarafından değişmektedir. Artan yüzey gerilimi ile birlikte yüzey kuvvetleri altında kalan curufun vizkositesi artar ve yukarıdan aşağıya gerçekleştirilen kaynak pozisyonlarında kolaylık sağlar. Örtü bileşimi içerisindeki CaO, MnO ve FeO miktarının artması ve F miktarının azalması ile birlikte ergiyik curufun yüzey gerilimi artmaktadır. Artan yüzey gerilimi ile curufun katılaşması daha hızlı gerçekleşir fakat gaz çıkışı kısıtlanır bu da gözenek oluşumuna neden olur [44,51]. Bununla birlikte yüzey gerilimi dikişin görünümünü de etkilemektedir. Düşük ara yüzey gerilimi konkav dikiş görünümüne, yüksek ara yüzey gerilimi konveks dikiş görünümüne neden olmaktadır [37].

2.3.1.7. Curufun sökülebilirliği

Curufun sökülebilirliği özellikle çok pasolu dikişler için önemlidir. Curufun sökülebilirliği örtü bileşenlerinin fiziksel ve kimyasal özellikleri ile yakından ilgilidir. Aynı zamanda curufta katılaşma süresince meydana gelen faz dönüşümleri de sökülebilirliği etkilemektedir [37]. Curufun metal yüzeyine kimyasal olarak yapışmasına neden olan ilk etmen dikiş yüzeyinde oluşan ince metal-oksit tabakalarıdır. Bu durum, bazik flaks sistemi gibi minimum oranda oksit oluşturan bir sistemin kullanılması ile azaltılabilir veya engellenebilir. Curufun sökülebilirliğini etkileyen diğer bir faktör kaynak metali ve curuf arasındaki termal genleşme katsayısı farkı ve soğuma sırasında curufta meydana gelen polimorfik dönüşümlerdir. İyi bir curuf sökülebilirliği için uyumlu termal genleşme katsayısı gereklidir. Örtü bileşimine

ilave edilen TiO_2'in (rutil) curuf sökülebilirliğini artırdığı, CaF_2'ün ise negatif yönde etki ettiği görülmüştür. Artan Al_2O_3 miktarının curuf sökülebilirliğine yardımcı olduğu gözlenmiştir.

Örtü bileşimine ilave edilen bileşenlerin curufun sökülebilirliği üzerindeki etkisi, örtü içerisindeki diğer bileşenin değişmesi ile farklı bir davranış gösterebilmektedir. Şöyle ki; Sharma ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada artan rutil miktarı ile curufun daha kolay sökülebildiği görülmüştür [42]. Fakat Wang ve arkadaşları tarafından yapılan TiO_2'in nikel esaslı bazik kaynak elektrotları üzerinde sökülebilirliği kötü yönde etkilediği CaF_2'ün bazikte pozitif, asidik elektrotlarda ise negatif yönde etki ettiği rapor edilmiştir. Yine nikel esaslı kaynak elektrotlarında kriyolitin asidik sistemlerde sökülebilirliği iyileştirdiği fakat bazik sistemlerde kötü yönde etki ettiği görülmüştür. Yapılan çalışmalarda [Cr,Mn,Mg]O, $[Cr,Mn,Al]_2O_3$ tip spineller veya kordiyerit ($Mg_2Al_4Si_5O_{18}$) camsı yapılar veya $(CaO)_2SiO_2$, Cr_2TiO_5 ve $FeTİO_5$ fazlarını barındıran curufların sökülebilirliğinin zayıf olduğu görülmüştür. $CaO\text{-}CaF_2\text{-}SiO_2$ ve $CaO\text{-}TiO_2\text{-}SiO_2$ flaks sisteminin curuf sökülebililirliği uygun olduğu görülmüştür [52]. Toz altı kaynak yönteminde kullanılan manganez-kalsiyum silikat flaks sistemlerinde toprak alkali metallerin flaks içerisine ilavesi curufun sökülebilirliğini artırmaktadır. Zn, Ti, Cr ilavesi negatif yönde etki etmektedir. Diğer geçiş metal oksitlerinin ilavesi ise kabul edilebilir bir curuf sökülebilirliği sergilemektedir [50].

2.3.1.8. Nüfuziyet ve seyrelme

Özellikle çok pasolu birleştirmelerde penetrasyon paso sayısının azaltılması açısından önem arz etmektedir. Kaynakta penetrasyon akım, flaks kompozisyonu, kaynak hızı, kutup şekli, baziklik indeksi ve curufun fiziksel özelliklerine bağlı olarak değişmektedir. Yapılan incelemelerde penetrasyonun viskozite, kapilerite ve ark kararlılığı ile yakından ilgili olduğu rapor edilmiştir [37]. Örtü bileşimindeki $MgCO_3$ ve MnO derin nufuziyet sağlamaktadır. Diğer bileşenlerden $CaCO_3$, K_2CO_3, CaF_2 sığ bir dikişe sebebiyet verirken MgO, SiO_2, Na_2CO_3, MnO_2 ve Al_2O_3 daha az penetrasyon

sağlamaktadır. Bununla birlikte penetrasyon ana metalin termal iletkenliğinin azalması ile artmaktadır.

2.3.1.9. Ark kararlılığını sağlayan maddeler

Kaynak sırasında arkın istikrarlı olarak devam etmesi ve kaynak boyunca ortalama bir voltaj ile seyretmesine arkın kararlılığı denir. Örtülü elektrot ark kaynağında örtü bileşiminde bulunan maddelerin iyonlaşma potansiyeli arkın kararlılığını belirler. Daha düşük iyonlaşma potansiyeline sahip katkılar arkın iletimini ve yeniden başlamasını kolaylaştırır ve arkı kararlı hale getirir. Genel olarak alkali ve toprak alkali bileşenler arkı kararlı hale getirmektedir. FeO ve CaO kolay iyonlaşan atomları sebebiyle arkın kararlılığını artırmaktadır. Fakat belli bir limitin üzerinde viskoziteyi azaltıcı yönde hareket etmektedir. Deoksidan olarak katılan MnO, oksijen potansiyelinden dolayı arkı kararlı hale getirmektedir. Yüksek oksijen potansiyeli arkı kararlı hale getirmekte, penetrasyonu ve kaynak hızını artırmaktadır. NiO ve CuO kolay iyonlaşma potansiyeli sebebiyle arkı kararlı hale getirirken Al_2O_3, Cr_2O_3 arkın kararlılığı azaltmaktadır [53].

Örtü içerisine ark stabilizatör olarak genellikle titanyum oksit, demir oksit, zirkonyum, lityum, magnezyum ve manganez gibi metallerin oksit formları ilave edilmektedir [54]. Metal oksitler içerisinde titanyum dioksit (rutil) en fazla kullanılan oksittir. Sharma ve arkadaşları tarafından rutil elektrotlar üzerinde yapılan çalışmada örtü bileşimindeki TiO_2 miktarının artması ile birlikte arkın daha stabil ve kararlı davranışında büyük bir artış gözlenmiştir [42]. Metal oksitlerin dışında potasyum titanat, potasyum okzalat, zirkonyum karbonat, lityum karbonat, potasyum silikat ve sodyum silikat ilave edilmektedir [35]. Ayrıca demir tozu iletkenlik kazandırmakta ve arkın kararlılığına katkıda bulunmaktadır. Floritler ise arkı kararsız hale getirerek çeşitli kaynak problemlerine neden olmaktadır Flaks içerisinde bağlayıcı olarak kullanılan K-slikat daha düşük iyonlaşma potansiyeline (4.3 eV/atom) sahip olduğu için alternatif olarak kullanılan Na-silikata (5.1eV/atom) göre arkın kararlılığına daha fazla katkı sağlamaktadır [39]. Bu sebeple elektrot örtü bileşimi içerisinde bağlayıcı madde olarak kullanımına çok sık rastlanır.

2.3.1.10. Gaz yapıcılar

Örtü bileşimi içine ilave edilen gaz yapıcılar kaynak sırasında arkın sıcaklığı ile ayrışarak veya yanarak oluşturdukları gaz atmosferi sayesinde arkın kararlılığını ve banyonun korunmasını sağlamaktadırlar. Elektrot örtüsünde gaz yapıcı olarak selüloz, kireç taşı, odun tozu ve dekstrin gibi organik bileşenler kullanılır [35]. Bu maddeler kaynak esnasında yanarak CO_2 gazı çıkartır ve ergiyik banyoyu atmosferdeki oksijen, azot ve sülfür gibi zararlı bileşenlerinden muhafaza eder. Şeker kamışı küspesi de gaz yapıcı olarak kullanılmaktadır [55]. Bu maddelerin yüksek oranda ilave edilmesi sıçrama kaybına neden olduğu için örtü içerisindeki kullanım miktarları kısıtlıdır. Diğer bir gaz yapıcı madde ise $CaCO_3$'tır. $CaCO_3$ yüksek sıcaklıklarda CaO ve CO_2'e ayrışır. $CaCO_3$ için dikkat edilmesi gereken bir konu curuf içerisinde CaO miktarının artması ile curuf yüzey gerilimi ve curuf yoğunluğu artmaktadır. Artan yoğunluk ve yüzey gerilimi ile katılaşma daha hızlı gerçekleşmekte ve gaz çıkışı yavaşlamaktadır. Bu da kaynak dikişinde gözeneklere sebebiyet vermektedir [44].

2.3.1.11. Deoksidantlar ve zararlı element süpürücüler

Kaynak sırasında ergime sebebiyle oksijen afinitesi yüksek bir ortam oluşmaktadır. Bu sebeple örtü bileşenleri oluşturulurken şüphesiz önemli konulardan biri de bileşimin oksijene olan afinitesidir. Ergiyik banyo içerisinde oluşacak istenmeyen metal oksitler dikişte porozite, yapışmama gibi çeşitili sorunlara yol açmaktadır. Bu sebeple ergiyik banyonun oksijenden arındırılması için örtü bileşimi içerisine çeşitli katkılar ilave edilir. Örtü bileşimi hazırlanırken ilave edilen elementlerin veya bileşiklerin oksijeni süpürme potansiyeli dikkate alınır. Bazı metallerin oksijene afiniteleri azdan çoğa doğru Cu, Ni, Co, Fe, W, Mo, Cr, Mn, V, Si, Ti, Zr ve Al olarak sıralanabilir [49]. Bileşim içerisine ferro-manganez, ferro-silisyum, ferro-krom, ferro-molibden, ferro-niyobyum gibi metal oksitler ilave edilmektedir. Bu oksitler parçalanarak ergiyik içerisinden oksijen ve zararlı elementleri çekmeye yardımcı olmaktadır. Ferro-silisyum özellikle bazik elektrotlarda karbon oksitlerinin neden olduğu gözeneklerin oluşumunu engellemektedir. CaO kükürt ve fosforun süpürülmesine katkı

sağlamaktadır. Fakat nem hassasiyeti sebebiyle yüksek miktarda kullanılmasında sakınca vardır ve gözenek oluşturur [37].

2.3.1.12. Bağlayıcılar ve plastisite artırıcılar

Örtüye ilave edilen tozların yaş karıştırma, ekstrüzyon prosesi, kurutma ve fırınlama aşamalarında belli bir dayanıma sahip olması istenir. Bu sebeple bağlayıcı ve çamurun kuru-yaş mukavemetini artırmak için çeşitli maddeler ilave edilmektedir. Genellikle çamurun kuru ve yaş mukavemetini artırmak amacıyla muskovit gibi lifli ve katmanlı yapıya sahip maddeler ilave edilir. Bağlayıcı olarak ise sodyum silikat, potasyum silikat, zamki arabi, dekstrin, şeker ve küspe kullanılmaktadır. Arkın kararlılığına sağladığı pozitif etki sebebiyle potasyum silikat ve sodyum silikatın kullanımı daha yaygındır. Fakat bu tür silikatlar fazlaca nem kapma eğilimi gösterirler. Bu sebeple nemsiz alanlarda depolanmalı ve kullanım öncesi nemin uzaklaştırılması için ön ısıtma yapılması gerekmektedir. Bağlayıcı olarak cam suyu kullanıldığı durumlarda, bağlayıcının bozulmaması için suda çözünmeyen karbonat kullanımına dikkat edilmelidir.

2.3.1.13. Proses kolaylaştırıcılar

Günümüz modern elektrot üretim tesislerinde ekstrüzyon prosesi kullanılmaktadır. Ekstrüzyon ile yapılan elektrot üretiminde elektrotun kalıp boyunca hareketini kolaylaştırmak ve yaş mukavemetini artırmak için aljinatlardan yararlanılır. Ayrıca aljinatların ark kararlılığına da katkısı bulunmaktadır. Aljinatların yanında gliserin, potasyum titanat, florür, talk, bentonit ve mika proses kolaylaştırıcı olarak ilave edilen diğer bileşenlerdir.

2.3.1.14. Baziklik indeksi

Baziklik indeksi curuf-metal reaksiyonundaki oksit bileşenlerin ayrışmaya karşı gösterdiği direncin bir fonksiyonu veya flaks-curuf içerisindeki oksitli bileşenlerin baziklik miktarını sayısal olarak ifade eden bir formül olarak açıklanabilir. Flaks

içerisindeki oksit bileşenleri kolaylıkla katyon ve oksijen anyona ayrışıyorsa bazik oksit, ayrışma zor oluyorsa asidik oksit olarak isimlendirilir [56]. Baziklik indeksi üzerine çeşitli yaklaşımlar bulunmakla birlikte genel olarak Tuliani ve arkadaşları [57] tarafından daha önce bulunan teorilerin modifiye edilmesi ile geliştirilen Eşitlik 2.1'de gösterilen formül kullanılmaktadır.

$$B.I. = \frac{CaO+MgO+BaO+SrO+Na2O+K2O+LiO2+CaF2+(MnO+FeO)}{SiO2+0.5(Al2O3+TiO2+ZrO2)} \quad (2.1)$$

Bu formülde alkali ve alkali toprak oksitleri bazik oksit olarak düşünülmektedir. CaF_2'ün nötr davranış sergilemesine rağmen aşağıdaki reaksiyon uyarınca SiO_2'nin aktivitesini azalttığı için bazik olarak kabul edilmiştir [56].

$$SiO_2 + 2CaF_2 \rightarrow SiF_4 + 2CaO \quad (2.2)$$

Tablo 2.2.'de örtü bileşiminde kullanılan bazı oksitli bileşenlerin asidik ve baziklik davranışına göre sınıflandırma yapılmıştır.

Tablo 2.2. Asidik ve baziklik durumuna göre bazı flaks bileşenleri [58]

Bileşen	Türü
TiO_2	Asidik
SiO_2	Asidik
K_2O	Bazik
Na_2O	Bazik
CaO	Bazik
MnO	Bazik
Fe_xO_y	Amfoter
MnO	Amfoter
Al_2O_3	Amfoter

Genellikle asidik flaks sistemleri ile kullanılan elektrotlarda kaynak operasyonu sorunsuz gerçekleşmektedir. Fakat kaynak sonrası dikişte kırılganlık olasılığı yüksektir. Bazik flaks sistemi ise kaynak dikişinde daha düşük oranda hidrojen barındırdığı için kaynak sonrası daha az kırılma riski taşımaktadır. Fakat bazik flaks sistemleri ile yapılan kaynak operasyonları elverişsiz ve zordur [52].

2.3.1.15. Mikro alaşım elementleri ve etkileri

Örtü içerisine ilave edilen eser miktarda niyobyum, vanadyum, zirkonyum, nadir toprak elementleri ile bor ve stronsiyum gibi demir dışı elementler mukavemet ve aşınma direncinin artırılması için katılır [48]. Demir tozu ise yine mikro alaşım elementi olarak kullanılabilir ve kaynak hızının artırılmasına katkı sağlar.

Kaynaklı birleştirmenin mekanik özelliklerinin belirlenmesi ana metal, kaynak metali ve ısı tesiri altında kalan bölgenin farklı mekanik özellikler sergilemesinden dolayı zordur [59]. Kaynak sonrası birleştirmenin mekanik özelliklerini etkileyen birçok faktör vardır, fakat burada üzerinde durulacak nokta elektrot örtü bileşiminin mekanik özelliklere etkisidir. Örtü bileşiminin değişmesi kaynakta element transferini değiştirmekte ve baziklik indeksini etkilemektedir. Bu da kaynak bölgesindeki başta tane yapısı olmak üzere oksijen içeriği, hidrojen içeriği, nitrojen içeriği azot ve kükürt içeriği gibi birçok faktörü etkileyerek mekanik özellikleri değiştirmektedir. CaO kükürt ve sülfürü süpürmektedir. CaF_2 ise hidrojeni hidrojen florit olarak bağlamaktadır. Jindal ve arkadaşları tarafından toz altı kaynak yöntemi kullanılarak HSLA çelikleri üzerinde farklı flaks kompozisyonlarının mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelenmiştir. Çalışma sonrası çekme mukavemetinin baziklik indeksi ile ilgili olduğu ve belli bir değere (2.25-2.5 kat) kadar çekme mukavemetini artırdığı rapor edilmiştir. CaO'in çekme mukavemetini artırdığı, SiO_2'nin azalttığı ve CaF_2'nin ise etkilemediği bildirilmiştir. Çalışmanın başka bir sonucu olarak artan baziklik indeksi ile sertlik belli bir değere kadar (2-2.5 kat) azalmıştır. Fakat flaks içerisindeki CaO miktarının artması ile mikrosertlik artmış, CaF_2 miktarının artması ile azalmıştır [60].

Genel olarak tokluğun, sertlik, mukavemet, mikroyapısal karakter ve inklüzyon miktarı, dağılımı ve boyutu gibi bazı faktörler ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte ısı tesiri altında kalan bölgenin tane yapısının ince, kaba veya sütunsal gibi farklı oluşması tokluğu etkilemektedir. [58]. Yapılan benzer çalışmalarda artan CaO miktarı ile tokluk artmıştır [61]. Ayrıca demir dışı metaller ve nadir toprak

elementleri soğuk kırılganlık için kritik sıcaklığı azaltmaktadırlar [48]. Bu sebeple mekanik özelliklerin artışına neden olmaktadır.

2.3.2. TIG kaynağı

TIG kaynağı yöntemi, ergimeyen bir elektrot ile iş parçası arasında oluşturulan ark vasıtasıyla ilave bir kaynak metali kullanarak veya kullanmadan yapılan kaynak işlemidir. Bu yöntemde kaynak banyosunu atmosferin zararlı etkilerinden koruyacak gaz harici olarak nozulun etrafından kaynak banyosuna gönderilir. TIG kaynağı elektrik ark kaynağına alternatif olabilecek bir kaynak yöntemidir. Bu yöntemde üretilen ark elektrik ark kaynağı kadar güçlü değildir. Ayrıca kullanılan sistem ve donanım elektrik ark kaynağına göre pahalıdır. Fakat bu yöntem ile demir dışı malzemelerin kaynağı ve dolgu işlemleri yapılabilmektedir. TIG kaynağı ile gerçekleştirilen sert dolgu işleminde sert dolgu alaşımı çubuk veya toz şeklinde olabilir. Fakat toz formunda uygulanan dolgu malzemesi ile gerçekleştirilen kaplamalarda tozun yüzeyden uzaklaşması veya arkın bütün dolgu maddesini ergitmemesi sebebiyle homojen olmayan bir kaplama tabakasının oluşması yöntemin dezavantajları olarak sıralanabilir.

2.3.3. MIG-MAG kaynağı

MIG-MAG kaynak yöntemi kaynak sırasında kullanılan koruyucu gazın türüne göre isimlendirilir. Eğer inert bir gaz kullanılıyorsa yöntem metal inert gaz (MIG), aktif bir gaz kullanılıyorsa metal aktif gaz (MAG) olarak isimlendirilir. MIG-MAG yönteminde ark kaynak bölgesinde sürekli olarak elektrot ile iş parçası arasında oluşur. MIG-MAG kaynak makinesinde diğer yöntemlerden farklı olarak elektrotun sarılı bulunduğu bobin ve bu elektrotu kaynak bölgesine besleyen tel sürme tertibatı bulunmaktadır. Bununla birlikte koruyucu gaz kaynak cihazına bağlı bir gaz tüpünden temin edilerek nozulun etrafından kaynak bölgesine gönderilmektedir. Yöntemin en önemli avantajlarından biri seri bir şekilde kaynak işleminin gerçekleştirilebilmesidir. Bu sebeple sert dolgu işleminde sıklıkla kullanılmaktadır. Fakat uygulama esnasında koruyucu gaz gerektirmesi, rüzgarlı ortamlarda yapılan kaynak işleminde porozite gibi

hatalara neden olmaktadır. Ayrıca sistemin nispeten ağır olması yerinde yapılacak sert dolgu işlemi için dezavantaj oluşturmaktadır.

2.3.4. Oksi-asetilen kaynağı

Oksi-asetilen kaynağı ekipmanları ucuz ve taşınabilirdir. Bu sebeple birçok uygulamada hala tercih edilmektedir. Oksi-asetilen ile sert dolgu işleminde bazen dolgu maddesi ergir fakat ana metal ergimez bu sebeple sert lehimleme olarak da anılabilmektedir.

2.3.5. Plazma ark kaynağı

Plazma ark kaynağı nispeten modern bir yöntemdir. Bu yöntem ile çok seri ve yüksek ergime sıcaklığına sahip tungsten gibi refrakter metallerin dolgu işlemi kolaylıkla yapılabilmektedir. İlk kurulum maliyeti ve işletme giderleri elektrik ark kaynağına göre yüksektir.

2.3.6. Özlü tel ark kaynağı

Özlü tel ark kaynak yöntemi MIG-MAG kaynak yöntemi ile aynı çalışma prensibine sahiptir. Aradaki fark ise bu yöntemde kaynak elektrotu olarak ön alaşımlandırılmış kaynak teli veya içerisinde öz bulunan boru şeklinde bir elektrot kullanılmasıdır. Özlü tel kullanılmasının avantajları birçok pozisyonda arkın kararlılığını koruması, flaks maddeleri sayesinde daha fazla penetrasyon imkanı, pozisyon zafiyetinin ortadan kalkması, daha temiz dikiş ve daha yüksek mekanik özellikler olarak sıralanabilir.

2.3.7. Toz altı ark kaynağı

Toz altı ark kaynağı yönteminde ark, kaynak bölgesine sürekli beslenen çıplak tel (elektrot) ile iş parçası arasında oluşur. Bu esnada kaynak banyosunu koruması için içinde çeşitli flaks maddelerinin bulunduğu bir toz sistem tarafından dikiş üzerine örtülür. Yine sisteme bütünleşik bir başka ekipman ise dikişin yaklaşık 5-10 cm

arkasından gelerek fazla tozu emer. Yöntemin ark gücü yüksek olduğu için sert dolgu uygulamalarında kaplama kalınlığı fazladır. Tungsten gibi refrakter metallerin sert dolgu işlemi başarılı bir şekilde gerçekleştirilebilir. Ayrıca sistem özellikle aşınma plakalarının imalinde otomatize olarak kullanılabilir ve operatör becerisi gerektirmez. Fakat yöntem elektritk ark kaynak yöntemine göre pahalıdır, ekipman büyüktür ve genelde sadece düz plaka halindeki parçaların üzerine kaplama yapılabilmektedir.

2.3.8. Lazer kaynağı

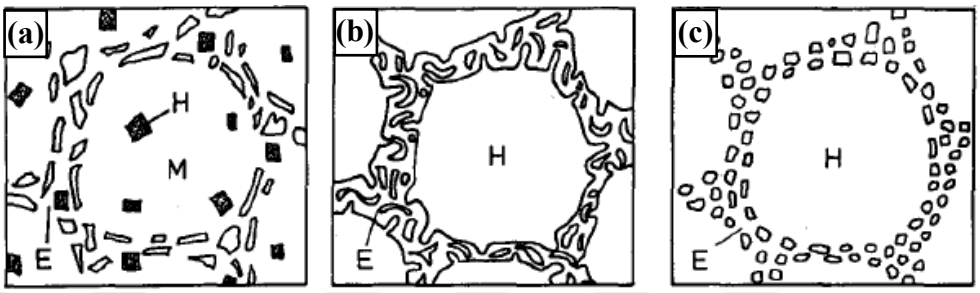
Lazer kaynağı diğer yöntemlere göre yeni ve daha modern bir yöntemdir. Bu yöntemde ergitme işlemi istenilen noktaya odaklanabilen lazer ışını ile gerçekleştirilir. Tek bir noktaya odaklanması ve düşük ısı girdisi sebebiyle metalürjik şartlar istenilen ölçüde kontrol edilebilir. Bu yöntemle yapılan kaplamalarda düşük seviyede seyrelme oluşur. Yöntem tamamen otomatize edilip operatör becerisi ortadan kaldırılabilir. Fakat lazer kaynağında ekipmanın ilk yatırım maliyeti fazladır. Bu yöntemde kaplama kalınlığının düşük olması diğer bir dezavantaj olarak belirtilebilir.

2.4. Bileşimin Sert Dolgu Kaplama Üzerindeki Etkisi

Sert dolgu kaplamalar çoğu zaman malzeme yüzeyinin aşınma direncini artırmak için gerçekleştirilmektedir. Bununla birlikte malzemenin korozyon direncini, yüzey sertliğini, erozyon ve kavitasyona dayanımını artırmak için yapılan uygulamalar da vardır. Sert dolgu kaplamada malzemenin nihai yüzey özellikleri üzerinde uygulama yönteminden ısı girdisine kadar farklı parametreler etkili olmaktadır. Fakat yüzeyde biriktirilen yeni alaşımın bileşimi kaplamanın özelliklerini doğrudan etkilemektedir.

Örneğin, aşınma başlıca malzemenin sertliği, yapıdaki karbür, borür gibi sert fazların oranı, boyutu ve dağılımı gibi faktörler tarafından belirlenir [62]. Buradaki sert fazlar ifadesi kimyasal yapıları M_aX_b şeklindeki bileşikler olup M harfi Fe, Cr, Mn, Ni, Nb, Ti ve W gibi metalik elementlerden X ise C ve B gibi metalik olmayan elementlerden oluşmaktadır [63]. Bu fazların çelik içerisinde veya bir alaşım sistemi içerisinde farklı çarpan oranlarında (stokiyometri) karbon, bor gibi elementler ile oluşturdukları

kimyasal bağlar bu tip karbür veya borürlerin yapısını belirlemektedir [64]. Sert fazların mikroyapı içerisindeki dağılımı alaşım bileşimi ve soğuma hızına bağlı olarak değişir. Bu değişim sertlik, aşınma ve korozyon direnci üzerinde doğrudan etkiye sahiptir [14]. Örneğin Şekil 2.2.'de bir alaşıma ait farklı durumlarda ortaya çıkan ötektik yapı örnekleri verilmiştir.



Şekil 2.2. Ötektik yapı örnekleri a-b) lamelar c) iskelet tipi [63]

Bir kompozisyonun kaplama sonucu oluşturacağı yapıları anlamak faz, katılaşma ve termodinamik üçgenindeki oluşumları incelemekten geçer. Kaynak sırasında mikroyapı tıpkı dökümdekine benzer şekilde büyüme hızı (R), sıvıdaki sıcaklık gradyanı (G), soğuma sırasındaki değişim (ΔT) ve alaşım bileşime bağlı olarak değişir. G/R oranı füzyon bölgesinde maksimum, kaynağın merkezinde ise minimum değer alır. Sonuç olarak G/R oranının değişmesi kaynak kesiti boyunca mikroyapının değişimine neden olur. Bununla birlikte segregasyon ve seyrelme gibi kaynak parametreleri de nihai mikroyapının oluşumu üzerinde etkilidir [65]. Fakat örtülü elektrot ile gerçekleştirilen kaplama işleminde altlık-kaplama-curuf arasındaki element transferi sebebiyle bileşimlerin kontrolünü sağlamak zorlaşmaktadır [66,67]. Ayrıca arkın kararlılığı ve buna bağlı olarak ark gücünün kaplamanın her bölgesinde aynı olmaması soğuma hızı ve dolayısıyla morfolojik değişimlere neden olmaktadır. Bu sebeple örtülü elektrot ile gerçekleştirilen kaplamaların faz tanımlamasında birçok parametrenin dikkate alınması gerekmektedir [68].

Sert dolgu kaplama alaşımları ortaya çıktığı tarihten bugüne kadar çok sayıda alaşımın geliştirilmesi ile süregelmiştir. Günümüzde hala sonsuz sayıda kombinasyona sahip bu sistemler içerisinden yeni tür sert dolgu alaşım bileşimleri geliştirilmektedir. Bunun en önemli sebebi sert dolgu alaşım sistemleri içerisine ilave edilebilecek eser

miktardaki alaşım elementinin bile sert dolgu kaplamanın özellikleri üzerine önemli etkileri olduğunun tespit edilmesidir. Bu sebeple sert dolgu kaplama alaşımlarının gelişiminin devam etmesi beklenmektedir.

Günümüzde ticari olarak kullanılan sert dolgu alaşımlarının bileşimlerinde genel olarak karbür veya karbürü oluşturacak elementlere göre tasarım yapıldığı görülmektedir. Genellikle metal-karbürler (W, Ti, Cr, Fe, Co, Ni, Ni Ta, Hf, Mo, Zr ve Mn gibi geçiş metallerinin oluşturduğu karbürler) ve elmas benzeri dediğimiz karbürlerin (B_4C, SiC) kullanıldığı görülmektedir. Karbürler genel olarak yüksek sertlik ve aşınma direncine sahiptir. Özellikle elmas benzeri B_4C ve SiC gibi karbürlerin sertlikleri oldukça yüksektir. Bu karbürlerin aynı zamanda termal iletkenlikleri ve yüksek sıcaklık direnci iyidir. Metalik karbürler de benzer şekilde yüksek sertliğe ve yüksek elastisite modülüne sahiptir. Ayrıca yüksek ergime sıcaklığı yüksek termal iletkenlik ve yüksek elektriksel iletkenlik sahip oldukları diğer özelliklerdir. Karbürler sert dolgu kaplamalarda doğrudan karbür formunda veya in-situ olarak karbürü oluşturan elementleri içerecek şekilde oldukça sık kullanılırlar. Yüksek aşınma direnci istenen uygulamalarda W ve Cr elementi ve karbürlerini, yüksek korozyon direnci istenen uygulamalarda ise Cr, Ni ve Mo gibi elementleri ve karbürlerini içeren sert dolgu alaşımlarını görmekteyiz [69,70].

Sert dolgu kaplamalarda nispeten yeni olduğu söylenebilen bor içeren sert dolgu alaşımlarına rastlanmaktadır. Bor içeren sert dolgu alaşımlarının nihai yapıları borür fazlarını içermekte ve bu fazlar sayesinde yüksek sertlik, aşınma ve korozyon direncine sahip kaplamalar elde edilebilmektedir. Bor periyodik tabloda bulunan metal ve yarı metaller ile borür adı verilen bileşikleri oluşturmaktadır [71]. Bor elementi metaller ile metal-bor oranı 5:1 ile 1:66 arasında değişen 24 borür bileşiği oluşturur. Bunlar başlıca monoborürler (MB), diborürler (MB_2), tetraborürler (MB_4), hegzaborürler (MB_6), dodekaborürler (MB_{12}) ve hektoborürler (MB_{66}) gibi borürler olarak sıralanabilir [19,63]. Özellikle borun geçiş metalleri ile yaptığı diborürler yüksek sertlik, yüksek ergime sıcaklığı, yüksek aşınma dayanımı gibi spesifik özelliklere sahiptir. Borür fazların termal iletkenliği nispeten diğer seramiklere göre daha yüksektir. Bu sebeple borür fazların termal şok direnci yüksektir [72]. Hafniyum,

titanyum ve zirkonyum diborürler 3000 ºC gibi çok yüksek ergime sıcaklığına sahiptir. Bor, oluşturduğu bu sert fazlar sayesinde demir, krom ve titanyum gibi elementlerde karbona alternatif olarak kullanılmaktadır. Borun geçiş metali olan Fe, Cr ve Ti ile yaptığı metal borürler gösterdiği yüksek sertlik ve mekanik özellikleri sebebiyle birçok alanda dikkat çekmektedir [73]. Borür yapıları aynı element için karbür yapılarından daha serttir [74]. Tablo 2.3.'te Fe-Cr-Ti-B sistemi içerisinde yer alabilecek fazlar ve bu fazların karbürleri ile kıyaslaması verilmiştir.

Sert dolgu kaplamalarda nihai mikroyapının kaplamanın özellikleri üzerinde önemli etkileri bulunmaktadır. Uygulama itibariyle ergitme ve katılaşma prosesini içeren sert dolgu kaplamalarda nihai yapının anlaşılması, alaşımı oluşturan ilgili elementlere ait sistemlerin anlaşılmasına önemli ölçüde bağlıdır.

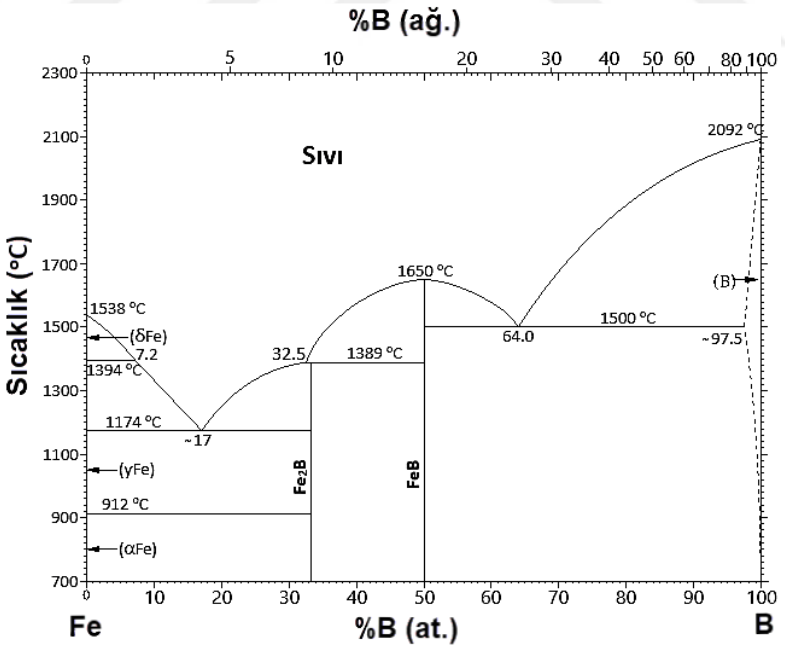
Tablo 2.3. Krom, titanyum ve demirin yaptığı bazı bileşiklerin sertlikleri

Faz	Sertlik (HV)	Referans	Faz	Sertlik (HV)	Referans
FeB_2	1500-1600	[75]	CrB	1999	[73]
Fe_2B	1500-1780	[75]	CrB_4	2376-2916	[73]
FeB	2055	[76]	Cr_3B_2	1600-2400	[77]
$Fe_3(C,B)$	1300-1500	[75]	c-CrC	3250	[77]
α-Fe	100	[64]	h-CrC	3300	[77]
γ-Fe	200-400	[64]	Cr_3C_2	2050	[77]
Kaba perlit	200-300	[64]	$Cr_{23}C_6$	1350	[77]
İnce perlit	300-450	[64]	Cr_3C	2000	[77]
Beynit	700	[78]	Cr_7C_3	1300-1800	[18,77]
Sementit (Fe_3C)	800-1000	[64,79]	FeTi	1200	[80]
Martenzit	1100	[78,81]	Fe_2Ti	1242	[82]
Cr_2B	2000	[75]	TiB_2	3500-4000	[83]
Cr_4B	1244	[73]	TiC	3200	[84]
CrB_2	1611	[73]	TiB	2371	[19]

2.4.1. Fe-B sistemi

Borun atom yarıçapı demire göre yaklaşık %27 oranında daha küçüktür ve hem arayer hem de yer alan katı eriyiği konumunda bulunabilmektedir. Bu iki elementin faz diyagramı sert dolgu kaplamalar açısından önemli iki fazı barındırmaktadır. Şekil

2.3.'te Fe-B faz diyagramı verilmiştir. Diyagram ağırlıkça yaklaşık %3,83 bor bileşiminde ötektik nokta göstermektedir. Faz diyagramı içerisinde FeB_2 ve FeB olmak üzere iki ara faz vardır. Bu fazların dışında Takashi ve arkadaşları tarafından diyagramda dengeli olmayan Fe_3B adında bir ara faz daha olduğu rapor edilmiştir [85,86]. Ayrıca yüksek basınçlarda elde edilen borca zengin FeB_4 fazının olduğu bilinmektedir [87,88]. Fe_2B ağırlıkça %8,83 bor içerirken FeB'nin bileşiminde ise %16,23 bor bulunmaktadır. Ağırlıkça %8,83-16 arasında bor içeren Fe-B alaşımının faz yapısında Fe_2B ve FeB kristalleri bulunurken, %16'dan fazla bor içeren bileşimin yapısında FeB ve B kristalleri bulunmaktadır [19]. Ağırlıkça %3,83 bor içeren Fe-B bileşimi %100 ötektik yapıya sahiptir [89]. Ayrıca borun demir ile yaptığı düşük ergime sıcaklığına sahip ötektik yapı, hem döküm hem de toz metalurjisi gibi üretim proseslerinde düşük enerji tüketimi ile maliyetin azaltılmasına katkı sağlar [75]. Yaklaşık %8,83'e kadar olan bileşimlerin sıvı fazdan katılaşması sırasında ötektik katılaşma rol oynar. %9-16 bor içeriğine sahip bileşimlerin sıvı fazdan katılaşması ise peritektik reaksiyon ile gerçekleşmektedir.



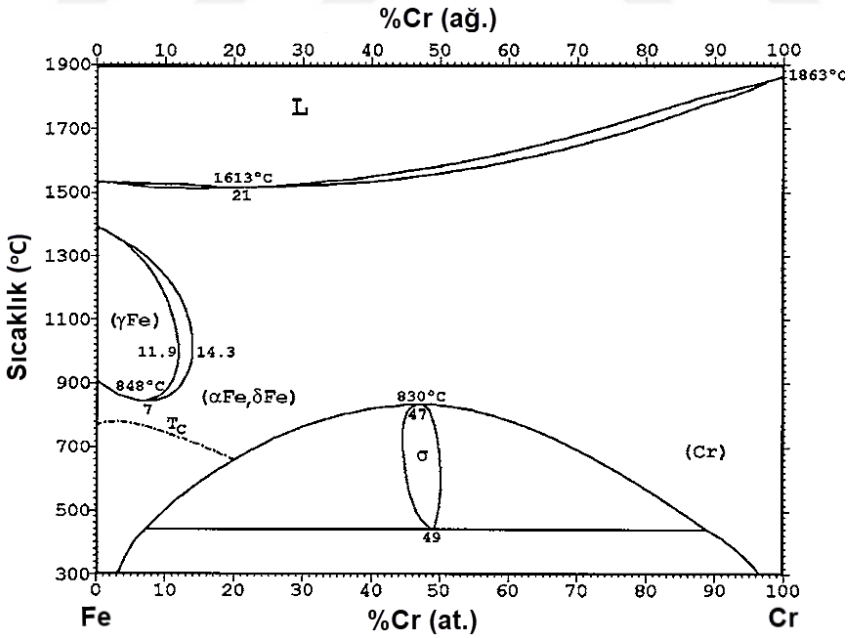
Şekil 2.3. Demir-bor faz diyagramı [90]

Demir içerisine eser miktarda ilave edilen bor, alaşımın sertliğini önemli ölçüde artırmaktadır [91]. Demir borür bileşiklerinin aşınma direnci yüksektir ve oksidasyona

karşı dirençlidir [92]. FeB fazı Fe_2B fazına göre daha kırılgan olduğu için sert dolgu kaplamalarda Fe_2B tercih edilir.

2.4.2. Fe-Cr-B sistemi

Krom çelik içerisinde sıklıkla kullanılan bir elementtir. Krom çeliğin soğuma hızını düşürür ve sertleşebilirliği artırır. Krom alfajen bir elementtir ve ferrit alanını genişletmektedir. Fakat yapıda karbon var ise karbür oluşturarak bu etki azalmaktadır [64]. Demir içerisinde yüksek çözünürlüğe sahip olan krom matrisi aşırı güçlendirmekte fakat bazı durumlarda tokluğun zayıflamasına neden olmaktadır [93]. Fe-Cr faz diyagramı (Şekil 2.4.) içerisinde ferritten ayrışan 'σ' (sigma) fazı olarak adlandırılan FeCr bileşiği yer almaktadır. Bu faz sertlik ve çekme dayanımını yükseltirken çentik darbe ve uzama değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. Korozyon dayanımı üzerinde dikkate değer bir değişikliğe neden olmadığı belirlenmiştir. Yapıda bulunan Nb, Mo, Ti ve Si ise 'σ' fazının oluşumunu engellemektedir.



Şekil 2.4. Demir-krom faz diyagramı [94]

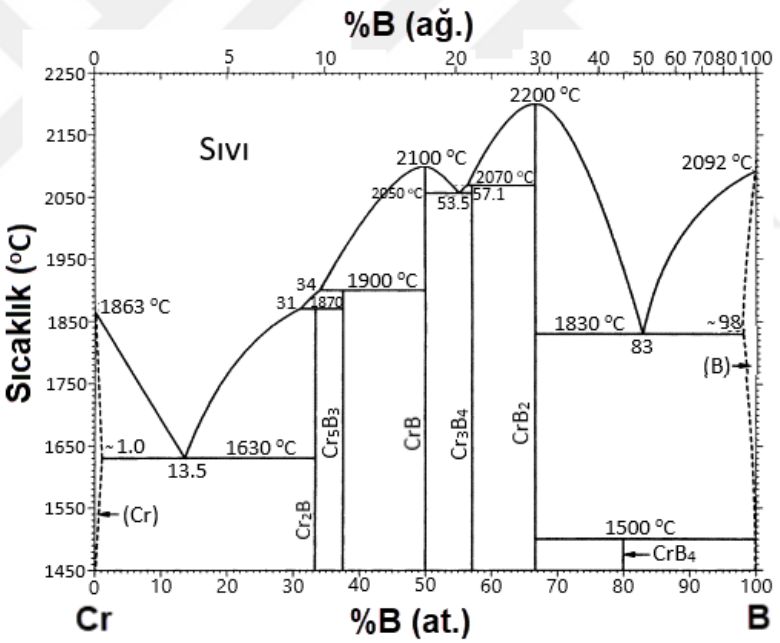
Genelde sert dolgu alaşımlarının bileşimlerinde yüksek maliyet sebebiyle saf tozların kullanılmasından ziyade ferro alaşım tozları kullanılmaktadır. Ferro alaşım tozlar ise

eser miktarda empürite elementleri içerebilmektedir. Dışarıdan sert dolgu alaşım bileşimine girebilecek bu elementler içerisinde elektronegativitesinin yüksek olması sebebiyle karbon önemli bir yere sahiptir. Krom ve karbon içeren demir esaslı malzemeler başlıca ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü mikroyapılara sahiptir [62,95,96]. Krom, karbon ile yüksek sertliğe sahip stabil $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 ve Cr_3C_2 karbürlerini ve stabil olmayan h-CrC, c-CrC ve Cr_2C_3 karbürlerini oluşturmaktadır. Bu yapıların sertlikleri en düşükten en yükseğe doğru sırasıyla $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3, Cr_3C, Cr_3C_2, c-CrC ve h-CrC şeklindedir [64,77]. Fe-Cr-C yapıları arasında ötektik üstü alaşımlar yapıdaki diğer karbürlere nazaran daha sert olan M_7C_3 karbür yapıları sebebiyle sert kaplamalar için uygun alaşımlardır [62]. Bu sebeple ticari olarak kullanılan krom içerikli Fe-Cr-C alaşımlarının yapısında genel olarak M_7C_3 tip karbürler yer almaktadır. Sertlikleri 1600 HV'e kadar çıkan bu yapılar ağırlıkça %18-30 krom ve %2-5 karbon içeren bileşimlerde oluşmaktadır [96]. Tablo 2.3.'te kromun karbon ve bor ile yaptığı bazı bileşiklere ait sertlik değerleri verilmiştir. Tablodan görüleceği gibi en yüksek sertliğe sahip bileşimler krom-bor içeren bileşiklerden elde edilmiştir. Ötektik bileşime yakın düşük krom yüksek karbon içeren bileşiklerde ötektik M_7C_3 ve sıvıdan peritektik reaksiyon ile katılaşan M_7C_3 tip karbürlerin etrafında M_3C tip karbürler oluşabilir. Yüksek krom miktarında ise katı hal difüzyonu ile oluşan M_7C_3 tip karbürlerin etrafında $M_{23}C_6$ tip karbürleri oluşabilir [14]. Krom karbürler tane sınırları boyunca çökelme eğilimi gösterirler bunun kaplama tokluğunu zayıflattığı belirlenmiştir.

Cr-B sisteminde bor, demire benzer şekilde kromla önemli bileşikler yapmaktadır. Şekil 2.4.'te verilen Cr-B faz diyagramından görüleceği üzere sistem içerisinde CrB, Cr_2B, Cr_4B, Cr_5B_3, Cr_3B_4 ve CrB_2 olmak üzere altı ara bileşik bulunmaktadır [97]. Bazı kaynaklarda Cr_2B_5 ve CrB_6 fazlarının bulunduğu da belirtilmiştir [98]. Bu fazlar yüksek sertlik, yüksek aşınma direnci, yüksek ergime sıcaklığı, yüksek korozyon direnci ve iyi elektriksel iletkenliğe sahiptir [99–101].

Sert dolgu kaplamalarda Fe-Cr-B ve Fe-Cr-C-B bileşimine sahip alaşımlara sıklıkla rastlanır [102–104]. Fe-Cr-B faz diyagramı bünyesinde sert dolgu kaplamalar açısından önemli Fe_2B, FeB, CrB, Cr_2B, Cr_4B, Cr_5B_3, Cr_3B_4 ve CrB_2 fazlarını

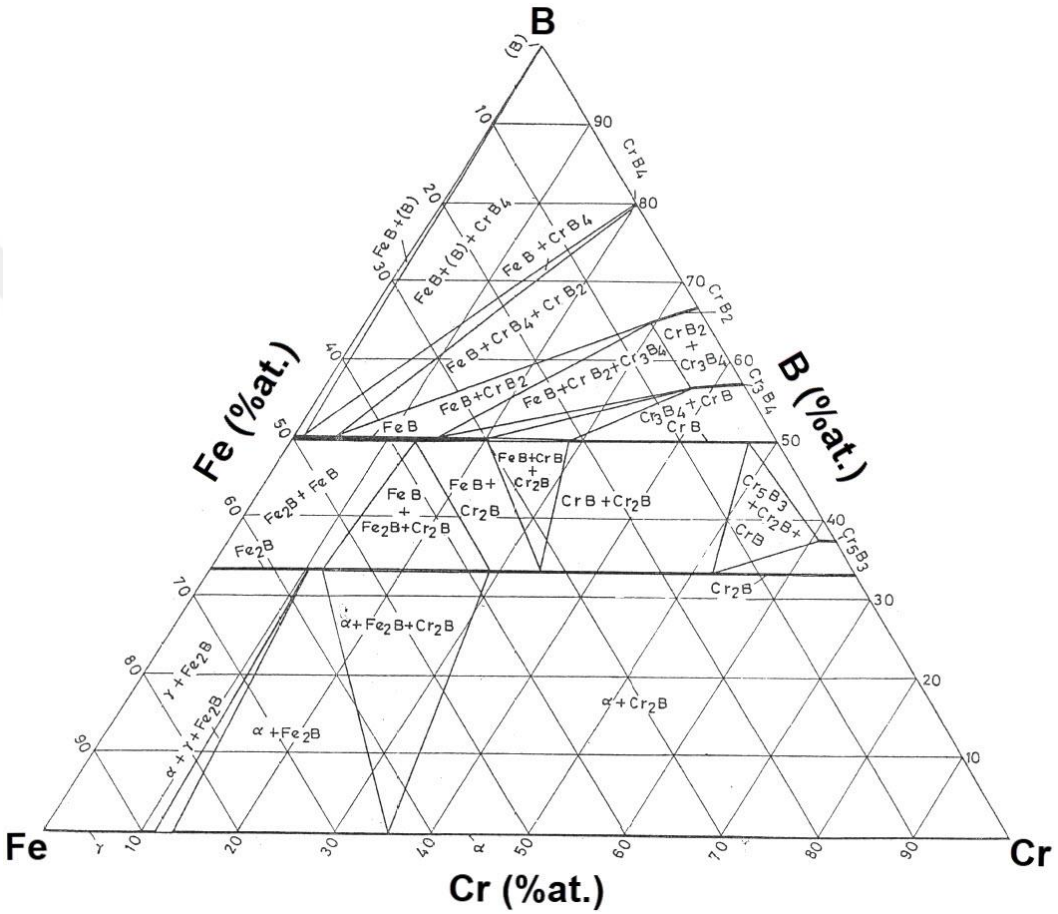
barındırır. Şekil 2.6.'da Fe-Cr-B faz diyagramının 1000 ºC'deki izotermal kesiti verilmiştir. Bununla birlikte sistem içerisinde dengeli olarak katılaşan üçlü bileşik tespit edilmemiştir. Fe-Cr-B sistemi içerisindeki bor en kritik elementtir. Bor oranı ile alaşımın mikroyapısal özellikleri önemli ölçüde değişmektedir. Hem Fe-B denge diyagramında hem de Cr-B denge diyagramında ötektik nokta görülmektedir. Benzer şekilde Fe-Cr-B faz sistemine mensup sert dolgu alaşımları da ötektik altı, ötektik veya ötektik üstü mikroyapı gösterirler. Yoo ve arkadaşları ark-ergitme yöntemi kullanarak Fe-20Cr- 1.7C-1Si-XB (x=0-2 (%ağ.)) alaşımı üzerinde yaptıkları çalışmada alaşımın 2 (%ağ.) bor miktarına kadar ötektik altı daha yüksek bor oranlarında ötektik üstü mikroyapı sergilediğini bildirmişlerdir [105]. Ötektik yapı ve ötektik üstü yapılarda oluşan Fe_2B, Cr_2B gibi fazlar alaşımın sertlik ve aşınma direncini artırmaktadır. Fakat artan bor miktarının matris sertliğini değiştirmediği rapor edilmiştir [106].



Şekil 2.5. Krom-bor faz diyagramı [107]

Fe-Cr-B sisteminde, atomik özellikleri birbirine benzer olan Fe ve Cr sistem içerisinde oluşan intermetalik yapılarda birbirinin yerini alabilmektedir. Çözünürlük sınırları sıcaklığın bir fonksiyonu olarak değişmekle birlikte sınırsız değildir. Ayıca çözünen atom oranına göre yeni oluşan kafesin özellikleri değiştiği rapor edilmiştir [108]. Fe ve Cr atomlarının birbirinin yerini alması ile oluşan fazların özellikleri de değişmektedir. Örneğin krom, Fe-Cr-B sistemi ürünlerinden Fe_2B'nin tokluğunu ve

mekanik özelliklerini geliştirir [109,110]. Bununla birlikte üretim yöntemi sistem içerisinde oluşan fazların morfolojik özelliklerini etkileyebilmektedir. Örneğin, Fe-Cr-B sisteminin sert dolgu kaplamalar açısından da önemli fazlarından biri Cr_2B fazının üretim prosesine bağlı olarak lamelar, küresel, çubuksu gibi çeşitli morfolojik yapılara sahip olduğu rapor edilmiştir [111–114].



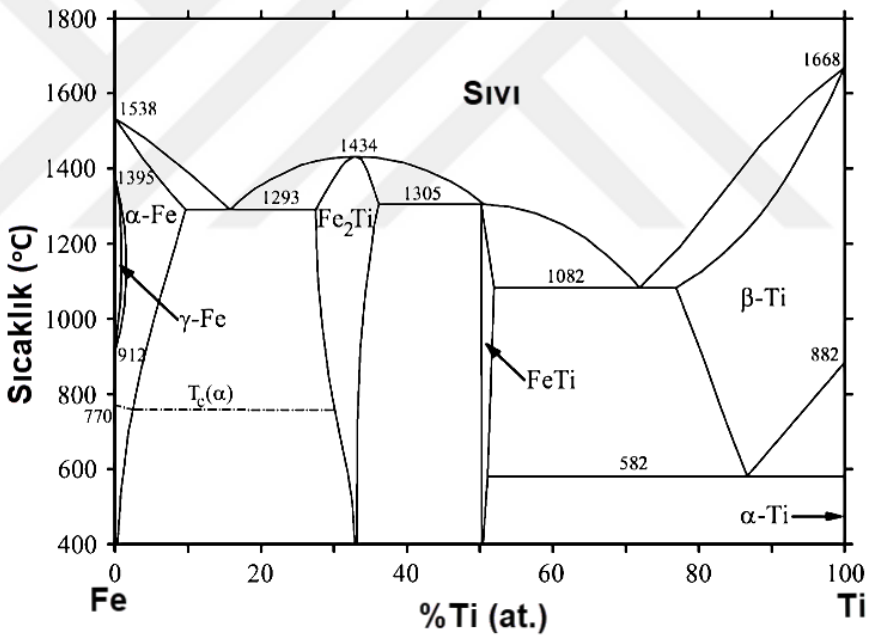
Şekil 2.6. Fe-Cr-B faz diyagramı (1100 ºC) [115]

2.4.3. Fe-Ti-B sistemi

Titanyum yüksek mukavemet/ağırlık oranı ve yüksek korozyon direnci sebebiyle özellikle havacılık, biyomedikal ve otomotiv sanayi için dikkat çeken bir malzemedir. Fakat titanyumun tek başına sergilediği düşük aşınma direnci tekil olarak kullanımını kısıtlamaktadır [16]. Demir esaslı alaşımların içerisine ağırlıkça %2'nin üzerinde Ti eklenmesi karbür oluşumunu teşvik ederken, oksidasyon direncini artırır ve yapının daha ince taneli olmasını sağlar [116]. Titanyum, γ-Fe sahasını daraltan ve δ-ferrit

oranını artıran bir elementtir. Ayrıca karbon afinitesi kroma göre fazladır ve karbon ile bağ kurarak ostenit yapıdaki matrisin kararlılığını azaltır. Bununla birlikte yapıda δ-ferritin bulunması kaynak sırasında oluşan sıcak çatlama eğilimini azaltmaktadır [64].

Demir titanyum ile ara bileşikler içeren bir faz diyagramına sahiptir. Şekil 2.7.'de Fe-Ti faz diyagramı verilmiştir. Faz diyagramına göre oda sıcaklığında titanyumun demir içerisindeki çözünürlüğü oldukça düşük olduğu gözükmektedir. Fe-Ti faz diyagramı içerisinde Fe_2Ti ve FeTi olmak üzere iki farklı stabil intermetalik faz içermektedir. Laves fazları olarak bilinen bu fazlar yüksek sertliğe sahiptir fakat Fe-Ti olarak kaplama alaşımı için kullanılmamaktadır. Titanyumun sertliği yapıya ilave edilecek karbon ve bor gibi bir elementler ile çok yüksek değerlere çıkmaktadır. Bu sayede aşınma direnci çok yüksek kaplamalar elde edilmektedir.

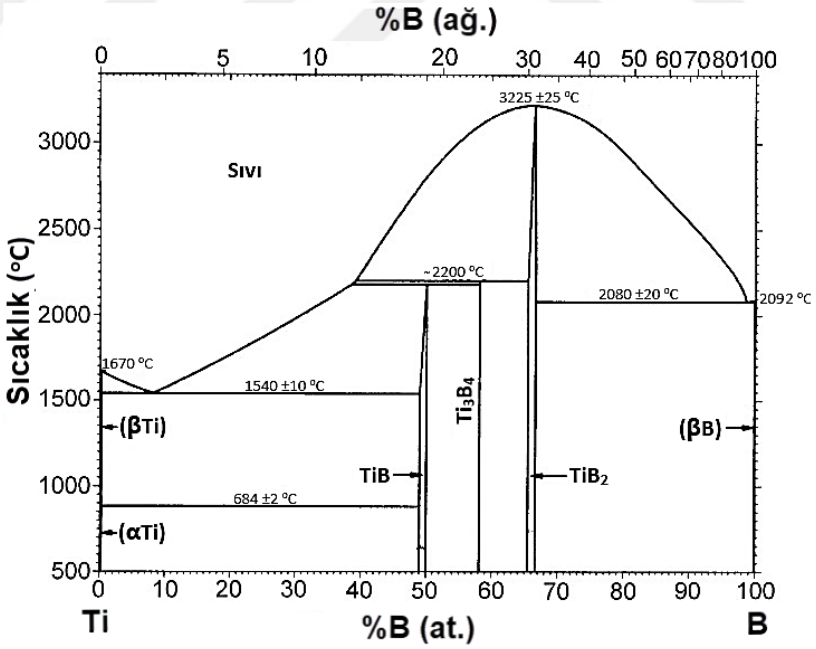


Şekil 2.7. Demir-titanyum faz diyagramı [117]

Sertlik ve aşınma direncinin artırılması için yapıya ilave edilebilecek güçlü karbür yapıcı elementlerden biri de titanyumdur. Titanyum karbür krom karbüre göre daha yüksek sertlikğe ve daha iyi termal kararlılığa sahiptir [118]. Titanyum karbür sahip olduğu yüksek sertlik (3200 HV) ile birçok uygulama için alternatif karbür oluşturan elementtir [62]. Ayrıca yüksek aşınma direnci ve yüksek ergime sıcaklığı (yaklaşık 3200 ^{o}C) gibi özelliklerinden dolayı sert dolgu alaşımlarında kullanılmaktadır. TiC

doğrudan sentezlenmiş toz halinde sert dolgu alaşımı olarak kullanılabildiği gibi ferro-titanyumdan in-situ olarak kaplama tabakası da oluşturulabilmektedir. Ferro-titanyum kayaçları genelde alüminyum içermesinden dolayı Al_2O_3'ün çoğunlukla ferro-titanyum kullanılan kaplamalarda ortaya çıktığı rapor edilmiştir [68].

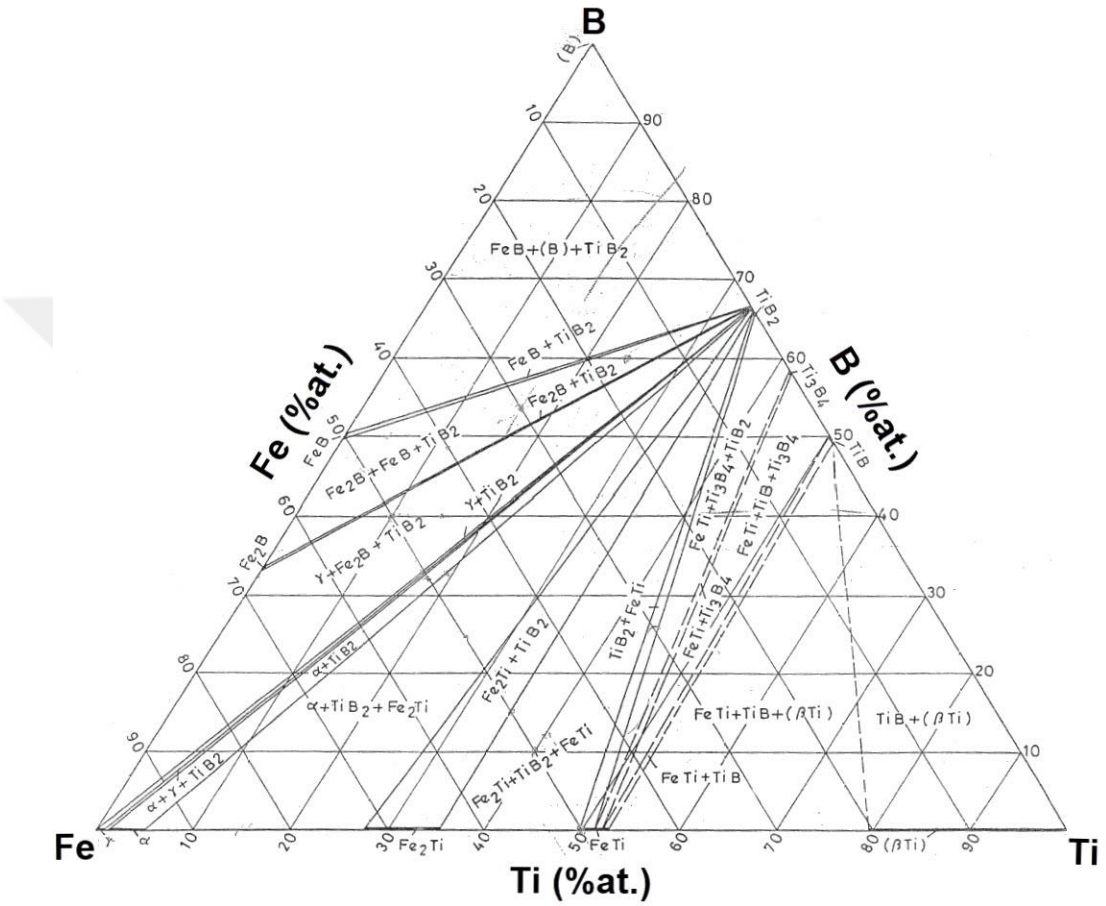
Titanyum bor ile çok yüksek sertliğe sahip ara bileşiklerin bulunduğu bir faz diyagramına sahiptir. Şekil 2.8.'de Ti-B faz diyagramı verilmiştir. Faz diyagramı TiB, Ti_3B_4 ve TiB_2 olmak üzere üç ara bileşik içermektedir. Bu fazların içerisinde sert dolgu kaplamalar bakımından TiB_2 önemli bir yere sahiptir. TiB_2 fazı düşük spesifik yoğunluk, yüksek sertlik, yüksek mukavemet/yoğunluk oranı, yüksek aşınma direnci ve mükemmel termal ve kimyasal kararlılığa sahiptir. TiB_2'ün ergime sıcaklığı yaklaşık 3000 ^oC olup 1700 ^oC üzerinde bile yüksek korozyon direncine sahiptir [119,120]. Özellikle aşınma direncini artıran Ti-B faz sistemi ürünü yüksek sertliğe sahip bu fazlar ferro-titanyum ile bor elementi kullanılan sert dolgu elektrotlarında in-situ olarak katı fazdan veya sıvı fazdan elde edilebilmektedir [121,122].



Şekil 2.8. Titanyum-bor faz diyagramı [120]

Tablo 2.3.'te Fe-Ti-C-B sisteminden elde edilebilecek FeTi, Fe_2Ti, TiB, TiB_2 ve TiC fazlarının sertlikleri verilmiştir. Tablodan görüleceği üzere verilen fazlar içerisinde en sert faz TiB_2'dür. Bu sebeple Ti-B içeren sert dolgu alaşımları Ti-C içeren sert dolgu

alaşımlarına alternatif olabilecek alaşımlardır. Şekil 2.9.'da Fe-Ti-B üçlü faz diyagramının 1000 ºC'deki kesiti verilmiştir. İlgili sıcaklık için denge diyagramının FeB, Fe_2B ve TiB_2 gibi yüksek sertlikte, ayrıca sert dolgu kaplamalar için önemli fazları içerdiği görülmektedir.



Şekil 2.9. Fe-Ti-B faz diyagramı (1000 ºC) [115]

Diyagramda bulunan FeTi, Fe_2Ti gibi fazlar kaplamaya olan katkısı bakımından sert dolgu işlemine uygun fazlar değildir. Bununla birlikte faz diyagramının büyük bir kısmında yüksek sertliğe sahip TiB_2 fazının bulunduğu görülmektedir. Günümüzde sert dolgu kaplamalardan, otomotiv ve savunma sanayine kadar birçok alanda Fe-Ti-B sistemi, in-situ olarak oluşturduğu TiB_2 fazının sebebiyle dikkat çekmektedir. Özellikle otomotiv sanayinde yüksek elastik modül ve spesifik modüle sahip alaşımlara olan ihtiyaç Fe-Ti-B alaşımlarına olan ilgiyi artırmıştır [123,124]. Fakat titanyumun sert dolgu alaşımlarında elementel olarak kullanımı ve kaynak prosesinde in-situ olarak karbür veya borür fazlarının elde edilmesinde çeşitli zorluklar

çıkmaktadır. Bunlardan en önemlisi titanyumun oksijene olan afinitesinin yüksek oluşu ve kaynak bölgesinin atmosferden iyi izole edilememesi durumunda doğrudan oksitlenerek metalürjik açıdan verimli bir kaplama işlemini engellemesidir.

2.5. Sertlik ve Sert Dolgu Kaplamalar

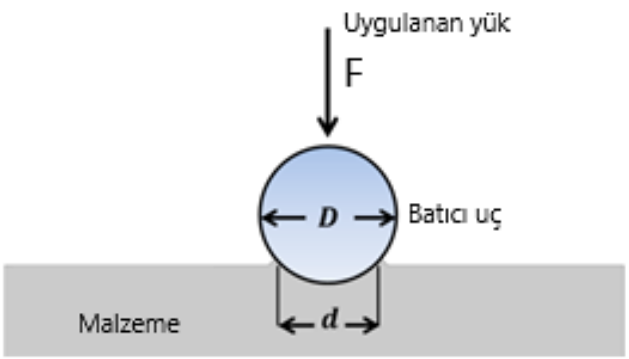
Sertlik bir malzemenin batmaya, delinmeye, kesilmeye, aşınmaya veya plastik deformasyona karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanabilir. Uygulandığı yüzeyde büyük bir tahribata neden olmayan sertlik ölçümü, çoğu zaman basit yüzey hazırlama gereksinimi ve nispeten ekonomik ekipmanalar ile yapılmaktadır. Bir malzemenin sertliğinin bilinmesi o malzemenin birçok mekanik özelliği hakkında fikir verdiği için, sertlik testi mühendislik malzemelerinde sıklıkla tercih edilen genel bir testtir. Özellikle malzemenin tribolojik özelliklerini tanımlamada kullanılan en etkili parametrelerden biridir. Bunun sebebi abrazif aşınma gibi bazı aşınma formları için her zaman geçerli olmasa bile genel kanı sertliğin artması ile malzemenin aşınma direncinin arttığı yönündedir. Yüksel ve Şahin Fe-Cr-C ve Fe-Cr-C-B esaslı sert dolgu kaplamalar üzerine yaptıkları çalışmada, artan bor miktarının yapıdaki M_7C_3 tip faz oluşumunu teşvik ettiğini ve kaplamanın sertlik değeri ve aşınma direncini artırdığını bildirmişlerdir [102]. Gülenç ve Kahraman toz altı kaynak yöntemi kullanarak farklı sert dolgu alaşımı ve flaks malzemeleri ile kapladıkları iş makinesi parçasının sertlik ve aşınma davranışını incelemişlerdir. Çalışma sonucu sertlik ve aşınma dayanımı arasında bir ilişki olduğunu ve artan sertlik ile birlikte aşınma dayanımının arttığını belirtmişlerdir [125]. Bu sebeple ağır çalışma koşullarında çalışan parçaların aşınma dayanımını artırmak için gerçekleştirilen sert dolgu uygulamalarında kaplamanın sertliği önem arz etmektedir [126–129]. Sertlik testleri sadece kaplamanın aşınma dayanımı hakkında yorum yapmak için değil proses ve parametrelerinin seçimi konusunda yardımcı olabilecek bir test olarak karşımıza çıkmaktadır. Şöyle ki Sitthipong ve arkadaşları, bileşimleri aynı olan sert dolgu alaşımlarını farklı elektrot formunda SCM 440 çelik altlık üzerine uygulamış ve sertlik değerlerinin farklı olduğunu tespit etmiştir [130]. Rude ve Pimpalgaonkar yaptıkları çalışmada Duroid 650 ve Zedalloy 350 olarak iki farklı ticari sert dolgu elektrotunu kullanarak farklı kaynak parametrelerinde gerçekleştirdikleri sert dolgu kaplamanın mikrosertliğe olan

etkisini incelemiş ve sonuçları Taguchi metodu ile optimize etmişlerdir. Çalışmada akım değeri olarak 140 ve 170 amper, paso sayısı olarak bir ve iki kat kullanılmıştır. Çalışma sonucunda artan paso sayısı ile mikrosertliğin arttığı fakat artan akım değeri ile mikrosertliğin azaldığı rapor edilmiştir [131]. Sertlik testi kaplama çalışmalarında mikroyapıda bulunan fazların tespiti, seyrelme, altlık-kaplama ara yüzeyi gibi mikroyapısal incelemelerde kullanılan yardımcı test yöntemlerinden biridir [132]. Ayrıca sert dolgu uygulamalarında kaplama işleminin homojen bir şekilde gerçekleştirildiğini anlamada kullanılacak en basit testlerden biridir. Bu sebeple sertlik testinin anlaşılması sert dolgu kaplamalar açısından önem arz etmektedir.

2.5.1. Sertlik türleri

Sertlik ölçümünde kullanılan yöntemler statik yöntemler (Brinell, rockwell, vickers ve knoop) ve dinamik yöntemler (shore ve poldi çekici) olarak ikiye ayrılır. Dinamik yöntemler hafif cihazlardır ve taşınabilirler, bununla birlikte statik yöntemler daha güvenilir sonuçlar vermektedir. Statik sertlik ölçüme yöntemlerinde miktarı önceden bilinen bir yükün malzemeye batırılması/bastırılması şeklinde gerçekleştirilmektedir. Batıcı ucun geometrisi ve hesaplama yöntemine göre değişen çeşitli test metotları ile sertlik testi gerçekleştirilebilmektedir [133–135]. Bunlar;

Brinell sertlik testi: Sertleştirilmiş çelik veya tungsten-karbür bilyenin numune yüzeyine batırılması, akabinde yüzeyde oluşan iz çapının ölçülerek sertlik değerinin belirlenmesine dayanan bir yöntemdir. Şekil 2.10.'da Brinell sertlik testi şematik görünümü verilmiştir.

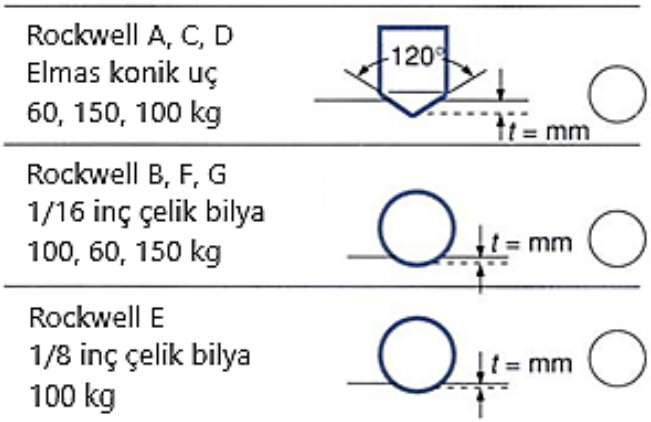


Şekil 2.10. Brinell sertlik testi [134,136]

Ölçüm sonrası Eşitlik 2.3'de verilen formül uyarınca Brinell sertlik değeri hesaplanır. Eşitlikte D bilye çapını, d iz çapını temsil etmektedir. Bilye çapı 1,25 ile 10 mm arasında değişir, fakat çoğu zaman 10 mm çapındaki bilye tercih edilir. Yükün malzemeye uygulanma süresi 10-15 sn arasında değişmektedir. Bu parametreler malzemenin cinsine göre değişmektedir [137].

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D-\sqrt{D^2-d^2})} \tag{2.3}$$

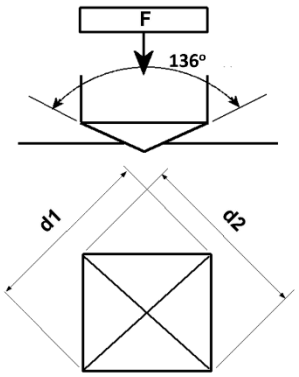
Rockwell sertlik testi: Bu yöntem kullanılan batıcı uç ve yük kombinasyonaları sayesinde neredeyse bütün metallerin sertlik ölçümüne hitap etmektedir. Yöntem sertleştirilmiş çelik bilye veya elmas konik ucun numune yüzeyine batırılması şeklinde uygulanmaktadır. Rockwell sertlik ölçme yönteminde brinell, vickers ve knoop sertlik ölçme yöntemlerinden farklı olarak sertlik, izin batma derinliğine göre belirlenir. Şekil 2.11.'de Rockwell sertlik ölçümünde kullanılan skalalar ve uçlar verilmiştir. Sertliği ölçülecek malzemenin sertliğine göre skala seçilir ve bu skalaya göre batıcı uç, yük gibi parametreler belirlenir [138].



Şekil 2.11. Rockwell sertlik testi skalaları ve batıcı uçlar [139]

Vickers sertlik testi: Bu yöntemde tepe açısı 136^o olan, elmastan yapılmış bir piramit uç numune yüzeyine batırılır. Uca uygulanan yük 1-1000 gr arasında değişmektedir. Numune yüzeyinde oluşan kare şeklindeki izin köşegenleri arasındaki mesafe ölçülür (Şekil 2.12.) ve Eşitlik 2.4'de verilen formüle konularak HV sertlik değeri bulunur.

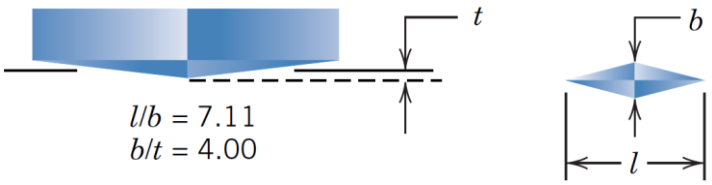
Vickers sertlik ölçme test ekipmanı bünyesinde bir mikroskop barındırır ve çoğu zaman Brinell ve Rockwell test cihazlarına göre daha pahalıdır.



Şekil 2.12. Vickers sertlik testi iz görünümü [136]

$$HV = 1{,}854\frac{F}{d^2} \tag{2.4}$$

Knoop sertlik testi: Bu sertlik yönteminde uzun köşegeni kısa köşegeninin yaklaşık 7 katı olan piramit şeklinde bir batıcı uç numune yüzeyine batırılır (Şekil 2.13.). Yüzeyde oluşan izin boyutu mikroskop altında ölçülür ve Eşitlik 2.5'e göre sertlik sonucu belirlenir. Yöntem genel olarak Vickers sertlik ölçme yöntemine benzeyip her iki testte bulunan değerler birbirine yakındır. Fakat Knoop yöntemi daha çok seramik gibi gevrek malzemelerin sertlik ölçümünde kullanılır [134,140].



Şekil 2.13. Knoop sertlik testi [134]

$$HK = 14{,}2\frac{F}{l^{2)}} \tag{2.5}$$

2.6. Aşınma ve Sert Dolgu Kaplamalar

Aşınma, kömür işleme makineleri, kırıcılar, deliciler, değirmenler ve öğütücüler gibi ağır çalışma koşullarında kullanılan ve sürekli sert partiküller ile temasta bulunan

makine parçalarının servis süresini azaltan en kritik faktörlerden biridir. Böyle ortamlarda çalışan makine parçaları sadece aşınma sonucu hasara uğramayıp erozyon, korozyon, adhezyon ve oksidasyon gibi çeşitli hasar türlerinin birleşimi sonucu servis dışı kalmaktadır. Agresif çalışma koşullarında kullanılan malzemelerin aşınma direnci ısıl işlem veya yüzeylere uygulanacak aşınmaya dayanıklı bir kaplama malzemesi ile geliştirilebilir. Fakat sert dolgu kaplama proses parametrelerine bağlı olmakla birlikte, ana metalin tribolojik özelliklerini geliştirmede kullanılabilecek en ekonomik yöntemlerden biridir [141]. Örneğin, Lazic ve arkadaşlarının kepçe tırnağının sert dolgu kaplamasında en uygun kaynak teknolojisinin seçimi üzerine yaptıkları çalışmada, kepçe tırnağının aşınma miktarını yaklaşık 4 kat azaltıldığı ve hasar gören parçanın yenisi ile değiştirilmesine nazaran %300 kar edildiği belirtilmiştir [142]. Benzer bir çalışma yapan Singla ve arkadaşları, dört farklı sert dolgu alaşımı ile kapladıkları kepçe tırnağının aşınma davranışını incelemiş ve HC33R bileşimli kaplamanın sert dolgu kaplanmamış kepçe tırnağına göre aşınma direncinin 16 kat daha fazla rapor etmişlerdir [143]. Bayhan yaptığı çalışmada, üç farklı sert dolgu elektrotu kullanarak kapladığı pulluğu, kaplanmamış pulluk ile karşılaştırmıştır. Çalışmada kullanılan EH-600 kodlu sert dolgu elektrotu ile gerçekleştirdiği kaplamanın normal pulluğa göre %39,6 oranında daha az aşındığı bildirilmiştir [144]. Günümüzde sert dolgu kaplamalar ile malzemelerin aşınma direncinin artırıldığı benzer çok sayıda uygulamaya rastlamak mümkündür. Bu nedenle sert dolgu kaplamalar malzemelerin aşınma dayanımını artırmada ve aşınma hasarının en aza indirilmesi için kaplama teknolojilerinde kullanılan önemli bir teknik olarak dikkat çekmektedir [145–147].

Aşınma genel olarak bir yüzey ile temas halinde olan katı sıvı veya gazın sebep olduğu mekanik etki ile yüzeyde meydana gelen hasar olarak tanımlanabilir [148]. Burada temastan kasıt sürtünme, yuvarlanma ve malzemelerin birbiri yüzeyinde kaymasıdır. Temas sonucu mikrokırılma, kimyasal çözünme ve temas yüzeyinden fiziksel olarak malzemenin uzaklaşması sonucu malzeme hasara uğrar. Bir malzemenin aşınma oranı malzemenin çeşidine ve aşınma ortamına göre 10^{-15} ile 10^{-1} mm^3/Nm arasında değişebilir. Aşınma iki yüzeyin çok az temas ettiği noktada, çok hafif yüklerde ve çok iyi yağlanan sistemlerde bile meydana gelebilir [149].

2.6.1. Aşınma Türleri

Aşınma için araştırmacılar tarafından önerilen çeşitli sınıflandırmalar vardır. Fakat genel olarak kabul görmüş bir sınıflandırma yoktur. Bununla birlikte her ne kadar aşınma hasarı tek bir mekanizma ile meydana gelmese bile en genel sınıflandırma aşınma mekanizmasına göre yapılmaktadır. Aşınma mekanizmasına göre sınıflandırma şu şekilde yapılabilir;

Adhezif aşınma: Kaynaklanma veya mikrokaynaklanma olarak tanımlanabilen adhezif aşınma metalik, seramik ve polimerik malzemeler ile kombinasyonları arasında meydana gelebilir. Bu aşınma mekanizması hareket eden ve yük altında çalışan iki yüzeyin temas noktaları arasında meydana gelen kaynaşma neticesinde ortaya çıkmaktadır. Adhezif aşınma ara yüzeydeki oksit tabakası, yağlayıcı vb. film tabakasının etkileşimine bağlıdır. Temas noktalarının genellikle çok küçük olması bu noktalardaki basıncı artırmaktadır. Basıncın artması, ara yüzeydeki ısıyı hızla artırır ve artan ısı ile birlikte oluşan film tabakası bozunarak aşınma yüzeylerini aktif hale getirir. Kayma esnasında temas noktalarında film tabakası parçalanır ve aktif olan bu noktalarda bölgesel kaynamalar gerçekleşir. Kaynaşma sonrası yapışan noktalar aşınma hasarına neden olmaktadır. Bununla birlikte adhezif aşınma mekanizması uygulanan yüke bağlı olarak çeşitlendirilebilir. Uygulanan yük düşük ise aşınan yüzeylerin arasında oksitlenme sonucu bir film tabakası oluşur ve malzemeyi aşınmaya karşı korur. Bu tür aşınma oksidatif aşınma olarak bilinir. Yükün artırılması durumunda ise sürtünen yüzeyler arasında metalik bağ oluşabilir ve metalik aşınma olarak bilinen bir mekanizma gelişir. Adhezif aşınmanın diğer bir türü ise yüksek yüklerde çalışan ve plastik davranış gösteren malzemelerde sürtünen yüzeyler arasında malzeme kopması ve malzeme transferi gerçekleşmektedir. Bu aşınma mekanizması ise sıyırma aşınması olarak bilinir. Adhezif aşınma mekanizması sonucu oluşan iz genelde düz olmaktadır [148,150,151].

Abrazif aşınma: Abrazif aşınma mekanizması endüstriyel olarak önem arz etmektedir. Bu aşınma türü bir nevi kesme aşınması olarak da adlandırılır ve talaşlı imalattan farkı istem dışı olarak meydana gelmesidir [152]. Bu aşınma mekanizması sonucu oluşan

hasar, diğer aşınma mekanizmalarına göre daha şiddetlidir. Abrazif aşınmanın sonucu oluşan hasar maliyetinin sanayi toplumlarında gayri milli hasılanın %1-4'ü arasında olduğu tahmin edilmektedir. Çizilme aşınması olarak da bilinen abrazif aşınma, aşınma sistemi içerisinde sert partiküllerin olduğu metalik malzemelerde veya seramik malzemelerde partikülün metal yüzeyine teması sonucu gerçekleşir. Bununla birlikte metal metal teması sonucunda bu aşınma mekanizması görülebilmektedir. Abrazif aşınma sonucu oluşan iz, yük ve aşınma mesafesine göre değişmekle birlikte genelde dar ve kesik şeklinde çizik olarak görülmektedir [148,150]. Abrazif aşınma iki ve üç elemanlı abrazif aşınma olarak ikiye ayrılır. İki elemanlı abrazif aşınma iki yüzeyin birbirine teması sonucu gerçekleşir. Üç elemanlı abrazif aşınmada ise iki yüzey arasında serbest haraketli aşındırıcı partiküller bulunur ve aşınma boyunca bu partiküller üçüncü bir eleman olarak davranır. Abrazif aşınma direncinin genel olarak artan sertlik ile birlikte arttığı düşünülmektedir. Bu sebeple abrazif aşınmaya karşı malzeme seçiminde daha sert malzemelerin kullanılması veya yüzeyin sert bir malzeme ile kaplanması önem arz etmektedir.

Korozif aşınma: Korozif bir ortamda hem aşınma hem de korozyonun neden olduğu aşınma türüdür. Korozif aşınmada kimyasal korozyon tek başına veya diğer aşınma mekanizmaları ile birlikte gelişebilir. Sürtünme esnasında aşınmaya karşı koruyucu etki oluşturan oksit film tabakaları korozyon etkisinde parçalanır ve aşınmayı hızlandırıcı bir etki yapar [153,154].

Erozif aşınma: Akış halinde olan katı, sıvı ve gaz partiküllerin veya kombinasyonunun bir katı yüzeye darbesi veya katı yüzey üzerinde kayması sonucu yüzeyde malzeme kaybı neticesinde oluşan aşınma mekanizmasıdır [155,156]. Atmosfer koşullarında çok yavaş ilerlemekle birlikte artan sıcaklıkla malzemenin akma dayanımı düşmekte ve aşınma hasarının oluşma hızı artmaktadır.

Yorulma aşınması: Yüzeyde oluşan tekrarlı yüklemeler sonucu oluşan aşınma hasarıdır. Temas halindeki dönen ve sürtünen malzemelerin yüzeylerinde hertz basınçları oluşur. Yüzeyde oluşan bu basınçlar yüzeyin hemen altında kayma gerilmelerine yol açar. Malzemenin kendi içerisinde değişken zorlamalara maruz

kalması yorulmaya neden olur ve malzemede çatlak, çukur ve oyuklar sonucu malzemenin hasarına neden olur [157,158].

2.6.2. Aşınma miktarının belirlenmesi

Aşınma testi, karşılıklı aşınma veya salınım hareketli olarak bilinen (reciprocal-lineer), dönme hareketli (rotation) veya farklı uygulamalar için tasarlanmış cihazlar ile gerçekleştirilebilir. Bununla birlikte aşınma testi sonrası hasarın ölçülmesinde kullanılan temel metotlar şu şekildedir;

Ağırlık farkı metodu: Ağırlık kaybı ile aşınma hasarının ölçülmesinde 10^{-4} veya 10^{-5} gr hassasiyette bir teraziye ihtiyaç duyulmaktadır. Malzemenin aşınma öncesi ve sonrası ağırlık farkı ölçülerek aşınma hasarı hakkında bilgi edinilebilir. Fakat ölçümün hassas olması, aşınma mesafesi ve yük gibi farklı parametreler ile gerçekleştirilen aşınma testinde numunenin ölçüm için test cihazındaki yerinden çıkarılması gibi dezavantajları vardır. Ayrıca aşınma direnci yüksek olan malzemelerin aşınma oranı düşük olacağından ve ince filmlerin aşınma testinde oluşacak aşınma hasarının çok düşük olması ağırlık farkı metodunun kullanımını zorlaştırmaktadır.

Kalınlık farkı metodu: Bu yöntemde yüksek hassasiyette (± 1μm) kalınlık tespiti yapabilen ölçü aleti ile aşınma öncesi ve aşınma sonrası boyut değişikliği ölçülür ve fark başlangıç değer ile karşılaştırılır. Kalınlık farkının ölçülmesi ile hacimsel azalma veya birim hacim (başına) aşınma miktarı tespit edilir [154].

İz değişimi metodu: Bu yöntemde Vickers veya Brinell sertlik ölçme uçları yardımıyla sürtünen yüzeylerde iz oluşturulur. Test sonrası yüzeyde oluşturulan izin değişimi mikroskop vasıtasıyla ölçülerek aradaki fark yorumlanır.

Radyo izotop metodu: Bu yöntem aşınma sırasında sürtünen yüzeylerin proton, nötron veya α-parçacıklarıyla etkileşimi sonucu yüzeyin radyoaktif hale getirilmesi esasına dayanır. Yöntemin başlıca avantajı aşınmanın yüksek hassasiyetle ölçebiliyor olmasıdır. Ayrıca deney şartlarının değiştirilmeden malzemenin aşınma ortamı

içerisinde ölçümün mümkün olması yöntemin diğer bir avantajı olarak belirtilebilir. Fakat günümüzde bu yöntem ekonomik olmaması sebebiyle sınırlı kullanım alanına sahiptir [159,160].

Burada aşınma hasarını ölçmede yaygın olarak kullanılan yöntemler verilmiştir. Fakat aşınma sonucu yüzeyde oluşan hasarın tek bir aşınma mekanizmasından ziyade birden fazla aşınma mekanizmasının yer aldığı çoklu mekanizmalar ile gerçekleştiği unutulmamalıdır. Bu sebeple oluşan aşınma hasarının ölçülmesinde sadece yüzeyin fiziksel durumu değil aynı zamanda yüzey kimyasında oluşan değişimin de incelenmesi gerekmektedir [161].

2.7. Korozyon ve Sert Dolgu Kaplamalar

Sert dolgu kaplamalar her ne kadar aşınma direncinin artırılması için yapılsa da genel olarak makine parçalarının tek bir hasar türü sonucu servis dışı kalmadığı bilinmektedir [162]. Sert dolgu kaplamaların kullanıldığı tarım makineleri, madencilik, hafriyat, kırıcı ve öğütücü gibi ağır çalışma koşulları genellikle nemli ve korozif ortamlardır. Ayrıca gıda işleme bıçakları, valfler ve pompalar gibi sert dolgu kaplamanın kullanıldığı uygulamalarda kaplama tabakası korozif ortam ile birlikte ısıl çevrime de maruz kalmaktadır. Bu tip ortamlar korozyon hasarının daha kısa sürede meydana gelmesine neden olmaktadır. Malzemede oluşacak korozyon hasarı, doğal olarak bir malzemenin ilk etkileşimde bulunduğu yer olan yüzeyinde başlar. Bu sebeple sert dolgu kaplama gibi yüzey koruma yöntemleri sadece aşınma değil korozyon hasarının engellenmesi veya en aza indirilmesi için kullanılan yöntemlerden biridir. Nicholls tarafından dizel motorlar üzerinde gerçekleştirilen bir çalışmada sert dolgu kaplama alaşımlarının dizel motorlardaki korozyonu önemli seviyede azaltabileceği rapor edilmiştir [163]. Yine çok sayıda yüksek sıcaklık korozyonuna maruz kalan parçanın bulunduğu enerji santrallerinde sert dolgu alaşımları korozyondan korunma amacıyla kullanıldığı bildirilmiştir [164,165]. Endüstride sert dolgu kaplamaların korozyon hasarının engellenmesinde veya azaltılmasında uygulandığı çok sayıda örneğe rastlanabilir. Bu sebeple sert dolgu kaplamalar için korozyon ve hasarının anlaşılması önem arz etmektedir [166].

Korozyon deprem kasırga, sel ve volkanik patlama gibi doğal ve maliyetli bir yıkım sürecidir. Korozyon genel olarak malzemelerin bulunduğu ortam içerisinde oluşan kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar neticesinde bozunması olarak tanımlanabilir [167]. Doğada altın, platin gibi soy metaller dışında kalan metaller sülfat, oksit veya karbonat halindeki bileşiklerine yani en kararlı hallerine dönme eğilimi gösterirler. Metallerin kararlı hallerine dönmesi sırasında elektrokimyasal reaksiyonlar gerçekleşir. Bu reaksiyonlar ise anodik ve katodik bölgeler arasındaki serbest enerji farkına bağlı olarak gelişir. Elektrokimyasal olarak korozyonun devam etmesi anot, katot, elektrolit ve bunları birbirine bağlayan iletkenin oluşturduğu hücreye bağlıdır. Sistemde yükseltgenme reaksiyonu neticesinde metalin iyonlaştığı yani elektron kaybettiği taraf anodu temsil eder. Öte yandan açığa çıkan bu elektronları tüketen yani indirgeyen taraf katodu temsil etmektedir. Anotta açığa çıkan elektronlar katot tarafına taşınamıyorsa veya iletim kesilmişse korozyon yavaşlar ve durur. Yani korozyonun devamı anotta ve katotta meydana gelecek reaksiyonlara bağlıdır.

2.7.1. Korozyonun sınıflandırılması

Korozyon hasarı tamamen engellenemez fakat alınan önlemler ile yavaşlatılabilir. Bu hasarının azaltılması için oluşan korozyonun türünün anlaşılması ve korumanın ilgili korozyon türüne göre yapılması önemlidir. Bu noktada korozyonun sınıflandırma gerekliliği ortaya çıkmaktadır. Korozyonun sınıflandırmasında çeşitli yaklaşımlar bulunmakla birlikte en genel sınıflandırma yöntemi görünüşe göre yapılan sınıflandırmadır.

Galvanik korozyon: Bu korozyon türü farklı galvanik potansiyele sahip metallerin aynı ortamda bulunması veya birbiri ile teması neticesinde meydana gelmektedir. Burada metallerden biri anot olarak davranır ve çözünür, katot olarak davranan malzeme ise korunur. Galvanik korozyon genel olarak tasarım ve imalat sırasında oluşan galvanik eşleşmeler neticesinde oluşur. Bununla birlikte galvanik korozyon temas halindeki metallerin elektrik potansiyel farkı ve yüzey alanları ile doğrudan ilgilidir. Galvanik korozyona uğrama potansiyeli bulunan metallerin arasındaki bağlantı kesilirse

korozyon engellenebilir. Bu sebeple galvanik korozyon ile mücadelede tasarımsal faktörler önem arz etmektedir.

Tekdüze (homojen) korozyon: En çok rastlanan korozyon türüdür. Bu korozyon türünde yüzeyin her noktasında homojen bir bozunma meydana gelmektedir. Tekdüze korozyon hasarı kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar neticesinde gerçekleşmektedir. Birçok korozyon türüne göre bıraktığı hasar miktarı fazladır. Fakat homojen korozyonun hızının tahmin edilebilmesinden dolayı diğer korozyon türlerine göre daha az tehlikeli bulunmaktadır.

Oyuk (çukurcuk) korozyonu: Bu korozyon türü genelde çok küçük noktasal ve derin oyuklar halinde kendini gösterir. Malzeme yüzeyinde koroyon ortamı ve malzemenin türüne göre çok sayıda oyuk oluşur. Klorür içeren ortamlarda ve pasifleşebilen metallerde korozyonlu yorulma ve gerilimli korozyon gibi farklı tip korozyon tiplerini tetiklediği için oyuklu korozyon genelde korkulan bir korozyon çeşididir [168].

Çatlak (aralık) korozyonu: Conta aralıkları, cıvata ve somun başları arasında birbirine iyi temas etmeyen yerlerde bölgesel oksijen farklılaşması sonucu ortaya çıkmaktadır. Bu dar aralıklar içinde bulunan durgun çözelti içerisine oksijen difüzyonu sağlanamaz ve korozyon hızlanır. Çatlağın içerisi anot olarak davranacağı için korozyonun oluşumunu gözlemlemek zordur. Bu sebeple çatlak korozyonu oldukça tehlikelidir.

Taneler arası korozyon: Taneler atomların en düzensiz olarak yer aldığı aktif bölgelerdir. Bu sebeple bu bölgeler korozyon için aşırı duyarlıdır. Bu noktalarda oluşan kimyasal yapı farklılıkları korozyona neden olabilir.

Gerilmeli korozyon: Statik kuvvetlerin etkisinde olan bir metalin korozif bir ortam içerisinde bulunması halinde yüzeyde korozyona karşı koruyacak tabakalar oluşamaz ve yüzeyler korozyona duyarlı hale gelir. Bu korozyon türüne gerilmeli korozyon denir. Gerilmeli korozyon hem mekanik hem de korozif etkinin bulunması ile gerçekleşir [169].

Erozyonlu korozyon: Hareketli bir çözelti içerisinde meydana gelen korozyon türüdür. Bu korozyon türünde yüzeyde oluşan metal iyonları veya katı korozyon ürünleri akışkan vasıtasıyla yüzeyden uzaklaşır. Uzaklaşma sırasında yüzeye temas eden partiküller erozyona da sebiyet verir ve her iki olay birlikte gerçekleşir. Pasifleşebilen metaller erozyonlu korozyona daha duyarlıdır.

Kavitasyon korozyonu: Akışkan bir sıvı içerisinde bulunan metal yüzeyine bu akışkan içerisinde bulunan gaz veya buhar kabarcığının bir noktasına çarpıp patlaması sonucu oluşan korozyon türüdür.

Yorulmalı korozyon: Çekme ve basma gerilmelerinin periyodik olarak etki ettiği dinamik bir ortamda çalışan malzemelerde mikro çatlaklar oluşabilir. Oluşan bu çatlaklar korozyonun ilerlemesi için uygun ortamlardır. Yorulma ve korozif etki birbirini destekler ve kısa süre içerisinde malzemede hasar oluşur [170].

Seçimli korozyon: Alaşım içerisinde bulunan bir metalin veya fazın öncelikli olarak korozyona uğraması sonucu ortaya çıkar. Seçimli korozyon galvanik seride birbirine çok uzak metalleri içeren alaşımlarda görülmektedir. Çinko fakirleşmesi (dezinsifikasyon) bu olaya örnek olarak verilebilir. Korozif bir ortamda pirinç alaşımı içerisindeki çinko korozyona uğrar ve bakır sistemde kalır. Çinkonun sistemden uzaklaşması ile mekanik özellikleri pirince göre zayıf olan gözenekli bir yapı oluşur.

Filiform korozyon: Tabaka altı korozyon olarakta adlandırılan bu korozyon türünde özellikle teneke kutuların boyama sonrası, boya ve altlık arasında gelişen korozyon türüdür. İlk olarak çelik malzemelerde keşfedilen filiform korozyon türüne alüminyum ve magnezyumda da rastlanmıştır. Bu korozyon türü sadece boyanan yüzeylerin altında değil kaplanmış metallerin kaplama-altlık ara yüzeyinde de gerçekleşmektedir.

2.7.2. Korozyon hızının tespiti

Her ne kadar korozyon hasarının önüne geçilemesede tasarımsal değişiklikler, malzeme seçimi, katodik koruma, ısıl işlem, ortam koşullarını kontrol etme ve yüzey

kaplama gibi önlemler ile korozyon hızı yavaşlatılabilir. Korozyon hasarının en aza indirilmesi için alınacak bu önlemlerin etkili bir şekilde uygulanabilmesi için malzemenin korozyon hızının bilinmesi gerekmektedir. Metalin birim zamandaki çözünme miktarı olarak tanımlanan korozyon hızının ölçümü çeşitli şekillerde gerçekleştirilebilir. Eskiden ağırlık kaybı ile belirlenen korozyon hızı günümüzde polarizasyon eğrileri yardımıyla tayin edilmektedir. Bir metalin çözelti içerisindeki polarizasyon eğirleri potansiyostatik/potansiyodinamik veya galvanostatik yöntem ile çizilmektedir.

Potansiyodinamik/Potansiyostatik yöntem: Bu yöntemde potansiyostat adı verilen bir sistem ile elektrota sabit (potansiyostatik) veya değişken (potansiyodinamik) olarak potansiyel uygulanır. Bu potansiyele karşılık gelen akım değerleri ölçülerek korozyon hızı hakkında yorum yapılır. Potansiyel, test süresince değiştiriliyorsa buna potansiyodinamik yöntem, potansiyel sabit tutularak akımın yönü ve miktarı ölçülerek gerçekleştirilen yönteme potansiyostatik yöntem denir.

Galvanostatik yöntem: Bu yöntemde akım sabittir ve potansiyel değişim gözlenmektedir. Sabit bir akım anodik ve katodik yönde elektrota uygulanırken potansiyel bir voltmetre yardımıyla ölçülür.

Korozyon hızının hesaplanmasında kimyasal veya elektrokimyasal yöntemler kullanılabilir. Kimyasal yöntemler kütle kaybı hesabı, korozyon ürünlerinin miktarı ve korozyon sırasında oluşan gaz miktarının hesaplanması şeklinde ölçülebilir.

Kütle kaybı yöntemi: Kütle kaybı ile korozyon hızının tayininde korozif ortama bırakılan bir malzemenin korozyon direnci test öncesi ve sonrası ölçülen ağırlık farkına göre gram, miligram ve yüzde ağırlık değişimi şeklinde verilebilir. Fakat pratikte kütle kaybı yöntemine göre elde edilen değişim yerine metal kalınlığındaki azalma veya birim zaman içinde birim yüzey başına ağırlık azalması olarak hesaplanması büyük kolaylık sağlar. Ölçümde yılda inç, yılda milimetre ve ayda inç gibi birimler kullanılmakla birlikte yılda mil (mpy) kullanılan en yaygın birimdir. Mpy

olarak birim zamanda birim yüzeyde meydana gelen korozyon hızı (KH) Eşitlik 2.6 yardımıyla hesaplanabilir.

$$KH(mpy) = \frac{534W}{\mathrm{DAT}} \tag{2.6}$$

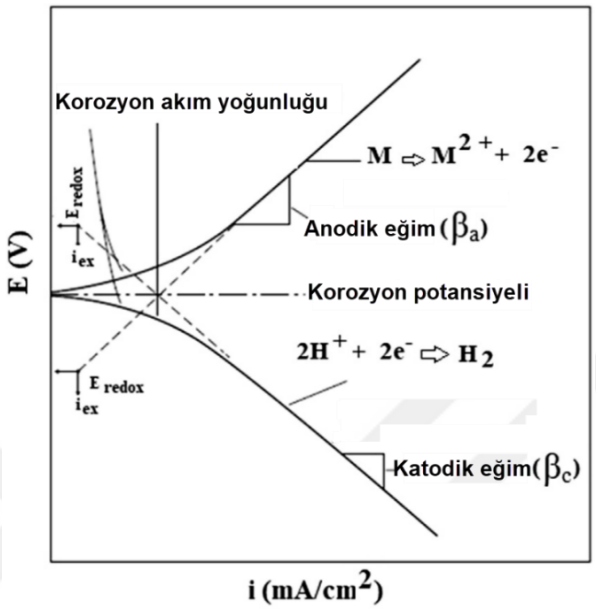
Burada W ağırlık kaybını (mg), D malzemenin yoğunluğunu (g/cm^3), A malzemenin yüzey alanını (inç^2), T test süresini (saat) temsil etmektedir. Endüstriyel olarak kullanılan metaller 1-200 mpy arasında değişen korozyon hızına sahiptir. Bununla birlikte yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen testlerde malzemede ağırlık kaybı değil, malzeme yüzeyinde oluşan oksidasyon neticesinde ağırlık artışı gözlenebilir. Böyle bir durumda ağırlık kaybı yerine ağırlık artışı ölçülür.

Gaz ölçüm metodu: Korozyon sırasında oluşacak gazların ölçülebildiği bir sistemde, gaz miktarı bulunur ve reaksiyona giren madde miktarı tayin edilir. Bu sayede korozyon hızı tespit edilmektedir [171].

Elektrokimyasal korozyonda ise en çok tafel ekstrapolasyon yöntemi ve lineer polarizasyon yöntemi, tercih edilmektedir. Bu yöntemlerin dışında elektrokimyasal impedans, harmonik analiz ve dinamik elektrokimyasal impedans yöntemi kullanılmaktadır [172].

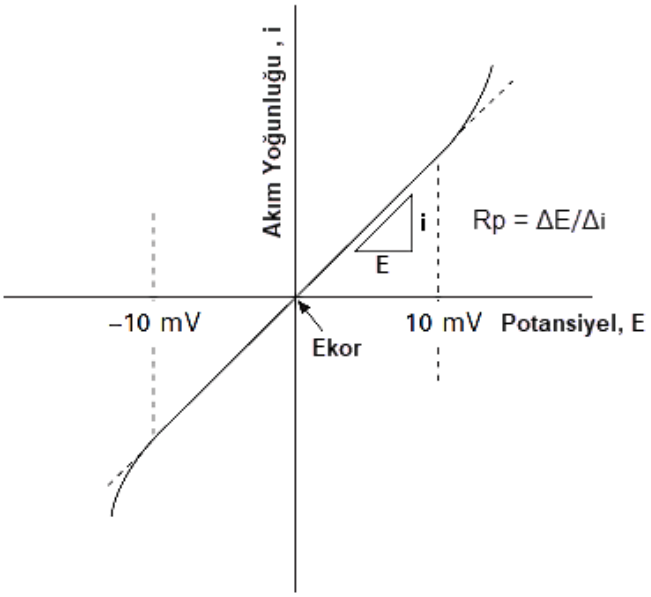
Tafel ekstrapolasyon yöntemi: Korozyon sırasında elektrot yüzeyinde çok sayıda anodik ve katodik reaksiyon gerçekleşir. Alaşım ve kompozit yapılı malzemelerde korozyonun anlaşılması çok daha karmaşık hale gelir. Böyle malzemelerin elektrokimyasal olarak korozyon davranışı incelenirken sistemin tümü hakkında fikir veren karma potansiyel kuramı kullanılabilir. Elektrot yüzeyinde çok sayıdaki anodik ve katodik reaksiyonun aynı anda oluştuğu sırada toplam indirgenme akımının toplam yükseltgenme akımına eşit olduğu karma potansiyele korozyon potansiyeli (E_{kor}) denir. Bu potansiyele karşılık gelen akım ise korozyon akımıdır (I_{kor}). Korozyon potansiyeli ve korozyon akımının tespit edilmesinde anodik ve katodik polorizasyon eğrileri kullanılabilir. Polarizasyon eğrilerinde uygulanan dış akım korozyon akımını aştığında (yaklaşık on katı) kırılma gerçekleşir. Kırılma E-log*i* eğrisinde uygulanan dış

akımın doğrusal olarak değiştiği ‘Tafel bölgesi’ olarak bilinen bir bölge oluşur (Şekil 2.14.). Tafel bölgelerinin korozyon potansiyeline ekstrapole edilmesi ile bu korozyon akımı yani korozyon hızı tespit edilebilir [170,172,173].



Şekil 2.14. Tafel ekstrapolasyonu (metalin asidik ortamdaki korozyonu) [174]

Lineer polarizasyon yöntemi: Korozyon potansiyeli civarında anodik ve katodik polarizasyon eğrilerinin yaklaşık 0,1-10 mV potansiyel değişme hızında lineer bir değişim göstermektedir (Şekil 2.15.).



Şekil 2.15. Lineer polorizasyon ile polorizasyon direncinin tespiti [175]

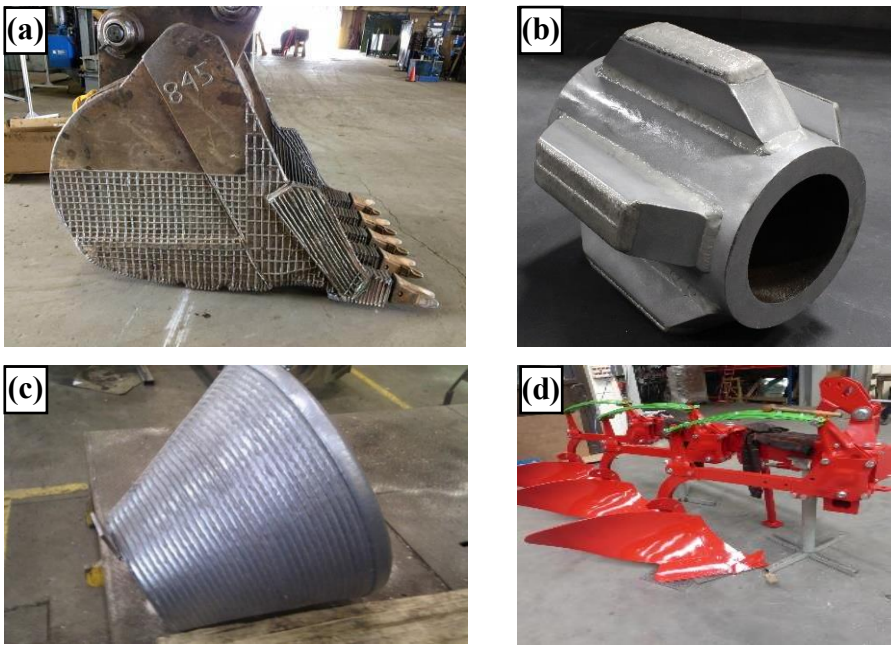
Polarizasyon eğrilerinin korozyon potansiyeli civarındaki doğrusal davranış sergilediği bu kısımlarının eğimi polarizasyon direnci (Rp = ΔE/Δi) olarak tanımlanır. Stern ve Geary tarafından keşfedilen bu olaydan yola çıkılarak korozyon hızının hesaplanması için Eşitlik 2.7.'te verilen formül geliştirilmiştir [176,177].

$$Ikor = \frac{\beta a * \beta c}{2{,}303\ (\beta a + \beta c) * Rp} \tag{2.7}$$

Burada β_a anodik eğimi, β_c katodik eğimi, R_p ise polarizasyon direncini temsil etmektedir.

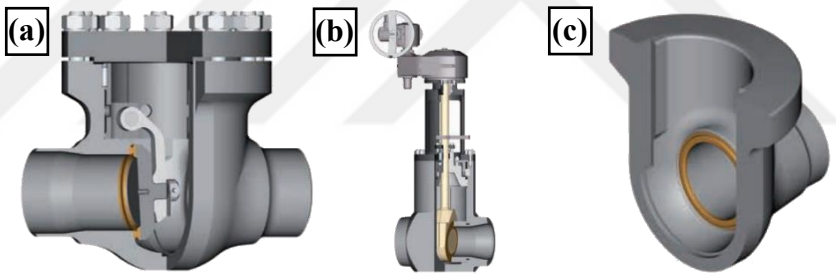
2.8. Sert Dolgu Kaplamaların Kullanım Alanları

Sert dolgu kaplamalar genellikle aşındırıcı, erozif ve korozif olan saldırgan ortamlarda uygulama alanı bulmaktadır. Hafriyat ve madencilik bu tip ortamlara güzel bir örnektir. Sürekli nemli ve aşındırıcı ortamlara maruz kalan kepçe tınakları, kırıcı ve deliciler sert dolgu elektrotları ile kaplanarak ömür uzatımı ve ekonomik kazanç sağlanmaktadır [143,178,179]. Şekil 2.16.'da çeşitli sert dolgu kaplama örnekleri görülmektedir.



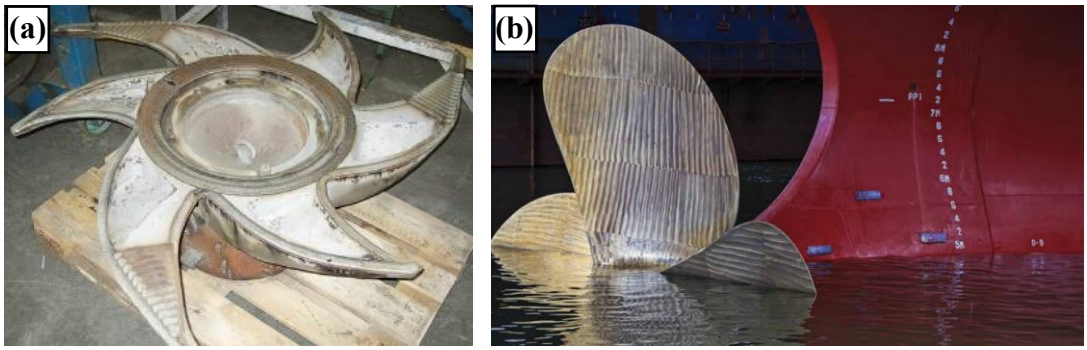
Şekil 2.16. Sert dolgu kaplama uygulama alanları [180–183]

Enerji santrallerinde basınç altında çalışan parçalar genellikle 540-600 ºC gibi yüksek sıcaklıklara ve aşınmaya maruz kalırlar. Bu tesislerde kullanılan valf vb. parçalar çoğu zaman dövme veya döküm yolu ile üretilip sert dolgu ile kaplanarak kullanılmaktadırlar [184]. Nükleer reaktörlerde birçok parça yüksek mukavemet ve korozyon dayanımı sebebiyle 316 LN paslanmaz çelikten imal edilmektedir [185]. Bu parçalar uzun süreli yüksek sıcaklık ve radyasyona maruz kalmaktadır. Dufrane ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada soğutma sıvısını yönlendirmede kullanılan besleme regülatörünün önemli seviyede aşınmaya maruz kaldığı belirtilmiştir [186]. Aşınma sorunu sert dolgu kaplamalar ile giderilebilmektedir. Fakat Nükleer santrallerde kullanılan sert dolgu alaşımlarının radyasyon direncinin yüksek olması beklenir. Örneğin santrallerde kullanılan kobaltın radyasyon aktivitesini artırdığı tespit edilmiştir. Bu sebeple nükleer santrallerde sert dolgu kaplama malzemesi olarak nikel esaslı alaşımlar tercih edilir [187,188]. Şekil 2.17.'de nükleer santrallerde kullanılan ve sert dolgu kaplama uygulanmış valfler görülmektedir.



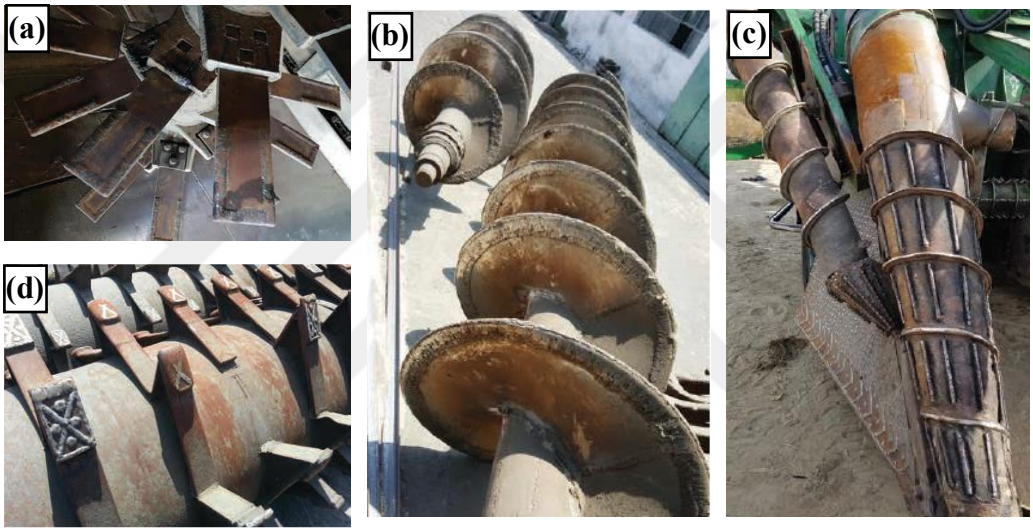
Şekil 2.17. Nükleer santrallerde kullanılan çeşitli valfler [189]

Ayrıca sert dolgu kaplamalar pervane şaftlarında [190], dizel motor parçalarında kullanılmaktadır [191]. Şekil 2.18.'de sert dolgu kaplamanın rotor uygulaması ve bronz gemi pervanesi üzerine uygulamasına ait görünümler verilmiştir.



Şekil 2.18. a) Rotor uygulaması b) Gemi pervanesi üzerine gerçekleştirilen sert dolgu kaplama [192,193]

Sert dolgu kaplamaların kullanıldığı alanlardan biri de şeker fabrikalarıdır. Şeker fabrikalarında ham şekerin işlenmesi sırasında kullanılan makine ve ekipmanlar ileri derecede aşınma ve korozyona maruz kalırlar. Bu sebeple proses içerisinde birçok parça sert dolgu kaplama uygulamaları ile geliştirilir. Şeker fabrikalarında kullanılan değirmen dişlileri, değirmen çekiçleri, bıçaklar, vidalı küspe asansörleri, egzoz fanları, pres merdaneleri ve şeker kamışı hasatında kullanılan makineler sert dolgu kaplamaların uygulama alanlarından birkaçıdır. Şekil 2.18.'de şeker fabrikalarında kullanılan bazı makine parçalarına uygulanan sert dolgu kaplama uygulamaları görülmektedir.



Şekil 2.19. Şeker fabrikalarında çeşitli sert dolgu kaplama uygulamaları[194]

2.9. Literatür Taraması

Tez çalışması kapsamında farklı oranlarda Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B içeriğine sahip elektrotlar üretilmiş ve bu elektrotlar AISI 1010 çelik altlık üzerine kaplanmıştır. Konu sert dolgu elektrot bileşimleri, elektrotun üretimi, uygulama yöntemi ve uygulama sırasında kullanılan parametreler gibi birçok değişkeni ve üretim sonrası numunelere gerçekleştirilen mikroyapısal incelemeler, sertlik testi, aşınma testi ve korozyon testi gibi karakterizasyonları içermektedir. Bu bakımdan tez konusu ile ilgili olabilecek ve teze katkıda bulunabilecek benzer çalışmalara ait literatür taraması bu kısımda verilmiştir. Yapılan taramalarda tez konusu ile benzerlik gösteren aşağıdaki çalışmalara rastlanmıştır.

Eroğlu, farklı oranlarda bor içeren demir esaslı sert dolgu elektrotlarını elektrik ark kaynak yöntemi ile SAE 1020 çelik altlık üzerine kaplamıştır. Elektrot örtü bileşimindeki bor içeriğinin artması ile ötektik altı mikroyapının birincil Fe_2B ve Fe_2B+martesit içeren ötektik üstü mikroyapıya doğru değiştiğini gözlemlemiştir. Bor miktarının daha da artırılması ile bölgesel olarak FeB fazlarının oluştuğunu ve taneler arası çatlamaya neden olduğunu rapor etmiştir [89].

Wang ve arkadaşları, 0-5 (%ağ.) arasında molibden içeren Fe-Ti-V-Mo bileşimine sahip demir esaslı sert dolgu elektrotlarını AISI 1020 çelik altlık üzerine elektrik ark kaynağı kullanarak kaplamışlardır. Yaptıkları bu çalışmada farklı oranlarda molibden içeren bu kaplamaların morfolojik ve aşınma davranışını incelemişlerdir. Çalışma sonucunda eş eksenli ve çubuksu tipte karbürlerin, iğnemsi martenzit matriks üzerinde sentezlendiği tespit edilmiştir. Ayrıca artan Mo oranı ile karbür oranının arttığı, molibdenin oluşturduğu Mo_2C yapısının ve molibdenin katı çözelti sertleşmesi ile matrisin sertlik ve aşınma direncine katkı sağladığı anlaşılmıştır. Fakat 5 (%ağ.) molibden içeren sert dolgunun yüzeyinde çatlamalar meydana geldiği, %3-4 (%ağ.) Mo içeren alaşımın yüzeyinin bu tip bir çatlağın oluşmadığı ve en iyi aşınma dayanımına sahip olduğu tespit edilmiştir [195].

Lee ve arkadaşları, yaptıkları bir çalışmada farklı oranlarda Fe-Cr-C-Si içeriğine sahip demir esaslı sert dolgu alaşımlarını AISI 304 paslanmaz çelik üzerine gaz tungten ark kaynağı yöntemini kullanarak kaplamışlardır. Sonrasında bu kaplamaların 25-300 ^oC'de açık atmosferde ve 25-250 ^oC basınçlı su altında aşınma davranışlarını incelemiş ve geliştirdikleri bu malzemeye alternatif olabilecek ticari bir alaşım olan Stellite 6 kobalt esaslı sert dolgu alaşımı ile karşılaştırmışlardır. Geliştirdikleri alaşımlar arasında Fe-20Cr-1,7C-1Si bileşiminin aşınma direncinin en iyi sonuçları verdiğini rapor etmişler, bu sonucu ise kaplamanın yüzeyinde gerilme etkisi altında oluşan yaklaşık 70 µm kalınlığındaki martensitik tabakaya bağlamışlardır [196].

Singla ve arkadaşları demir esaslı Fe-Cr-C-Si bileşimine sahip sert dolgu tozunu E-6013 rutil elektrot kullanarak düşük karbon çeliği üzerine kaplamış ve ürettikleri numunelerin mikroyapısal, sertlik ve aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Aşınma

deneyi 25, 200 ve 400 ^{o}C olarak üç farklı sıcaklıkta ve 20, 30 ve 40 N olarak üç farklı aşınma yükünde 0,4 ms^{-1} kayma hızı ve 1000 m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Deney çalışmalarından, ilave edilen CeO_2'un belli bir orana kadar ostenit yapıyı rafine ettiğini fakat artan CeO_2 oranı ile ostenitin kabalaştığını, optimize sonucun %0,4 CeO_2 ilave edilen sert dolguda elde edildiğini bildirmişlerdir. CeO_2'in karbür türü üzerinde bir etkisi olmadığı fakat X-ışınları analizinde ilave edilen CeO_2 ile MC ve M_7C_3 tipinde karbürlere ait yeni piklerin görüldüğü rapor edilmiştir. İlave edilen CeO_2'un sertlik ve aşınma direncinde artışa neden olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca en iyi aşınma direncinin %0,4 CeO_2 içeren sert dolgu alaşımında olduğu ve aşınma mekanizmasının mikro-abrazif ve adhezif olarak birlikte görüldüğü rapor edilmiştir [197].

Ke ve arkadaşları, Fe-Cr13-C-Nb paslanmaz çelik çekirdek metal ve farklı oranlarda ferro titanyum içeren sert dolgu tozu kullanarak üç farklı sert dolgu elektrotu üretmişlerdir. Bu elektrotlarda flaks bileşimi olarak CaO-CaF_2-TiO_2 sistemini kullanılmıştır. Kaynak parametresi olarak 100-130 A akım değeri, 24-26V gerilim ve 9-13 m/sa kaynak hızı tercih edilmiştir. Seyrelmenin engellenmesi için kaplama, 6 paso olarak gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonunda kaplamanın mikroyapısal ve aşınma direncini inceleyen grup şu bulgulara ulaşmıştır; artan titanyum oranı kompleks titanyum ve niobyum karbürlerin çökelmesini, bu karbürler için çekirdeklenme merkezi olarak davranan titanyum karbürler sebebiyle teşvik edeceğini bildirilmiştir. Artan titanyumun mikroyapıyı düzenlemesi ve ince karbür çökeltilerini homojen bir şekilde dağılmasına neden olduğu için aşınma direncini artırdığını tespit etmişlerdir. Aşınma izlerinde görülen kesintili kanallar aşınma mekanizmasının, karbür çökeltilerinin yapıda oluşturduğu güçlendirme etkisi sebebiyle minimum plastik deformasyon olacak şekilde oluştuğunu rapor etmişlerdir [198].

Coranado ve arkadaşları, özlü tel ark kaynağı ve örtülü elektrot ark kaynak yöntemleri ile ASTM A36 çelik altlık üzerine sert dolgu kaplama gerçekleştirmişlerdir. Çalışmada kaplama yöntemleri, kullanılan bileşimler ve paso sayısı mikroyapısal, sertlik ve aşınma direnci olarak karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak %4,66 (ağ.) titanyum içeren ve üç paso olarak özlü tel ile gerçekleştirilen kaplamanın abrazif aşınma diğer kaplamalar

göre daha yüksek çıkmıştır. Bu sonucu alaşımın mikroyapısında bulunan titanyumca zengin karbür fazların aşınmaya neden olan partikülleri engellemesinden ileri geldiğini bildirmişlerdir. Ayrıca çalışmada sertlik ve aşınma arasında doğrusal bir ilişki olmadığı rapor edilmiştir [146].

Kaptanoğlu ve Eroğlu yaptıkları çalışmada, Fe-B ve Fe-Ti ferro alaşımlar ile hazırlanan özlü teli TIG kaynak yöntemi ile SAE 1020 çelik altlık üzerine kaplamışlardır. Üretilen bu numunelerin mikroyapı, sertlik ve aşınma davranışlarını incelenmiştir. Mikroyapısal inceleme sonunda yapılarda in-situ olarak oluşan TiB_2 fazı ile birlikte Fe_2B, TiC ve α-Fe farzlarına rastlanmıştır. Dolgu metali içeriğindeki ferro titanyum ve ferro bor miktarındaki artış ile oluşan TiB_2 yapılarının şeklinde değişiklikler gözlemlenmiştir. Yine bu artış ile birlikte sertliğin ve kaplamanın aşınma direncinin de arttığı rapor edilmiştir [199].

BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Giriş

Bu çalışmada, sert dolgu kaplama için ferro-krom, ferro-bor, ferro-titanyum esaslı örtülü elektrotlar geliştirilmiş ve bu elektrotlar kullanılarak çelik altlık üzerine elektrik ark kaynak yöntemi ile kaplama işlemleri gerçekleştirilmiştir. Geliştirilen sert dolgu elektrotlarının elektrik ark kaynak yöntemi ile uygulama verimi, kaplama sonrası yüzey morfolojisi, mikroyapısal analizler, sertlik değerleri, aşınma ve korozyon davranışları incelenmiştir.

3.2. Tasarım ve Üretim

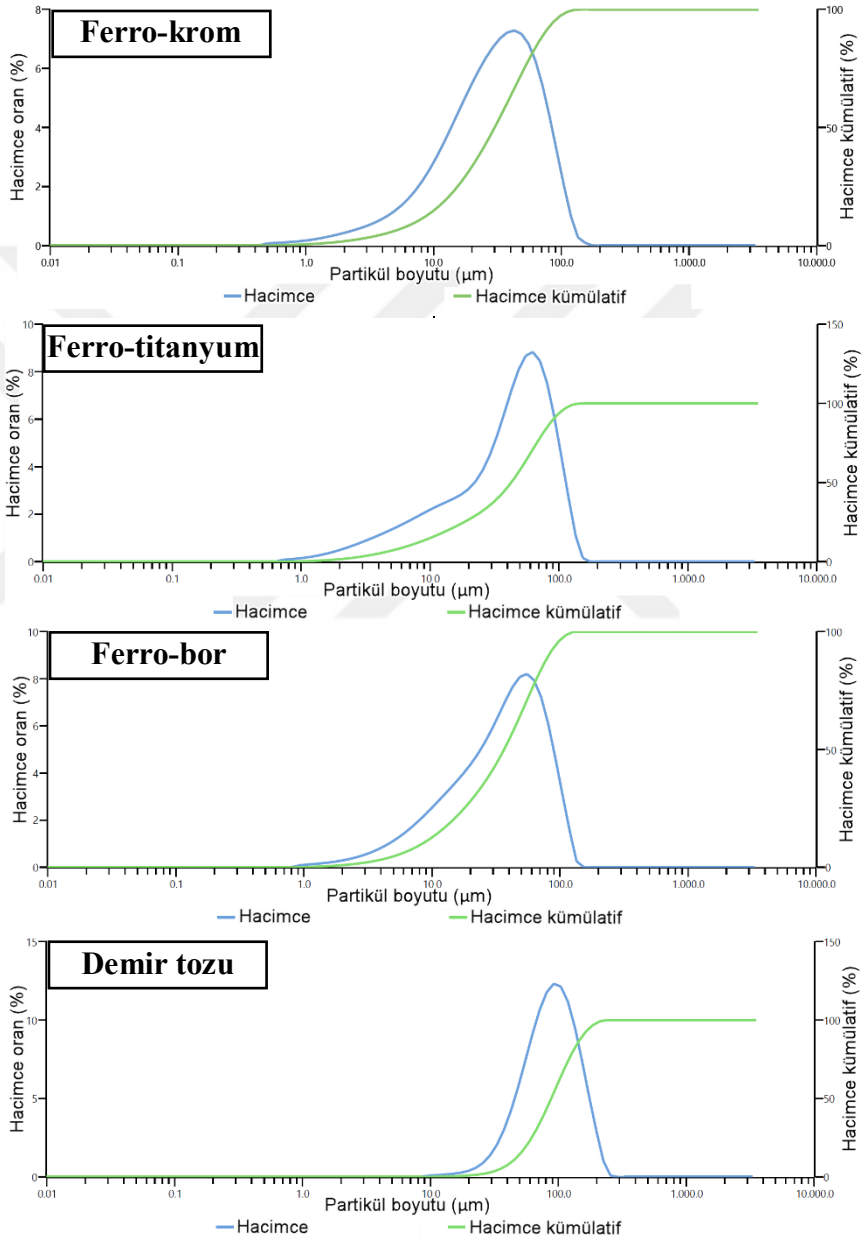
3.2.1. Kullanılan hammaddeler ve altlık malzeme

Elektrot örtü bileşiminde çeşitli maddeler kullanılmaktadır. Bu maddeler arasında kritik bir bileşen olarak alaşımlama için ferro alaşımlar tercih edilmiştir. Ferro alaşımların dışında elektrotun görevini yerine getirebilmesi için flaks malzemeleri ve bağlayıcı olarak başlıca üç farklı malzeme grubu kullanılmıştır. Başlangıç malzemesi olarak kullanılan ferro alaşımlar ve ASC100.29 kodlu saf demir tozu Aveks İç ve Dış Tic. A.Ş. ve Gensa Kimya San. ve Tic. A.Ş. firmalarından temin edilmiş olup kimyasal bileşimleri Tablo 3.1.'de verilmiştir.

Tablo 3.1. Ferro alaşım ve demir tozu bileşimleri (%ağ.)

Toz	Fe	Cr	Ti	B	Si	C	Al	Satıcı Firma
Ferro-krom	26,683	73,06	-	-	0,19	0,038	-	Gensa Kimya
Ferro- titanyum	25,222	-	70,95	-	-	0,126	3.63	Aveks
Ferro- bor	80,602	-	-	18,580	0,39	0,312	0,065	Aveks
Demir tozu	99,99	-	-	-	-	-	-	Gensa Kimya

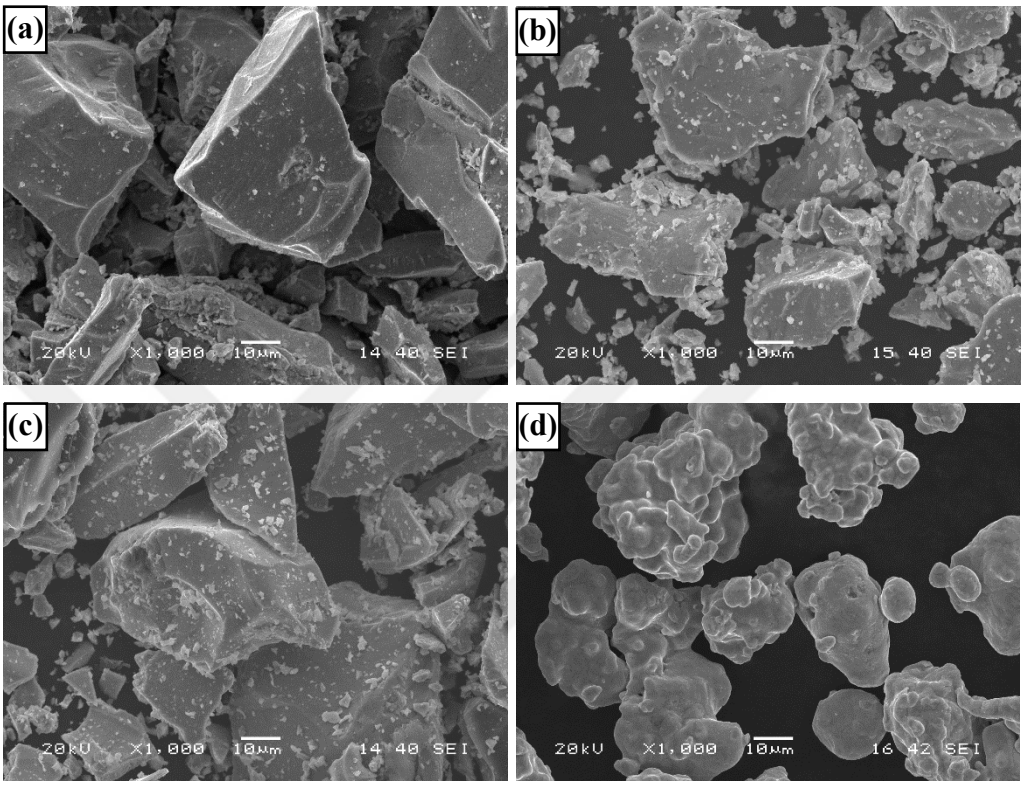
Elektrotların üretiminde kullanılan ferro alaşımlar, kayaç halinde olması sebebiyle halkalı değirmen kullanılarak öğütülmüş ve 100 µm elek altı olarak elenmiştir. Sonrasında ferro alaşımlar ve demir tozunun ortalama partikül boyut analizi, Mastersizer 3000 lazer difraksiyonu cihazı kullanılarak belirlenmiştir. Ortalama partikül boyut analiz sonuçları Şekil 3.1.'de verilmiştir.



Şekil 3.1. Eleme sonrası ferro-alaşımların toz boyut dağılımları

Örtülü elektrotların geliştirilmesinde kullanılan ferro alaşımlar doğal olarak çalışmanın en kritik bileşenlerinden birini oluşturmaktadır. Bu sebeple başlangıç

tozlarının mikroyapı (SEM analizi) ve elementel analizleri (EDS) yapılmış ve bileşimde yer almayan herhangi bir elemente rastlanmamıştır. Öğütme sonrası ferro alaşımların ve -100 µm olarak temin edilen demir tozuna ait SEM görüntüleri Şekil 3.2.'de verilmiştir.



Şekil 3.2. Başlangıç tozların SEM görüntüleri a) ferro-krom, b) ferro-titanyum, c) ferro-bor ve d) demir tozu

Elektrot örtü kısmında ferro alaşımlar dışında yer alan diğer bir malzeme grubu flaks bileşenleridir. Flaks bileşenleri ark oluşumu, arkın kararlılığı ve sonrasında ergiyik banyonun atmosferin zararlı etkilerinden koruması gibi verimli bir kaynak işlemi için gerekli olan önemli bileşenlerdir. Ayrıca elektrot örtü bileşimini elektrot üzerinde tutan ve kararlı bir ark oluşumunu teşvik eden bağlayıcı malzemeler de elektrot bileşiminde yer almaktadır. Flaks ve bağlayıcı miktarı çalışmadaki önemli noktalardan biridir. Sert dolgu elektrotu içerisindeki flaks ve bağlayıcı madde miktarının elektrotun verimli bir şekilde görevini yerine getireceği minimum miktara inmesi, elektrot içerisinde kaplamanın özelliklerini geliştirecek ferro alaşımlar için daha fazla yer kalması anlamını taşımaktadır. Bu sebeple flaks ve bağlayıcı miktarının

belirlenmesinde literatür taraması ve çok sayıda ön çalışma gerçekleştirilerek Tablo 3.2.'de görüldüğü gibi optimize edilmiştir.

Tablo 3.2. Örtü bileşiminde yer alan flaks ve bağlayıcı oranı (%ağ.)

Bileşen	İlave Miktarı (%Ağ.)
Rutil (TiO_2)	5
Kuvars (SiO_2)	
Alumina (Al_2O_3)	
Fluşpat (CaF_2)	
Potasyum aljinat ($C_6H_7KO_6$)	
Kalsiyum karbonat ($CaCO_3$)	
Potasyum titanat (K_2TiO_3)	
Sodyum-feldispat ($NaAlSi_3O_8$)	
Potasyum-silikat ($K_2Si_2O_5$)	17,5

Kaynak elektrotlarında kullanılan çekirdek metal ergiyerek dolgu metali görevini görür ve karbonlu çelikler için genelde düşük karbonlu çelikten imal edilir. Sert dolgu kaplamalar için kullanılan elektrotlar ise alaşımlı olabilmektedir. Bununla birlikte genel olarak soğuk çekilmiş filmaşin çekirdek metali kullanılmaktadır. Bu çalışmada da benzer şekilde elektrot çekirdek malzemesi olarak Tablo 3.3.'de kimyasal bileşimi verilen 2.5 mm çapında ve 350 mm uzunluğunda soğuk çekme filmaşin tel kullanılmıştır.

Tablo 3.3. Çekirdek metalin kimyasal bileşimi (%ağ.)

Çekirdek metal	C	Cr	Mn	Si	P	S	Fe
H08A	<0,1	0,064	0,37	0,1	<0,02	<0,02	Kalan

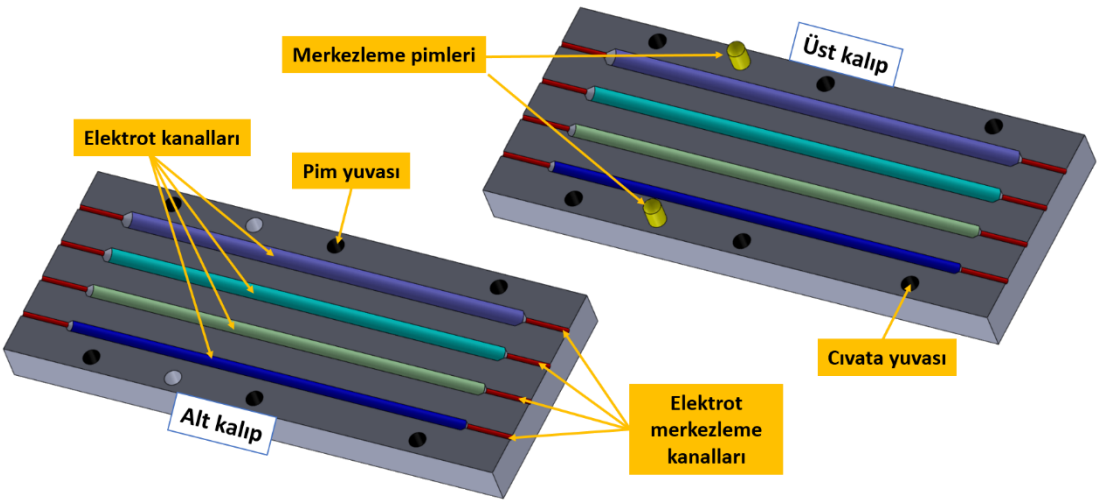
Sert dolgu işlemi alaşımlı ve alaşımsız malzemelerin üzerine gerçekleştirilebilmektedir. Fakat özellikle yüksek alaşımlı malzemelerin kaynağında karşılaşılan çeşitli problemlerin giderilmesi için çalışmada kullanılan altlık malzemenin kolay kaynak edilebilir olması yani kaynak kabiliyetinin yüksek olması dikkate alınmıştır. Bu sebeple çalışmada Tablo 3.4.'te kimyasal analizi verilen düşük karbonlu AISI 1010 çelik altlık malzeme kullanılmıştır. Altlık malzemeler 70x30x8 mm boyutlarında kesilmiş ve sert dolgu kaplama öncesi yüzeyleri metalografik olarak hazırlanmıştır.

Tablo 3.4. Altlık malzeme spektral analiz sonucu (%ağ.)

Altlık	C	Mn	Si	P	S	Fe
AISI 1010	0,09	0,4	0,024	0,026	0,022	Kalan

3.2.2. Kalıp tasarımı ve üretimi

Endüstriyel olarak örtülü elektrot üretimi elektrot presi adı verilen cihazlar ile gerçekleştirilmektedir. Elektrot üretiminde kullanılan bu preslerin en küçük olanları bile yaklaşık 5 kg'lık viskoz haldeki örtü pastası ile şarj edilmektedir. Çok sayıda elektrot bileşiminin denendiği böyle bir geliştirme çalışması için pres ile üretim ciddi bir ekonomik külfet oluşturmaktadır. Bu sebeple tez çalışmasında, istenilen bileşime uygun tek bir elektrotun bile üretimine imkan sağlayan bir kalıp tasarlanmıştır. Solidworks bilgisayar destekli tasarım programı ile dizayn edilen kalıbın görünümü Şekil 3.3.'de görülmektedir. Bu kalıp ile adet bazında üretim mümkün olup sisteme bir elektrot örtüsü kadar şarj ile üretim ekonomik olarak gerçekleştirilebilmektedir. Kalıp tasarımı yapılırken elektrot kanalları farklı ölçülerde dizayn edilmiş ve optimize elektrot örtü kalınlığının bulunması hedeflenmiştir. Bu amaçla tasarlanan kalıp üzerinde 5,5-8,5 mm arasında değişen örtü kalınlığına sahip elektrot üretimine imkan tanıyan kanallar bulunmaktadır.



Şekil 3.3. Elektrot üretiminde kullanılan kalıp tasarım görüntüsü

Tasarımı gerçekleştirilen kalıbın üretiminde işleme kolaylığı sağlaması açısından Al7075 alaşımı kullanılmıştır. Blok olarak alınan alüminyum malzeme Şekil 3.4.'de

görüldüğü üzere alt ve üst kalıp olacak şekilde iki parçalı olarak CNC freze tezgahı ile işlenmiştir.



Şekil 3.4. Alüminyumdan üretilen kalıp görünümü

Gerçekleştirilen ön çalışmalar neticesinde elektrot örtü pastasının üretim sırasında kalıba yapıştığı ve örtünün dağılmasına neden olduğu deneyimlenmiştir. Bu sebeple yapışmaların engellenmesi için ölçü toleransına dikkat edilerek kalıp teflon malzeme ile kaplanmıştır. Teflon kaplama sonrası kalıbın görünümü Şekil 3.5.'de verilmiştir.



Şekil 3.5. Teflon kaplama sonrası kalıp görünümü

3.2.3. Elektrot bileşimlerinin geliştirilmesi ve üretimi

Çalışmada kullanılan elektrot bileşimleri, ilgili elementlerin faz diyagramları ve literatür taraması neticesinde tasarlanmıştır. Bu bileşimlerin kalıp içerisine şarj miktarı, ferro alaşımların kullanılan diğer örtü bileşenlerinin ve çekirdek metalin ağırlık ve hacim oranları dikkat alınarak yazılan bir bilgisayar programı ile hesaplanmış ve doğruluğu elektrot üretimi sonunda program verisi ve üretilen elektrot

ağırlıkları tartılarak sağlanmıştır. Bununla birlikte elektrot bileşimlerinin tasarımında kalıp içerisinde bulunan kanal çapı, yani örtülü elektrot çapı kadar ferro alaşımın sıkıştırılabilmesi, elektrot bileşim tasarımını belli oranlarda sınırlandırmaktadır. Yukarıda Şekil 3.4.'de verilen farklı çaplarda tasarlanmış kalıp kanalları (5,5 - 8,5 mm) için yapılan deneme çalışmalarında en verimli çapın 5,5 mm kalınlığa sahip elektrot olduğu görülmüş ve alaşım bileşimi bu doğrultuda belirlenmiştir. Çalışmada Tablo 3.5.'te bileşimleri verilen on sekiz farklı sert dolgu elektrot tasarımı yapılmıştır.

Tablo 3.5. Ferro alaşım ve demir tozu bileşimleri (%at.)

Alaşım sistemi	Cr	Ti	B	Fe	Gösterim
Fe-Cr-B	10	-	25	Kal.	$Fe_{13}Cr_2B_5$
	10	-	20	Kal.	$Fe_{14}Cr_2B_4$
	10	-	15	Kal.	$Fe_{15}Cr_2B_3$
	25	-	10	Kal.	$Fe_{13}Cr_5B_2$
	20	-	10	Kal.	$Fe_{14}Cr_4B_2$
	15	-	10	Kal.	$Fe_{15}Cr_3B_2$
Fe-Ti-B	-	10	25	Kal.	$Fe_{13}Ti_2B_5$
	-	10	20	Kal.	$Fe_{14}Ti_2B_4$
	-	10	15	Kal.	$Fe_{15}Ti_2B_3$
	-	25	10	Kal.	$Fe_{13}Ti_5B_2$
	-	20	10	Kal.	$Fe_{14}Ti_4B_2$
	-	15	10	Kal.	$Fe_{15}Ti_3B_2$
Fe-Cr-Ti-B	10	5	20	Kal.	$Fe_{13}Cr_2TiB_4$
	5	10	20	Kal.	$Fe_{13}CrTi_2B_4$
	20	5	10	Kal.	$Fe_{13}Cr_4TiB_2$
	20	10	5	Kal.	$Fe_{13}Cr_4Ti_2B$
	5	20	10	Kal.	$Fe_{13}CrTi_4B_2$
	10	20	5	Kal.	$Fe_{13}Cr_2Ti_4B$

Tasarlanan elektrotların üretimi ferro alaşım ve flaks tozlarının istenilen bileşime göre tartılması ile başlamaktadır. Tartım işlemi 0,0001 gr hassasiyetli Shimadzu hassas terazi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tartılan tozlar kuru olarak karıştırılmış ve sonrasında bağlayıcı ilave edilerek yaş karıştırma yapılmıştır. Yaş karıştırma işlemi sonunda elde edilen viskoz çamur, kalıp içerisindeki elektrot örtü kalınlığına göre ayarlanan kanalları sayesinde önce elektrot pastası içerisine şarj edilmekte sonrasında kalıp kapatılarak sıkıştırılmakta ve çekirdek metal ortasından geçirilerek elektrot

üretimi gerçekleştirilmektedir. Kalıbın iki ucu arasındaki merkezleme yolları vasıtasıyla çekirdek metalin örtünün tam ortasında kalması sağlanmaktadır. Kalıp içerisinden çıkarılan elektrotlar 24 saat açık atmosferde kurutulmuş, sonrasında 2,5 saat ile 350 ºC'de argon atmosferinde bekletilmiştir. Elektrot üretimine ait akış şeması ve üretilen elektrotlar Şekil 3.6.'de verilmiştir.

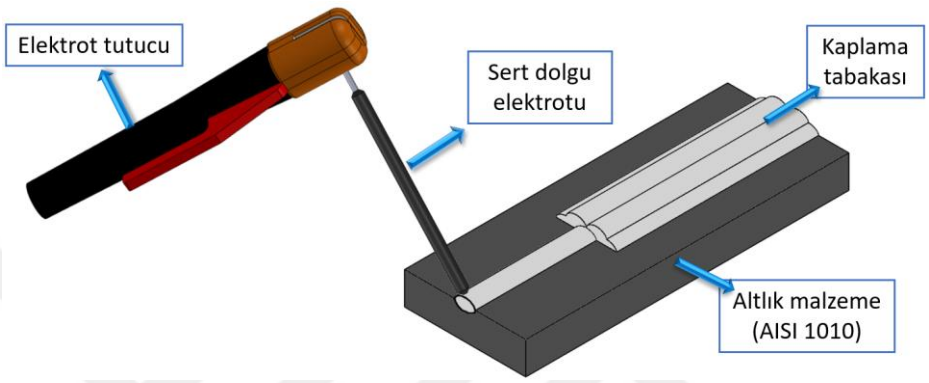


Şekil 3.6. Elektrot üretimi akış şeması ve üretilen elektrotlar

3.3. Sert Yüzey Alaşımlama İşlemi

Üretilen sert dolgu elektrotların altlık malzeme üzerine sert yüzey alaşım kaplama işlemleri elektrik ark kaynak yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Uygulamanın

şematik görünümü Şekil 3.7.'de verilmiştir. Bu uygulama için Magmaweld RD 650 E elektrik ark kaynak makinesi kullanılmıştır. Kaynak işlemleri sırasında altlık-kaplama arasındaki seyrelmenin en aza indirilmesi için ön çalışmalar neticesinde belirlenen kaynak parametreleri tercih edilmiştir. Kaynak akımı 125-130 A, kaynak gerilimi 25 V olarak seçilmiş olup kaynak işlemi doğru akım ters kutup kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.7. Sert yüzey alaşım kaplama işleminin şematik gösterimi

Kaynak işlemleri 0,3 m/dk kaynak hızında yapılmış ve metal parçada oluşan ısı girdisi Eşitlik 3.1'de verilen formül uyarınca hesaplanmıştır [200,201].

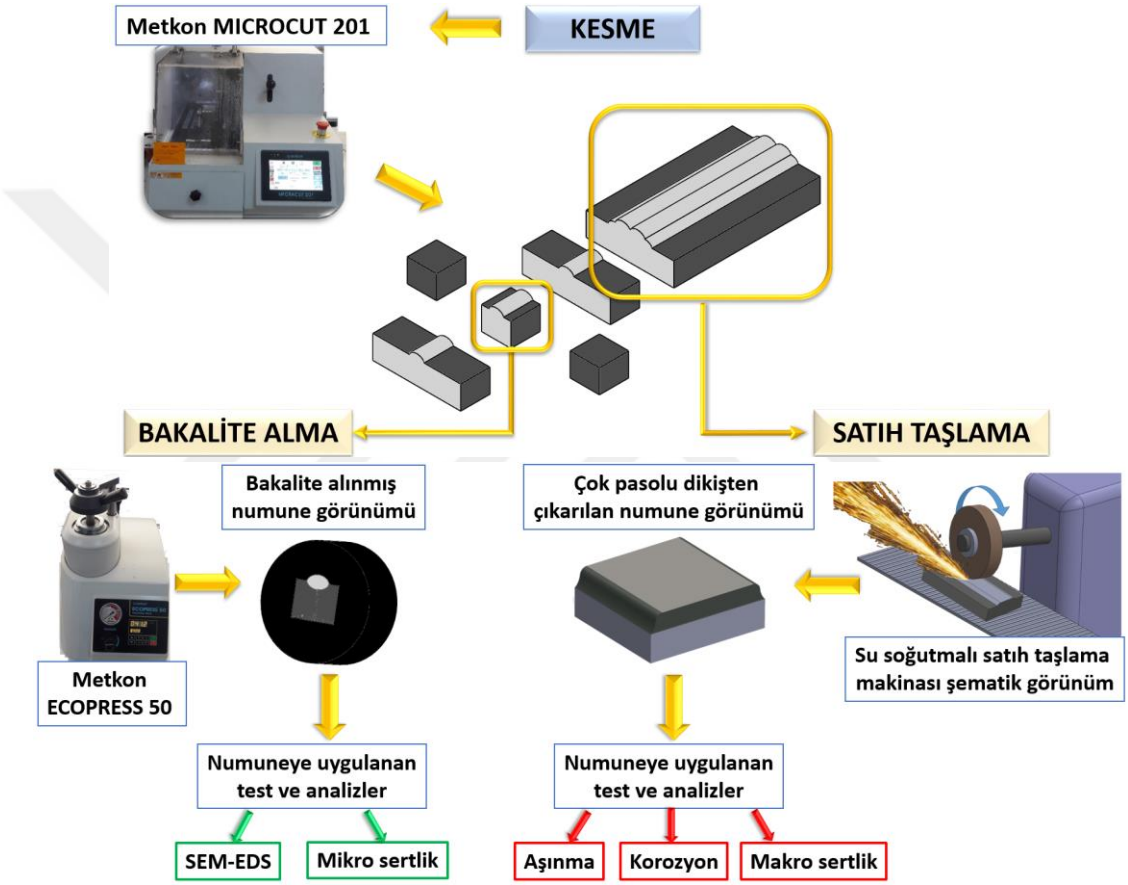
$$IG = \frac{60.E.I.f}{1000.V} \tag{3.1}$$

Eşitlikte E kaynak gerilimi (volt), I kaynak akımını (amper), V kaynak hızını (m/dk) ve f ısı iletim verimini temsil etmekte olup ark kaynağı için f değeri 0,8 olarak alınmıştır. Bu hesaplamaya göre kaynak işlemi boyunca altlık malzemede oluşan ısı girdisi 500 kj/m olarak hesaplanmıştır.

3.4. Analiz ve Testler

Sert dolgu kaplama sonrası analiz ve test işlemleri için numuneler Şekil 3.8.'de gösterildiği gibi su soğutmalı hassas kesme cihazı ile kesilmiştir. Akabinde aşınma ve korozyon için hazırlanan numuneler sabit oranda (kaplama kalınlıkları eşit ve kaynak bölgesi zarar görmeyecek şekilde) satıh taşlama tezgahı ile taşlanmış ve yüzeylere

zımparalama ve parlatma işlemi uygulanmıştır. Mikroyapı (SEM) incelemeleri ve mikro-sertlik ölçümleri için kesilen numuneler ise bakalite alınarak standart metalografik işlemlere göre hazırlanmıştır. Yüzey hazırlama operasyonu için her numune sırasıyla 120, 240, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 grid SiC zımpara kullanılarak zımparalanmış ve 1 µm elmas pasta ile parlatılmıştır. Mikroyapı incelemesi gerçekleştirilecek numuneler %3 Nital ile dağlanmıştır.



Şekil 3.8. Numune hazırlama işlem adımları şematik gösterimi

3.4.1. Mikroyapısal incelemeler

Metalografik olarak hazırlanmış sert yüzey alaşımlanmış numunelerin mikroyapısal incelemeleri JEOL JSM-6060 LV taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı içerisindeki noktasal ve bölgesel elementel analiz ve dağılımları SEM cihazına bütünleşik IXRF Systems Inc. EDS (Electron Dispersive Spectroscopy) ile gerçekleştirilmiştir.

3.4.2. Faz analizleri

Sert yüzey alaşımlanan numunelerin faz analizleri RIGAKU D/MAX/2200/PC marka X-ışınları difraktometresi (CuKα λ=1,5408 A^o) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Faz analizi sonrası elde edilen ham veriler MDI Jade 6 ve X'pert Highscore bilgisayar yazılımları kullanılarak sert dolgu kaplama tabakasındaki fazlar tespit edilmiştir.

3.5. Sertlik Testleri

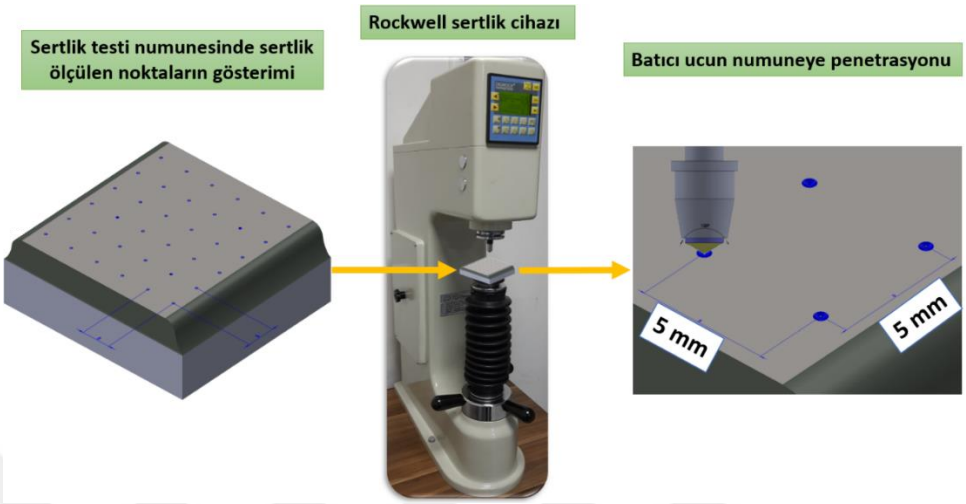
Farklı bileşimlerde hazırlanan sert dolgu elektrotları kullanılarak elde edilen sert yüzey alaşım kaplamaların sertlik ölçümleri iki farklı metot kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bakalite alınan ve şematik gösterimi Şekil 3.9.'da verilen numunelere altlık malzemeden başlayarak kaplamanın tepe noktasına kadar 0,5 mm aralıklarla Vickers sertlik ölçüm metodu ile sertlik testi gerçekleştirilmiştir. Vickers sertlik ölçümleri için FutureTech FM700 marka mikro sertlik cihazı kullanılmış ve testler 200 gram yük altında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.9. a) Mikro sertlik ölçümü şematik gösterimi

Sert dolgu kaplama çalışmalarında mikro sertlik testi mikro ölçekteki fazların sertliğinin tespitinde kullanılmaktadır. Bununla birlikte kaplamanın genel yüzey sertliğinin ve sertlik dağılımının tespitinde makro sertlik ölçümü tavsiye edilmektedir. Bu sebeple numunelere mikro sertlik testinin yanında makro sertlik testi de uygulanmıştır. Ayrıca kaplamanın makro boyutta homojen bir şekilde gerçekleştirildiğinin ve bütün kaplama boyunca sertlik değerinin aynı olduğunun anlaşılması için Şekil 3.10.'da gösterildiği gibi numunelere 5 mm aralık ile Rockwell

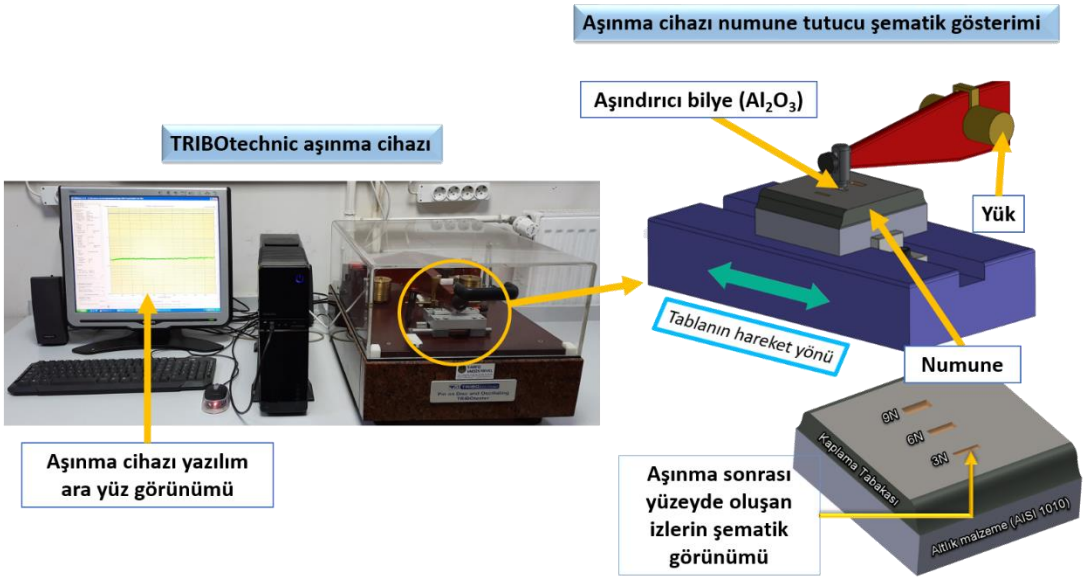
C makro sertlik testi uygulanmıştır. Makro sertliklerin ölçülmesinde Bulut Makina BMS-DIGIROCK-RB sertlik cihazı kullanılmıştır.



Şekil 3.10. Makro sertlik ölçümü şematik gösterimi

3.6. Aşınma Testleri

Sert yüzey alaşımlanan bölgelerden çıkarılıp hazırlanan ve Şekil 3.11.'da gösterildiği üzere belirlenen numunelere ASTM G133 standardına uygun olarak TRIBOtechnic-TRIBOtester aşınma cihazı ile salınım hareketli (karşılıklı – git gel hareketli) aşınma testleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.11. Aşınma test sistemi şematik gösterimi

Aşınma testlerin oda sıcaklığında 25 ºC (±2) ve %30 (±3) nem koşullarında yapılmıştır. Aşınma testleri 10 mm çapında Al_2O_3 (1850 $HV_{0,1}$) bilye kullanılarak, 200 m boyunca 5 mm git-gel mesafesinde, 30 mm/sn^{-1} hız ve 3 N, 6 N ve 9 N yükler altında gerçekleştirilmiştir. Aşınma testi sonrası aşınma izleri hem TaylorHobson marka 2D yüzey profilometresi hem de Huvitz marka 3D optik mikroskop ile ölçülmüş ve sonuçlar doğrulanmıştır. Test sonrası oluşan iz hacmi Eşitlik 3.2'te verilen formül uyarınca hesaplanmıştır.

$$V = \mathrm{Axl} \tag{3.2}$$

Formülde V iz hacmi (mm^3), A iz alanı (mm^2) ve l iz uzunluğunu temsil etmektedir. Eşitlik 3.3'te ise sürtünme katsayısı SK verilmiştir.

$$SK = \frac{\mathrm{Fs}}{\mathrm{FN}} \tag{3.3}$$

Eşitlikte 3.3'te SK sürtünme katsayısı, Fs yanal yük (N), FN normal yük olarak tanımlanmıştır. Aşınma testi sonrası aşınma oranı (AO) aşağıda verilen eşitlikten yararlanılarak hesaplanmıştır.

$$AO = \frac{V}{\mathrm{S}} \tag{3.4}$$

Burada V aşınma izi hacmi, S kayma mesafesini temsil etmektedir [202,203].

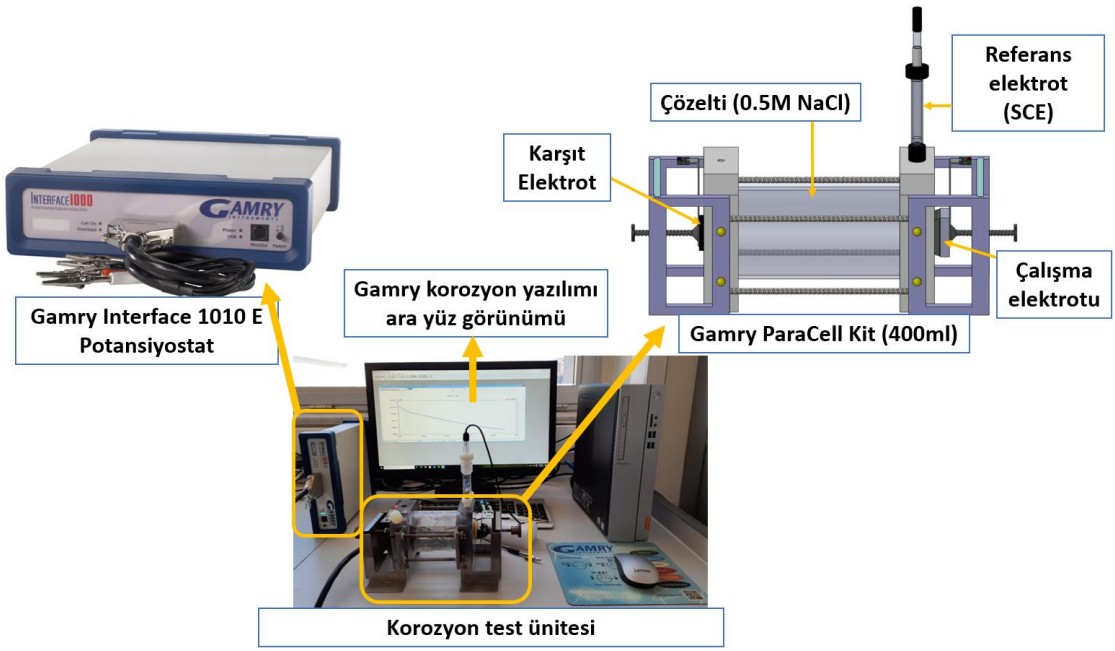
3.7. Korozyon Testleri

Sert dolgu kaplanmış numunelerin korozyon davranışlarını belirleyebilmek için ASTM G59-97 standardına uygun olarak potansiyodinamik polarizasyon testleri gerçekleştirilmiştir. Test öncesi numunelerin yüzeyleri metalografik olarak hazırlandıktan sonra parlatılmış ve aseton, etil alkol ve saf su ile temizlenmiştir. Korozyon testleri Gamry Instruments marka Interface 1010E model elektrokimyasal test ünitesine bağlı klasik üç elektrot yöntemi ile çalışan yatay hücre (Gamry Instruments) kullanılarak 0,5 M NaCl çözeltisi içerisinde ve oda sıcaklığında

gerçekleştirilmiştir. Deney düzeneğine ait görünüm Şekil 3.12.'de verilmştir. Korozyon testleri 1 mV/sn tarama hızında ve (-0,5)-(+1,5) V potansiyel aralığında standart doymuş kalomel referans elektrot ve grafit karşıt elektrot kullanılarak yapılmıştır. Polarizasyon eğrilerinden faydalanılarak I_{kor} (korozyon akımı) ve E_{kor} (korozyon potansiyeli) belirlenmiştir. I_{kor} değeri Eşitlik 3.5'te verilen formüle göre hesaplanmaktadır [173,177].

$$Ikor = \frac{\beta a \beta k}{2{,}3\mathrm{Rp}(\beta a+\beta k)} \tag{3.5}$$

Eşitlikte βa anodik Beta Tafel sabiti (volt/onyıl) ve βk katodik Beta Tafel sabiti (volt/onyıl), Rp polorizasyon direncini temsil etmektedir. Korozyon deneyleri sonucu elde edilen logi-E arasında çizilen anodik ve katodik Tafel eğrilerinin ekstrapole edilmesi ile doğrusal olarak çizilen teğetlerin kesiştiği noktaların 'x' eksenindeki uzantısı $I_{kor,}$ 'y' eksenindeki uzantısı ise E_{kor} değerini vermektedir. Tafel eğrileri üzerinde çizilen teğetler yardımıyla Tafel sabitleri olan β_a ve β_k tespit edilmiştir. Bu işlem için Gamry Echem Analyst programı kullanılmıştır. Program arka planında çizilen teğetlerden alınan veriler ile yukarıda verilen Eşitlik 3.5 kullanılarak I_{kor} değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 3.12. Korozyon test ünitesi şematik gösterimi

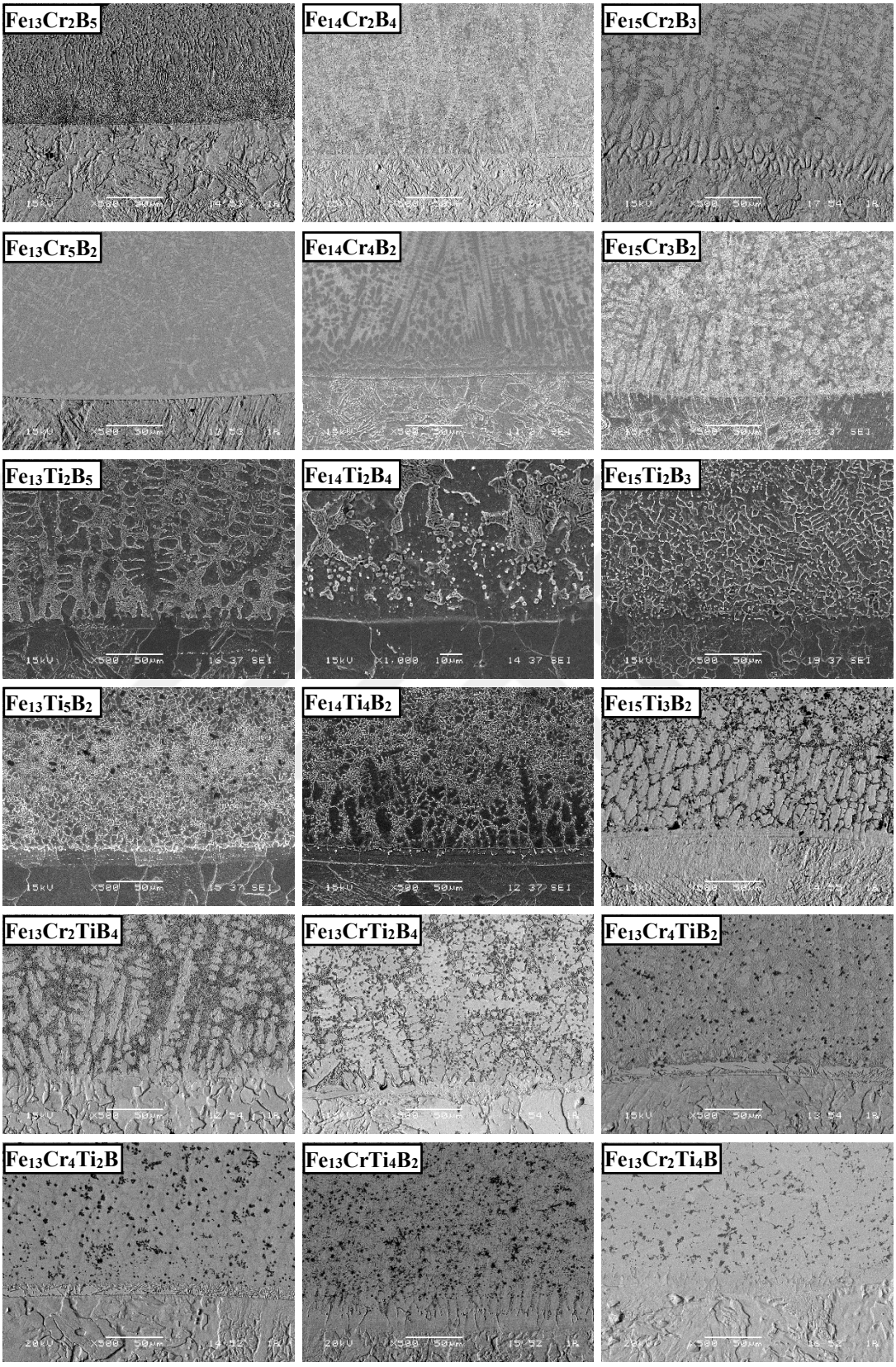
BÖLÜM 4. ARAŞTIRMA BULGULARI

4.1. Giriş

Bu tez kapsamında farklı bileşimlere sahip Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı örtülü sert dolgu elektrotları tasarlanmış ve üretimi gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan örtülü elektrotlar elektrik ark kaynak metodu kullanılarak AISI 1010 çelik altlık üzerine kaplanmış ve kaplamaların mikroyapısal değişimleri, sertlikleri, aşınma dayanımı ve korozyon dirençleri incelenmiştir. Tezin bu kısmında deneysel çalışmalardan elde edilen verilere ve yorumlarına yer verilmiştir.

4.2. Geçiş Bölgesinin İncelenmesi

Doğası gereği sert dolgu kaplamalardan altlık ile metalürjik açıdan uyumlu olması ve mekanik kuvvetlerin etkisi altında altlıktan ayrılmayacak kadar güçlü ara yüzey bağlarına sahip olması beklenmektedir. Ayrıca prosesin yüksek biriktirme oranına sahip olması ekonomik olarak önem arz etmektedir. Deneysel çalışmalarda tek dikiş formunda gerçekleştirilen sert dolgu kaplamaların ortalama 5-6 mm kaplama kalınlığına sahip olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.1.'de AISI 1010 çelik yüzeyinde oluşturulan sert dolgu kaplamaların altlık-kaplama ara yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntülerinde sert dolgu kaplamaların altlık ile metalürjik bağlar kurduğu anlaşılmaktadır. Ara yüzeylerin porozitesiz ve düzgün bir yüzey topoğrafyasına sahip olduğu belirlenmiştir. Görüntülerde geçiş bölgesinin altlık, ara yüzey ve kaplama tabakası olmak üzere üç kısımdan oluştuğu görülmektedir. Oda sıcaklığında AISI 1010 çelik altlık üzerine gerçekleştirilen kaplama sonrası ara yüzeyde elektrot ve altlık bileşiminden oluşan ve elektrot bileşimine göre daha fazla demir içeren seyreltik bir yapı oluşmaktadır. Bu katmanların boyutsal ve metalürjik özellikleri katılaşma esnasında gelişen faktörlere ve bileşime bağlı olarak değişmektedir [204].



Şekil 4.1. Sert dolgu kaplama altlık-kaplama ara yüzey görünümü

Ara yüzeyin hemen üzerinde yani altlık-kaplama geçiş bölgesinde, dendritik ve sütunsal katılaşmanın hâkim olduğu SEM görüntülerinden anlaşılmaktadır. Esasen kaynak ara yüzeyinde gerçekleşen katılaşma, alaşım bileşimi, büyüme hızı (R), sıcaklık gradyanı (G) ve aşırı soğuma (ΔT) parametrelerine bağlı olarak gelişen küçük bir dökümün katılaşmasına benzetilebilir. Fakat normal şartlarda ergiyik bir metalin döküm kalıbı içerisinde katılaşması sırasında sütunsal ve dendritik bir yapının birlikte gelişmesi beklenmemektedir. Bununla birlikte dökümde meydana gelen katılaşmadan farklı olarak kaynak dikişinde oluşan katılaşma daha dinamik bir yapıya sahiptir. Kaynak dikişinin katılaşması, hızlı katılaşma dolayısıyla ergiyik banyo içerisinde sıcaklık gradyanları ve büyüme hızları değişiklik gösterebilir. Ayrıca hızlı katılaşma sıvı ve katı fazlar arasındaki çözünen madde dağılımının dengeden sapmasına yani segragasyona neden olur ve çözünürlük artarak denge dışı fazlar oluşabilir. Bununla birlikte dökümde ergiyik metalin katılaşması sırasında ihtiyaç duyulan heterojen çekirdeklenme bariyeri, kaynağın katılaşması için kendiliğinden oluşan epitaksiyel büyüme ile aşılır [205,206]. Yani ara yüzeyde sütunsal büyüme için gerekli çekirdeklenme bariyeri ile karşılaşılmaz ve kaynakta çil yapısı oluşmaz [207]. Kaynak ve döküm katılaşması arasındaki diğer bir katılaşma farkı ise kaynak mikroyapısında, eş eksenli tanelerin çok yüksek ergime sıcaklıkları ile birlikte dendritlerin tekrar erimesi neticesinde oluşmamasıdır. Ayrıca kaynak mikroyapısı artan sıcaklık ile sıvı metalin yoğunluğunun azalması, kaynak banyosundaki farklı yönlerden gelen elektrik akım alanı ve indüklenen manyetik alan nedeniyle oluşan elektro manyetik kuvvetler ve yüzey gerilimi gibi oluşan konveksiyondan etkilenmektedir. Bu açıklamaya paralel olarak Şekil 4.1.'de verilen SEM görüntülerinde hızlı katılaşma ile oluşan bölgesel farklılıklar dendriktik ve sütunsal yapının birlikte büyümesine neden olmuştur.

4.3. Mikroyapı ve Faz Analizleri

4.3.1. Fe-Cr-B esaslı elektrotlar

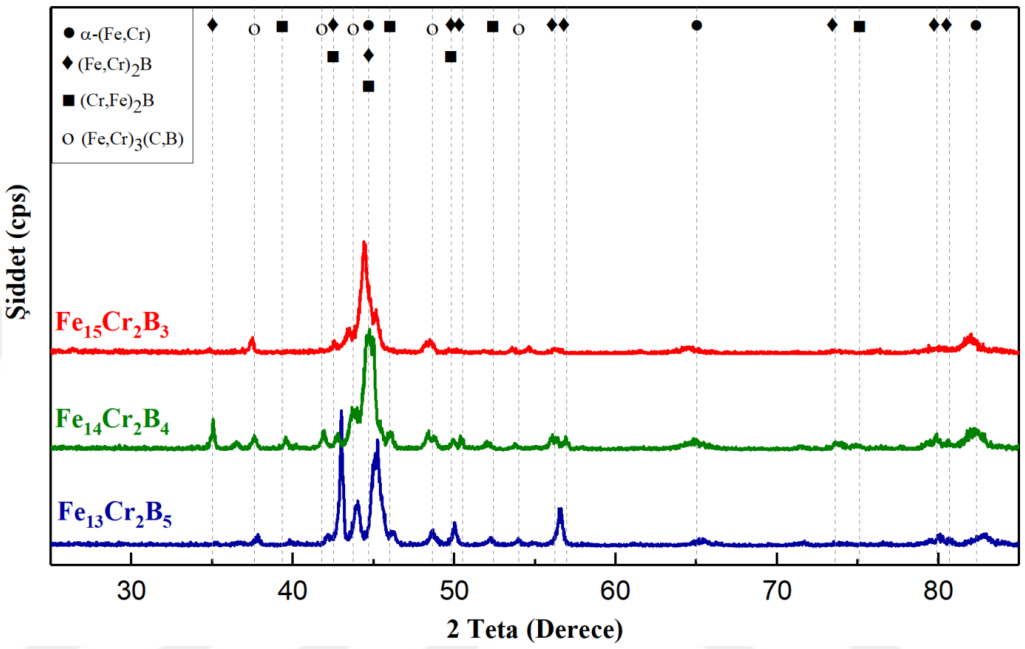
Bu bölümde Fe-Cr-B esaslı örtülü elektrotlar ile gerçekleştirilen kaplamaların faz yapıları ele alınmıştır. Çalışmada üretilen Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamalar kendi içerisinde ikiye ayrılmaktadır. Birinci grubu borun sabit oranda krom içeren sert dolgu

kaplama üzerindeki etkisini incelemek için, krom oranının sabit kalıp bor oranının değiştiği $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalar oluşturmaktadır. İkinci grup ise kromun sabit oranda bor içeren sert dolgu kaplamalar üzerindeki etkisini incelemek için, bor oranının sabit kalıp krom oranın değiştiği $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalardır.

Bu grup içerisinde ilk olarak bor miktarının kaplamanın mikroyapısal özellikleri üzerindeki etkisinin incelenmesi için $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı örtülü elektrotlar ile gerçekleştirilen kaplamalar ele alınmıştr. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı örtülü elektrot bileşimlerinin kimyasal kompozisyonunun, Şekil 2.6.'da verilen 1100 ºC Fe-Cr-B faz diyagramının demirce zengin tarafında yer aldığı görülmektedir. Grup içerisinde yer alan elektrot bileşimlerinin, Fe-Cr-B faz diyagramının [115] sıvı projeksiyonuna göre ilgili bileşimlerin bulunduğu bölgelerde yer alan γ-Fe, Fe_2B ve Cr_2B fazlarının kesiştiği sınıra yakın olduğu görülmektedir. Alaşımların dengeli katılaşması neticesinde oda sıcaklığında ise α-Fe ve M_2B tip metal borürlerin oluşması beklenmektedir. Şekil 4.2.'de verilen $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı örtülü elektrotlar ile gerçekleştirilen sert dolgu kaplamalara ait XRD analizlerinde, benzer fazların yapıda bulunduğu görülmektedir. Bununla birlikte, katılaşma şartlarındaki farklılıklar sebebiyle bazı kaplamaların eser miktarda ferro alaşım içerisinde yer alan karbon ile birleşmesi sonucu karbo-borür fazlarını içerdiği anlaşılmaktadır.

Şekil 4.3.'te $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi verilmiştir. SEM görüntülerinde, atomik olarak %25 bor içeren kaplamanın mikroyapısında blok fazların ve blok fazların arasında ötektik benzeri yapılar bulunduğu görülmektedir. Bu fazlar kaynak prosesi ile oluşturulan sert dolgu kaplamada ergime-katılaşma süreci sonucunda oluşmaktadır. İlgili bileşim gereği Fe-Cr-B sistemine göre katılaşacak fazların tanımlanması faz diyagramlarına göre yapılmaktadır. Şekil 2.6.'da verilen Fe-Cr-B faz diyagramının 1100 ºC'deki kesitinde bulunması beklenen fazların α-Fe+M_2B (M= (Fe,Cr)) olduğu görülmektedir. Bununla birlikte atomik olarak %25 bor içeren alaşımın faz diyagramının 700 ºC'deki kesitinde [115] bileşimin tekabül ettiği bölgede görülen fazların α-Fe+Fe_2B+Cr_2B olduğu belirtilmiştir. Dengeli olarak katılaşmanın devam etmesi ile 700 ºC'de belirtilen bu

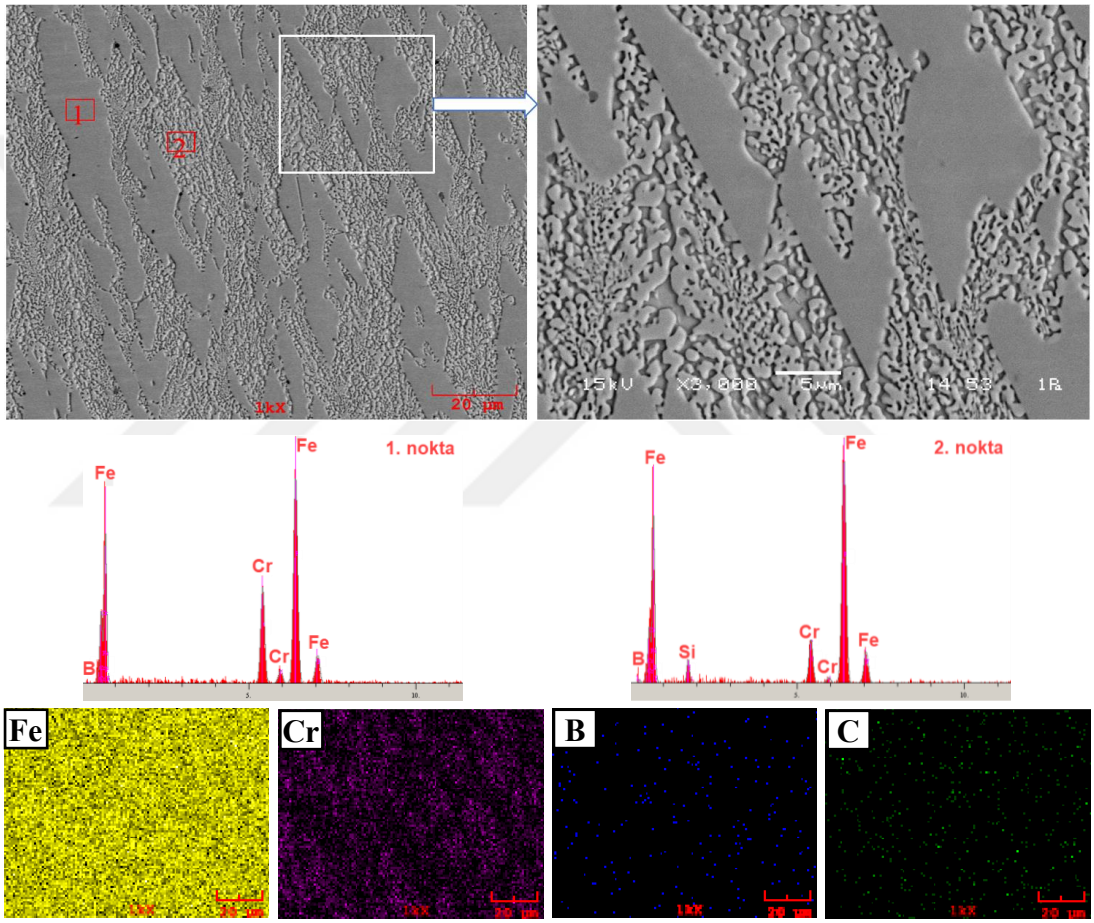
fazların oda sıcaklığına ulaşması beklenir. Diyagramın demirce zengin tarafında bulunan $Fe_{13}Cr_2B_5$ bileşiminde, katılaşma sırasında ilk çekirdeklenen katının diyagrama girdiği bölgenin ergime sıcaklığının yüksek tarafında olan Fe_2B fazının oluşumu ile başlaması beklenmektedir [208,209].



Şekil 4.2. $Fe_{(15-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni

Şekil 4.3.'te verilen mikroyapıda blok yapılı fazların birincil Fe_2B fazı olduğu söylenebilir. Ancak, Şekil 4.3.'te verilen EDS ve MAP analizinde ise blok yapılı fazların krom da içerdiği görülmektedir. Fe ve Cr birbiri içerisinde çözünebilen elementlerdir. Aynı şekilde Cr, Fe_2B fazı içerisinde çözünebilmektedir [210]. Bu sebeple, birincil Fe_2B fazının krom içermesi mümkündür ve bu faz $(Fe,Cr)_2B$ olarak adlandırılmaktadır [211]. İlk oluşan $(Fe,Cr)_2B$ fazı sonrasında, katılaşma kalan sıvı içerisinde devam edecektir. Teorik olarak Fe_2B fazının çekirdeklenmesi sonrası ötektik sıcaklığa kadar büyümesi şeklinde gelişmesi beklenir. Bununla birlikte bu fazın kromu çözmesi sebebiyle sistem içerisinde birincil $(Fe,Cr)_2B$ bileşiği olacak şekilde krom ve bor elementleri tüketilmektedir. Yine teorik olarak M_2B fazının yapısı gereği her iki metal atomu bir bor atomu ile birleşeceği için, kalan sıvı içerisinde metali temsil eden elementlerin miktarının azalması beklenir. Sıvı, demir ve bor bakımından zengin hale geldiği için katılaşmanın bir nevi Fe-B ikili faz diyagramına bağlı gerçekleşeceği varsayımı yapılabilir. Yine teorik olarak kalan sıvı içerisinde %16,5-17 (at.) bor olması

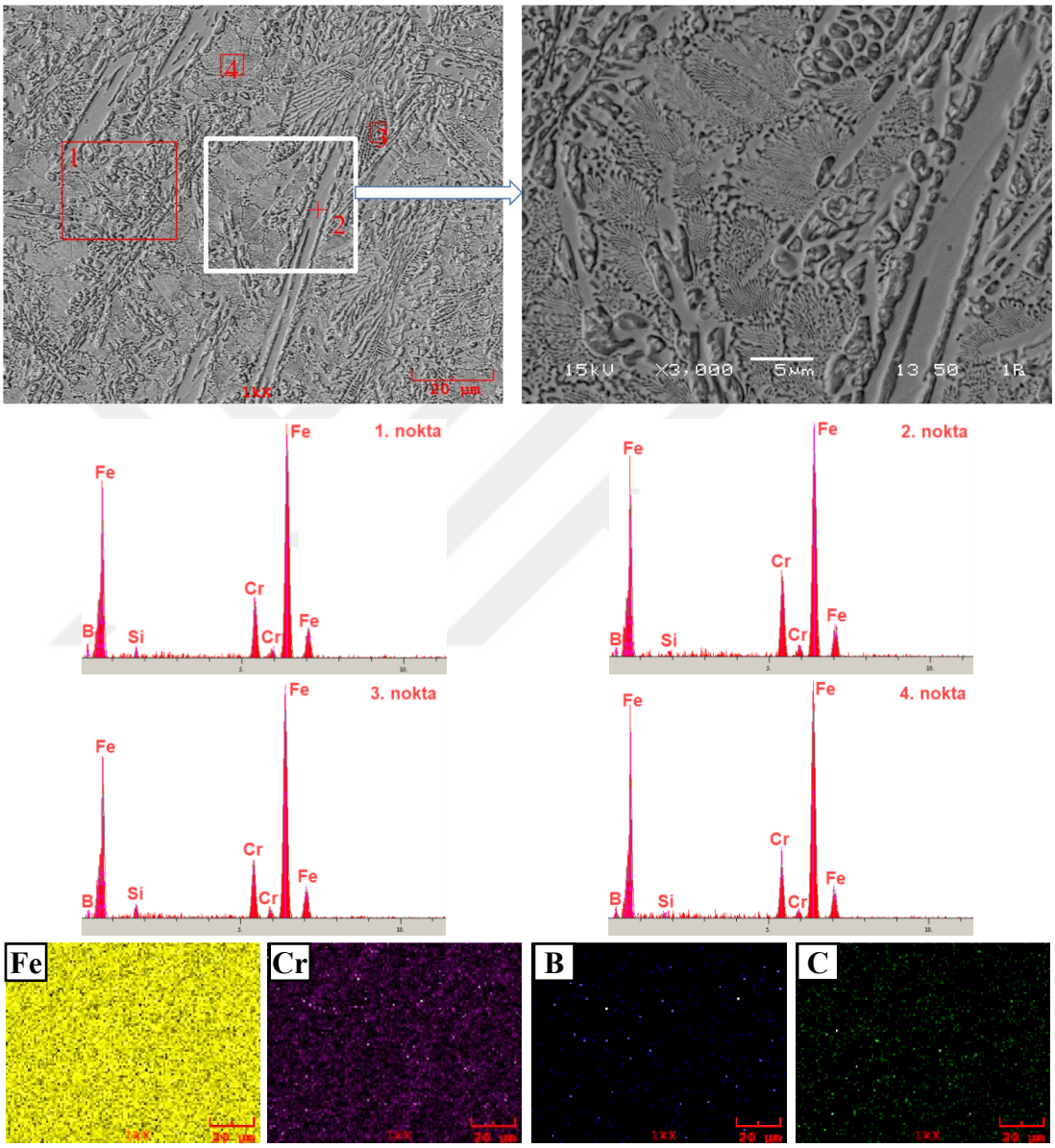
beklenir. Şekil 2.3.'de verilen Fe-B ikili denge diyagramına göre atomik olarak %25 bor içeren demir bor alaşımı ötektik noktanın sağında kalmaktadır. Bu sebeple kalan sıvının önce γ-Fe+Fe_2B yapısını oluşturması ve sonrasında γ-Fe→α-Fe dönüşümü gerçekleştirerek α-Fe+Fe_2B ötektiğini oluşturacak şekilde katılaşmasını tamamlaması beklenir. Fakat bu varsayım teorik olarak katılaşma şartlarında gerçekleşecektir. Yapılan bu teorik varsayıma göre kromun sistem içerisinde tükenmesi beklenir fakat katılaşma şartlarından dolayı bölgesel yapı farklılıkları meydana gelebilir [207].



Şekil 4.3. $Fe_{13}Cr_2B_5$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Demir içerisinde kromun çözünebilirliği yüksek olduğu için Şekil 4.3.'te verilen EDS ve MAP analizlerinde kromun varlığı görülmektedir. Bu sebeple ötektik olarak katılaşan fazın γ-Fe→α-Fe dönüşümlerini tamamladıktan sonra nihai olarak α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ ötektik bileşimi oluşturacak şekilde katılaştığı tespit edilmiştir. Ayrıca nihai mikroyapıda yer alan fazlar α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ ötektik yapısı ve $(Fe,Cr)_2B$ blok yapısı olarak belirlenmiştir.

Şekil 4.4.'te $Fe_{14}Cr_2B_4$ bileşimli sert dolgu kaplamanın SEM görüntüsü, EDS ve MAP analiz sonuçları görülmektedir. Atomik olarak bir önceki kaplamaya göre %5 oranında daha az bor içeren $Fe_{14}Cr_2B_4$ bileşimli kaplamanın mikroyapısında ötektik bir yapının hâkim olduğu görülmektedir.



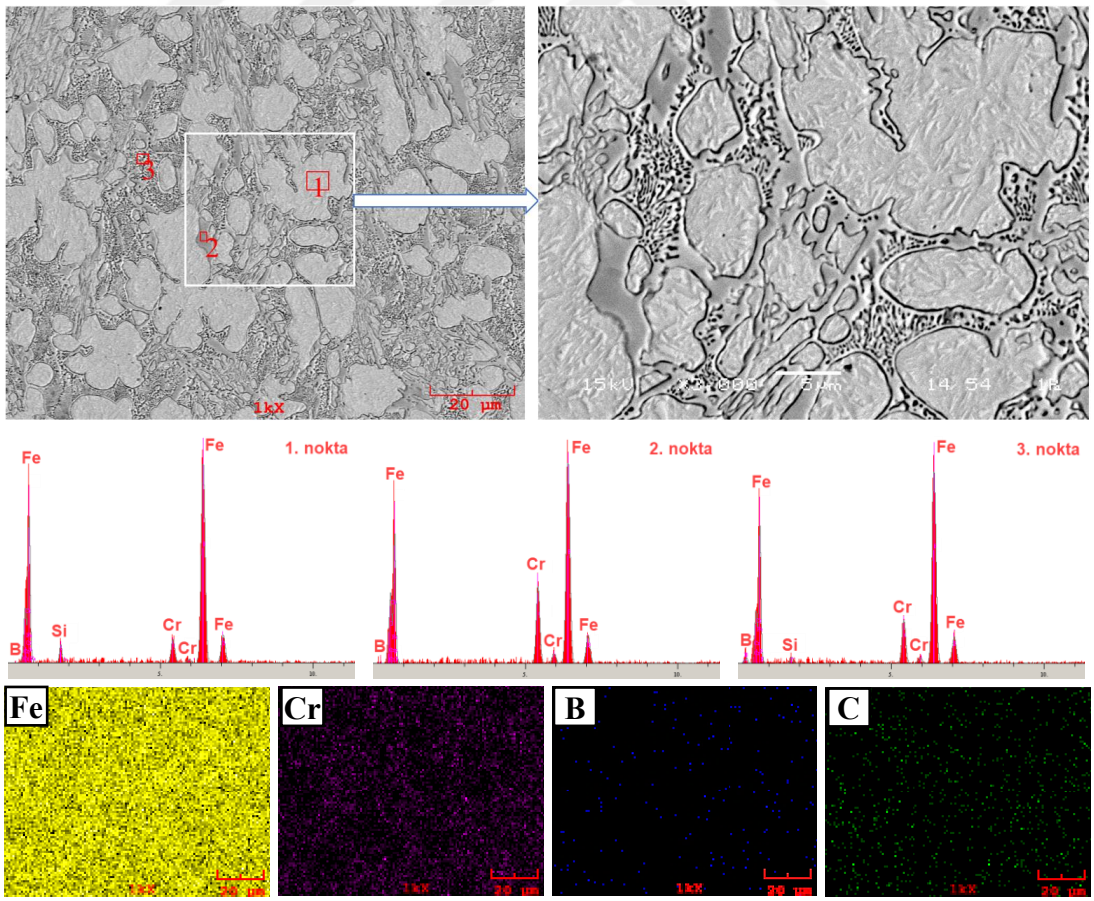
Şekil 4.4. $Fe_{14}Cr_2B_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Önceki bileşime göre bor oranındaki bu azalmaya rağmen Fe-Cr-B sisteminin sıvı projeksiyonunda katılaşmanın benzer süreçlere göre ilerlemesi beklenmektedir. Bununla birlikte azalan bor oranı ile birincil $(Fe,Cr)_2B$ fazlarının boyutlarında bir küçülme ve ötektik α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ oranında bir azalma olduğu görülmektedir.

Fe-Cr-B faz diyagramında sıvı projeksiyonuna göre ilgili faz bölgesinde, katılaşmanın Fe_2B nin çekirdeklenmesi ile başlaması beklenmektedir. Bor, blok yapılı borür fazları için kritik elementtir ve azalması ile blok yapılı fazların yapıdaki oranı azalmaktadır. Örneğin Fe-B denge diyagramına (Şekil 2.3.) göre yaklaşık % 17 (at.) bor içeren noktada ötektik yapmaktadır. Bileşimdeki bor oranının atomik olarak %17'den yüksek olması durumunda alaşım ötektik noktanın sağ tarafında yer alacaktır. Öte yandan alaşımın ötektik noktanın sağ tarafına komşu faz olan Fe_2B fazına yakın olması, ilk katılaşan blok yapılı Fe_2B fazının hacimce yapı içerisindeki yoğunluğunun artmasına neden olacaktır. Bununla birlikte $Fe_{14}Cr_2B_4$ bileşime sahip sert dolgu kaplamanın katılaşması, sistemdeki borun bir önceki ($Fe_{13}Cr_2B_5$) bileşime göre azalmasından dolayı Fe-B denge diyagramının ötektik noktaya daha yakın bir bölgesinden devam etmesi beklenir. Bu sebeple $Fe_{14}C_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamanın mikroyapısında blok yapılı Fe_2B fazının boyutlarında bir azalma meydana gelir. Katılaşmanın devam etmesi ile birlikte sıvı içerisinde zengin hale gelen bor başta demir ve kalan krom ile γ-Fe(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ yapısını sonrasında γ-Fe(Fe,Cr)→α-Fe(Fe,Cr) dönüşümü ile oda sıcaklığındaki nihai mikroyapısına (α-Fe(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$) ulaşacaktır. Bununla birlikte Şekil 4.2.'de verilen XRD analizinde eser miktarda karbo-borür fazlarının varlığı görülmektedir. Bu fazlar miktar olarak çok düşük olmakla birlikte karbon, bor gibi küçük bir arayer elementi olmasından dolayı fazlar içerisinde birbirlerinin yerini alabileceği bilinmektedir [212]. Nihai mikroyapıda ise birincil $(Fe,Cr)_2B$ fazı ile birlikte ötektik α-Fe(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ yapısı bulunmaktadır.

Şekil 4.5.'te $Fe_{15}Cr_2B_3$ bileşimli sert dolgu kaplamanın SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi sonuçları görülmektedir. Azalan bor oranı sebebiyle grubun diğer bileşimlerinde görülen birincil fazlarının boyutlarında azalma olduğu görülmektedir. Bor, alaşım mikroyapısındaki blok yapılı ve ötektik fazlar için kritik elementtir. Azalan bor miktarı ile bu fazların mikroyapı içerisindeki oranının azalması beklenir. Bununla birlikte sistem içerisinde miktar olarak en fazla olan elementin oda sıcaklığında oluşturduğu α-Fe yapısının doğal olarak artması beklenmektedir. Şekil 4.5.'de verilen EDS analizinde 1 numaralı noktanın krom içeren α-Fe(Fe,Cr) olduğu anlaşılmaktadır. Fakat bu faz katılaşma esnasında γ-Fe bölgesinden geçeceği ve γ-Fe→α-Fe dönüşüme uğrayacağı unutulmamalıdır. Bor oranının atomik olarak %5 daha azalması ile birlikte

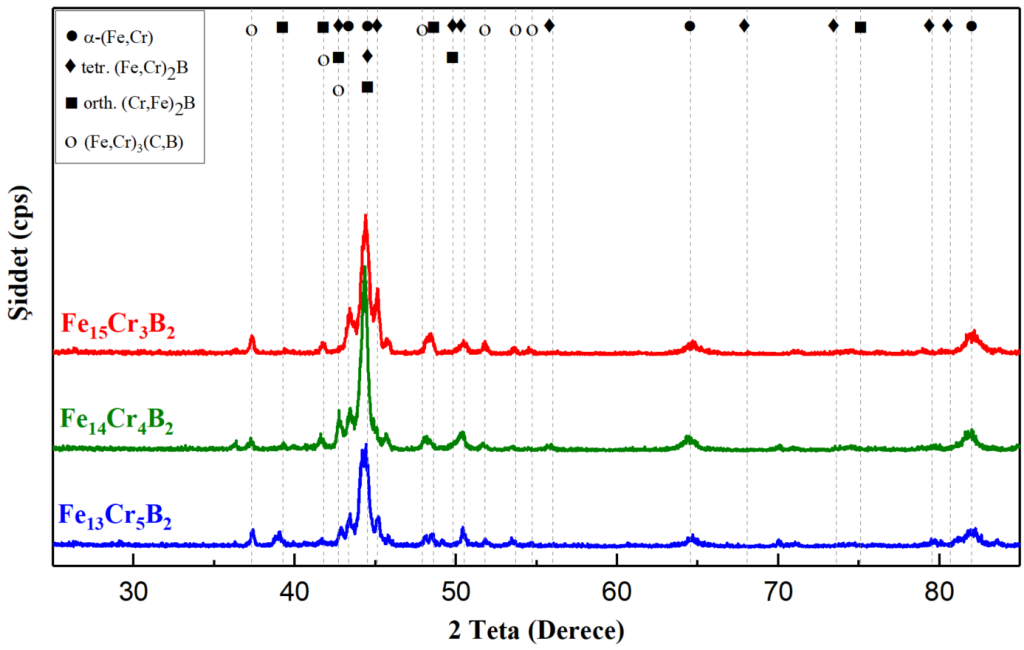
Fe-Cr-B faz diyagramının [115] sıvı projeksiyonuna göre ilgili bileşimin yer aldığı bölgenin Cr_2B faz sınırına yaklaştığı anlaşılmaktadır. Bu sebeple birincil fazların demir içeren Cr_2B yani $(Cr,Fe)_2B$ şeklinde olması muhtemeldir. EDS analizinde ise gösterilen 2 numaralı noktanın blok yapılı yani birincil katılaşan faz olduğu anlaşılmaktadır. Yine bu 2 numaralı noktanın EDS analizinde krom içerdiği görülmektedir. Fakat demirin kroma göre daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Raghavan'ın önerdiği Fe-Cr-B faz diyagramı sıvı projeksiyonuna göre [115] ilgili bileşimin Fe_2B-Cr_2B faz sınırının Cr_2B tarafına yakın bir noktada yer almasına rağmen EDS analizinde birincil blok fazın demir içeriğinin fazla olduğu görülmektedir. Daha önce belirtildiği gibi krom ve demir Fe_2B ve Cr_2B gibi blok yapılı fazların içerisinde çözünebilmektedir. Yani birbirlerinin yerlerini alabilmektedir. Bu sebeple 2 numaralı noktada gerçekleştirilen EDS analizine göre bu faz $(Fe,Cr)_2B$ olarak açıklanabilir. Katılaşmanın ilerleyen aşamalarında sıvı, demirce zengin hale gelir ve α-Fe'in sistem içerisinde yer alan bor ile ötektik oluşturarak katılaşmaya devam etmesi beklenir.



Şekil 4.5. $Fe_{15}Cr_2B_3$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

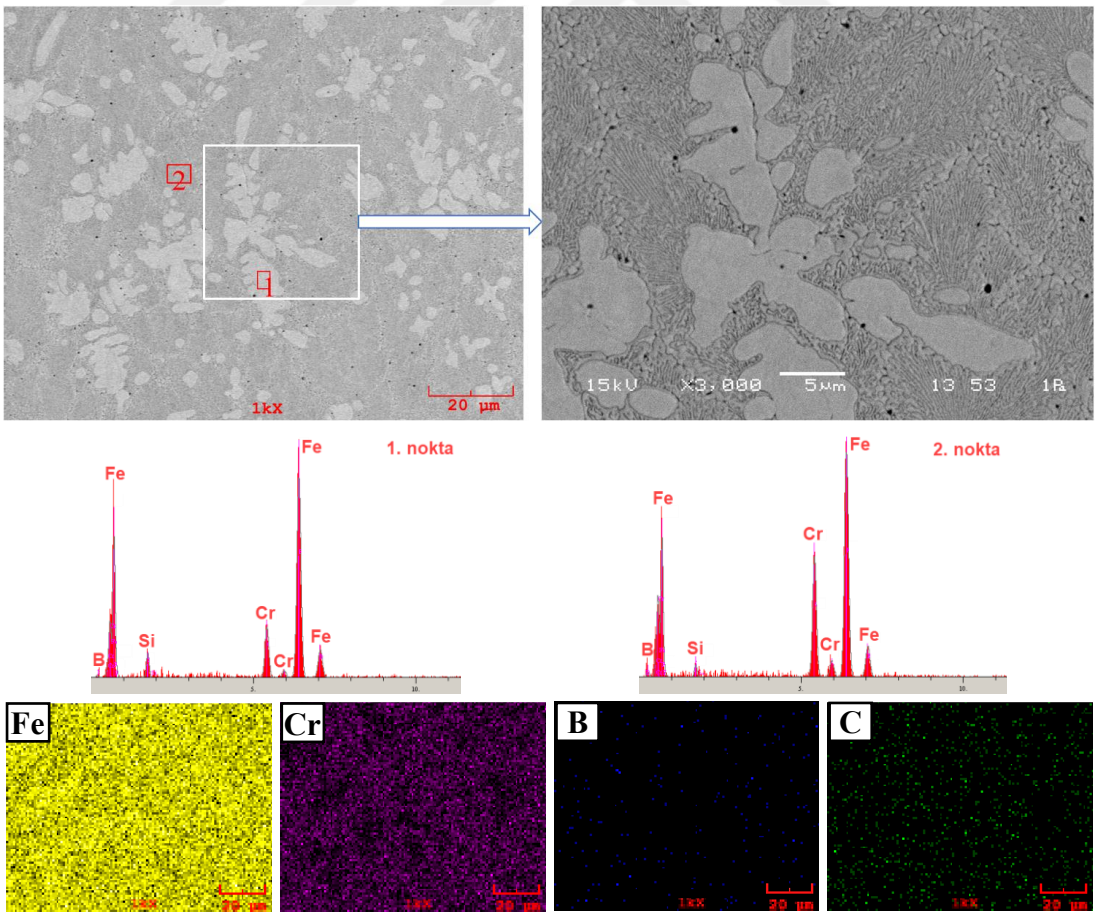
Öte yandan ötektik bölge üzerinden alınan 3 numaralı EDS analizine göre bölgenin demir, krom ve bor içerdiği anlaşılmaktadır. Şekil 4.5.'de verilen MAP analizinde ise demirin yapı içerisindeki bütün fazlarda bulunduğu, kromun α-Fe içerisinde az olmakla birlikte blok yapılı fazlarda ve ötektik yapı içerisinde yer aldığı görülmektedir. MAP analizine göre borun yine blok yapılı fazlar ve ötektik içerisinden sayım verdiği, matris α-(Fe,Cr) içerisinde bulunmadığı görülmüştür. Bu sebeple EDS analizinde görülen 3 numaralı bölgenin ötektik yapı olduğu ve $Fe_{15}Cr_2B_3$ esaslı sert dolgu kaplamanın oda sıcaklığında oluşacak nihai mikroyapısının eser miktarda $(Fe,Cr)_2B$, ötektik α-(Fe,Cr) ve α-Fe(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ yapısından oluştuğu tespit edilmiştir.

Fe-Cr-B esaslı sert dolgu alaşımlarının ikinci grubunu değişken krom oranına göre hazırlanan $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) bileşimli sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamalar oluşturmaktadır. Sabit bor oranına göre tasarlanan bu grup içerisinde kromun mikroyapı üzerindeki etkileri incelenmiştir. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplama bileşimleri ile aynı faz sistemi içerisinde yer alan $Fe_{(18-x)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplama bileşimlerin mikroyapısında oluşan nihai fazların benzer olması beklenmektedir. Şekil 4.6.'da verilen $Fe_{(18-x)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalara ait XRD analizi bu sonucu doğrulamaktadır.



Şekil 4.6. $Fe_{(15-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni

Şekil 4.7.'de bu grubun en yüksek krom içeriğine sahip $Fe_{13}Cr_5B_2$ bileşimli sert dolgu elektrotu ile kaplanmış numunenin SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi sonuçları görülmektedir. SEM görüntülerinde birincil fazların etrafında ötektik yapılı fazlar olduğu görülmektedir. Fe-Cr-B faz diyagramının (Şekil 2.6.) demirce zengin tarafında bulunan $Fe_{13}Cr_5B_2$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamanın bileşiminde bulunan bor miktarının $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalara göre daha az olmasından dolayı yapı, ötektik altı bir katılaşma sergilemektedir. Bununla birlikte Fe-Cr-B faz diyagramının (Şekil 2.6.) 1100 ºC'deki kesitinde yer alan $Fe_{13}Cr_5B_2$ bileşiminin bulunduğu nokta incelendiğinde, alaşımın ilgili sıcaklık değeri için $(Fe,Cr)_2B$ fazını doğrudan γ-(Fe,Cr) ile birlikte oluşturduğu görülmektedir. Fakat katılaşmanın ilerleyen safhalarında, sıcaklığın ~913 ºC'nin altına düşmesi ile birlikte γ-Fe(Fe,Cr)→α-Fe(Fe,Cr) dönüşümü gerçekleşecektir. Burada dönüşüm sıcaklığı Fe-B denge diyagramına göre belirtilmiş olup kromun alfajen yani ferrit yapıcı bir element olarak dönüşüm sıcaklığını etkileyebileceği unutulmamalıdır [213].

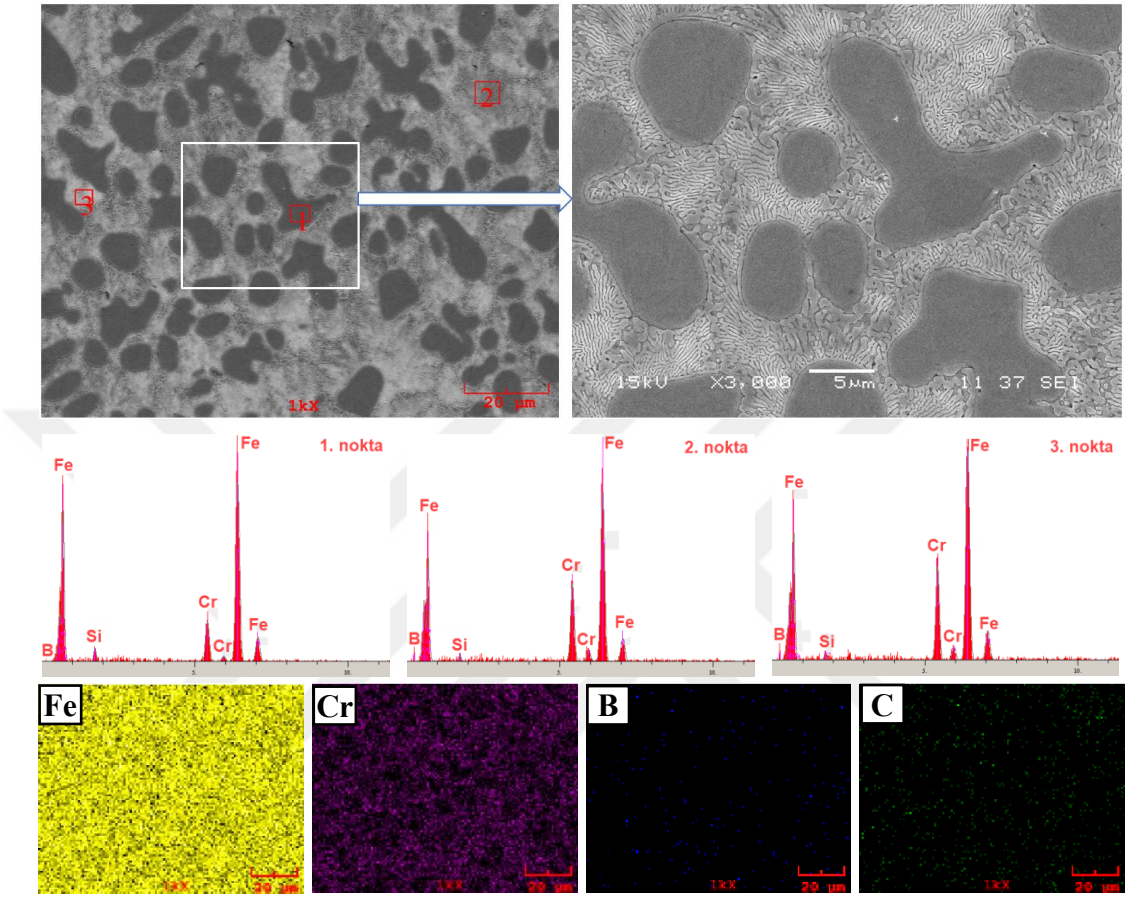


Şekil 4.7. $Fe_{13}Cr_5B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Yani bileşimdeki krom miktarına bağlı olarak α-Fe'in kararlı olduğu sıcaklık yükselmektedir. Demir ve kromun birbiri içerisindeki çözünebilirliği sebebiyle sistemdeki bu fazların birincil γ-(Fe,Cr) ve ötektik (α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$) olarak bulunması beklenir. Şekil 4.7.'de verilen SEM görüntüsünden anlaşılacağı üzere oluşan ferrit birincil ferrit olup, dendiritik yapı şeklinde büyümektedir. Soğumaya bağlı olarak ötektik içinde ferrit adacıklarının etrafında sürekli yapı olarak α-(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$ fazlarının oluştuğu ötektik yapı görülmektedir. Şekil 4.7.'de verilen EDS analizi ve elementel dağılım haritaları da bu sonucu desteklemektedir. Ayrıca, EDS analizleri sonucunda, ötektik yapıda bulunan Cr içeriğinin birincil ferrit bölgesinde bulunan Cr içeriğinden daha fazla olduğu da tespit edilmektedir. Sonuç olarak nihai mikroyapının α-(Fe,Cr) ve ötektik α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ yapılarından oluştuğu tespit edilmiştir.

Şekil 4.8.'de $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı sert dolgu elektrotu ile gerçekleştirilen kaplama tabakasının SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi verilmektedir. İlgili alaşımın Fe-Cr-B üçlü denge diyagramının sıvı projeksiyonuna göre [115] katılaşmanın α-(Fe,Cr)'un çekirdeklenmesi ile başladığı görülmektedir. Ayrıca başlangıç malzemesi olan ferro alaşımların içerisinde osteniti kararlı kılan bir element olan karbonun eser miktarda bulunması katılaşma yollarını değiştirebilmektedir. Şekil 2.6.'da verilen 1100 ºC'deki Fe-Cr-B faz diyagramına göre katılaşmanın γ-Fe-Cr_2B fazlarının kesiştiği noktaya yönelerek devam etmesi beklenir. Fe-Cr-B faz diyagramının 1100 ºC'deki kesitinde yer alan $Fe_{14}Cr_4B_2$ bileşiminin bulunduğu nokta ele alındığında [214], bir önceki bileşim olan $Fe_{14}Cr_5B_2$ esaslı sert dolgu kaplamadan farklı olarak kaplamanın katılaşması sırasında γ-(Fe,Cr) ve $(Cr,Fe)_2B$ fazları oluştuğu, akabinde birincil γ-(Fe,Cr) yapısı küreselliğini koruyarak α-(Fe,Cr) yapısına dönüştüğü anlaşılmaktadır. Benzer şekilde ötektik sıcaklığa gelindiğinde oluşan ötektik yapı içerisinde yer alan γ-(Fe,Cr) fazı da α-(Fe,Cr) fazına dönüşmektedir. Soğumaya bağlı olarak oda sıcaklığında ötektik içerisinde küresel ferrit adacıklarının etrafında α-(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$ fazlarının oluştuğu ötektik yapı görülmektedir. Sonuç olarak nihai mikrayapının bir önceki bileşimin yapısına benzer şekilde α-(Fe,Cr) ve α-(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$ ötektik yapısından oluştuğu tespit edilmiştir. Yine bir önceki bileşimden farklı olarak $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın mikroyapısında yer

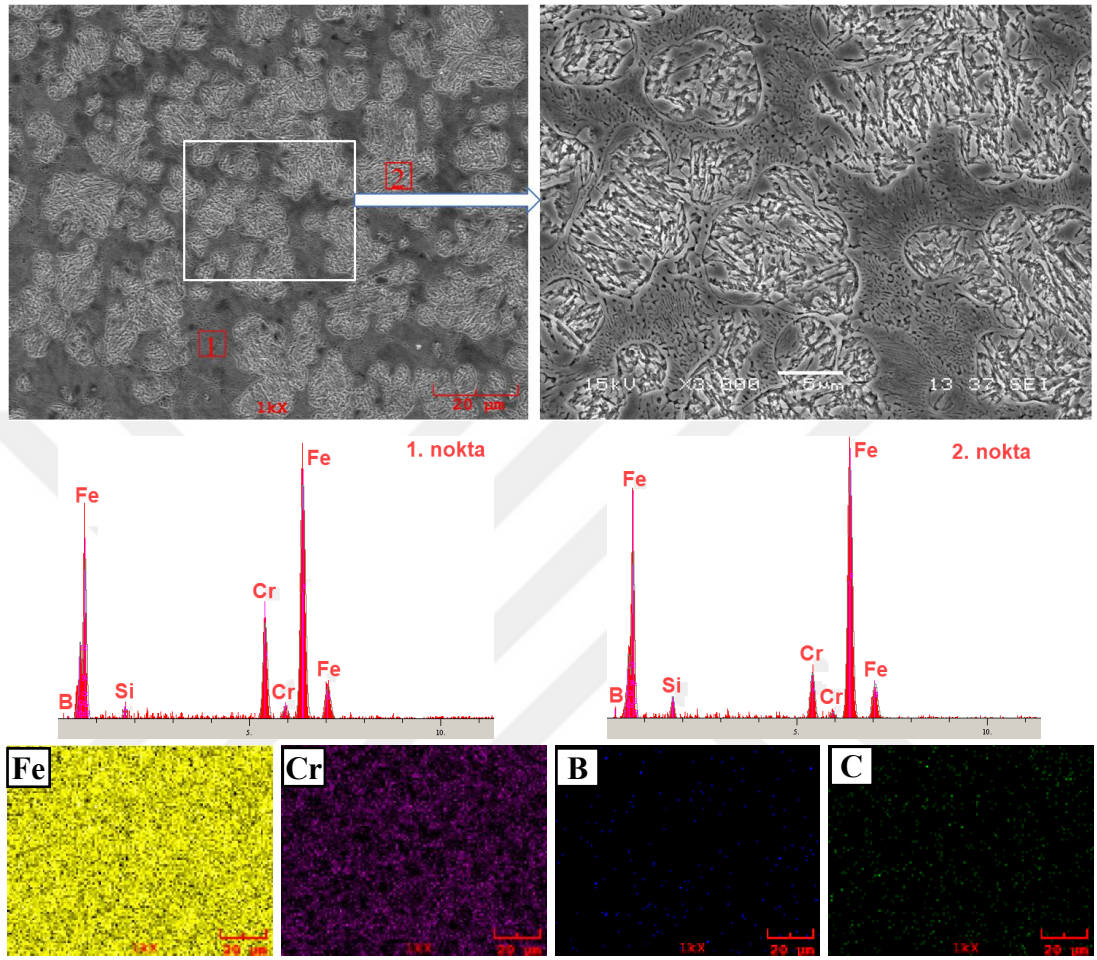
alan α-(Fe,Cr) daha küresel olduğu ve α-(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$ ötektik yapısının daha kaba lamelli bir yapıya sahip olduğu söylenebilir.



Şekil 4.8. $Fe_{14}Cr_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Şekil 4.9.'da $Fe_{15}Cr_3B_2$ bileşimli elektrot ile üretilen sert dolgu kaplama tabakasının SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi verilmektedir. Fe-Cr, Fe-B ve Cr-B denge diyagramları dikkate alındığında, ötektik bölgede bulunan alaşımın katılaşma sıcaklığında oluşacak ilk fazlar bileşime bağlı olarak α-(Fe,Cr) ve $(Cr,Fe)_2B$ fazlarıdır ve katılaşma yaklaşık 1500 ºC sıcaklıkta başlamaktadır. Bu esnada yapıda γ-(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$ fazları bulunmaktadır. Fe-Cr-B faz diyagramının 1100 ºC'deki kesitinde [214] $Fe_{15}Cr_3B_2$ bileşim noktası göz önüne alındığında, katılaşmanın γ-(Fe,Cr) ve $(Cr,Fe)_2B$ fazları arasında kalan hat boyunca devam etmesi beklenmektedir. Soğumanın Fe_2B yönünde devam etmesi ile yapıda bulunan $(Cr,Fe)_2B$ fazının demirce zengin $(Fe,Cr)_2B$ fazına dönüşmesi beklenmektedir. Sıcaklığın düşmesi ile birlikte

yapıda bulunan γ-(Fe,Cr) fazı tekrar α-(Fe,Cr) fazına dönüşerek α-(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$ ötektik fazını oluşturmuştur.



Şekil 4.9. $Fe_{15}Cr_3B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Bu ötektik yapı Şekil 4.9.'da görülmektedir ve birincil ötektik yapı olarak ifade edilebilir. Ancak hızlı katılaşma ve dengesiz soğuma şartları sebebiyle nihai yapıda hala kromca zengin $(Cr,Fe)_2B$ fazının varlığı görülmektedir. Böylece katılaşmanın tamamlanması ile nihai yapı α-(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$ ve α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ olmak üzere iki farklı ötektik yapıdan oluşmaktadır. Yapılan mikroyapı incelemeleri sonucunda, %15Cr içeriğine sahip kaplamanın mikroyapısının, birincil ötektik (α-(Fe,Cr)+ortorombik $(Cr,Fe)_2B$) yapısının, ikincil ötektik (α-(Fe,Cr)+tetragonal $(Fe,Cr)_2B$) yapısı ile çevrelendiği belirlenmiştir. Buna karşılık, atomik olarak %20Cr ile %25Cr içeriğine sahip sert dolgu kaplamalarda, birincil α-(Fe,Cr) yapısının, Cr açısından zengin ortorombik $(Cr,Fe)_2B$ tipi borür ötektik (α-(Fe,Cr)+ortorombik

$(Cr,Fe)_2B$) yapısı ile çevrelendiği görülmektedir. Lentz ve arkadaşlarının yapmış oldukları bir çalışmada, farklı Cr oranlarına sahip Fe-Cr-B alaşımları üretmişler ve Cr içeriğinin mikroyapıya ve dolayısıyla mekanik özelliklere etkileri incelenmiştir. Araştırmacılar, atomik olarak %0 Cr ila %10Cr içeriğine sahip numunelerin, tetragonal M_2B fazına sahip yapılar içerdiğini, ancak Cr içeriğinin daha da artması ile tetragonal M_2B fazının %15Cr örneğindeki gibi ortorombik M_2B tipi bir faza geçişine neden olduğunu tespit etmişlerdir. Sonuç olarak %14,7'den daha yüksek bir Cr içeriğinde M_2B fazının tetragonalden ortorombik yapıya dönüştüğünü tespit etmişlerdir [215]. Şekil 4.6.'da verilen x-ışınları difraksiyon analizleri, sistemin α-(Fe,Cr)+ orth.$(Cr, Fe)_2B$ fazlarının yanı sıra tetr.$(Cr,Fe)_2B$ ve $(Fe,Cr)_3(C,B)$ fazlarını içerdiğini göstermektedir. Bu grup içerisinde kullanılan elektrot bileşiminde Cr oranının atomik olarak %15 - %25 civarında olması sebebiyle kaplama tabakasında bulunan $(Cr,Fe)_2B$ fazının ortorombik yapıda olması beklenmektedir. Buradan anlaşılacağı üzere sistem birincil ferrit (α-(Fe,Cr)) fazıyla birlikte ötektik morfolojiye sahip α-(Fe,Cr)+orth.$(Cr,Fe)_2B$ yapısında olduğu görülmekte olup, Lentz ve arkadaşlarının çalışmalarıyla da benzerlik göstermektedir [215]. Ancak sistem, ergime ve hızlı katılaşma şartları sebebiyle denge diyagramında olması gereken fazların yanı sıra az da olsa tetr.$(Cr, Fe)_2B$ ve $(Fe,Cr)_3(C,B)$ fazlarını da içermektedir.

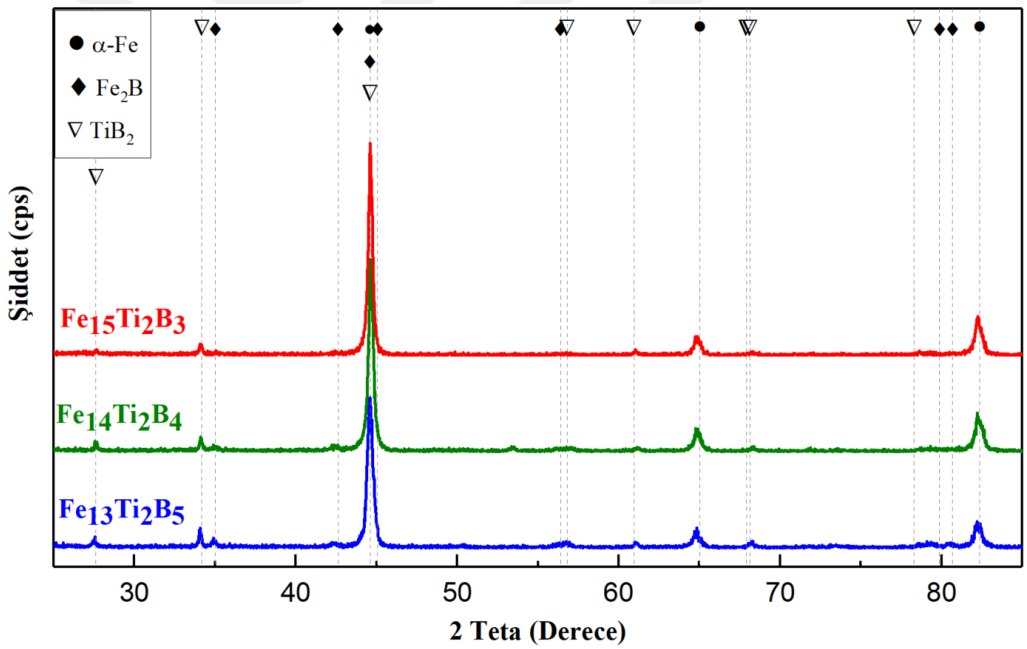
Bununla birlikte Fe-Cr-B esaslı sert dolgu elektrotları içerisinde verilen bütün EDS analizlerinde (Şekil 4.3 -Şekil 4.9.) görüldüğü üzere kaplama tabakasında yer alan matris fazı (birincil α-Fe) içerisinde Si (curuftan ve ferro alaşım kaynaklı olduğu düşünülen) görülmektedir. Sorour ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, Si, Mo ve Ni gibi elementlerin ilavesinin Fe-Cr-B esaslı alaşımlara ait borürler içerisinde çözünemeyeceğini, fakat matrise difüze olabileceğini rapor etmişlerdir [103]. Bu açıklamalara uygun olarak kaplama tabakalarındaki silisyumun borürler içerisinde çözünmediği ve α-(Fe,Cr) matrise difüze olduğu gözlenmiştir.

4.3.2. Fe-Ti-B esaslı elektrotlar

Bu grup içerisinde değişen bor ve titanyum oranının, Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar üzerindeki etkisini incelemek üzere altı farklı elektrot tasarımı yapılmıştır.

Grubun ilk üç elektrotunu titanyum oranının sabit kalıp (%10 (at.)) değişen bor oranının kaplama mikroyapısı üzerindeki etkilerini incelemek amacıyla tasarlanan $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalar oluşturmaktadır. Grubun kalan üç elektrotunu ise bor oranının sabit kalıp (%10 (at.)) değişen titanyum oranının kaplama mikroyapısındaki değişimini incelemek üzere tasarlanan $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalar oluşturmaktadır.

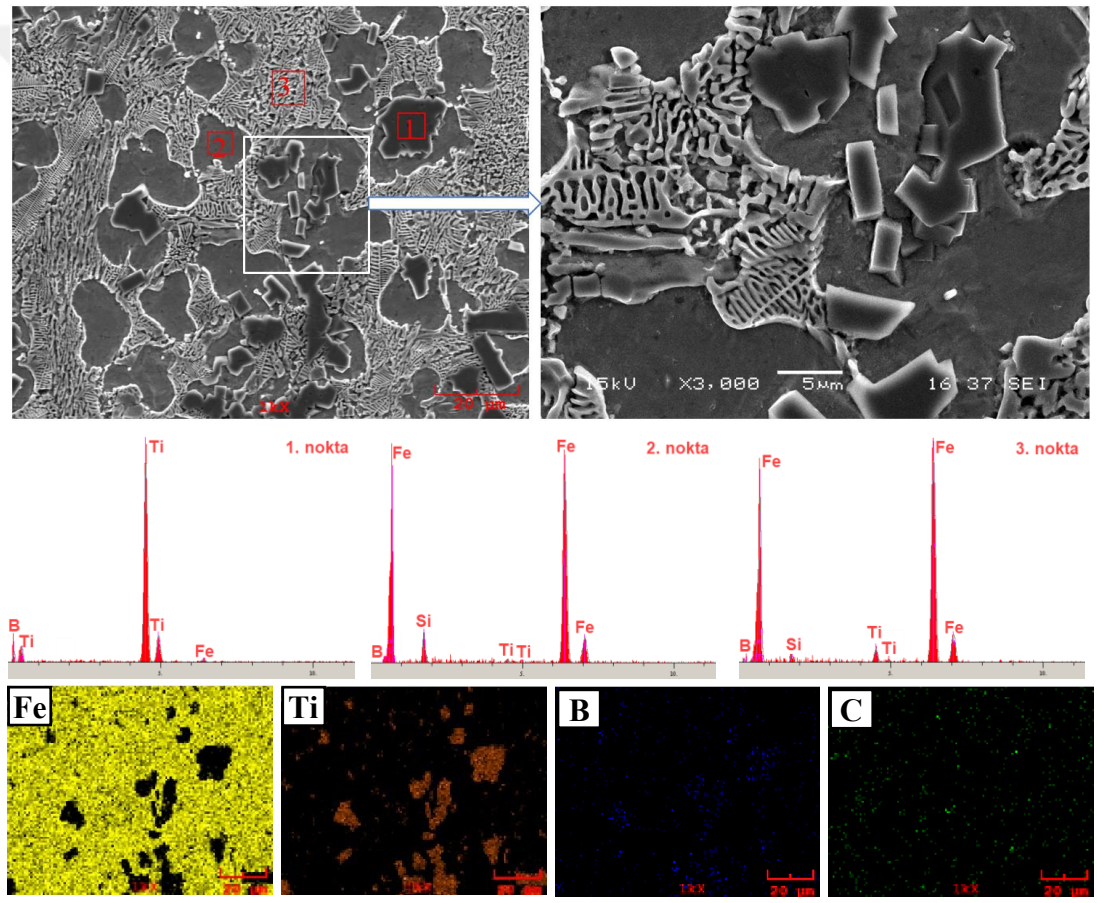
Şekil 4.10.'da grubun ilk üç elektrot bileşimi olan $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalardan alınan XRD analizleri görülmektedir. Şekilde verilen XRD analizlerine göre kaplama mikroyapılarında yer alan fazların α-Fe, Fe_2B ve TiB_2 olduğu ve sert dolgu elektrot bileşiminde artan bor miktarı ile mikroyapı içerisinde Fe_2B fazının etkili olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.10. $Fe_{(15-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni

Şekil 4.11.'de $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizleri verilmiştir. SEM görüntüsünde, mikroyapı içerisinde üç farklı yapının yer aldığı görülmektedir. Farklı oranlarda bor içerecek şekilde tasarlanan $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) elektrot bileşimleri, Fe-Ti-B faz diyagramının (Şekil 2.9.) demirce zengin tarafında yer almaktadır. $Fe_{13}Ti_2B_5$ bileşimine ait kaplamada, Fe-Ti-B denge diyagramına göre TiB_2 fazı, ilgili bileşimler için katılaşmanın başladığı faz olarak

görülmektedir. Yine denge diyagramına göre oda sıcaklığında bulunması beklenen fazlar α-Fe, Fe_2B ve TiB_2 şeklindedir. Fe-Ti-B denge diyagramında [115] ilgili fazların katılaşmaya başlayacağı noktaların tamamında çekirdeklenmenin TiB_2 ile başlaması beklenmektedir. Ayrıca bu yapılar içerisinde gibbs serbest enerjisi 25-1600 ^oK arasında en negatif olan fazın TiB_2 olduğu literatürde yer almaktadır [216]. Yine sistem içerisindeki en yüksek ergime sıcaklığına sahip faz TiB_2'dir. Bu sebeple değişen bor oranına göre tasarlanan $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) bileşimli elektrotlar için katılaşmanın TiB_2 fazının oluşması ile başlanması beklenir. $Fe_{13}Ti_2B_5$ bileşimli sert dolgu kaplamanın mikroyapısı bu sonucu destekleyecek şekilde açıklanabilir.

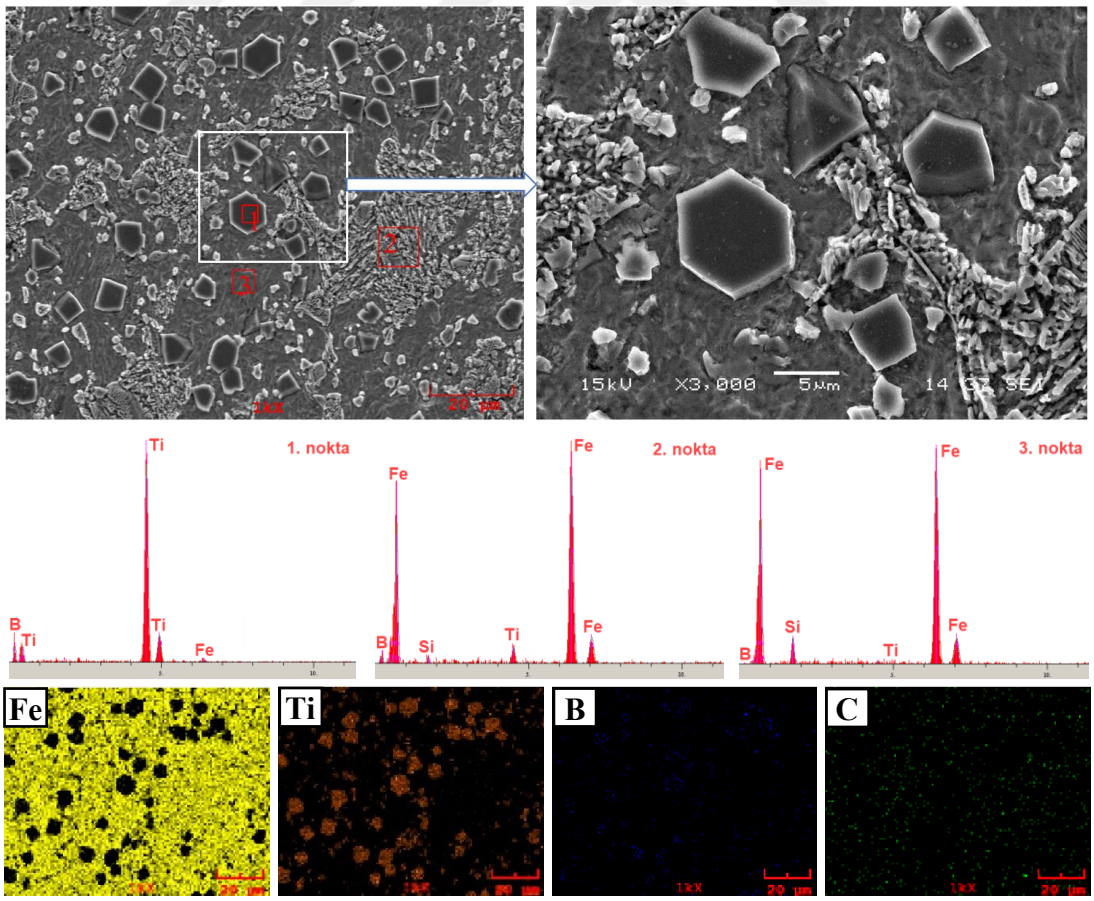


Şekil 4.11. $Fe_{13}Ti_2B_5$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

SEM mikroyapı görüntüsünde köşeli koyu renkli fazların ilk katılaşan TiB_2 olduğu görülmektedir. Bu sonuç hem EDS, hem de MAP analizi ile desteklenmektedir. Titanyumun ve borun oluşturduğu TiB_2 fazı, sistem içerisinde bor miktarını tüketerek ötektik sıcaklığa yaklaşmasından sonra kalan bor, demir ile Fe-B faz diyagramına göre

nihai yapıda α-Fe+(α-Fe+Fe_2B) ötektiğini oluşturacak şekilde katılaşacaktır. Bu yapıda ilk oluşacak faz ergime sıcaklığı yüksek olan δ-Fe'dir. Akabinde δ-Fe→γ-Fe dönüşümü gerçekleşecek ve ötektik sıcaklık olan ~1177 ºC altına inmesi ile sıvı γ-Fe+Fe_2B yapısını oluşturacak şekilde katılaşacaktır. Alaşım, sıcaklığın ~913 ºC'ye inilmesi ile γ-Fe→α-Fe dönüşümü gerçekleşerek nihai yapıda α-Fe+(α-Fe+Fe_2B) ötektiğini oluşturacak şekilde katılaşmasını tamamlayacaktır.

Şekil 4.12.'de $Fe_{14}Ti_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamanın SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi verilmiştir. SEM görüntüsünde birincil TiB_2, ötektik α-Fe+Fe_2B ve α-Fe matris yapısı görülmektedir. Atomik olarak %20 bor içeren alaşımın katılaşması bir önceki bileşime benzer şekilde TiB_2 fazının oluşumu ile başlaması beklenmektedir. Akabinde kalan sıvı Fe-B diyagramında ötektik noktanın sol tarafından nihai mikroyapısına ulaşacak şekilde katılaşacaktır. Nihai mikroyapıda bulunan α-Fe'in ise katılaşmasının γ-Fe→α-Fe dönüşümü ile gerçekleşmesi beklenmektedir.

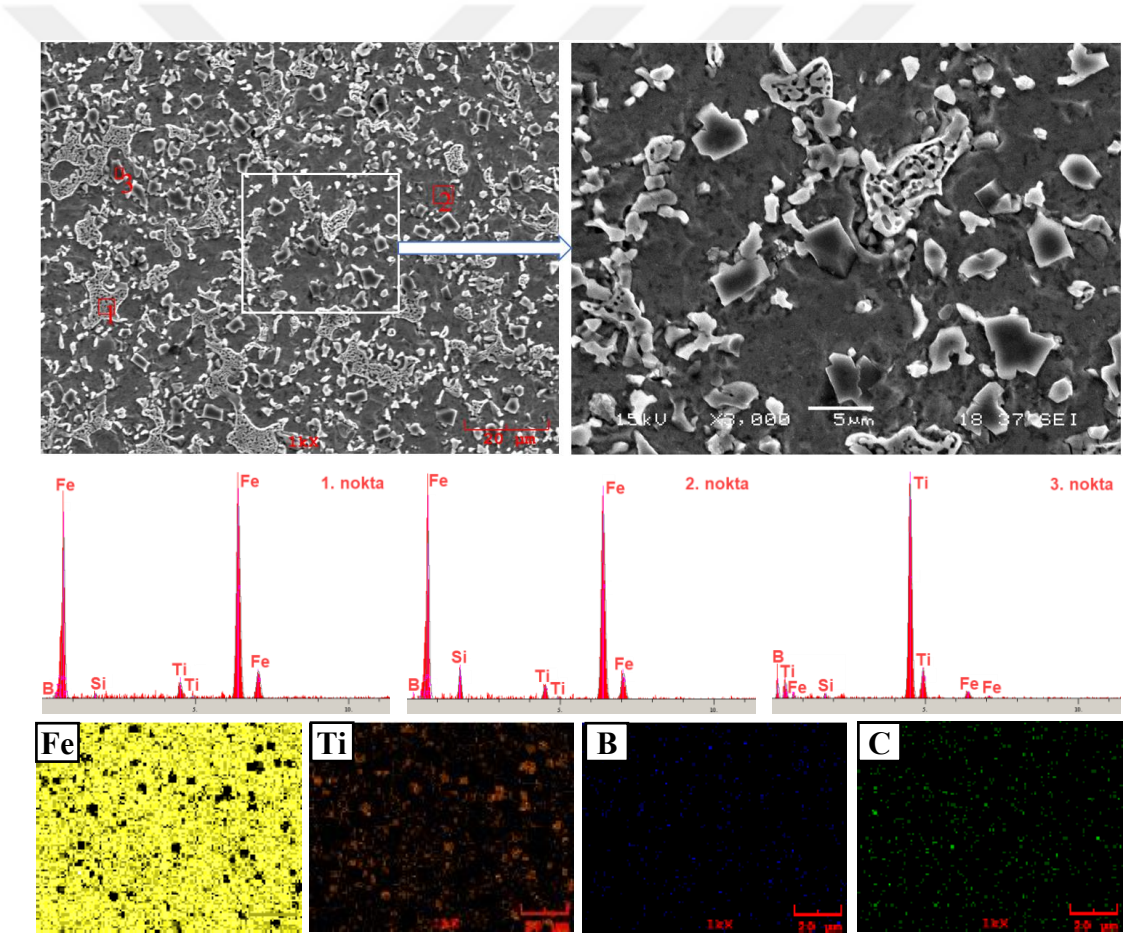


Şekil 4.12. $Fe_{14}Ti_2B_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Katılaşma sırasında TiB_2 oluşumu sonrası sistem içerisinde kalan bor miktarına göre α-Fe+Fe_2B ötektiğinin mikroyapı içerisindeki oranı değişir. Keza buna paralel olarak Şekil 4.12.'de SEM görüntüsü verilen $Fe_{14}Ti_2B_4$ bileşiminde azalan bor ile α-Fe+Fe_2B ötektiğinin azaldığı görülmektedir. Ötektik miktarının yanında oluşan TiB_2 fazının boyutlarında bir azalma olduğu söylenebilir. Bununla birlikte Şekil 4.13.'de verilen $Fe_{15}Ti_2B_3$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamanın SEM görüntüsünde TiB_2 fazlarının boyutlarının daha da azaldığı görülmektedir. Aslında titanyum oranı bu üç bileşim içinde sabittir. Bu durum iki şekilde açıklanabilir. İn-situ olarak ergiyik içerisinden katılaşan blok yapılı fazların matris faza göre hafif olması durumunda ergiyik içerisinde yüzebileceği rapor edilmiştir [217]. Katılaşma sırasında temas edebilecek bu fazların difüzyon ile birleşme ihtimali vardır. Bu sebeple makro olarak faz dağılımlarının homojen olmasına rağmen mikro olarak fazların boyut ve şekillerinde değişiklikler görülebilmektedir. Bununla birlikte elektrot bileşiminde yer alan bor miktarının azalması ile serbest kalan titanyum miktarının artması beklenmektedir. Şekil 4.10.'da verilen XRD analizinde azalan bor oranı ile birlikte TiB_2 piklerinin azaldığı görülmektedir. Keza elementel dağılım analizlerinde azalan bor ile matriste dağılan titanyumun arttığı görülmektedir. Yapıda serbest kalan titanyumun artması ile titanyumun demir esaslı alaşımlardaki tane inceltici etkisine benzer bir etki ile yapıdaki fazların boyut ve dağılımını etkileyebilecektir [218,219].

Şekil 4.13.'de $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı sert dolgu kaplamanın SEM görüntüsü EDS ve MAP analizi verilmiştir. Alaşımın SEM görüntüsünde TiB_2 ile birlikte ötektik yapılı fazların bulunduğu görülmektedir. İlgili bileşim Şekil 2.9.'da verilen Fe-Ti-B faz diyagramına göre FeB_2 ve Fe_2Ti fazlarını içeren yapıların ara bölgesinde yer almaktadır. Verilen SEM görüntüsünde ötektik fazın üzerinden alınan 1 numaralı EDS sonucuna göre yapının demir ve eser miktarda titanyum içerdiği görülmektedir. Elektrot örtü bileşiminde azalan bor ile birlikte serbest kalan titanyum miktarı artmaktadır. Fakat XRD analizinde titanyumun oluşturduğu bir faza rastlanmamıştır. Dolayısıyla bu fazın Fe_2B olması beklenmektedir. Ayrıca bor oranının azalması ile birlikte birincil TiB_2 fazlarının miktar ve boyutlarında bir azalma olduğu görülmektedir. Bununla birlikte ötektik yapının parçalanarak mikroyapı içerisinde dağıldığı tespit edilmiştir. Bu durumun yukarıda belirtildiği gibi titanyumun tane inceltici etkisinden ileri geldiği

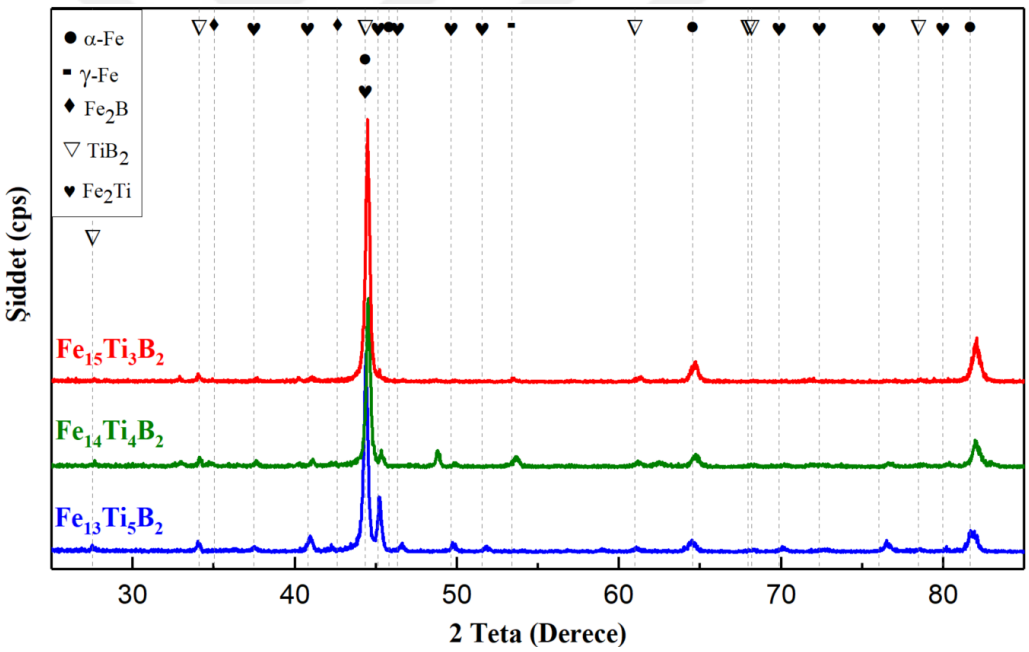
düşünülmektedir. Bununla birlikte bu grup içerisinde bazı MAP analizlerinde titanyumun α-Fe içerisinde dağıldığı görülmektedir. Titanyumun demir içerisindeki çözünürlüğü kısıtlıdır [220]. Fakat katılaşma şartlarına bağlı olarak eser miktarda titanyumun demir içerisinde çözünmesi mümkündür. Elementel dağılım analizinde titanyumun α-Fe matris içerisinde dağılmadığı fakat α-Fe üzerinden alınan EDS analizinde küçük pikler olarak kendini gösterdiği anlaşılmaktadır. Yine Fe-Ti-B denge diyagramının 1000 ºC'deki kesitinde, ilgili bileşimler için denge dışı bir faz olarak gözüken Fe_2Ti'nin katılaşma şartlarından dolayı oda sıcaklığında eser miktarda yapıda yer alabileceği söylenebilir. Nihai mikroyapının ise TiB_2, α-Fe, α-Fe+Fe_2B ötektiği ve eser miktarda α-Fe+Fe_2Ti oluştuğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.13. $Fe_{15}Ti_2B_3$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Şekil 4.14.'te $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalardan alınan XRD analizi verilmiştir. Yapıda yer alan temel fazların α-Fe, Fe_2Ti ve TiB_2 olduğu görülmektedir. Fe-Ti-B sisteminde katılaşmanın dengeli şartlarda gerçekleşmesi

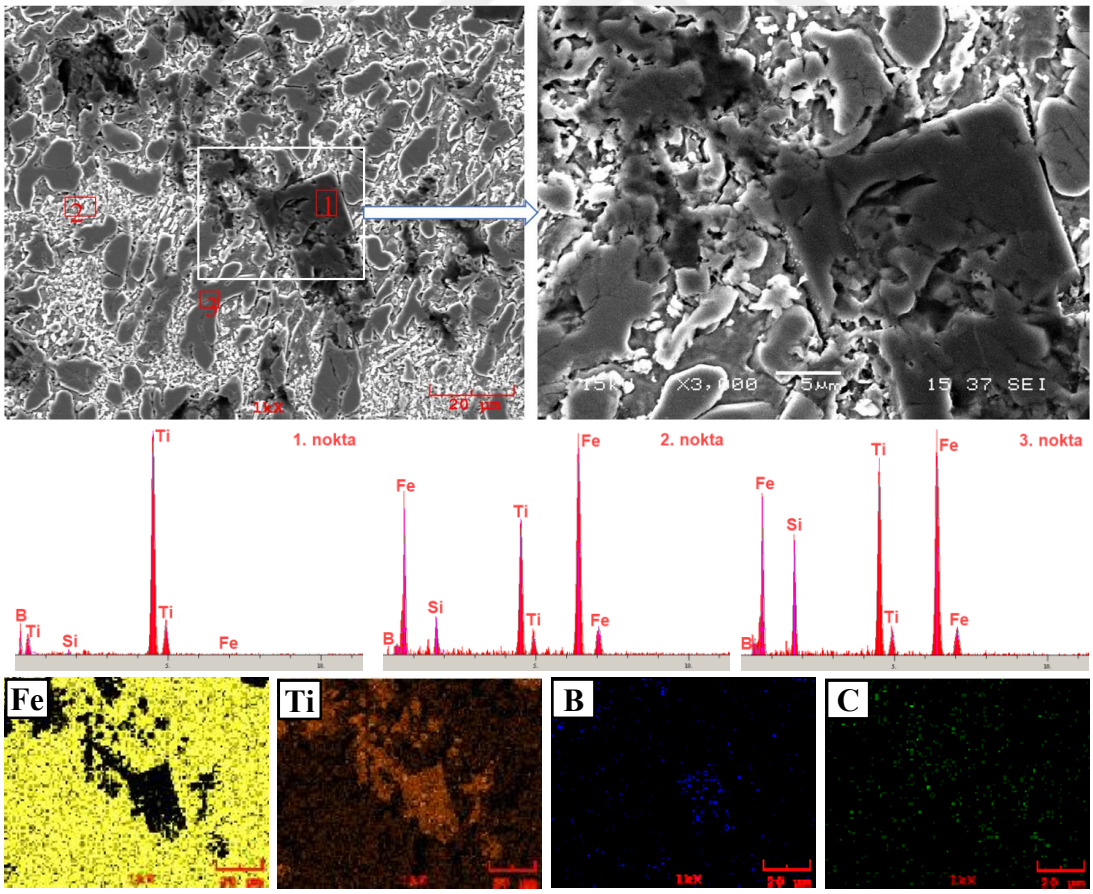
durumunda oda sıcaklığındaki nihai mikroyapılarında α-Fe, TiB_2, Fe_2Ti(α-Fe+Fe_2Ti) fazlarından oluşması beklenmektedir. Şekil 4.14.'de verilen kaplamalara ait XRD analizinde kaplama α-Fe, Fe_2Ti, TiB_2 ve eser miktarda γ-Fe fazlarının olduğu görülmektedir. Esasen dengeli katılaşma şartlarında γ-Fe bulunması mümkün değildir. Fakat prosesin yapısı gereği bölgesel olarak hızlı soğumalar görülebilmektedir [207]. Benzer şekilde Fe-Ti-B sistemine göre oda sıcaklığında bulunmaması gereken Fe_2B bazı kaplamalarda eser miktarda olduğu görülmektedir. XRD analizine göre kaplama bileşiminde artan titanyum miktarı ile Fe_2Ti miktarının arttığı ve daha şiddetli pik verdiği görülmektedir. Aynı şekilde bileşim içerisindeki azalan titanyum ile α-Fe pik şiddetinin arttığı görülmektedir. Tespit edilen bu fazlar Fe-Ti-B faz diyagramının demirce zengin tarafında yer alan bileşimlerin dengeli katılaşma şartlarında oda sıcaklığında oluşması beklenen fazlarla uyumlu olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.14. $Fe_{(15-x)}Ti_xB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın x-ışını difraksiyon paterni

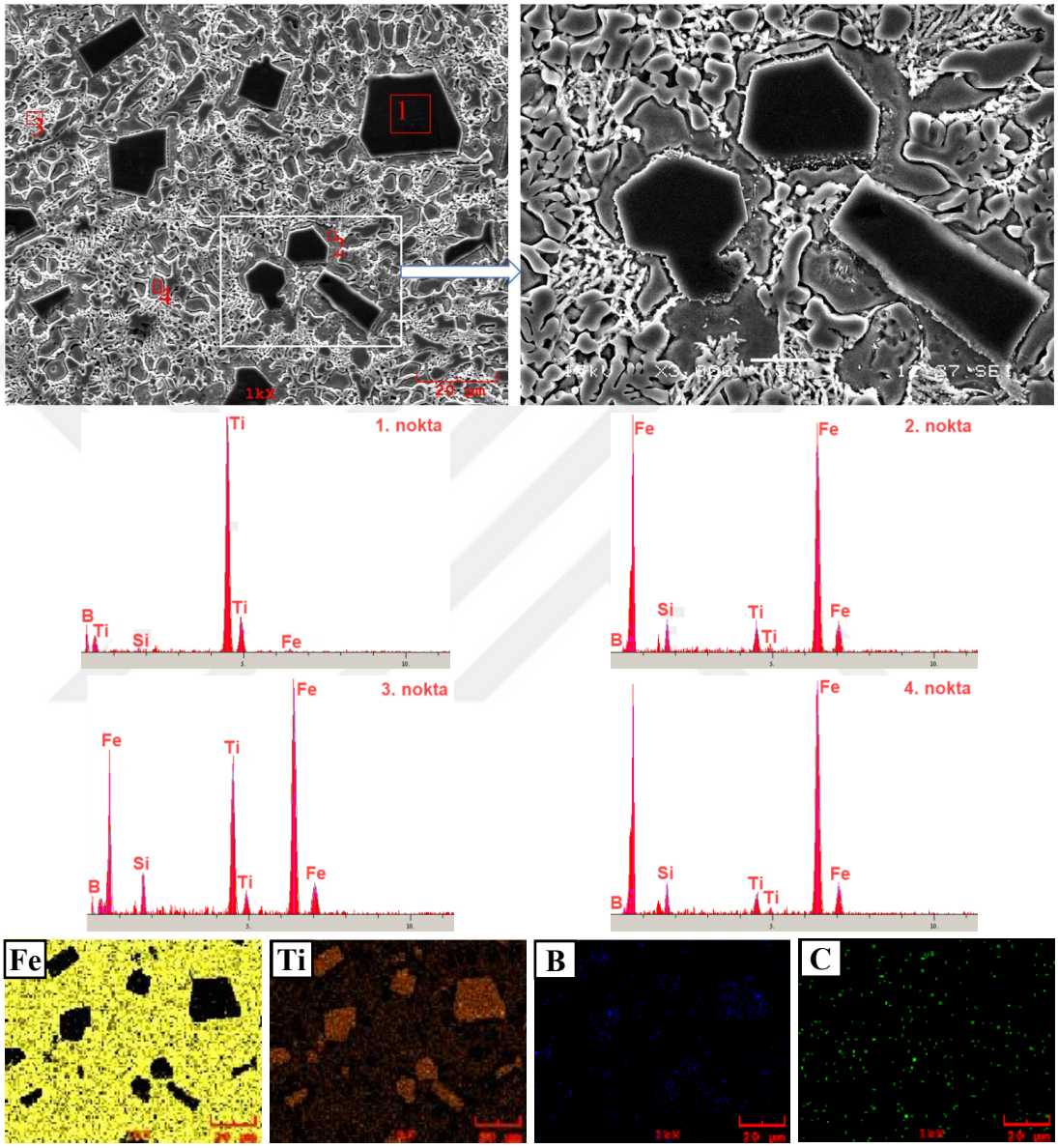
Şekil 4.15.'te $Fe_{13}Ti_5B_2$ bileşimine sahip kaplamanın SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi verilmiştir. Bu bileşim gerçekleştirilen bütün sert dolgu kaplamalar içerisinde en yüksek titanyum içeriğine sahip alaşımdır. Fe-Ti-B sistemine göre katılaşmanın sistem içerisinde ergime sıcaklığı ve serbest enerjisi en düşük (25-1600 ^oK) olan TiB_2 fazının oluşumu ile başlaması beklenmektedir [216]. Şekil 4.15.'te SEM görüntüsünde tespit edilen blok yapılı siyah renkli fazların TiB_2 olduğu EDS ve MAP analizi sonucu

anlaşılmaktadır. Katılaşmanın devam etmesi ile kalan sıvı titanyum bakımından zengin hale gelir ve Fe-Ti faz diyagramına benzer bir şekilde katılaşma devam eder. Şöyle ki teorik olarak TiB_2 fazı bir titanyum ve iki bor atomundan oluşmaktadır. Her iki bor atomunun bir titanyum atomu ile birleşmesi durumunda sistemde %20 (at.) titanyum kalacaktır. Bu oran Fe-Ti diyagramında ötektik noktanın sağına tekabül etmektedir. Bu sebeple katılaşmanın devamında ilk olarak Fe_2Ti fazının çekirdeklemesi gerçekleşecek ve katılaşma Fe_2Ti ve α-Fe+Fe_2Ti ötektik yapısını oluşturacak şekilde tamamlanacaktır. Şekil 4.15.'de verilen 2 numaralı EDS analizinde görülen bölgelerin ötektik α-Fe+Fe_2Ti olarak, 3 numaralı EDS analizinde görülen gri renkteki adacıkların ise Fe_2Ti fazı olarak tanımlanabilir. Ayrıca SEM görüntüsünde Fe_2Ti bileşiğinin, TiB_2 fazının etrafında oluşması, katılaşma sırasında ilk oluşan TiB_2'nin Fe_2Ti için çekirdeklenme merkezi olarak davrandığının bir göstergesidir. Sonuç olarak $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın nihai mikroyapısının TiB_2, Fe_2Ti fazları ve α-Fe+Fe_2Ti ötektik yapısından meydana geldiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.15. $Fe_{13}Ti_5B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Şekil 4.16.'da $Fe_{14}Ti_4B_2$ bileşimine sahip kaplamanın SEM görüntüsü verilmiştir. Bir önceki bileşime göre 5 (%at.) olarak daha az titanyum içeren kaplamanın mikroyapı oluşumu benzer şekilde gelişmektedir. Siyah görülen blok yapılı fazlar TiB_2'dir.



Şekil 4.16. $Fe_{14}Ti_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM, EDS ve MAP analizi

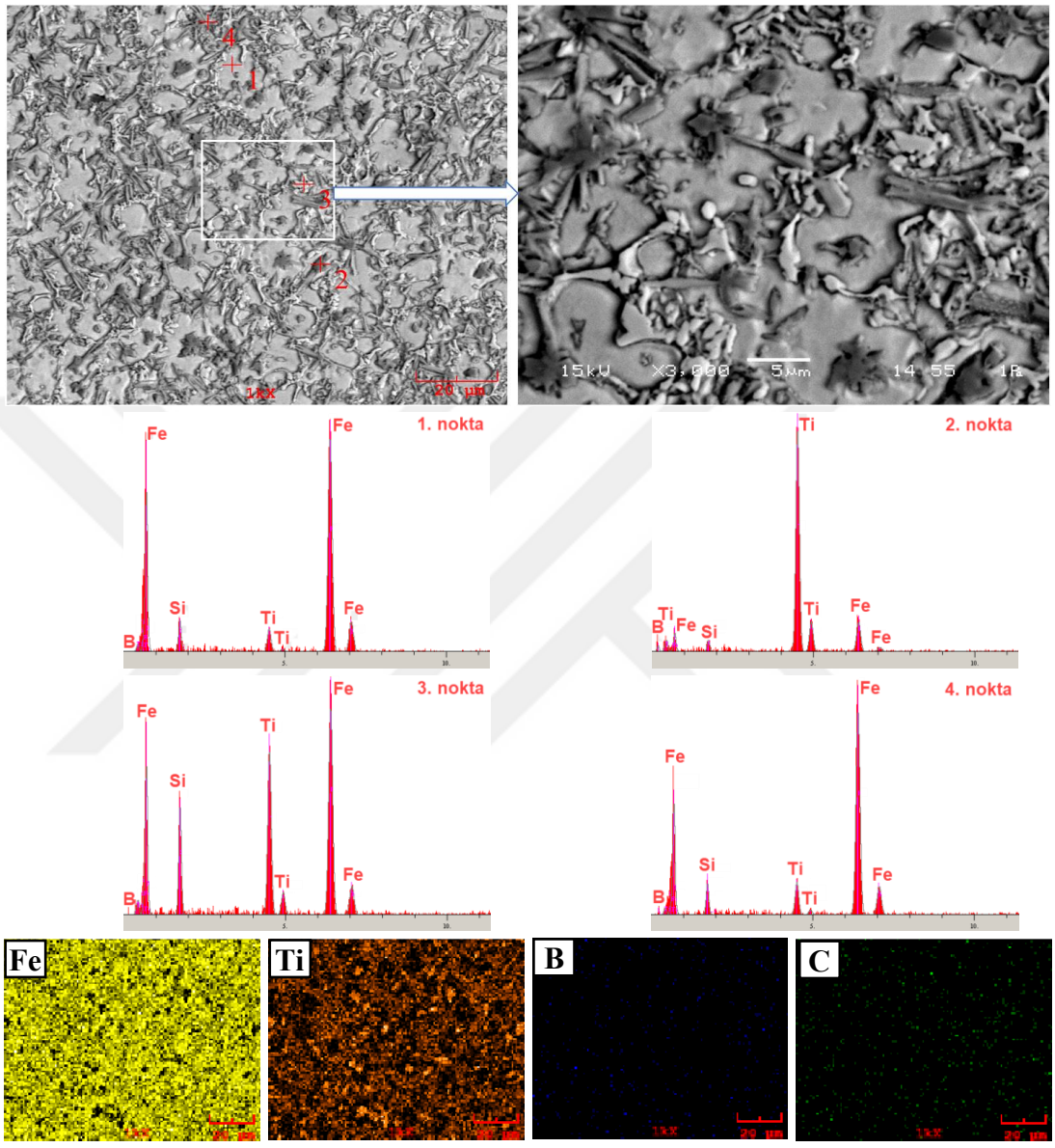
Bu bileşimde kalan sıvı Fe-Ti diyagramında ötektik noktanın 16 (%at.) [221] hemen solundan geçecek şekilde katılaşmasına devam edecektir. Bu sebeple ilk katılaşan çekirdeğin α-Fe olması beklenmektedir. Katılaşmanın devamı etmesi ile nihai mikroyapının α-Fe ve α-Fe+Fe_2Ti ötektiğinden oluşması beklenir. Bu sebeple SEM resminde görülen gri renkteki adacıkların α-Fe olduğu ve kalan yapının ötektik yapı

olduğu düşünülmektedir. $Fe_{13}Ti_5B_2$ bileşimine sahip kaplamanın daha fazla titanyum içermesi sebebiyle blok yapılı fazlarda bir dağılma olduğu görülmektedir. Bunun sebebi titanyumun yapıyı rafine edici etkisi ile açıklanabilir [218,219]. Ayrıca in-situ olarak sıvı fazdan katılaşma sırasında oluşan blok yapılı fazların sıvı içerisinde yüzebileceği ve birbirine temas ederek birleşebileceği belirtilmiştir. Bu sebeple mikro ölçekte blok yapılı fazların dağılımında bir homojensizlik görülebilmektedir [217].

Şekil 4.16.'te $Fe_{15}Ti_3B_2$ bileşimli elektrot ile gerçekleştirilen kaplamaya ait SEM görüntüsü verilmiştir. Diğer mikroyapılardan farklı olarak koyu renkli blok yapılı fazların inceldiği ve morfolojisinin değişerek yapıda dağıldığı görülmektedir. Benzer çalışmalarda yapıdaki titanyum ve bor oranının oluşan fazları morfolojik olarak etkilediği rapor edilmiştir [199]. Bu çalışmada azalan titanyum miktarı ile TiB_2 fazlarının köşeli blok fazlardan çubuksu forma dönüştüğü görülmektedir. Mikroyapının ise genel olarak α-Fe matris içerisinde dağılan TiB_2 ve α-Fe+Fe_2Ti fazlarından oluştuğu söylenebilir.

Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalara gerçekleştirilen EDS analizlerinde eser miktarda farklı elementlerin varlığı görülmektedir. Ferro-alaşım başlangıç malzemeleri kullanılarak üretilen elektrotların bileşimlerine hammadeden giren silisyum, alüminyum ve karbon gibi katışık elementlerin olduğu Tablo 3.1.'de görülmektedir. Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplama mikroyapılarında gerçekleştirilen EDS analizlerinde silisyumun matris fazda dağıldığı görülmektedir. Örtülü elektrot ile gerçekleştirilen çalışmalarda silisyum curuf-metal transferi aktif olan bir elementtir [222]. Bu sebeple hem ferro alaşım içerisindeki silisyumun hem de curuf içerisindeki silisyumun kaplama tabakasına transfer olduğu söylenebilir. Yapılan benzer çalışmalarda silisyumun TiB_2 gibi blok yapılı fazlarda çözünmeyip matris içerisinde dağılacağı rapor edilmiştir [103]. Başlangıç malzemesi içerisinden gelebilecek bir diğer element alüminyumdur. Daha önceki çalışmalarda alüminyumun Al_2O_3 olarak katılaşacağı ve bu yapının düşük serbest enerjisi sebebiyle ilk olarak katılaşmaya başlayacağı bildirilmiştir [68]. Fakat bu çalışmada mikroyapı içerisinde elementel Al veya Al_2O_3 fazının varlığına rastlanmamıştır. Bu durum örtülü elektrot flaks bileşimi içerisine de

deoksidan olarak ilave edilen Al_2O_3'ün curuf olarak yapıdan uzaklaştığı şeklinde açıklanabilir.

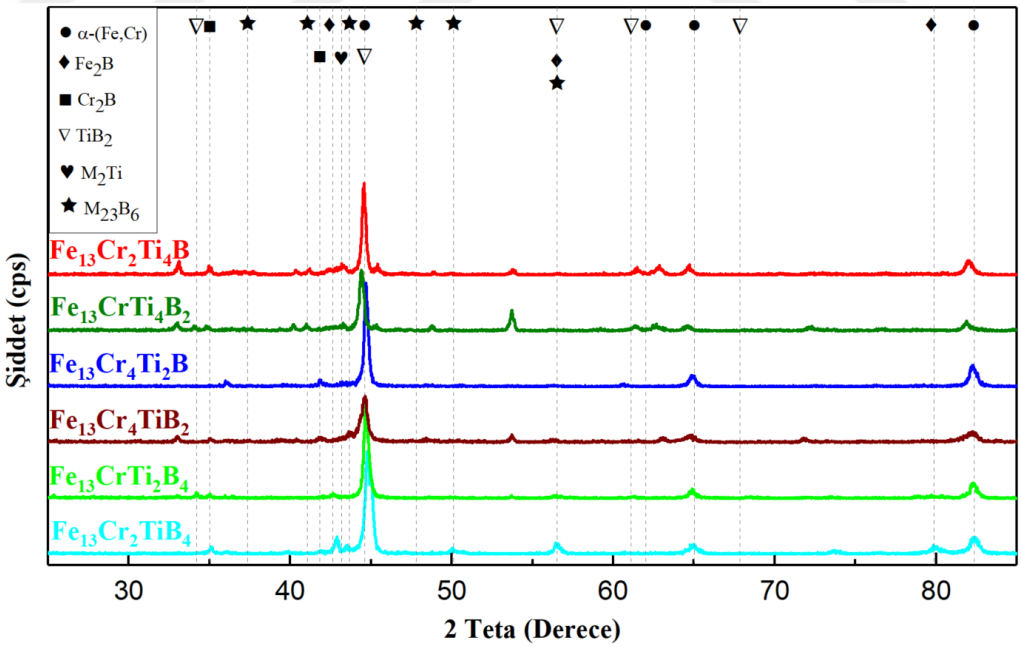


Şekil 4.17. $Fe_{15}Ti_3B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM, EDS ve MAP analizi

Diğer bir empürite element ise karbondur. Karbon eser miktarda başlangıç malzeme içerisinden yapıya girmektedir. MAP analizlerinde TiB_2 yapılarında karbon bulunmadığı görülmektedir. Karbonun α-Fe içerisindeki çözünürlüğü kısıtlı olmakla birlikte hızlı soğuma ile bir miktar daha karbonun matriste γ-Fe olarak çözünmesi muhtemeldir. Fakat eser miktarda bulunan karbonun oluşturduğu bir bileşiğe ait ana pik XRD analizlerinde görülmemektedir.

4.3.3. Fe-Cr-Ti-B esaslı elektrotlar

Deneysel çalışmanın bu kısmında Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu alaşımlarının mikroyapısal özellikleri incelenmiştir. Bu grup içerisinde farklı bileşime sahip altı farklı elektrot tasarımı yapılmıştır. Grup içerisindeki ilk iki elektrotu bor oranının sabit olup (%20 (at.)) titanyum ve krom oranının karşılıklı değiştiği $Fe_{13}Cr_2TiB_4$, $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu elektrotları oluşturmaktadır. Sonraki iki elektrotu krom oranının sabit (%20 (at.)) titanyum ve bor oranının karşılıklı değiştiği $Fe_{13}Cr_4TiB_2$, $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu elektrotları oluşturmaktadır. Grubun son iki elektrotunu titanyum oranının sabit kalıp (%20 (at.)) krom ve bor oranının değiştiği $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu elektrotları oluşturmaktadır. Tasarlanan elektrotların bileşimlerinde bulunan mevcut elementlerin varlığında, katılaşma şartlarına bağlı olarak mikroyapıları karmaşık bir hal alabilir. Bu bakımdan faz tanımlaması yapılırken XRD analizi büyük önem taşımaktadır. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalara gerçekleştirilen XRD analizi Şekil 4.18.'de verilmiştir. XRD analizine göre ana piklerin α-Fe, M_2B, MB_2, $M_{23}B_6$, M_2Ti tip yapılardan oluştuğu anlaşılmaktadır.

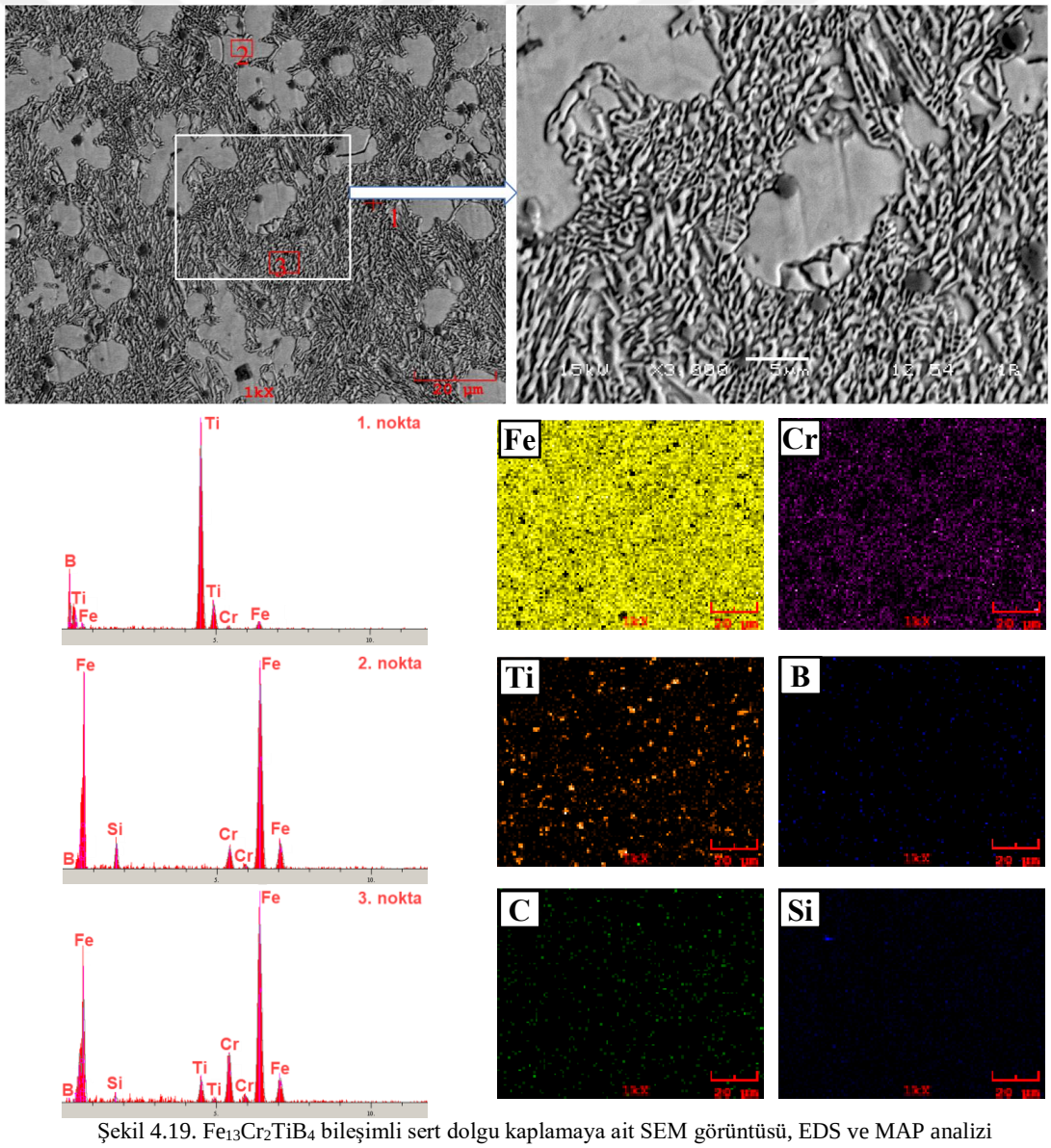


Şekil 4.18. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların x-ışını difraksiyon paterni

Bununla birlikte kaplama bileşimlerinde gerçekleştirilen eser miktardaki değişimlerin bile XRD analizindeki sinyalleri değiştirdiği görülmektedir. Sert dolgu elektrot

bileşiminde gerçekleştirilen değişim sonucu ilgili faz diyagramında alaşımın bulunduğu noktanın değişmesi ile nihai mikroyapıda yer alan fazların değişmesi doğal bir durumdur.

Grubun ilk elektrotu olan $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu kaplamanın Şekil 4.18'de verilen XRD analizine göre mikroyapı içerisinde beklenen fazların α-Fe, TiB_2 ve M_2B tip fazlar olması beklenmektedir. Şekil 4.19.'da $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ bileşimine sahip örtülü elektrot ile gerçekleştirilen kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi görülmektedir. SEM analizinde mikroyapının genel olarak siyah noktasal fazlar, ötektik benzeri bir yapı ve matris fazından oluştuğu görülmektedir.

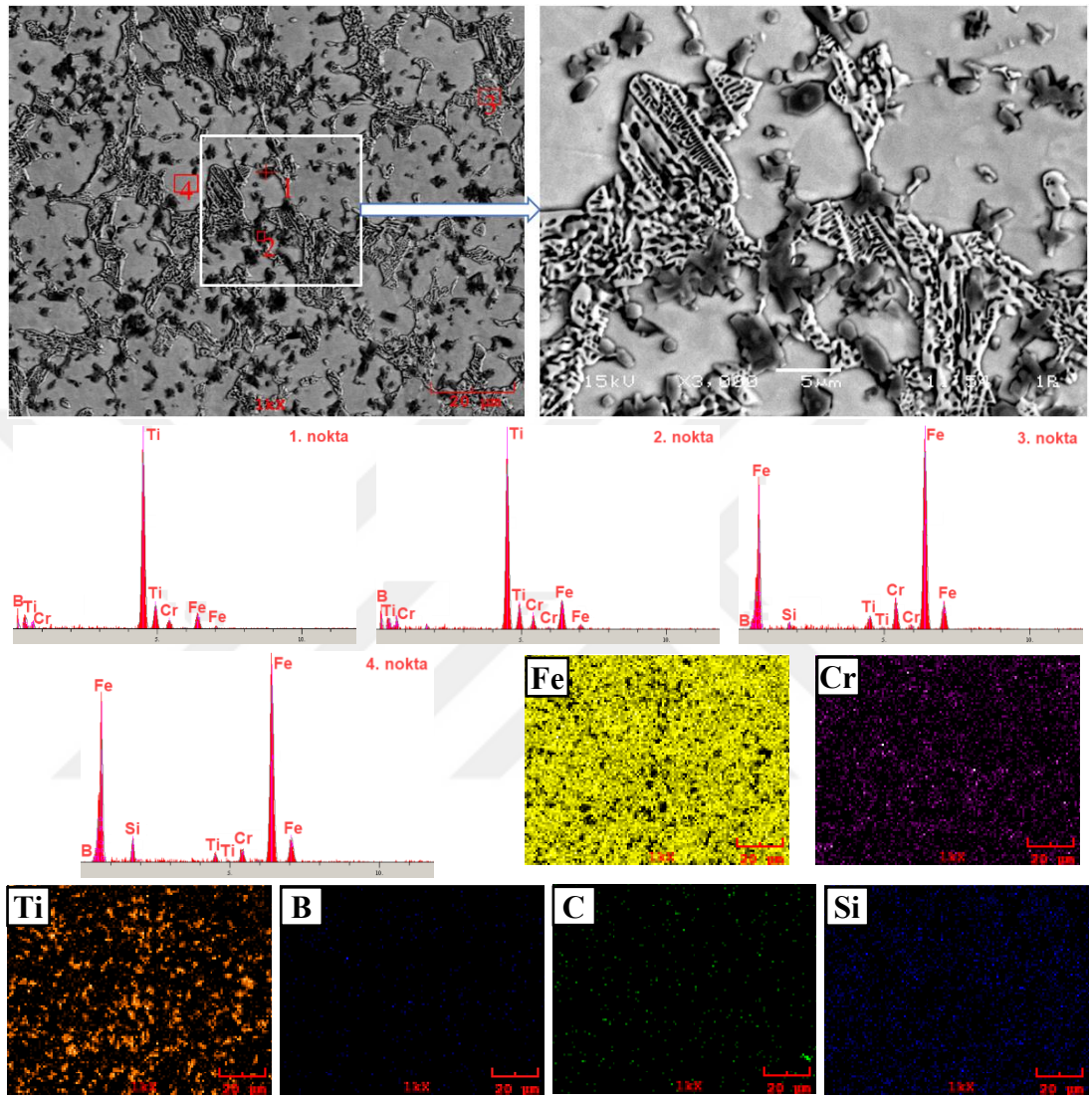


Şekil 4.19. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

İlgili bileşim içerisinde ergime sıcaklığı en yüksek ve serbest enerjisi en düşük fazın TiB_2 olduğu bilinmektedir. SEM resminde görülen siyah noktasal formdaki yapıların, sistem içerisinde ilk olarak katılaşan TiB_2 fazı olması beklenmektedir. EDS analizinde bu fazdan yüksek titanyum sinyali ve MAP analizinde titanyum ve borun bu siyah noktalarda yoğunlaşması, bu sonucu desteklemektedir. Titanyum ve borun TiB_2 fazını oluşturması sonrasında kalan sıvı içerisinde γ-Fe çekirdeklenerek nihai mikroyapıda α-(Fe,Cr) ve α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ ötektiğini içerecek şekilde katılaşması beklenir. EDS ve MAP analizinde kromun ötektik noktalarda yer aldığı görülmektedir. Bunun sebebi krom ve demirin hem kendi içerisinde hem de oluşturduğu bileşikler içerisinde sahip olduğu yüksek çözünürülüğü ile açıklanabilir. Yine EDS ve MAP analizinde titanyumun α-(Fe,Cr) adacıkları içerisinde yer almadığı ve ötektik yapıda eser miktarda bulunduğu görülmektedir. Alaşımın bileşimi gereği az miktarda bulunan titanyum bor ile birleşerek TiB_2 fazını oluşturmaktadır. Bu sebeple matris fazda ya da ayrı bir bileşik halinde yapıda yer almamaktadır. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu kaplamanın nihai mikroyapısının ise TiB_2, α-(Fe,Cr) ve α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ ötektik fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir.

Şekil 4.20.'de $Fe_{13}CrTi_2B_4$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analiz sonucu verilmiştir. Bu elektrot bileşiminde $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu elektrotuna göre krom miktarı %5 (at.) düşürülmüş titanyum miktarı ise %10 (at.) oranına artırılmıştır. Yapılan bu değişiklik sonucu mikroyapıda TiB_2 oranının arttığı ötektik (α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$) faz miktarının ise azaldığı anlaşılmaktadır. Bu durum ilgili bileşim gereği ve düşük serbest enerjisi ile TiB_2 fazının oluşması sırasında titanyumun, bor ile birleşerek miktarını azaltmasından ileri gelmektedir. Ayrıca TiB_2 fazının oluşumundan sonra azalan bor miktarı ile birlikte ötektik yapının oranının azalması beklenmektedir. Nitekim mikroyapı görüntüsünden anlaşılacağı üzere bileşimdeki titanyumun artırılıp krom oranının azaltılması ile ötektik yapı azalmış ve α-(Fe,Cr) artmıştır. Benzer şekilde Tanaka ve Saito tarafından yapılan çalışmada Fe-Cr-Ti-B alaşımı içerisinde M_2B (M=Cr,Fe) tip faz hacmi artan titanyum miktarı ile azaldığı belirtilmiştir. Ayrıca aynı çalışma içerisinde belirtilen $M_{23}C_6$ tip faza deneysel çalışmalar kapsamında gerçekleştirilen XRD analizinde eser miktarda $M_{23}(C,B)_6$ olarak rastlanmıştır [123]. $Fe_{13}CrTi_2B_4$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamanın nihai

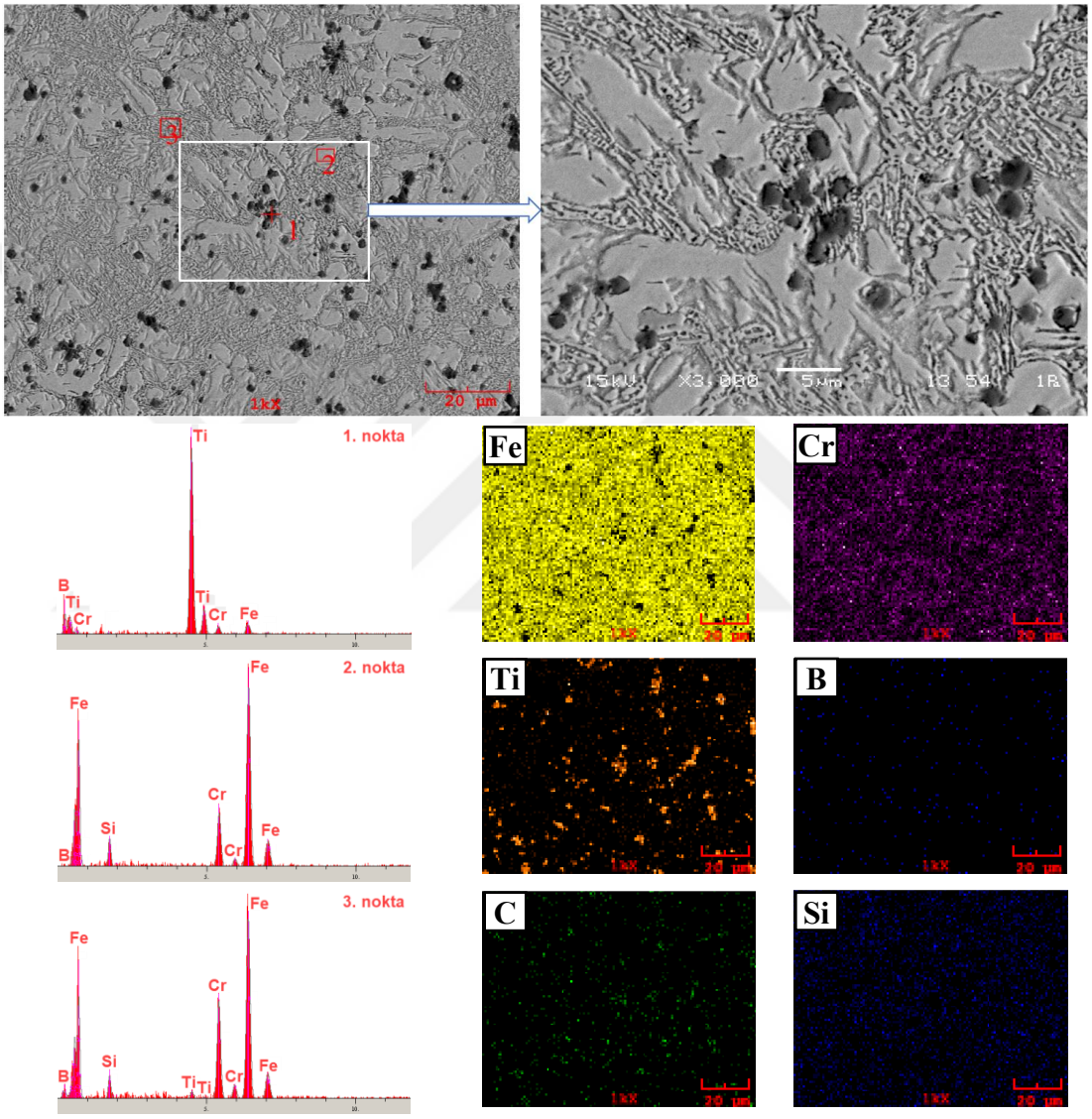
mikroyapısının ise TiB_2, α-(Fe,Cr) ve α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ ötektik fazlarından oluştuğu ve eser miktarda $M_{23}(C,B)_6$ içerdiği belirlenmiştir.



Şekil 4.20. $Fe_{13}CrTi_2B_4$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Şekil 4.21'de $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamaya ait SEM, EDS ve MAP analiz sonucu verilmiştir. Mikroyapıda görülen siyah nokta formundaki yapıların ilgili katılaşma bölgesinde yer alması ve düşük serbest enerjisi sebebiyle sistem içerisinde ilk katılaşan faz olan TiB_2 olması beklenmektedir. Verilen EDS ve MAP analizi bu sonucu desteklemektedir. TiB_2 fazının etrafı ötektik ve α-Fe tarafından sarıldığı görülmektedir. Hem demir borür hem de α-Fe içerisindeki yüksek çözünürlüğü sebebiyle kromun hem ötektik hem de α-Fe içerisinde yer aldığı EDS ve MAP analizinden görülmektedir. Bileşimlerin tamamı elektrot örtüsü içerisine

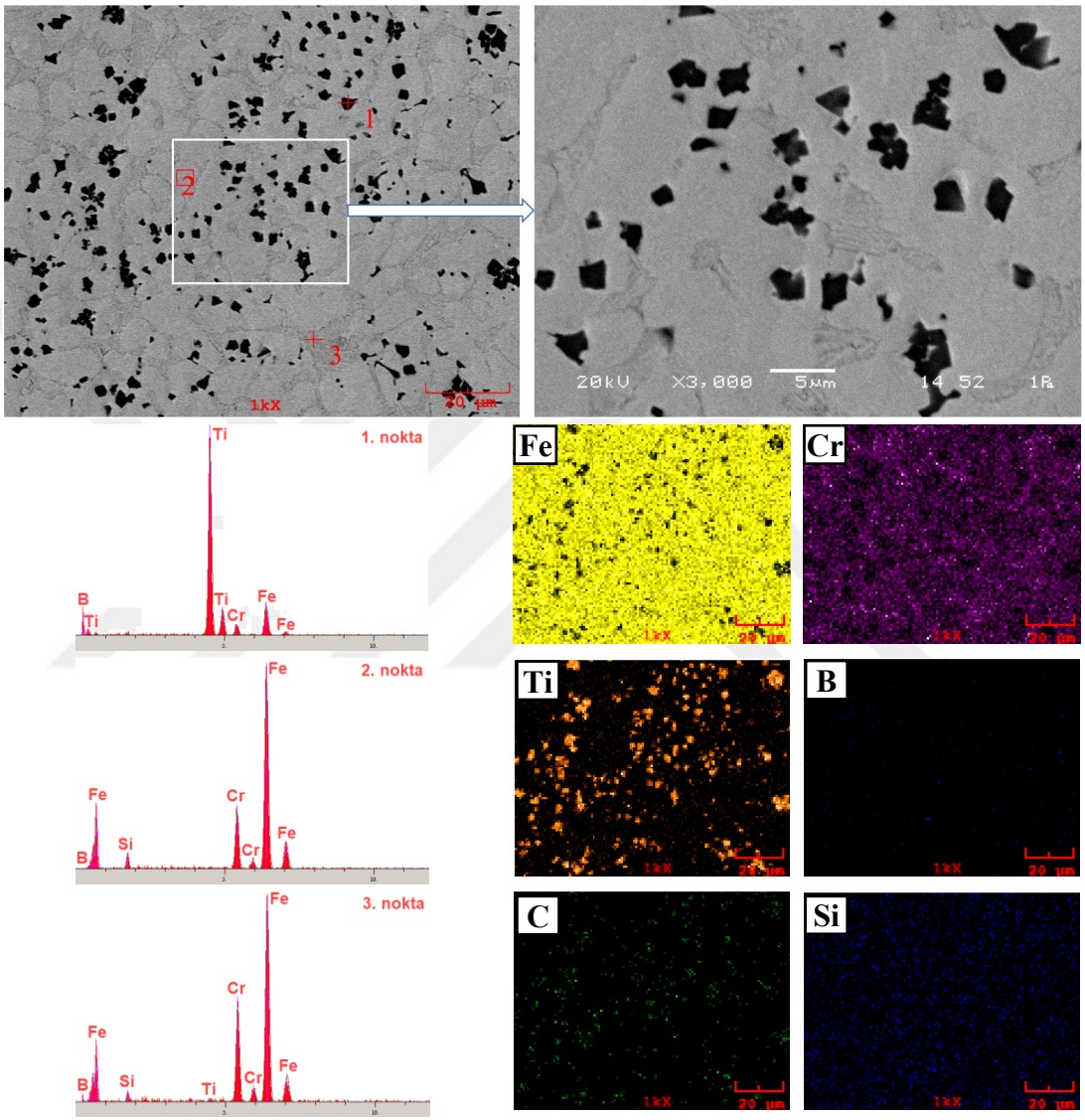
sıkıştırılacak toz miktarının kısıtlı olması sebebiyle Fe-Cr-Ti-B sisteminin demirce zengin tarafında yer almaktadır. Bu sebeple ilk oluşacak fazlar ve demirli fazlarda çözünebilen elementlerin oluşturduğu fazlar içerisinde demir miktarı yüksek olmaktadır. Nihai mikroyapının ise α-(Fe,Cr), α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ ötektik yapısı ve TiB_2 fazlarından oluştuğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.21. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Şekil 4.22.'de $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamaya ait SEM, EDS ve MAP analiz sonucu verilmiştir. Titanyum oranının atomik olarak %5'ten %10'a çıkarılması ve bor oranının atomik olarak %10'dan %5'e indirilmesi sonucu yapıdaki TiB_2 fazlarının boyut ve sayısında bir artış olduğu görülmektedir. Bununla birlikte α-

(Fe,Cr) faz adacıklarında genişleme olurken bu adacıkların arasında kalan ötektik α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ yapısında azalma olduğu anlaşılmaktadır. Yukarıda belirtildiği gibi titanyumun reaktif bir element olması sebebiyle yapıda, sistem içerisinde bulunan karbon ve bor gibi elementler ile hızlı bir şekilde birleşme eğilimine girmektedir.

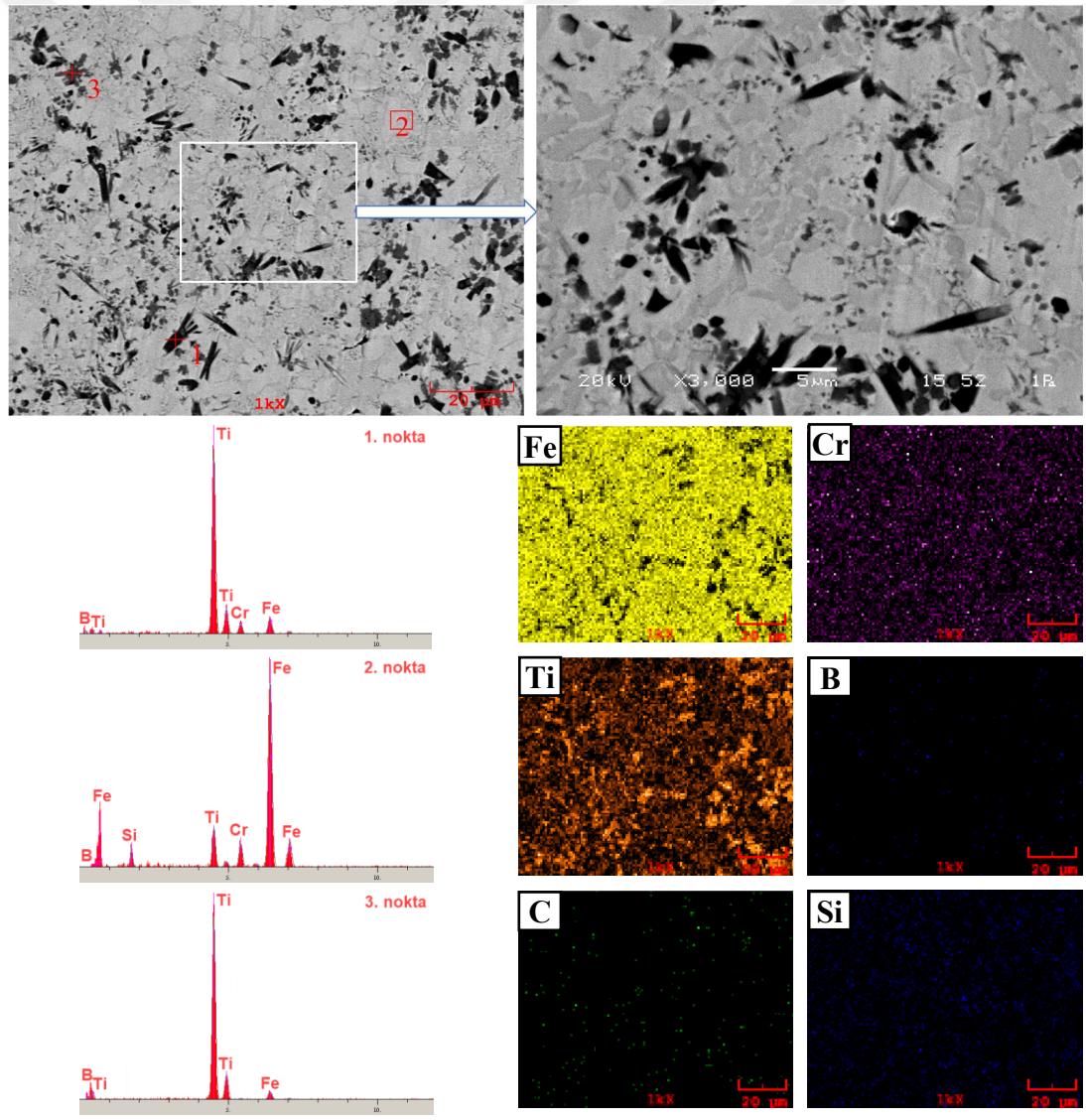


Şekil 4.22. $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Ayrıca TiB_2 fazının ergime sıcaklığının yüksek olması ve sistem içerisinde oluşabilecek diğer bileşiklere göre düşük serbest enerjisi sebebiyle oluşmaktadır. Tanaka ve Saito [123] tarafından yapılan çalışmada, atomik olarak %17 oranında bor içeren Fe-Cr-Ti-B alaşımının içerisine ilave edilen titanyum oranının %9'un (at.) üzerinde iken yapıda TiB_2 olduğu altında ise M_2B tip fazların yer aldığı bildirilmiştir.

Benzer şekilde SEM görüntüsünde $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamanın mikroyapısının α-(Fe,Cr), TiB_2 ve az miktarda α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$ ötektiği fazlarından oluştuğu anlaşılmaktadır.

Şekil 4.23.'te $Fe_{13}CrTi_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM, EDS ve MAP analizi sonucu verilmiştir. Bu kaplamanın gerçekleştirildiği örtülü elektrot bileşimi atomik olarak %20 titanyum, %10 bor, %5 krom ve kalanı ise demirden oluşmaktadır. SEM resminde görülen siyah yapıların TiB_2 olduğu gerçekleştirilen EDS ve MAP analizi ile anlaşılmaktadır. TiB_2 yapı içerisinde ilk katılaşan fazdır ve katılaşmanın devamında kalan yapı demir ve kromca zengin hale gelmektedir.

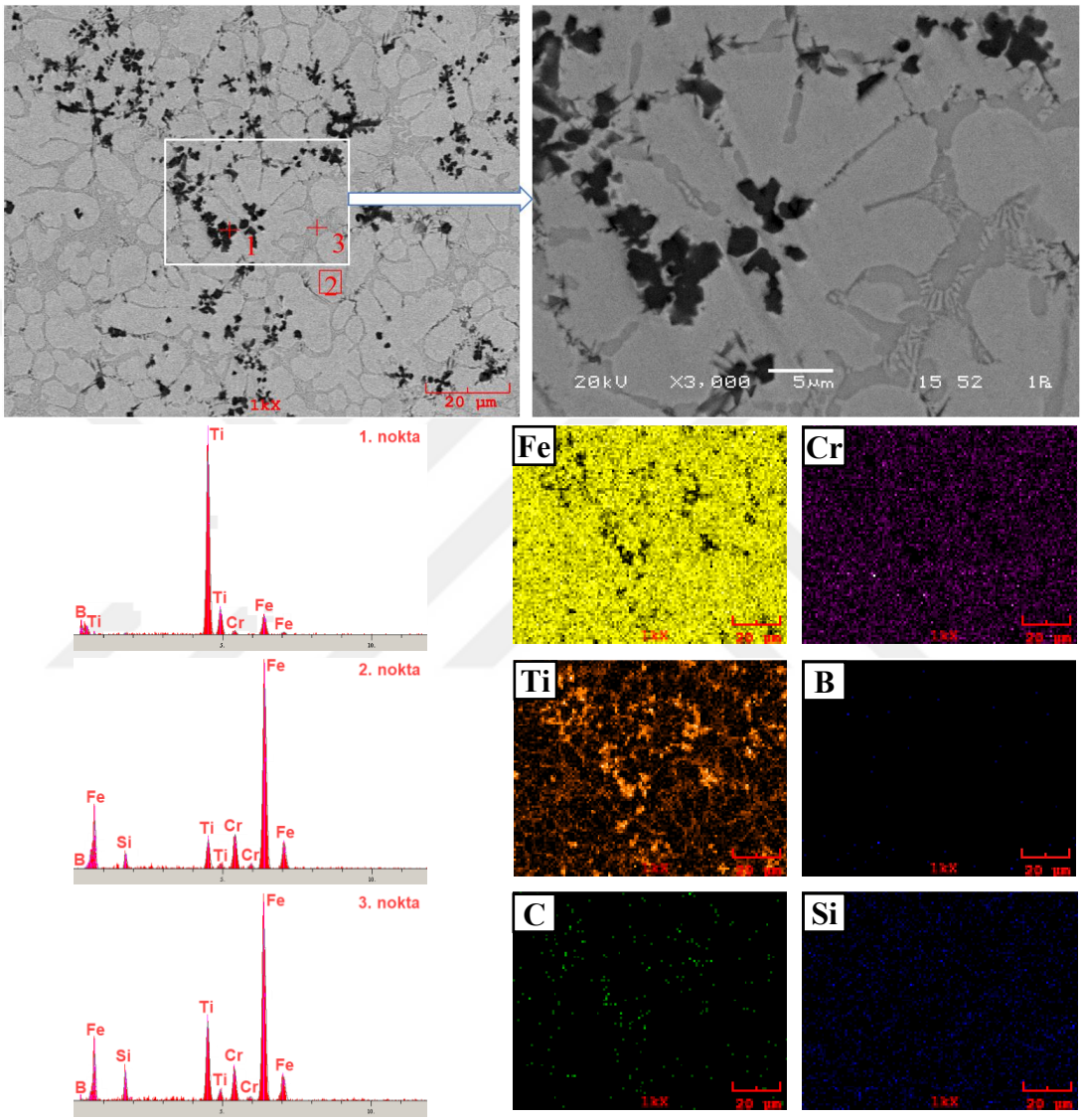


Şekil 4.23. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

Ayrıca TiB_2'nin oluşumundan sonra sistemde var olan titanyum da bulunmaktadır. Şekil 4.18.'de verilen XRD analizinde M_2Ti tip fazların varlığı görülmektedir. Titanyum hem demir ile Fe_2Ti hem de krom ile Cr_2Ti fazlarını oluşturmaktadır. Demir ve kromun yüksek çözünürlüğü sebebiyle M_2Ti tip yapılarda demir ve krom atomları birbirinin yerini alabildiği için, demirce zengin sistemde bu faz $(Fe,Cr)_2Ti$ olarak adlandırılır [223]. Şekil 4.23.'te verilen 2 numaralı EDS analizinde görülen titanyum bu fazın varlığını teyit etmektedir. Bu sebeple ergiyik sıvı içerisinde katılaşma ilk olarak TiB_2 ile başlayacak ve kalan sıvı içerisinde α-(Fe,Cr) fazının çekirdeklenmesi ile devam edecektir. Katılaşmanın ilerleyen safhalarında sistem içerisinde kalan sıvı $\alpha\text{-}(Fe,Cr)_{+}(Fe,Cr)_2Ti$ ötektiğini oluşturacak şekilde katılaşmasını tamamlayacaktır. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamanın nihai yapısının ise α-(Fe-Cr), TiB_2 ve $\alpha\text{-}(Fe,Cr)_{+}(Fe,Cr)_2Ti$ ötektik yapısından oluştuğu belirlenmiştir.

Şekil 4.24.'te $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analiz sonucu verilmiştir. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı sert dolgu kaplamaya göre örtülü elektrot bileşiminde bor oranı atomik olarak %5'e azaltılmış, krom oranı ise %10 oranına artırılmıştır. Elektrot örtü bileşiminde yer alan bor hem blok hem de ötektik yapılı fazlar için kritik bir elementtir. Azalması ile birlikte bu fazların yapıdaki oranının azalması beklenir. Keza SEM görüntüsünde bor oranının azalması ile TiB_2 faz yoğunluğunda bir azalma olduğu anlaşılmaktadır. Bununla birlikte bor oranı azalmasına rağmen sistem içerisinde katılaşmanın yine ilk olarak TiB_2 fazının oluşması ile başlaması beklenmektedir. Ayrıca elektrot örtü bileşiminde azalan bor miktarı ile α-(Fe,Cr) adacıklarının boyutunda bir artış olduğu anlaşılmaktadır. Bununla birlikte sistem içerisinde bor oranı azaldığı için serbest kalan titanyum miktarında bir önceki bileşime ($Fe_{13}Cr_2Ti_4B$) göre artış olması beklenir. TiB_2 fazının oluşumu sonrası yapı içerisinde kalan titanyum miktarına göre, teorik olarak katılaşmanın M_2Ti tip fazların oluşumu ile devam etmesi beklenmektedir. Fakat SEM görüntüsü ve EDS analizlerinde katılaşmanın ilk çekirdeklenen TiB_2 etrafında α-(Fe,Cr) çekirdeklenmesi ile devam ettiği anlaşılmaktadır. Yapı içerisinde ilk oluşan TiB_2 fazları çekirdekleyici olarak davranmış ve α-(Fe,Cr) fazının etrafında büyümesine neden olmuştur. Katılaşma kalan sıvı içerisinden ötektik sıcaklığın altına inilmesi sonucu $\alpha\text{-}(Fe,Cr)+(Fe,Cr)_2Ti$ ötektik yapısının oluşması şeklinde devam edecektir. Fakat bu

yapıların morfolojisi kaynak prosesinin dinamik katılaşma yapısı ve bölgesel soğuma hızlarının farklı olmasından dolayı değişkenlik gösterebilmektedir. Alaşımın oda sıcaklığında mikroyapısında yer alan fazların α-(Fe,Cr), TiB_2 ve α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2Ti$ ötektik yapısı olduğu tespit edilmiştir.

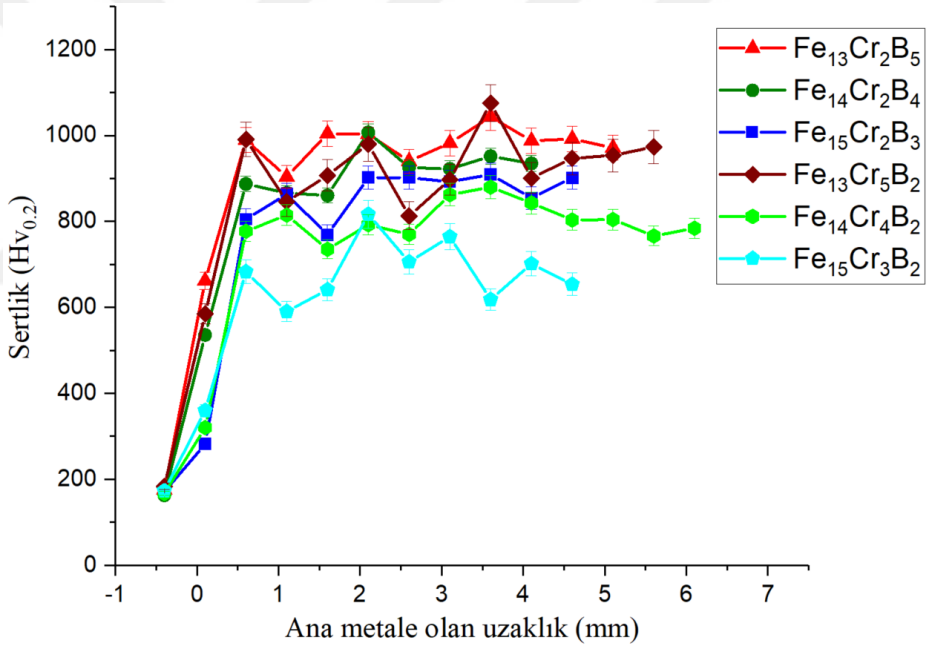


Şekil 4.24. $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ bileşimli sert dolgu kaplamaya ait SEM görüntüsü, EDS ve MAP analizi

4.4. Sertlik Ölçüm Testleri

Farklı bileşimlerde hazırlanan Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotları ile çelik altlık üzerinde elektrik ark kaynak yöntemi kullanılarak tek paso olarak gerçekleştirilen sert dolgu kaplamalarda altlık malzemeden dikiş tepe noktasına

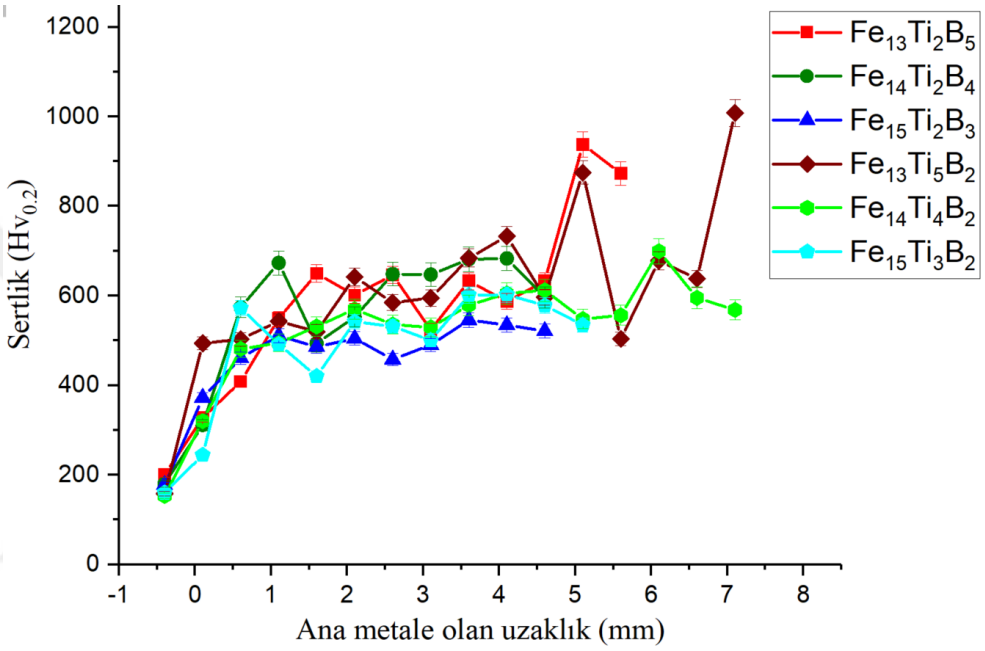
kadar 0,5 mm aralıklarla Vickers ($HV_{0,2}$) sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.25.-Şekil 4.27.'de mikro sertlik testi sonrası ölçülen sertlik sonuçları görülmektedir. Şekillerde görülen eğrilerden mikro sertlik değerlerinin altlıktan itibaren kaplama tabakasına doğru artış gösterdiği görülmektedir. Bu sonuç, kaplamaların uygun akım değeri ile gerçekleştirildiğini ve seyrelmenin az olduğunun bir göstergesidir. Şekil 4.25.'de Fe-Cr-B esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların dikiş tepe noktasından altlık-kaplama ara yüzeyine kadar mikro sertlik ölçüm sonuçları verilmiştir. Ölçülen değerlere göre $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrtolarının mikro sertlik değerleri artan bor miktarı ile artmıştır. Bu sonuç literatürde Eroğlu tarafından gerçekleştirilen çalışma ile benzer olup bor oranının sertlik artışı üzerinde etkili olduğu bildirilmiştir [89].



Şekil 4.25. Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikro sertlik ölçümleri

Benzer şekilde $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotlarının mikro sertlik değerleri bileşimdeki krom oranının artması ile birlikte artmaktadır. Ölçülen sertlik değerlerinin, benzer bir çalışma yapan Ma ve arkadaşlarının [74] sonuçları ile uyumlu olduğu tespit edilmiştir. Fe-Cr-B esaslı sert dolgu elektrotları ile ölçülen mikro-sertlik sonuçlarına göre, $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sertlik değerleri $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalara göre nispeten daha yüksek olduğu görülmüştür.

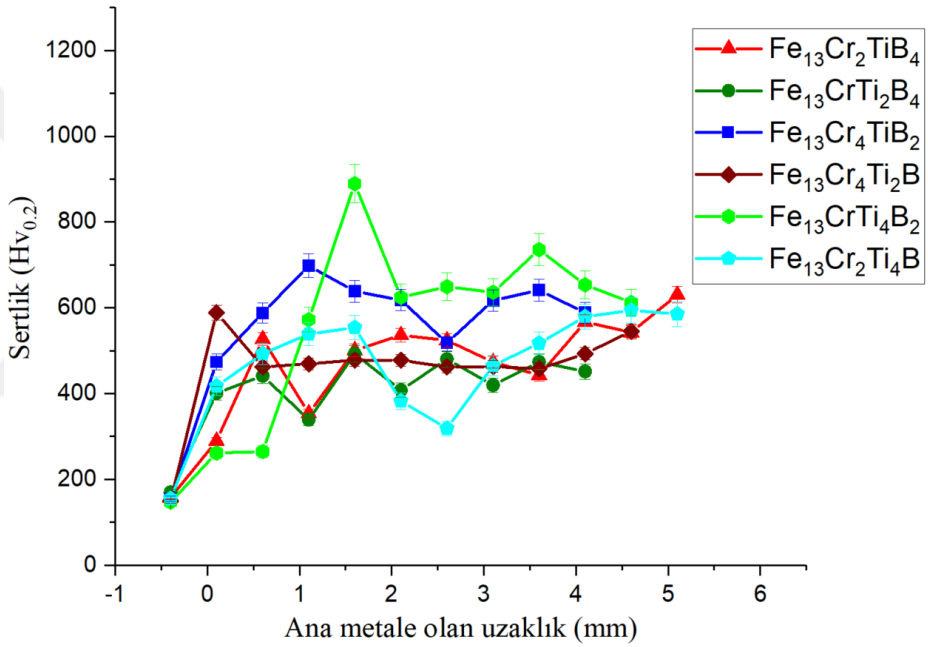
Şekil 4.26.'da Fe-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplama dikişine ait mikro sertlik değerleri verilmiştir. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı örtülü elektrotlar ile gerçekleştirilen kaplamalara ait mikro sertlik değerlerinin bileşimdeki artan bor oranı ile arttığı anlaşılmaktadır. Benzer şekilde $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sertlik değerleri bileşimdeki artan titanyum oranı ile arttığı görülmüştür.



Şekil 4.26. Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikro sertlik ölçümleri

Şekil 4.27.'de Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplama dikişlerinin, dikiş tepe noktasından altlık malzemeye kadar ölçülen sertlik değerleri verilmiştir. Grafikten genel olarak en yüksek mikro sertlik değerlerinin $Fe_{13}CrTi_4B_2$ bileşimine sahip sert dolgu elektrot dikişinden elde edildiği görülmektedir. Artan titanyum oranı ile hem TiB_2 gibi fazlar oluşabilmektedir, hem de Fe-Cr-Ti sistemine mensup çeşitli intemetaliklerin oluşma ihtimali artmaktadır [224]. Bununla birlikte Fe-Cr-Ti-B sistemi içerisinde $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın dikişinden elde edilen mikro sertlik değerlerinin grafikteki sonraki yüksek değerler olduğu görülmektedir. Bununla birlikte grafikte yer alan diğer sert dolgu kaplama dikişlerinin sertlik değerlerinin birbirine yakın olduğu görülmektedir. Ölçülen mikro sertlik sonuçlarında genel kanı artan Fe_2B, Cr_2B ve TiB_2 gibi sert bileşiklerin yapı içerisindeki oranının artması ile sertliğin arttığı yönündedir [225–227].

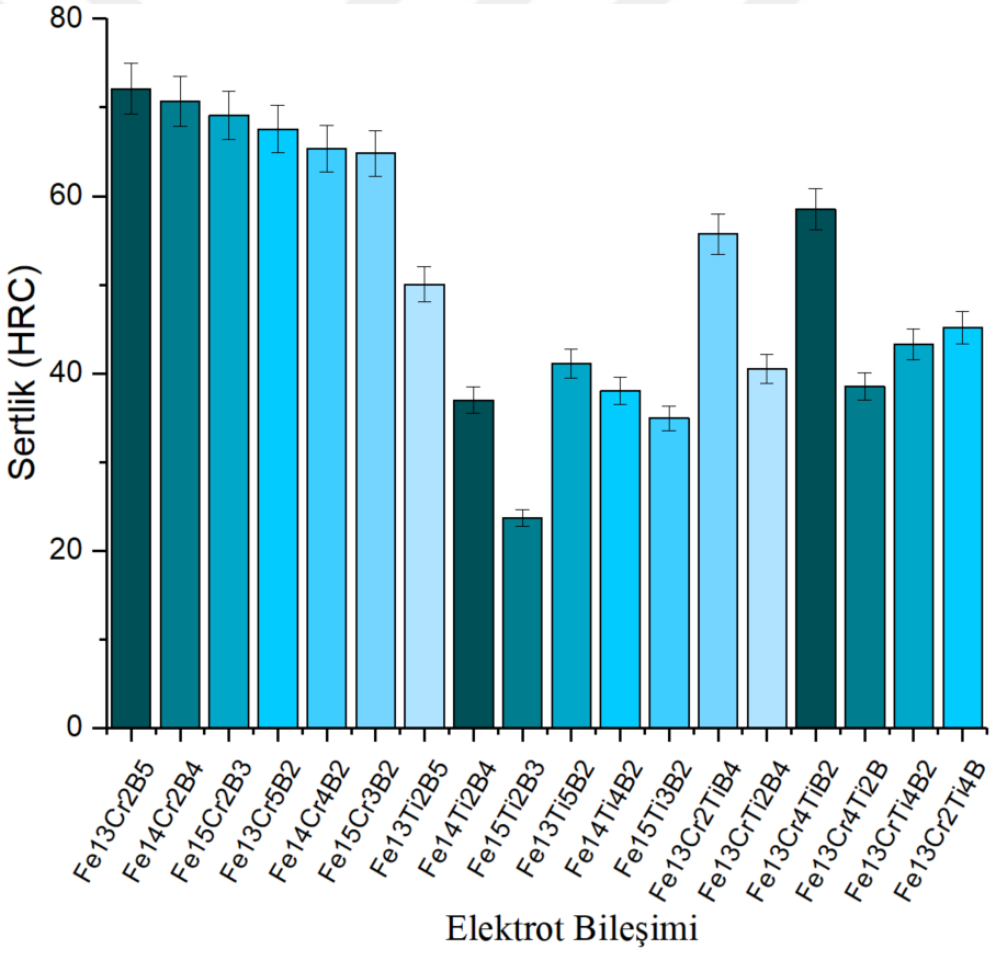
Çalışmada üretilen bütün elektrotların, Fe-Cr-Ti-B sistemi içerisinde dengeli katılaşma şartlarında oluşturabileceği maksimum sertlikteki faz TiB_2'dir. Fakat bu fazın nispeten küçük olması ve sistem içerisinde oluşabilecek diğer fazlara göre yüksek oranda bor elementini tüketmesi sebebiyle mikroyapı içerisinde sertlik değerleri arasında büyük farklar olan bölgeler/noktalar oluşmaktadır. Öte yandan benzer durum Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamalar ve Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için de geçerlidir. Örneğin Fe-Cr-B sisteminin içerisinde oluşabilecek fazlardan M_2B yapılı fazların yüksek sertlikte olduğu rapor edilmiştir [228,229]. Fakat bileşimde azalan bor miktarı sonucu sertliğe katkı sağlayacak M_2B fazlarının oluşma ihtimali azalmaktadır.



Şekil 4.27. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikro sertlik ölçümleri

Bununla birlikte $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotlarında bulunan yüksek bor hem blok faz miktarında artış, hem de kalan borun yüksek oranda α-(Fe,Cr)+M_2B ötektik yapısını teşkil etmesi sebebiyle kaplamanın sertliğine katkı sağlamıştır. Sert dolgu kaplama mikroyapısında bor miktarının azalması sonucu blok fazlara ve ötektik yapıya göre sertliği oldukça düşük olan α-(Fe,Cr) matris miktarı artacaktır. Bununla birlikte Tablo 2.3.'de verilen Fe_2B (1500-1780 Hv), Cr_2B (2000 Hv) ve TiB_2 (3500-4000 Hv) gibi bileşiklerin sertlikleri ölçülen mikro sertlik sonuçlarına göre yüksek olduğu görülmektedir. Bu fazların boyut, dağılım ve hacimsel oranı gibi faktörler mikro sertlik sonuçlarını etkilemektedir. Bu sebeple verilen sertlik

grafiğinde mikro sertlik değerleri arasında dalgalanmalar oluşabilmektedir. Fakat bu tip kaplama çalışmalarında sıralı yani dikiş tepe noktasından altlık-kaplama ara yüzeyine kadar mikro sertlik ölçümü özellikle geçiş bölgesindeki sertliğin yorumlanması ve fazların sertliklerinin değerlendirilmesinde önem arz etmektedir. Fakat kaplama yapısının geneli hakkında bilgi sahibi olmak için mikro sertlik ile birlikte makro sertlik alınması faydalı olacaktır. Bu sebeple sert dolgu kaplama yüzeylerinden Rockwell C sertlikleri ölçülmüştür. Şekil 4.28.'da iki paso olarak çekilen sert dolgu kaplama sonrası bütün yüzey boyunca 5 mm aralıklarla ölçülen Rockwell C makro sertlik sonucu görülmektedir. Grafikte yüksek sertlik değerlerinin Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamalar ile elde edildiği görülmektedir.



Şekil 4.28. Elektrot bileşimine bağlı olarak makro sertlik değerleri

Fe-Cr-B esaslı kaplamaların sertliklerinin kendi içerisinde krom oranının ve bor oranının artması ile birlikte artış gösterdiği görülmektedir. En yüksek makro sertlik

değerinin $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı sert dolgu elektrot ile gerçekleştirilen kaplamaya ait olduğu belirlenmiştir. Yüksek oranda bor içeren bu kaplamada bor hem sertliği yüksek $(Fe,Cr)_2B$ blok fazlarını oluşturmakta hem de sistemde demir ile α-(Fe,Cr+$(Fe,Cr)_2B$ ötektik yapısını oluşturarak sertliğe katkı sağlamaktadır. Literatürde gerçekleştirilen benzer çalışmalarda makro sertliğin artan bor ile arttığı bildirilmiştir [211,227]. Fe-Cr-B grubu içerisindeki değişken krom oranına göre tasarlanan $Fe_xCr_xB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamlarda en yüksek sertlik, en yüksek oranda krom içeren $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı sert dolgu kaplamadan ölçülmüştür. Kromun yaptığı M_2B tip fazların yüksek sertliğe sahip olması ve α-Fe içerisinde çözünerek matris fazın sertliğini artırması sebebiyle sertliğin artan krom oranı ile birlikte artmasına neden olmaktadır. Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların sertlikleri yine kendi içerisinde artan titanyum ve bor oranı ile birlikte arttığı tespit edilmiştir. Bor hem TiB_2 fazını oluşturmakta hem de demir ile oluşturduğu α-Fe+Fe_2B ötektiği ile matrisin sertliğini artırmaktadır. Bununla birlikte literatürde çelik içerisine ilave edilen titanyumun çeliğin sertliğine katkı sağladığı belirtilmektedir [230]. Fe-Cr-Ti-B easlı sert dolgu kaplamalarda ise sertliklerin örtü bileşimine bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Birbirinin benzeri olan bu bileşimler içerisinde krom oranı yüksek alaşımın sertliğinin daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Lv ve arkadaşları Fe-B-C-Cr-Al alaşımı üzerinde yaptıkları çalışmada artan krom oranının çelik matrisin sertliğini artırdığını rapor etmişlerdir [231]. Bu durum kromun α-Fe içerisinde yüksek çözünürlüğe sahip olması sebebiyle artan krom miktarı ile matris fazın sertliğini artırmasından ileri gelmektedir. Ayrıca Fe-Cr-Ti-B esaslı sert doglu kaplamaların makro sertlik sonucuna göre en yüksek sertliğin $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ bileşimine sahip sert dolgu kaplamadan elde edildiği görülmektedir. Bu bileşimdeki bor oranının atomik olarak %5'e düşürülüp titanyum oranının atomik olarak %10'a çıkarılması ile makro sertlikte büyük bir azalma olduğu görülmektedir. Artan titanyum katılaşma esnasında boru kısa sürede tüketerek çok sert fakat küçük TiB_2 fazlarının oluşumunu teşvik etmektedir. Bölgesel olarak kalan titanyumun matris ile yaptığı α-Fe veya α-(Fe,Cr) fazlarının sertliği Tablo 2.3.'de belirtildiği üzere düşüktür. Titanyumun makro sertliğe katkısı bu bileşimler için kısıtlı olmaktadır. Gerçekleştirilen makro sertlik testleri sonrası bütün yüzey boyunca ölçülen makro sertlik değerlerinin düşük standart sapma göstermesi kaplama özelliklerinin yüzey boyunca homojen bir dağılım gösterdiğini ortaya koymaktadır.

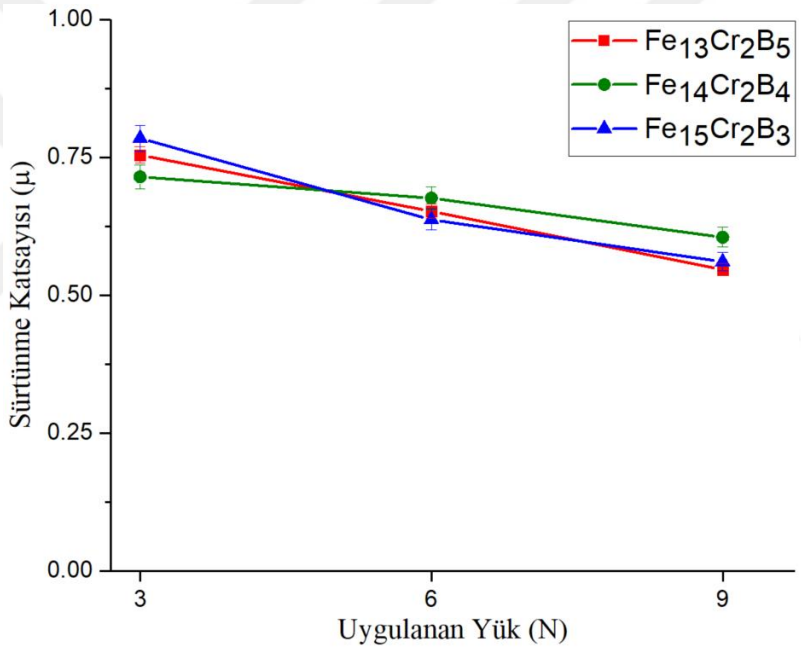
4.5. Aşınma Testleri

Bu kısımda sert dolgu kaplama yüzeylerine atmosfer koşullarında ve oda sıcaklığında uygulanan salınım hareketli aşınma testi sonucu elde edilen veriler değerlendirilmiştir. Aşınma testleri Al_2O_3 aşındırıcı bilyeye karşı 200 m aşınma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Test sırasında 30 mm/sn olarak sabit bir aşınma hızı tercih edilmiş, 3 N, 6 N ve 9 N olmak üzere üç farklı aşınma yükü kullanılmıştır. Bununla birlikte aşınma sonrası yüzeyde oluşan hasarın ve aşınma mekanizmasının anlaşılması için aşınan sert dolgu kaplama yüzeylerinin SEM görüntüleri alınmış ve EDS analizi ile yüzey kimyası incelenmiştir. Farklı bileşimlere sahip örtülü elektrotlar ile gerçekleştirilen sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonucu elde edilen bulgularına göre elektrot örtü bileşiminde yapılan değişikliğin kaplamanın aşınma dayanımı ve aşınma karakteri üzerinde önemli derece etkili olduğu görülmüştür.

4.5.1. Fe-Cr-B esaslı elektrotlar

Bu grup içerisinde Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma davranışı incelenmiştir. Grup içerisinde ilk olarak $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotlarının aşınma davranışı ele alınmıştır. Şekil 4.29.'da $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalara ait sürtünme katsayısı değerleri görülmektedir. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonucunda sürtünme katsayılarının artan yük ile birlikte azaldığı tespit edilmiştir. En düşük sürtünme katsayısı değerinin 3 N yük için $Fe_{14}Cr_2B_4$, 6 N yük için $Fe_{15}Cr_2B_3$ ve 9 N yük için $Fe_{13}Cr_2B_5$ bileşimine sahip örtülü elektrot ile gerçekleştirilen sert dolgu kaplamaya ait olduğu belirlenmiştir. Sorour ve arkadaşları tarafından yapılan benzer bir çalışmada ağırlıkça %26,5-31,5 Cr, %3,4-4,2 B %1,1-2,1 Si ve %1,1-2,2 Mn içeren sert dolgu alaşımı AISI 1020 çelik altlık üzerine kaplanmıştır. Kaplanmış yüzeye uygulanan aşınma testinde sürtünme katsayısı değerlerinin 0,8-0,9 arasında tespit edildiği rapor edilmiştir [103]. Bu çalışmadan elde edilen sonuçların tez çalışmasında $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı kaplamalardan elde edilen sürtünme katsayısı değerlerine göre biraz daha yüksek çıktığı görülmektedir. Fakat Sorour ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada kullanılan aşınma mesafesi (20m) olup tez çalışmasına göre düşüktür. Aşınmada

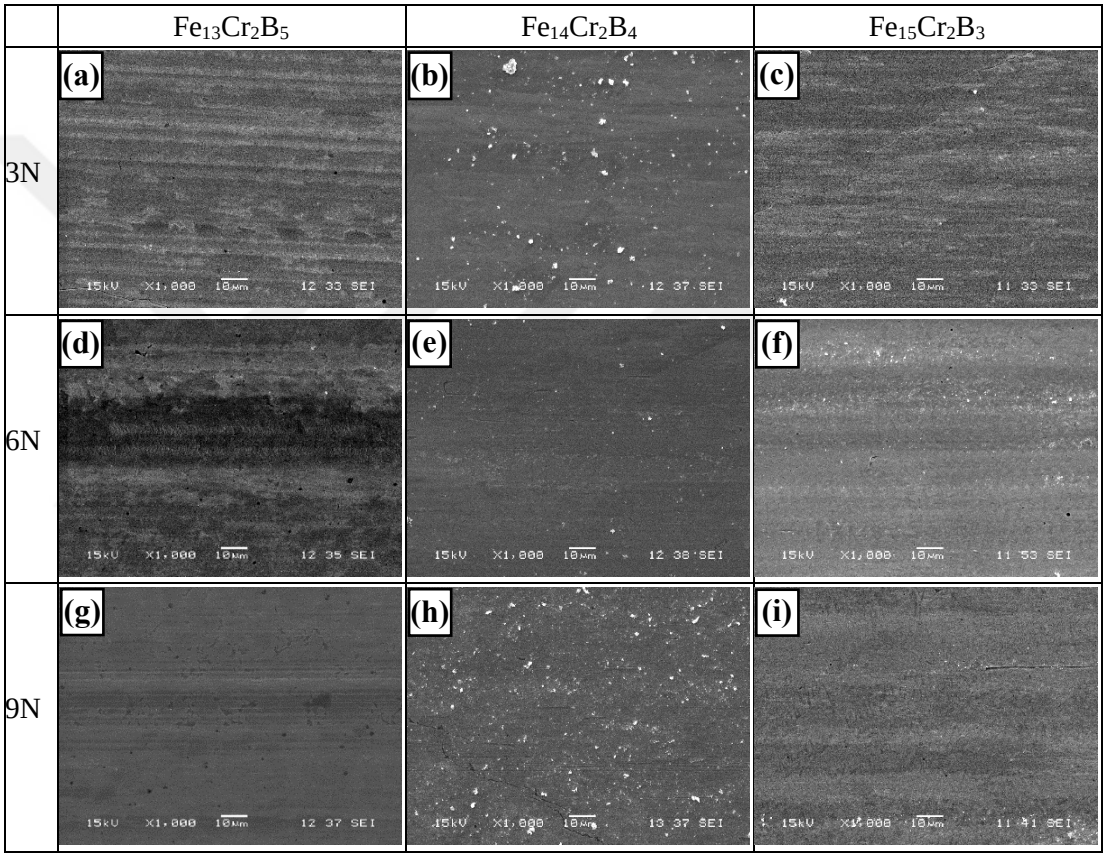
sürtünme katsayısının artan mesafe ile değişmesi olası bir durumdur [232]. Artan yük ile aşınan yüzeylerin sıcaklığı artmakta ve açık atmosferde gerçekleştirilen aşınma testinde yüzeyler oksitlenebilmektedir. Yüzeyde oluşan oksit tabakası ve yüzey pürüzlülüğü sonucu aşınma kalıntıları sürtünme katsayısının düşmesinde etkili olmaktadır [233–235]. Fakat adhezif kopmaların etkisinde oksit tabakasının parçalanması ve yüzeyde oluşan kopmaların artması neticesinde sürtünme katsayısı artış göstermektedir. Şekil 4.29.'da verilen sürtünme katsayı-yük grafiğinde genel görünüm artan yük ile sürtünme katsayısının düştüğü yönündedir. Fakat yukarıda belirtilen sebeplerden dolayı grafikteki bazı eğrilerin sürtünme katsayısı değerlerinin doğrusal olarak azalmadığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.29. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri

Şekil 4.30.'da $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) grubu elektrotları ile gerçekleştirilen sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri verilmiştir. Şekilde verilen $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı sert dolgu kaplamanın 3 N, 6 N ve 9 N yükteki aşınma testi sonrası SEM görüntüsünde, yüzeyde derin bir aşınma izinin olmadığı ve yüzeylerin genel olarak düzgün bir topoğrafyaya sahip olduğu görülmektedir. SEM görüntülerinde aşınma yüzeylerinde adhezif aşınma mekanizmasının hakim olduğu belirlenmiştir. Adhezif aşınma mekanizması sert aşındırıcı ve yumuşak matris faz (kompozit yapı) arasında meydana geldiği için kaplama bileşiminde azalan bor sonucu artan yumuşak

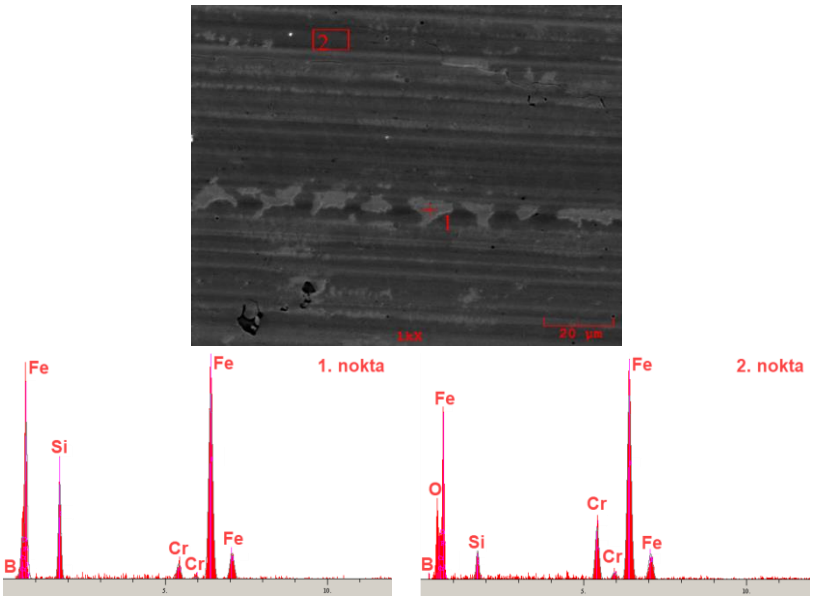
matris faz kaplamayı bu aşınma mekanizmasına daha duyarlı hale getirmektedir. Ayrıca sürtünme ara yüzeyinde artan ısı ile birlikte yüzeylerin oksitlenmesi sonucu yüzeyde oksidatif bir film tabakası oluşumu kaçınılmazdır. Yine SEM görüntülerinde kontrast farklılıkları yüzeyde adhezif ve oksidatif bir aşınma olduğunu işaret etmektedir. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınmış yüzeylerinden alınan EDS analizlerinde (Şekil 4.31.-Şekil 4.39.) yoğun miktarda oksijenin varlığı bu sonucu desteklemektedir.



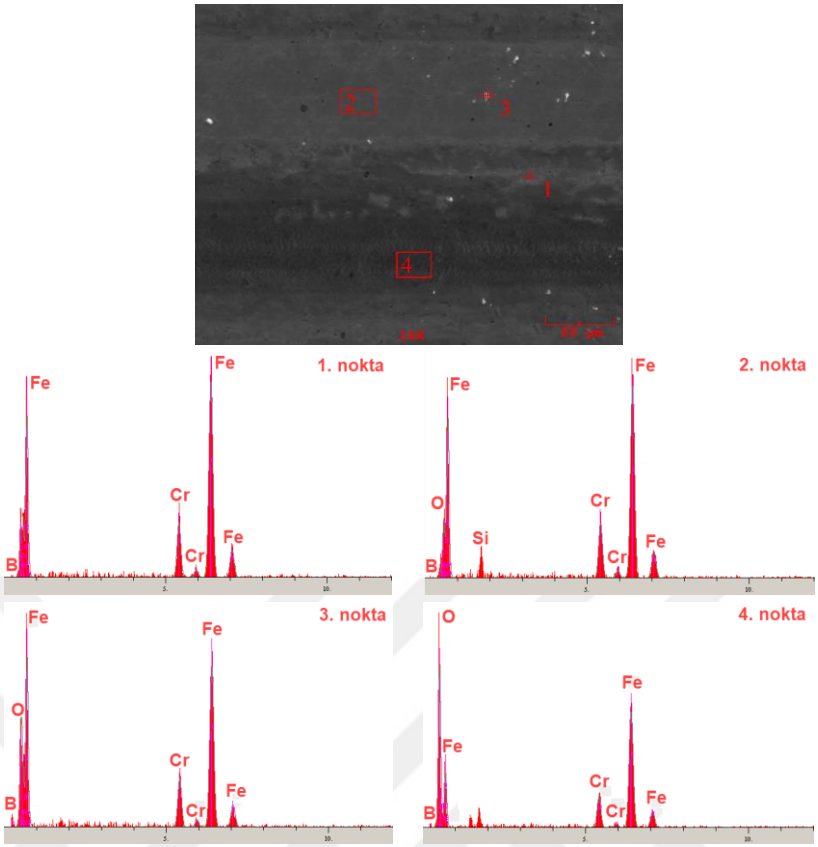
Şekil 4.30. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri

Düşük yüklerde etkin olan olan adhezif aşınma mekanizmasından artan yük ile birlikte daha çok mikro abrazif aşınma mekanizmasına geçiş olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca SEM görüntülerinde bölgesel olarak mikro çatlakların oluştuğu görülmektedir. Aşınma testi sırasında meydana gelen tekrarlı aşınma yüklerinin yorulma sonucu mikro çatlaklara sebep olduğu bildirilmiştir [236]. Atomik olarak %20 ($Fe_{14}Cr_2B_4$) ve %15 ($Fe_{13}Cr_2B_3$) bor içeren sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntülerinde yüzeylerde mikro çatlakların olması azalan bor oranı ile birlikte

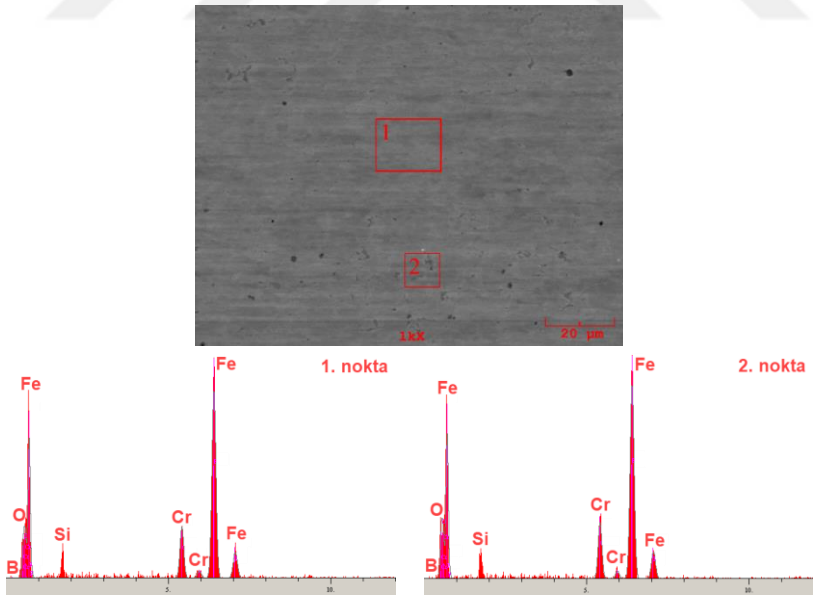
yüzeyin yorulmaya daha duyarlı hale geldiğini işaret etmektedir. Ayrıca azalan bor oranı ile birlikte sert fazların yapı içerisindeki oranı azalmakta ve sertlik olarak homojen olmayan bölgeler ortaya çıkmaktadır. Bu sebeple keskin tepe noktalarıda aşındırıcıda kısmen aşınmaya neden olmaktadır. Ayrıca aşındırıcıdan kopan parçaların sürtünme bölgesine girmesi ile bu partiküller abrazif üç bileşenli aşınma yani aşındırıcı malzeme, aşınan malzeme ve aşınma ürününün etkin olduğu aşınma mekanizmasının oluşumunu destekler, aynı zamanda yüzeyde kazımalı bir aşınma oluşmaya başlamaktadır. Aşınma yüzeyinde görülen beyaz partiküllerden alınan EDS analizlerinde alüminyum ve oksijenin varlığı bu partiküllerin kaplama tabakası veya aşındırıcıdan koparak aşınma arayüzeyine giren partiküller olduğunu desteklemektedir. Bununla birlikte bileşime bağlı olarak aşınma sırasında oluşan diğer bir mekanizma kırışık (wrinkles) aşınma olarak bilinen aşınma türüdür. Bu aşınma türünün mikroyapı içerisinde bulunan ötektik faz sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir ve SEM görüntülerinde bazı kaplama yüzeylerinde bölgesel olarak yer almaktadır. Bu sonuç $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalara gerçekleştirilen aşınma testi sonrası etkili aşınma mekanizmalarının adhezif, oksidatif, yorulmalı aşınma olduğunu ve artan yük ile birlikte adhezif mekanizmadan mikro abrazif mekanizmaya doğru bir geçiş olduğunu göstermektedir.



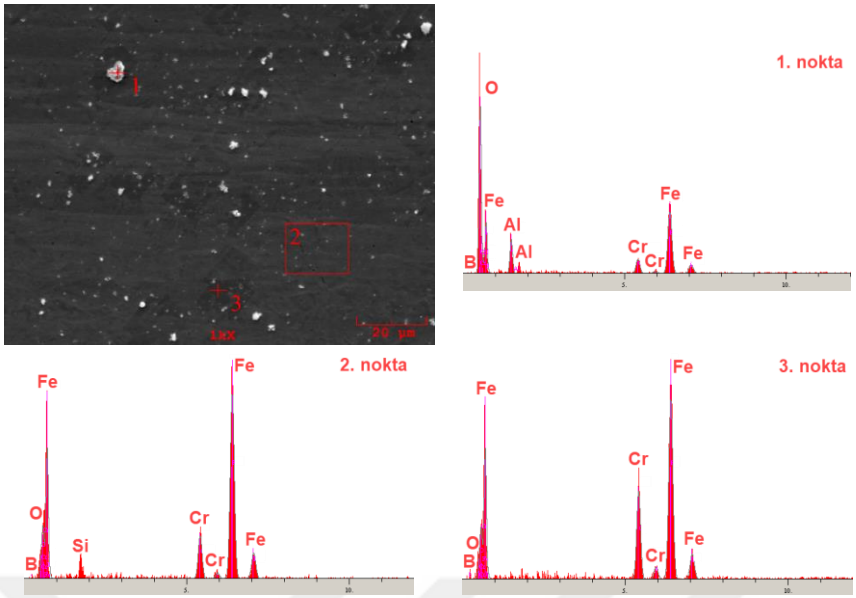
Şekil 4.31. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



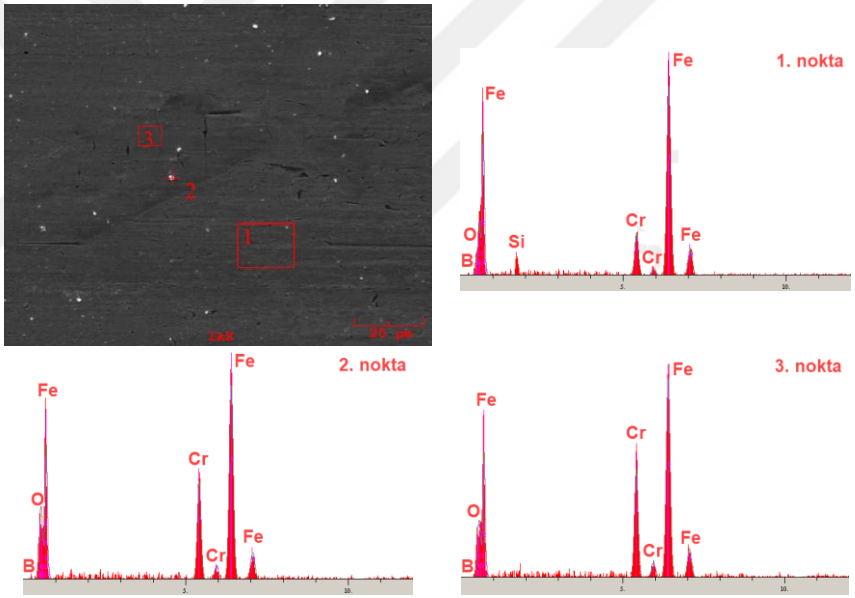
Şekil 4.32. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



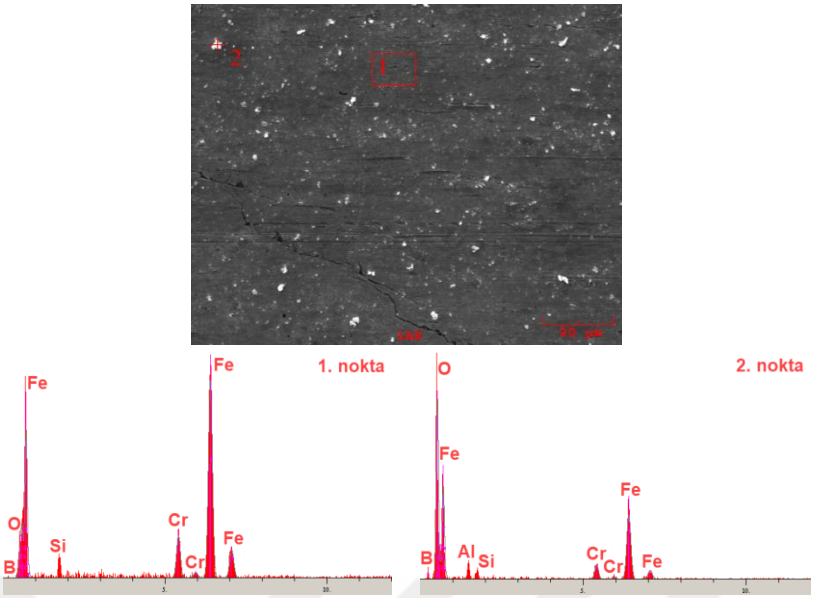
Şekil 4.33. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



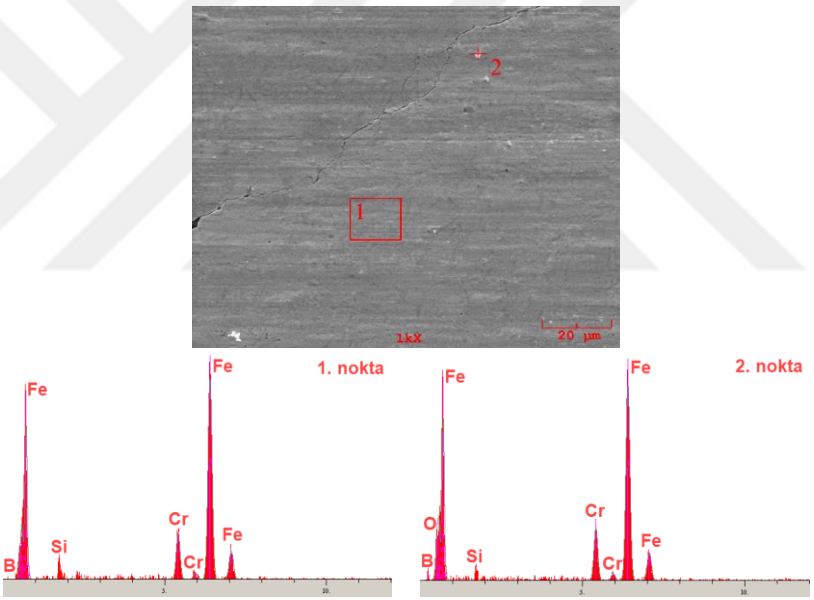
Şekil 4.34. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



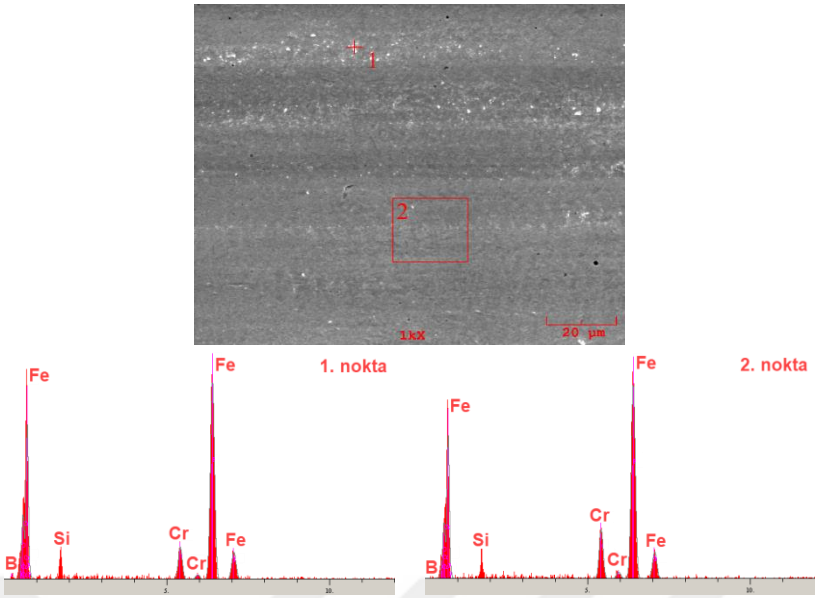
Şekil 4.35. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



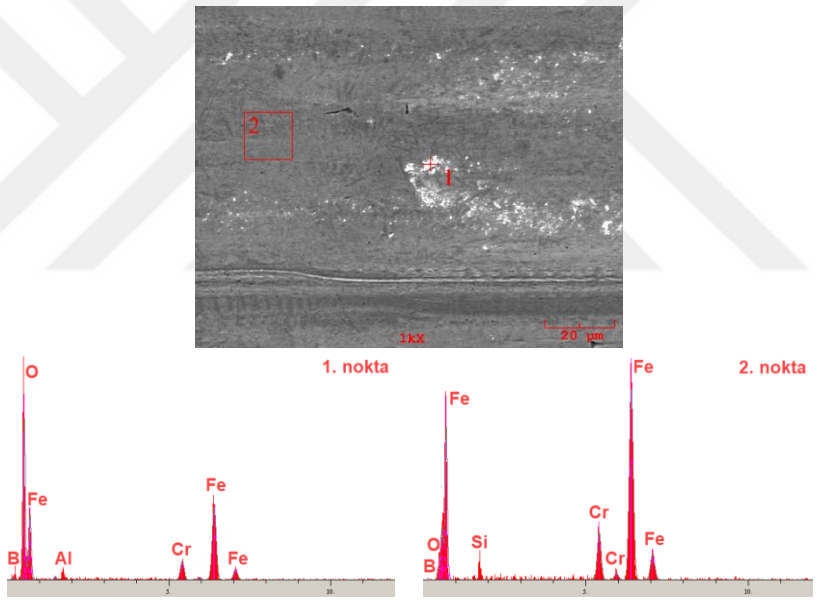
Şekil 4.36. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.37. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



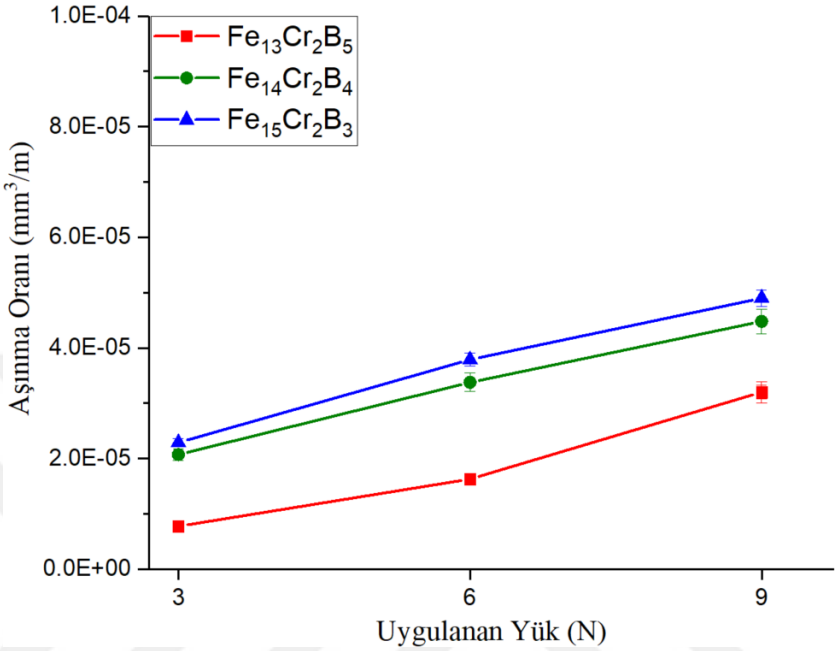
Şekil 4.38. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.39. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi

Şekil 4.40.'da $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yük değişimine bağlı olarak aşınma oranları verilmiştir. Şekilde aşınma oranı değerlerinin artan yük ile arttığı görülmektedir. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) grubu sert dolgu elektrotlarında artan bor oranına göre aşınma oranı azalmıştır. Durmuş ve arkadaşları kaplama tabakasında artan sert borür ve karbür fazlarının artması ile aşınma direncinin arttığını belirtmişlerdir [70]. Ayrıca literatürde genel olarak birincil borürlerin aşınma üzerinde önemli etkiye sahip olduğu ve yapı içerisindeki oranının artması ile aşınma direncine katkı sağlayacağı yönünde bir öngörü bulunmaktadır [237,238]. Bu sonuca paralel

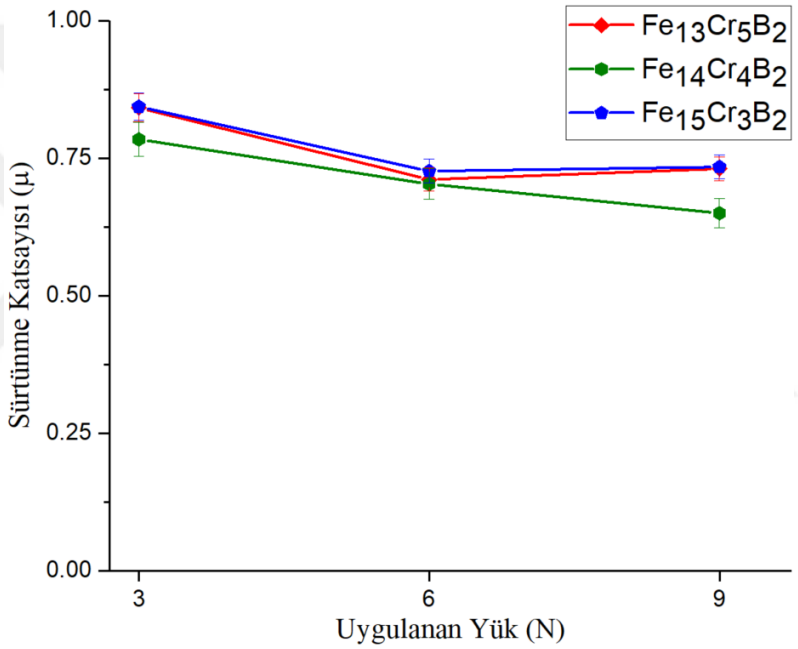
olarak $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranı değerlerinin artan bor miktarı ile birlikte mikroyapı içerisinde aşınmaya dirençli fazların artması sonucu azaldığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.40. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri

Şekil 4.41.'de $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kapalamalara ait sürtünme katsayısı değerleri görülmektedir. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonucu sürtünme katsayılarının 3 N ve 6 N yük için artan yük ile birlikte azaldığı fakat 9 N yük için sürtünme katsayısı değerinin eser miktarda artış gösterdiği görülmektedir. Ayrıca grup içerisinde sürtünme katsayısı değerleri arasında büyük bir fark olmadığı ve sert dolgu bileşiminden bileşimden bağımsız hareket ettiği gözlenmiştir. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sırasında bileşimlerinde bulunan krom sebebiyle yüzeyde Cr_2O_3 tabakasının oluşması muhtemeldir [239]. Şekil 4.42'de verilen SEM resimlerinde görülen kontrast farkı oksit oluşumunu işaret etmektedir. Ayrıca Şekil 4.43-4.51'de verilen EDS analizlerinde yoğun oksit piklerine rastlanmıştır. Literatürde metalik malzemelerin yüzeylerin oluşan oksit tabakasının, malzemenin sürtünme katsayısını azaltıcı yönde haraket ettiği fakat artan yük ile birlikte oksit tabakasının kırılması ile sürtünme katsayısında artışa neden olacağı rapor edilmiştir. Bununla birlikte oksit tabakasını kırmak için gerekli yük, oksit bileşimine bağlı olarak değişmektedir [240].

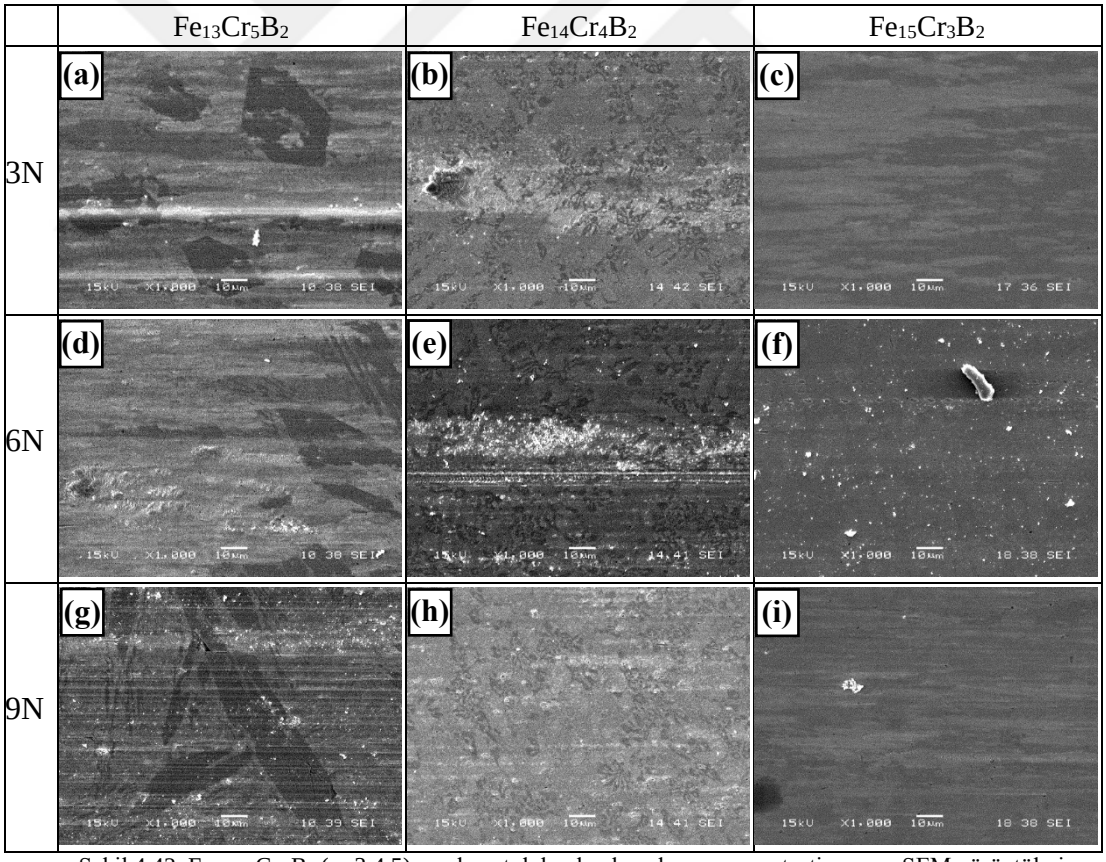
Bu açıklamalara uygun olarak Şekil 4.41.'de verilen grafikte artan yük ile birlikte sürtünme katsayısının, yüzeyde oluşan oksit tabakasının sıcaklık ile daha kararlı hale gelmesi ve yağlayıcı etki oluşturması sebebiyle azaldığı söylenebilir. Fakat yükün artırılması ile sürtünme katsayısı değerlerindeki artışın oluşan oksit tabakasının parçalanmasından ileri geldiği düşünülmektedir. Bununla birlikte sert dolgu elektrot bileşiminde yer alan bor, oluşturduğu fazlar, fazların dağılımı, morfolojik yapısı, yapı içerisindeki oranı vb. gibi faktörler ile sürtünme katsayısı üzerinde rol oynamaktadır. Grafikte verilen değerlerin doğrusal olmaması ve bileşimden bağımsız olarak hareket etmesi bu şekilde açıklanabilir.



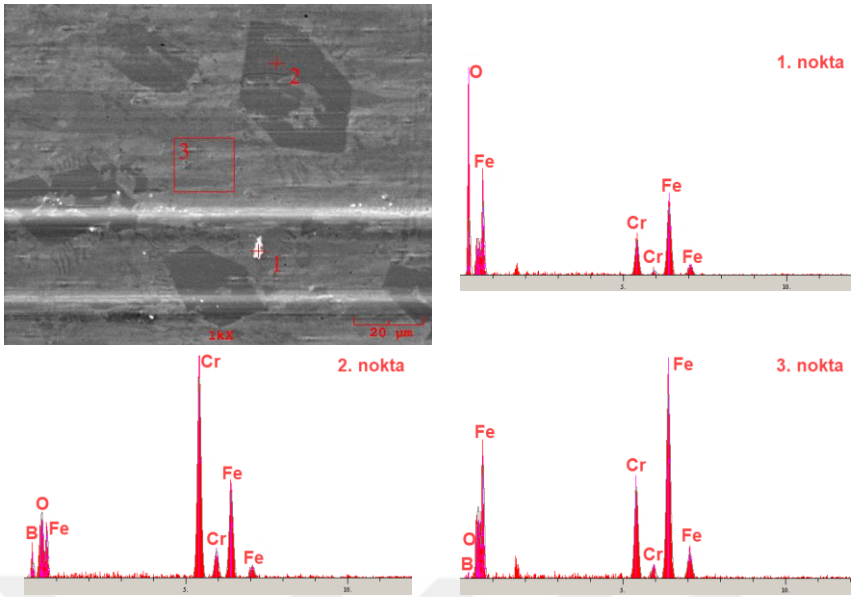
Şekil 4.41. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri

Şekil 4.42.'de $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası yüzeyden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntülerinden yüzeylerin aşınma sonucu bütünlüğünü koruduğu ve aşınmaya karşı direnç sağladığı anlaşılmaktadır. Görüntülerde aşınmış yüzeylerde yapışmaların ve kopmaların olduğu yani adhezif bir aşınma mekanizmasının geliştiği anlaşılmaktadır. Bütün kaplama tabakalarında aşınma testi sonrası aşınma yüzeylerinde gerçekleştirilen EDS analizlerinde (Şekil 4.43.-4.51.) oksijenin varlığı tespit edilmiştir. Oksitlenen yüzeylerde oluşan film tabakasının aşınmanın ileri evrelerinde artan ısı ile birlikte parçalanması ve yüzeye sıvanması mümkündür. Bu sebeple oksidadif bir aşınma

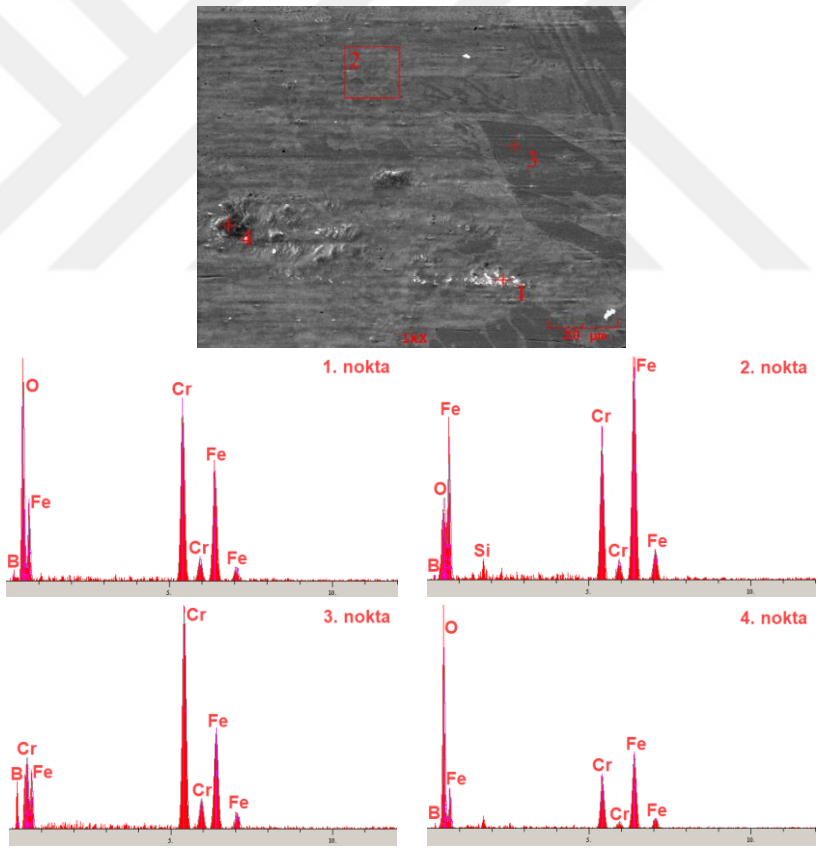
mekanizmasının adhezif aşınma ile birlikte gerçekleştiği söylenebilir. Ayrıca yüzeylerde mikro abrazif çiziklerin varlığı da görülmektedir. Yüzeylerde tekrarlı aşınma yüklerinden ileri geldiği düşünülen yorulma çatlaklarının varlığı görülmektedir. Bununla birlikte yüzeylerde aşındırıcı ve kaplama tabakasından kopan partiküllerin olduğu ve bu partiküllerin aşınma arayüzeyine girerek üç bileşenli abrazif aşınmaya neden olduğu anlaşılmaktadır. Bu grup içerisinde verilen kaplamalarda krom oranının azalması ile sertlik azalmaktadır. SEM görüntülerinde azalan sertlik ile abrazif aşınma oluklarının azaldığı ve bunun yerine adhezif aşınma sonucu oksitlenerek ayrılan partiküllerin yüzeye sıvandığı bir aşınma mekanizmasının etkili olduğu görülmektedir. Sonuç olarak $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası etkin mekanizmaların adhezif, oksidatif yorulmalı ve mikro abrazif aşınma olduğu belirlenmiştir.



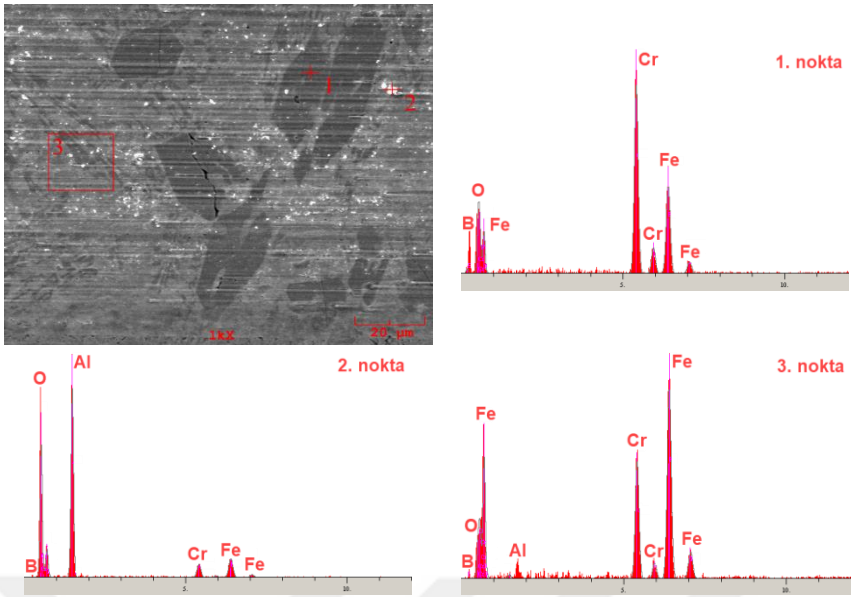
Şekil 4.42. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri



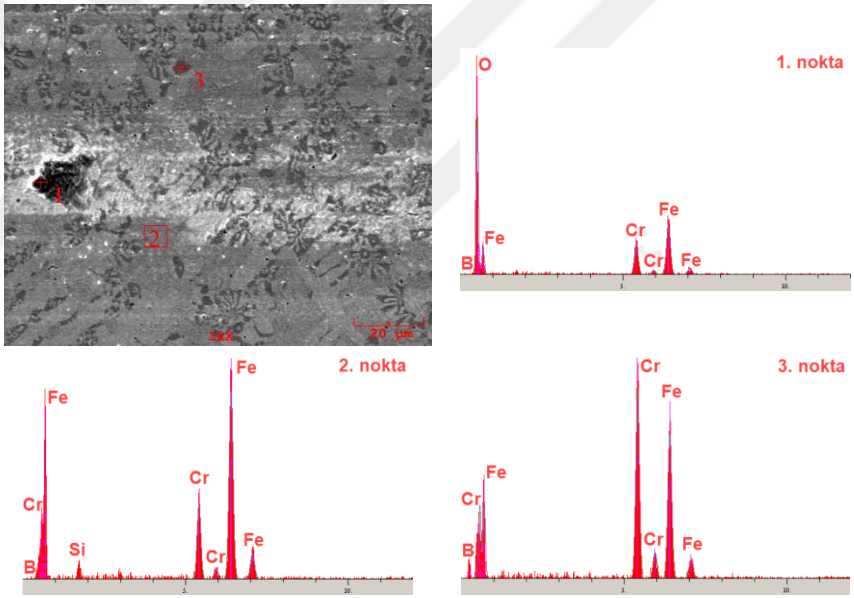
Şekil 4.43. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



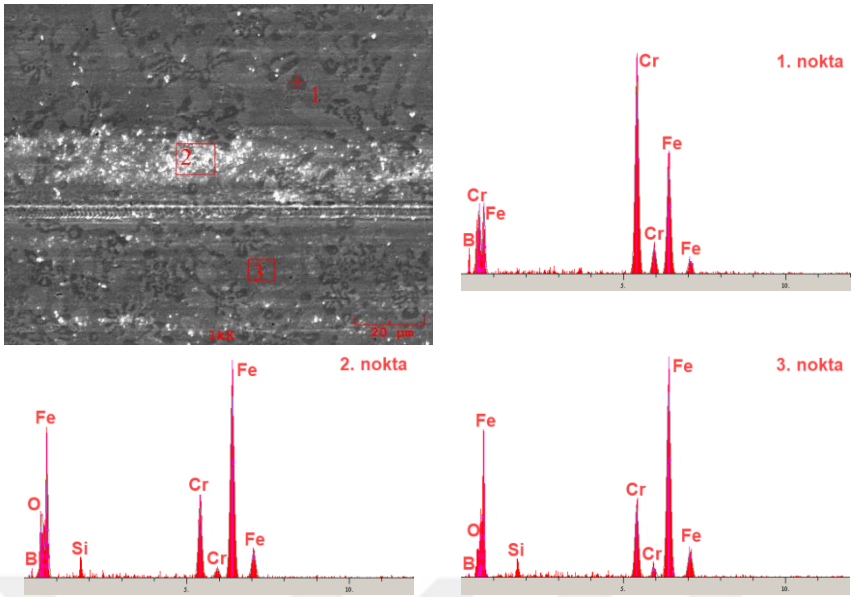
Şekil 4.44. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



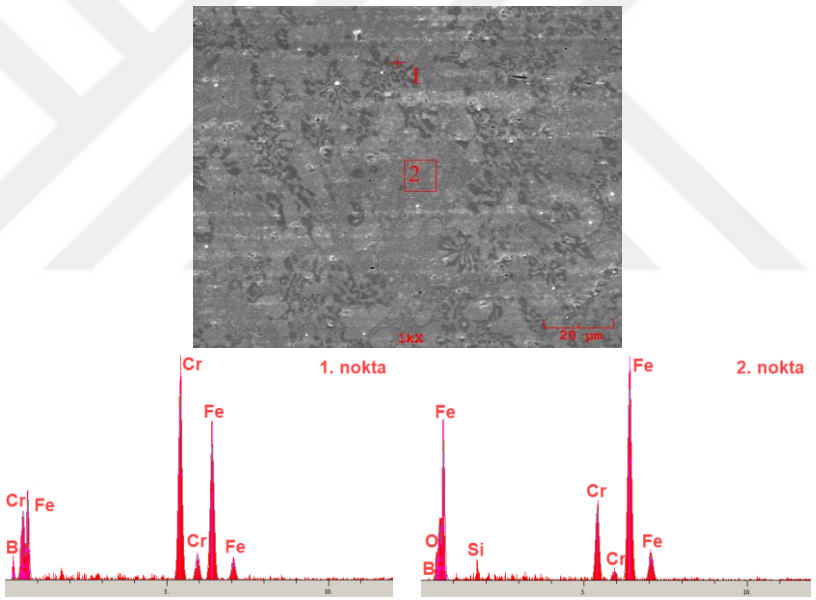
Şekil 4.45. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



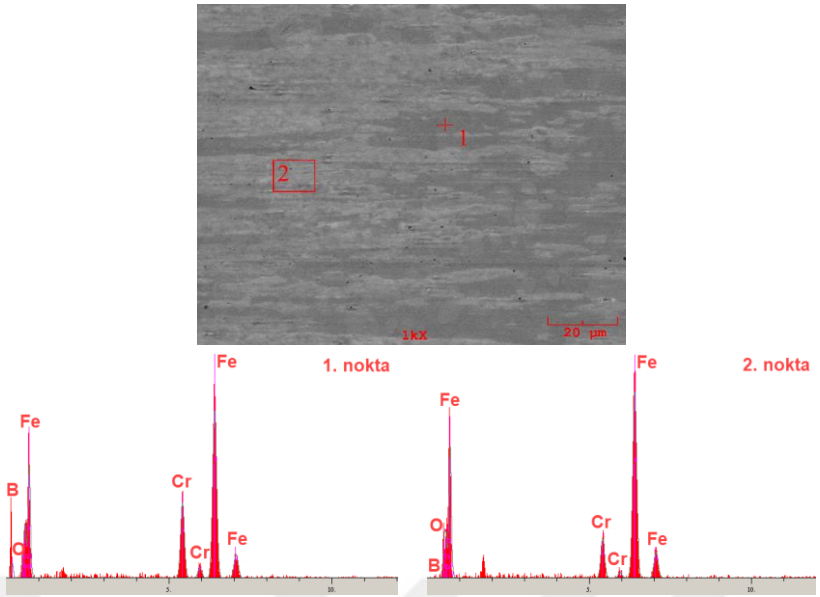
Şekil 4.46. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



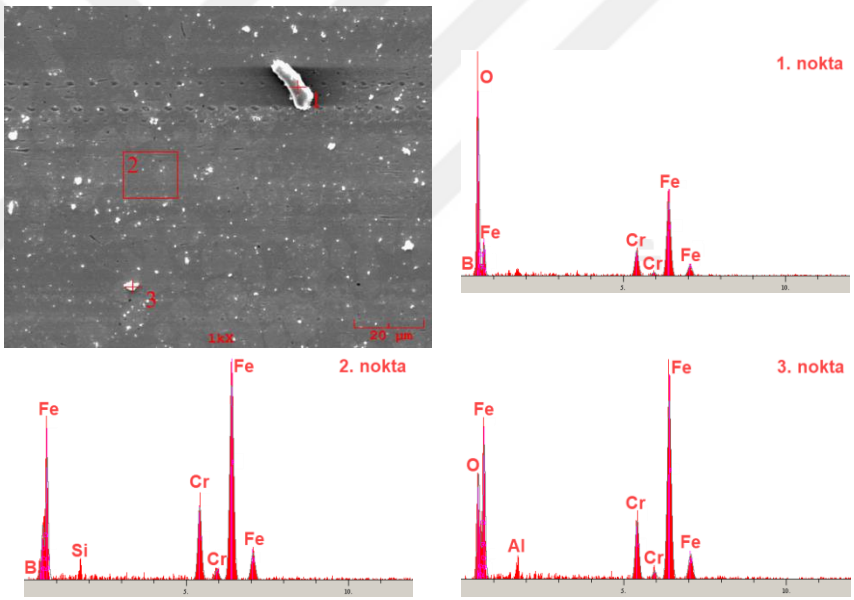
Şekil 4.47. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



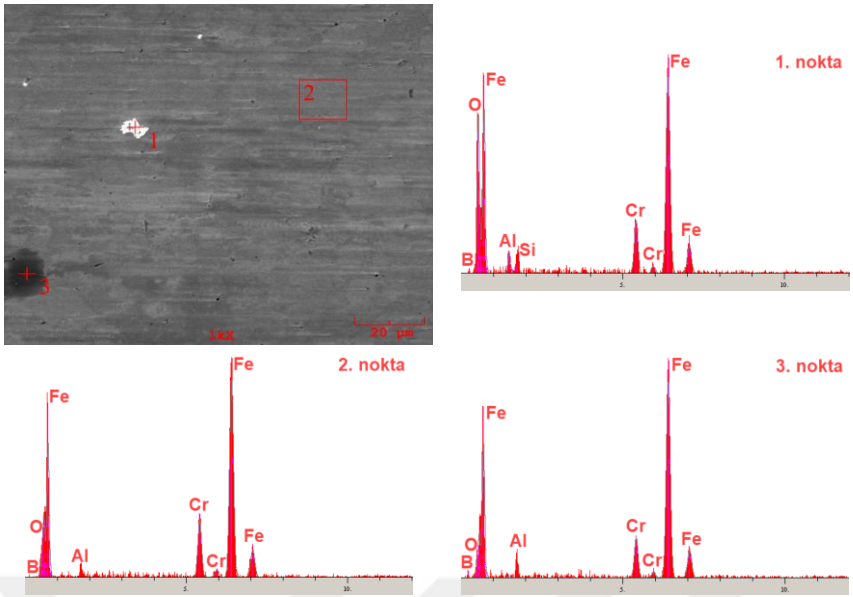
Şekil 4.48. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Cr_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.49. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi

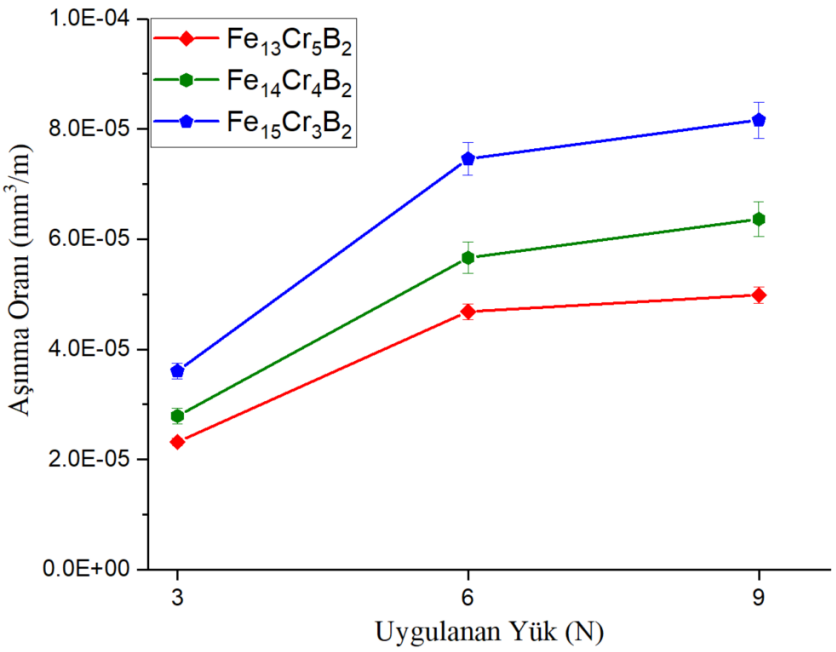


Şekil 4.50. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.51. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Cr_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi

Şekil 4.52.'de $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı grafikleri verilmiştir. Grafikte artan yük ile aşınma oranının arttığı görülmektedir. Bununla birlikte aşınma oranı artan krom miktarı ile azalmıştır. Krom bor ile blok yapılı fazlar oluşturabilmekte ve ötektik fazların içinde yer alabilmektedir. Ayrıca kromun demir içerisinde yüksek çözünürlüğü sebebiyle matris fazda bulunmakta ve matris sertliğini artırmaktadır.



Şekil 4.52. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri

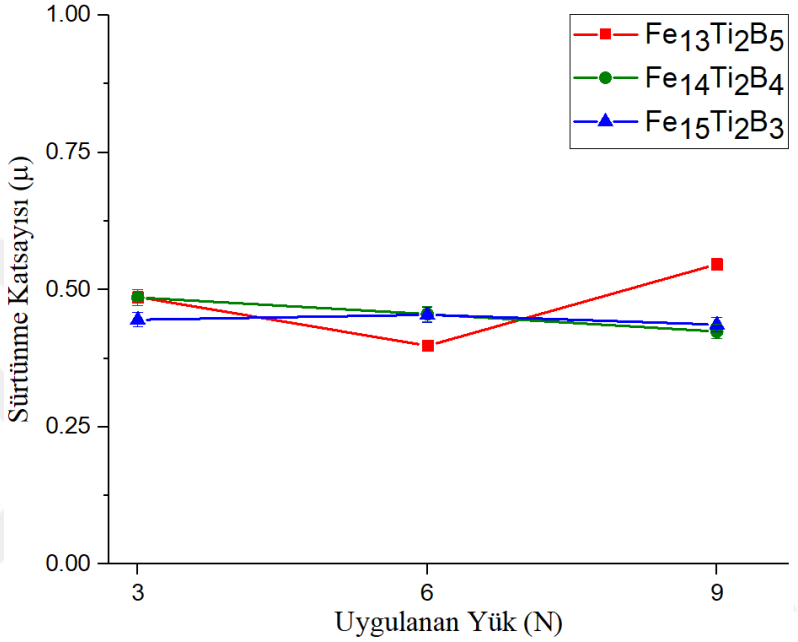
Bu sebeple $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotlarında artan krom oranına göre bütün yükler için aşınma oranı azalması beklenen bir durumdur. Bu sonuç Tian ve arkadaşlarının Fe-Cr-B esaslı döküm alaşımı üzerinde yaptıkları çalışmada artan krom oranına bağlı olarak aşınma direncinin arttığı rapor edilmiştir [109]. Benzer şekilde Kocaman ve arkadaşları AISI 1010 çelik altlık üzerine Fe-Cr-B-C esaslı sert dolgu elektrotu ile gerçekleştirdiği kaplamada artan krom oranına bağlı olarak aşınma direncinin arttığını rapor etmiştir [212]. Fe-Cr-B esaslı sert dolgu elektrotlarında hem bor hem de krom oranı ile kaplamanın aşınma direnci artmıştır. Ayrıca yüzeyden ölçülen makro sertlik sonuçları ile aşınma oranı arasında doğru orantı olduğu görülmektedir.

Fe-Cr-B esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma testi sonrası sürtünme katsayısı değerlerinin genel olarak artan yük ile birlikte azaldığı tespit edilmiştir. Farklı yükler ile gerçekleştirilen deneylerde Fe-Cr-B grubu içerisinde sürtünme katsayısı değerlerinin arasında önemli bir fark olmadığı gözlemlenmiştir. Bununla birlikte $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların sürtünme katsayısı değerlerinin $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamalara göre nispeten daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranının artan yük ile birlikte arttığı anlaşılmaktadır. Fe-Cr-B grubu içerisinde $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma oranı değerlerinin $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) elektrotlarına kıyasla daha düşük olduğu görülmüştür. Bu sonuç borun sert kaplama mikroyapısında oluşturduğu yüksek sertlikteki blok fazları ve ötektik yapıları teşvik etmesi ile açıklanmaktadır.

4.5.2. Fe-Ti-B esaslı elektrotlar

Bu grup içerisinde Fe-Ti-B sistemi esas alınarak tasarlanan sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma davranışları ele alınmıştır. Şekil 4.53.'de $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma testi sonucu elde edilen sürtünme katsayısı-yük grafiği görülmektedir. Grafikte verilen sürtünme katsayısı değerlerinde doğrusal bir değişim olmadığı görülmektedir. $Fe_{(18-}$

$_{X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapılarında bulunan ortak faz TiB_2 yapısıdır. Literatürde TiB_2 kaplamalar üzerine gerçekleştirilen aşınma çalışmalarında genel olarak aşınmanın ilk kısmında sürtünme katsayısının arttığı fakat kararlı hal kısmında sürtünme katsayısının bir miktar azaldığı belirtilmektedir. Ayrıca sürtünme katsayısı artan yük ile birlikte artmaktadır [241,242].



Şekil 4.53. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri

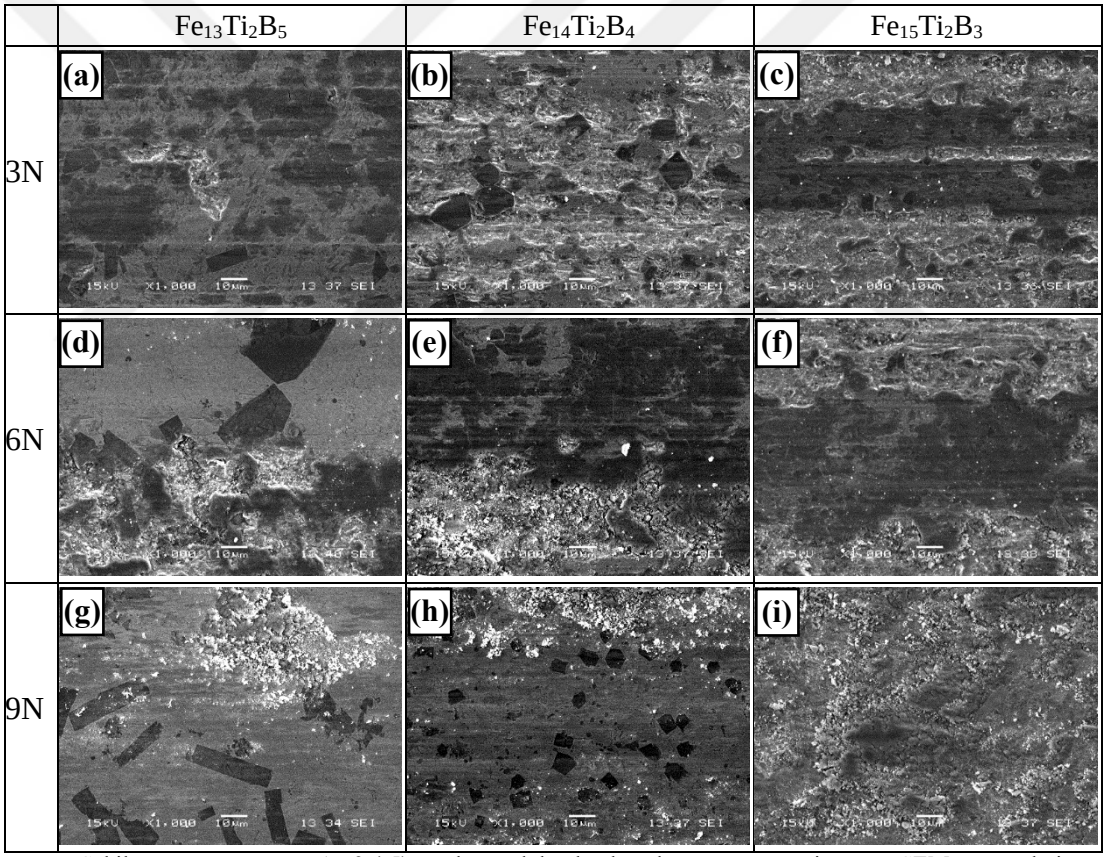
Sürtünme katsayısındaki bu azalma sürtünmenin sonraki safhalarında yüzey pürüzlülüğünün azalması veya sıcaklık artışı ile yüzeyde oluşan oksit filmlerinin sürtünme katsayısını azaltacak şekilde hareket etmesi ile açıklanabilir. Bununla birlikte $Fe_{13}Ti_2B_5$ bileşimli kaplamanın sürtünme katsayısının yüke bağlı olarak değişiklikler gösterdiği görülmektedir. Bu durum şu şekilde açıklanabilir. $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı sert dolgu kaplamanın mikroyapısı α-Fe, α-Fe+Fe_2B ötektiği ve TiB_2 fazlarından oluşmaktadır. Kompozit karakterli bu mikroyapının düşük yüklerde etkin aşınma mekanizmasının iki-bileşenli aşınma olarak ortaya çıktığı, fakat artan yüklerde kaplama tabakasının üç-bileşenli aşınmaya dönüşmesi ile değişen yüzey pürüzlülüğünün sürtünme katsayısını artırabileceği şeklinde açıklanabilir. Bununla birlikte azalan bor miktarı ile serbest kalan titanyum artmakta ve mikroyapıda yeni fazlar olarak kendini göstermektedir. Titanyum ve oluşturduğu fazlar sürtünme sırasında kolay oksitlenmekte ve sürtünme katsayısını azaltacak yönde hareket

etmektedir. Bu sebeple $Fe_{14}Ti_2B_4$ ve $Fe_{13}Ti_2B_3$ esaslı kaplamaların sürtünme katsayılarında azalma görülmektedir.

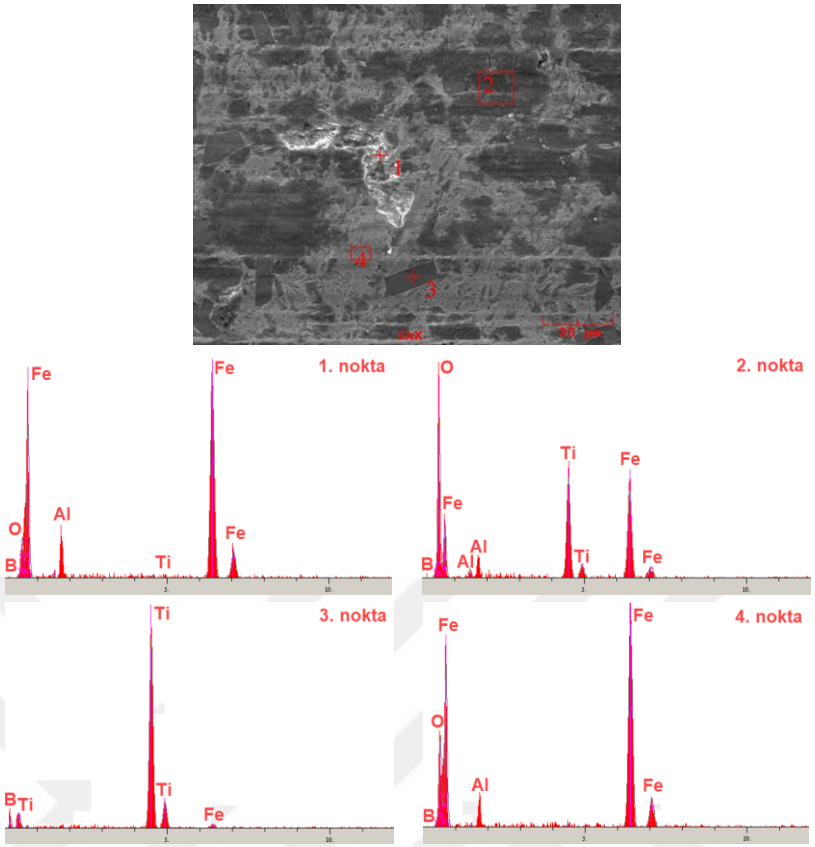
Şekil 4.54.'de $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası yüzeyden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Görüntülerde adhezyon sonucu yüzeyden partikül kopmalarının gerçekleştiği, oksitlenme ve sıvamanın olduğu görülmektedir. Ayrıca SEM görüntülerindeki kayma mesafesi boyunca uzanan olukların varlığı abrazif aşınmaya işaret etmektedir. Mikroyapısal incelemeler kısmında $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu alaşımların mikroyapısında TiB_2 fazlarının bulunduğu belirtilmiştir. Titanyumun reaktif bir metal olmasından dolayı sistemde var olan bor ile TiB_2 fazını oluşturmaktadır. Bu sebeple sistemde matris fazı güçlendirecek bir element yok ise matris, borür yapılara göre zayıf kalmaktadır. Sonuç olarak aşınmada ilk olarak sert partiküllerin tepe noktaları rol oynamaktadır. Şekil 4.54.'de görülen SEM mikroyapılarında TiB_2 fazlarının aşınmaya direnç göstererek yapıda kaldığı anlaşılmaktadır. Ayrıca bu sert partiküllerin aşınma süresince yerinden ayrılma ihtimali bulunmaktadır [243]. Sert partiküller hem aşındırıcı bilyeden parçacık kopartmakta hem de kendisi bulunduğu noktadan çıkarak sürtünme ara yüzeyine dahil olmaktadır ve abrazif aşınma (üç-bileşenli) mekanizmasına yol açmaktadır. Yine titanyumun reaktif bir element olması sebebiyle sistem içerisinde bor ile kısa sürede reaksiyona girebileceği için azalan bor matris fazda oluşacak ötektik sert yapıların azalmasına neden olmaktadır. Matris fazın zayıflaması ile sert TiB_2 partikülleri bulundukları yerden çıkarak sürtünme ara yüzeyine girmektedir. Aşınmanın ilerleyen safhalarında şiddetlenerek devam eden bir aşınma hasarına neden olmaktadır. Bununla birlikte SEM görüntüsünde yumuşak olan matris fazın adhezyon sonucu kaplamada döküntülere ve pullanmalara neden olduğu görülmektedir. Mikroyapı içerisinde azalan bor miktarı ile TiB_2 faz yoğunluğunda bir azalma olması beklenmektedir. SEM görüntülerinden görüleceği üzere azalan bor miktarı ile adhezyon kaynaklı hasarın arttığı anlaşılmaktadır.

SEM görüntülerinde $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı sert dolgu kaplamanın yüzeyinin nispeten grubun diğer bileşimlerine göre düz olduğu anlaşılmaktadır. Yani artan bor oranı ile kaplama aşınmaya daha dayanıklı hale gelmektedir. Bunun sebebi artan bor oranı mikroyapı

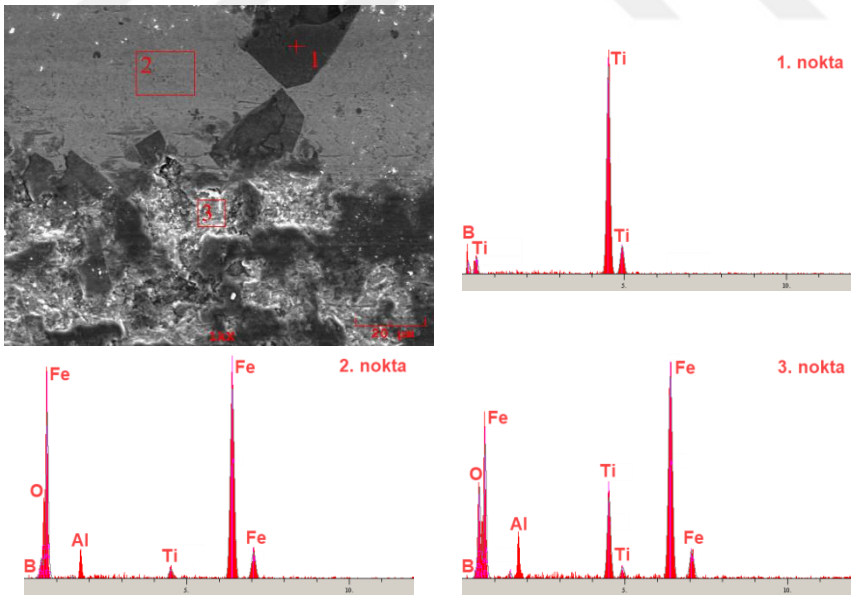
içerisinde α-Fe+Fe_2B ötektik oluşumunu artırmaktadır. Bu da matris fazın direncinin artmasına neden olmaktadır. Ayrıca SEM görüntülerinde düşük yükte çok az hasarın oluştuğu ve artan yük ile birlikte TiB_2 partiküllerinin bulunduğu noktalarda abrazif hasarların meydana geldiği görülmektedir. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma sonrası yüzeyde gerçekleştirilen EDS analizlerinde (Şekil 4.55.-4.63.) oksijenin varlığı görülmektedir. Bu durum yüzeyde oksitlenmenin ve oksidatif aşınmanın bir diğer etkili aşınma mekanizması olduğunu göstermektedir. Sonuç olarak $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalara gerçekleştirilen aşınma testi sonucu aşınmada etkili olan mekanizmaların adhezif, mikro abrazif ve oksidatif olduğu söylenebilir.



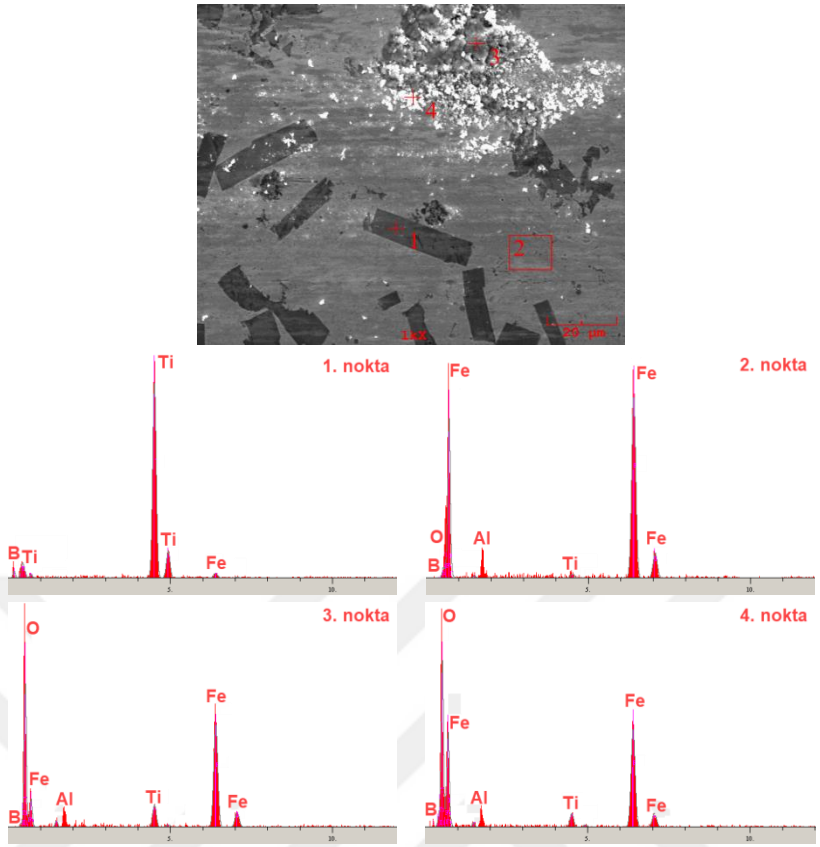
Şekil 4.54. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri



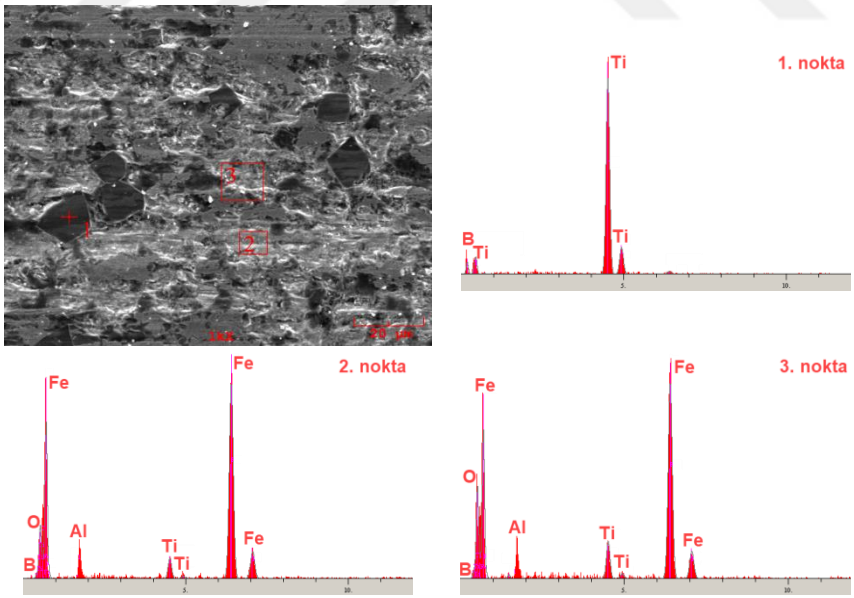
Şekil 4.55. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



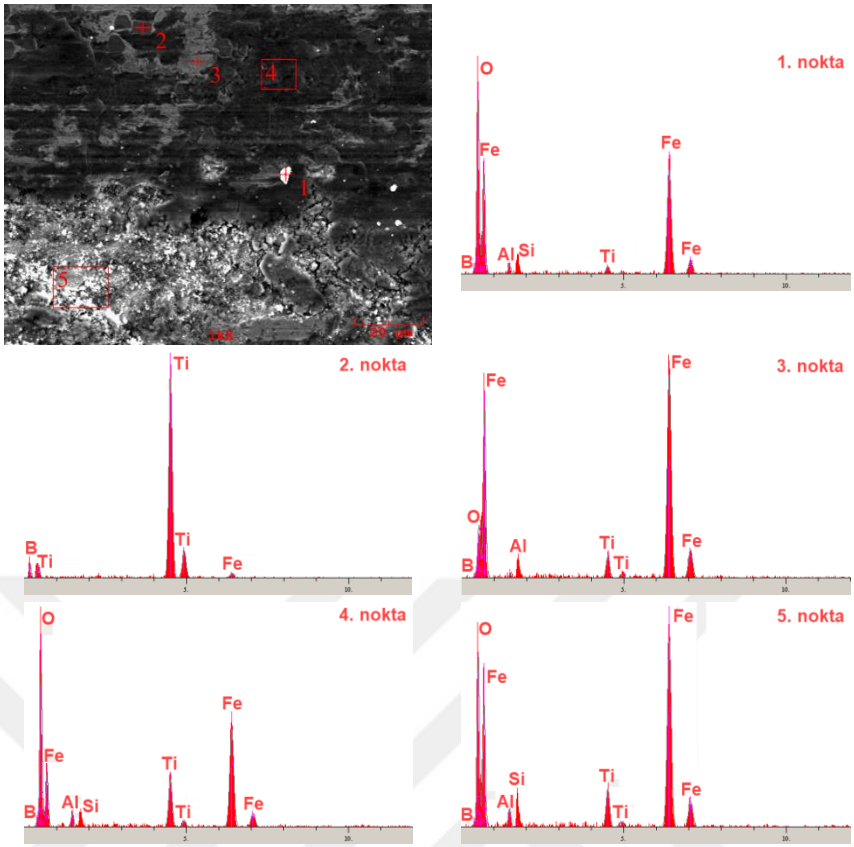
Şekil 4.56. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



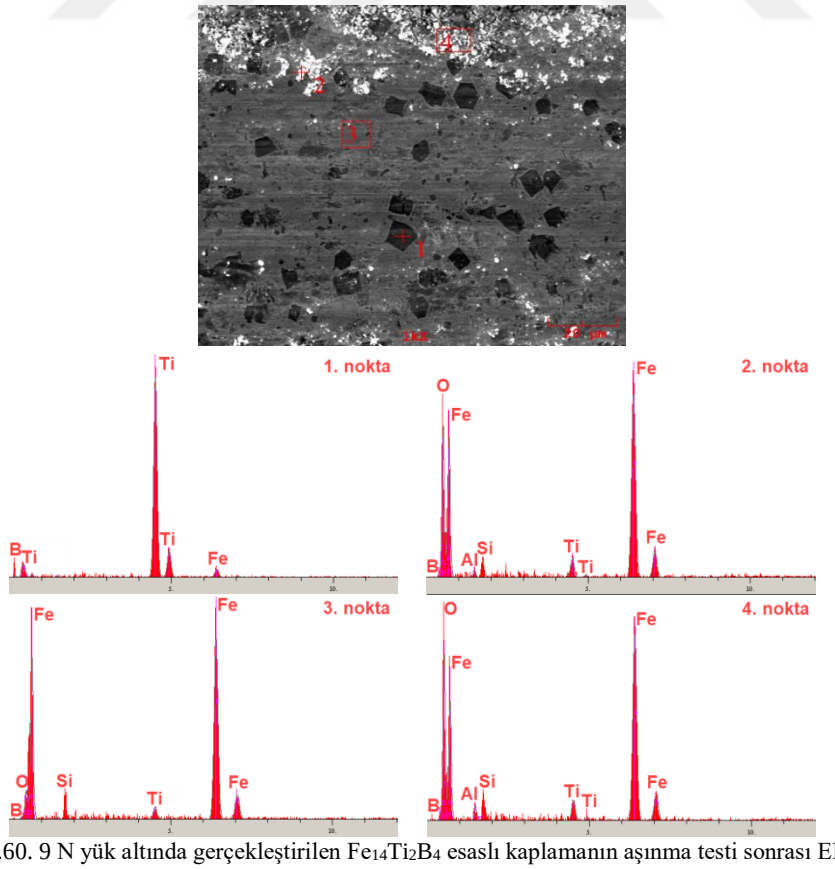
Şekil 4.57. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



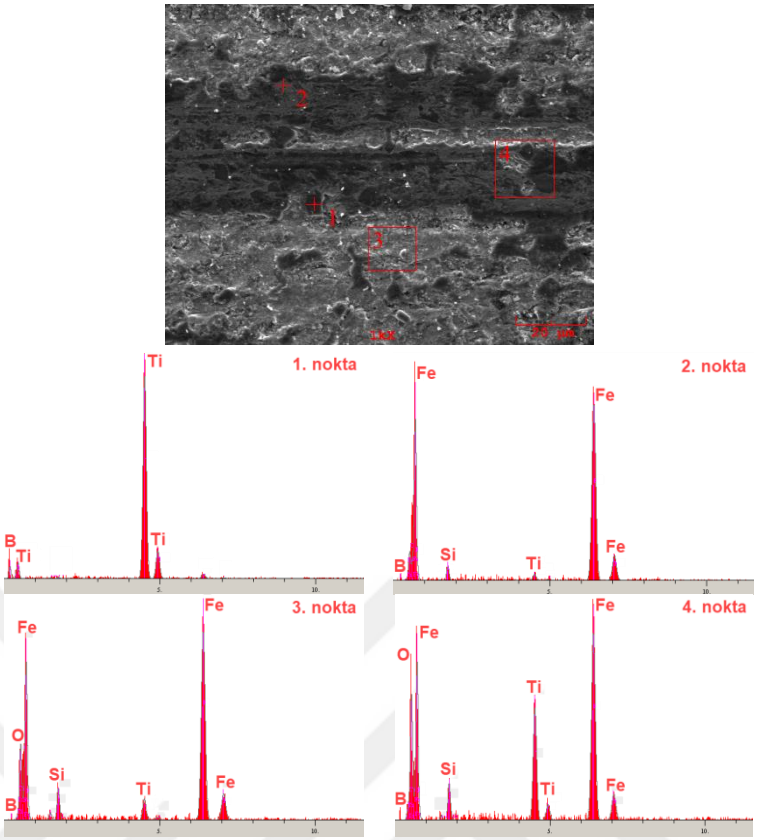
Şekil 4.58. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



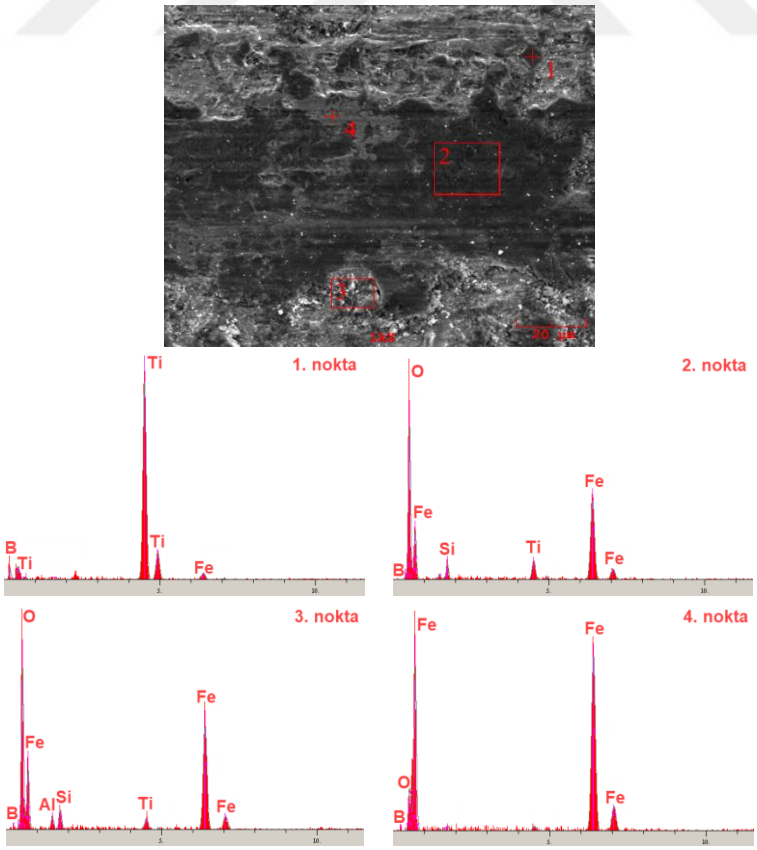
Şekil 4.59. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



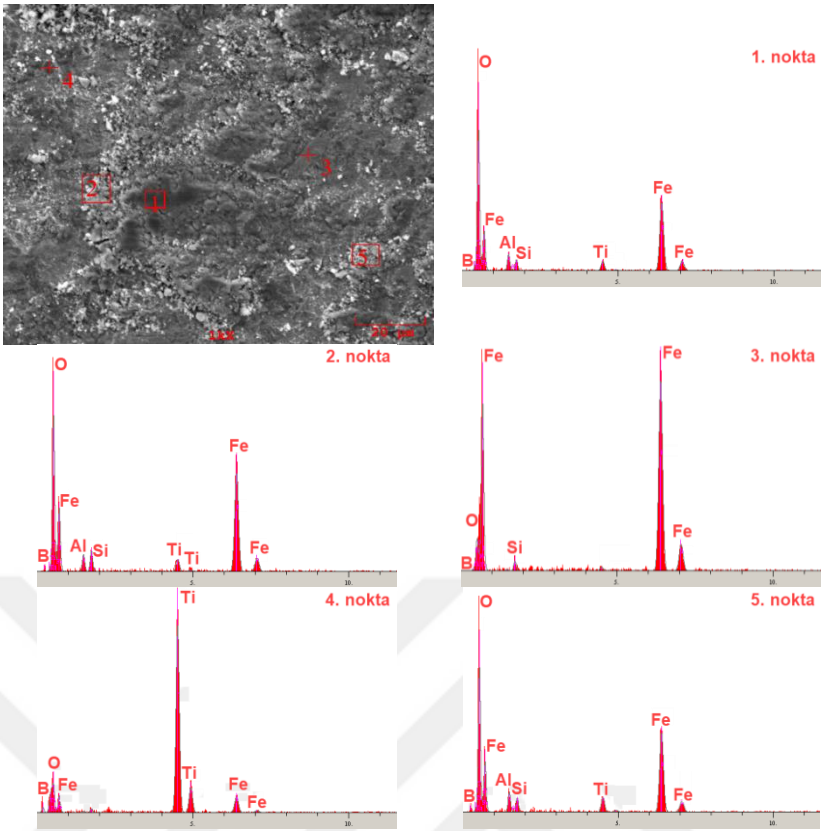
Şekil 4.60. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.61. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



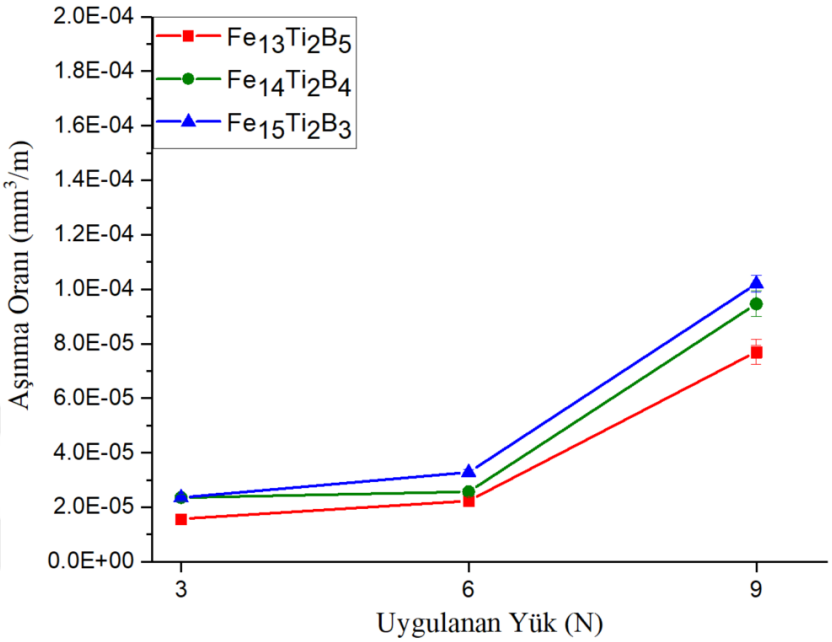
Şekil 4.62. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.63. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi

Şekil 4.64.'de $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası elde edilen yüke bağlı aşınma oranı grafiği verilmiştir. Grafikte $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların, uygulanan bütün aşınma yüklerinde artan bor oranı ile birlikte aşınma oranının azaldığı görülmektedir. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapılarında ilk oluşan fazın TiB_2 olduğu mikroyapısal incelemeler kısmında belirtilmiştir. Yüksek sertliği (3500-4000 Hv) sebebiyle TiB_2 fazı mikroyapıda aşınma direncine katkı sağlayan önemli bir fazdır. Bununla birlikte elektrot bileşiminde artan bor oranı mikroyapı içerisinde sert TiB_2 fazının yanında α-Fe+Fe_2B ötektik yapısının oluşumunu teşvik etmektedir. Artan bor oranı ile oluşan α-Fe+Fe_2B ötektik yapısı matris faza göre yüksek sertliği sebebiyle kaplamanın aşınma direncine katkı sağlamaktadır. Bor oranının azalması ile sert fazlar yerini mikroyapı içerisinde oluşabilecek α-Fe veya Fe_2Ti gibi aşınma direnci daha düşük fazlara bırakmaktadır ve aşınma oranında artışa neden olmaktadır. Bu sebeple Şekil 4.64.'de verilen en yüksek bor içeriğine sahip $Fe_{13}Ti_2B_5$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma oranının bütün yükler için en düşük olduğu ve elektrot bileşiminde azalan bor oranı ile aşınma oranının arttığı tespit edilmiştir. Bu sonucun literatürde TiB_2 sert dolgu

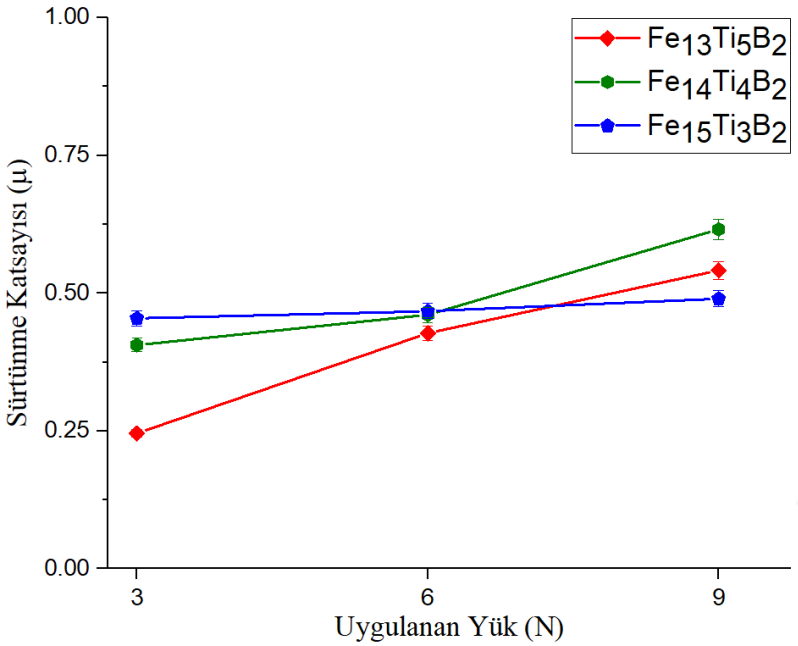
kaplamalar üzerine benzer bir çalışma yapan Kaptanoğlu ve Eroğlu'nun [199] elde ettiği bulgular ile uyumlu olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.64. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri

$Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma testi sonucu elde edilen sürtünme katsayısı-yük grafiği Şekil 4.65.'de verilmiştir. Grafikten sürtünme katsayısının yükten bağımsız hareket ettiği görülmektedir. Fakat bileşimdeki titanyum oranının artması ile sürtünme katsayı değerinde nispeten bir azalma olduğu söylenebilir. Titanyumun kolay oksitlenmesi sonucu yüzeyde oluşacak oksit tabakasının sürtünme katsayısını azaltıcı etki yaptığı, fakat artan yük ile oksit tabakasında meydana gelen parçalanma neticesinde sürtünme katsayısında artış gözlendiği bildirilmiştir [244]. Jacuinde ve arkadaşları tarafından titanyumun beyaz dökme demire etkileri üzerine yapılan çalışmada aşınma testi sonrası artan yük miktarı ile yüzeyde oksit tabaka kalınlığının artması sonucu sürtünme katsayısının azaldığını, fakat aynı yük için artan titanyum miktarının yüzeyde oksit oluşumunu geciktirdiği ve sürtünme katsayısını artırdığı rapor edilmiştir [245]. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların bileşimlerinde bulunan bor titanyum ile TiB_2 fazını oluşturmaktadır. Bor oranının sabit olması sebebiyle artan titanyum mikroyapıda Fe_2Ti fazının oluşumuna neden olur. Literatürde Fe_2Ti fazının kırılgan bir yapıya sahip olduğu ve darbe direncinin düşük olduğu belirtilmektedir

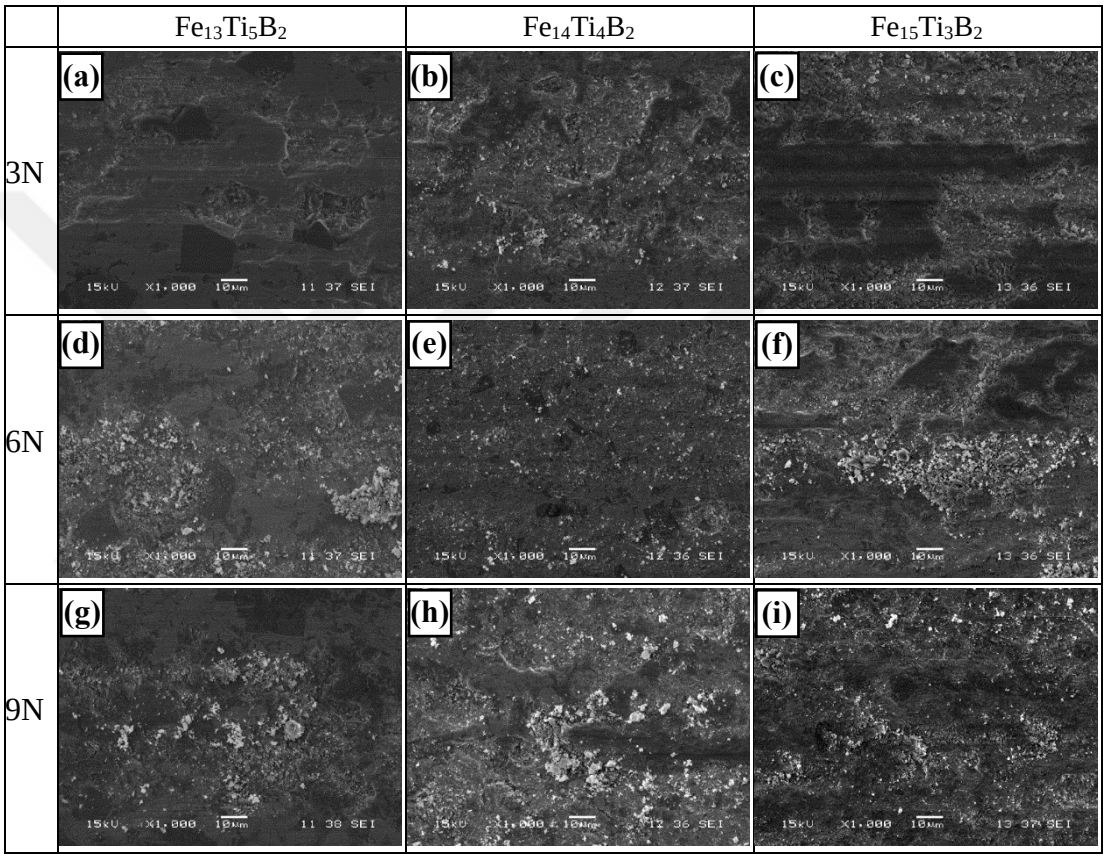
[246,247]. Aynı zaman da artan Fe_2Ti fazı yüke bağlı olarak hasara uğramakta ve sürtünme katsayısını atrtıracak şekilde davranmaktadır. Bu sebeple titanyum içeren sert dolgu kaplamaların sürtünme davranışı karmaşık bir hal almaktadır. Düşük yüklerde mikroyapıda yer alan titanyumun artması ile oksit film tabakası etkin bir rol oynayarak sürtünme katsayısının düşmesine yol açar. Yükün artması ile mikroyapıda yer alan fazların yukarıdaki açıklama gereği yüzey yapısının bozulması ve kaplamanın sürtünmeye karşı direnç göstermesi sebebiyle sürtünme katsayısı artmaktadır.



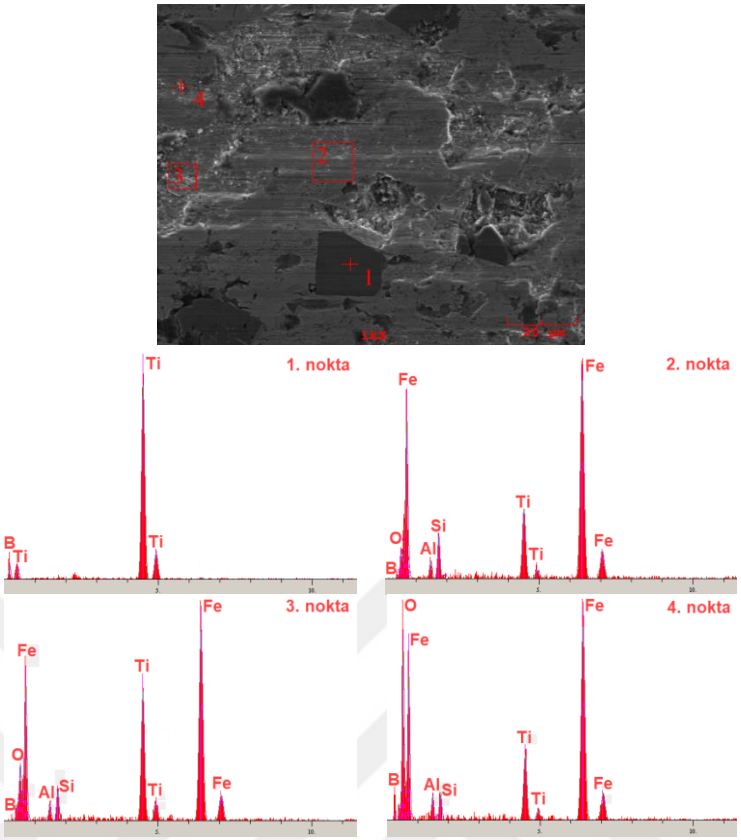
Şekil 4.65. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri

Şekil 4.66.'da $Fe_{(18-X)}Ti_xB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası yüzeyden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Bu grup içerisinde sertlik ve aşınmaya katkı sağlayan en önemli faz TiB_2 fazıdır. Şekil 4.66.'da verilen aşınmış yüzeylere ait SEM görüntülerinde yüzeylerin önemli ölçüde deforme olduğu görülmektedir. 3 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testlerinde yüzeylerin daha düzgün bir yapıya sahip olduğu ve aşınma ürünlerinin daha çok yüzeye sıvandığı görülmektedir. Aşınma yükünün artması ile adhezif kuvvetlerin etkisinde yüzeyde oluşan bu tabaka koparak yerinden ayrılmış ve derin kopma izleri oluşturacak şekilde aşınma hasarına neden olmuştur. Aşınma testi sonrası aşınmış yüzeylerde gerçekleştirilen EDS analiz sonuçlarında (Şekil 4.67.-4.75) yüzeyde büyük oranda oksijenin varlığı görülmektedir. Titanyumun reaktif bir metal olmasından dolayı kolay

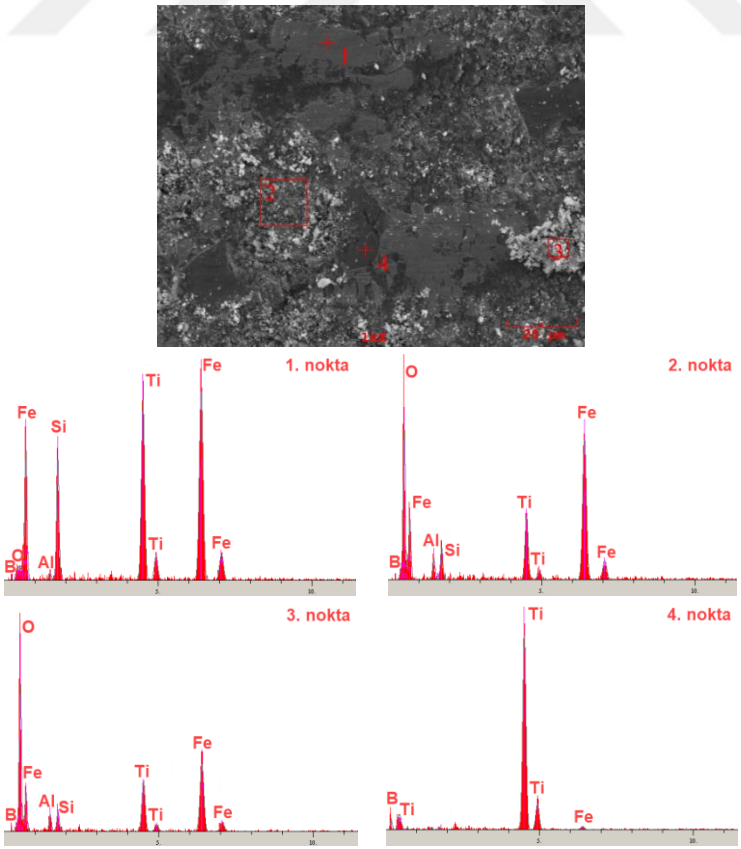
oksitlenebildiği bilinmektedir. Bununla birlikte artan aşınma yükü ve mesafenin artması ile bu oksit tabakası adhezyon sonucu parçalanarak aşınma hasarını artıracak şekilde hareket etmektedir. Ayrıca yüzeylerde oluşan çizikler abrazif aşınmanın varlığına işaret etmektedir. Bu sebeple $Fe_{(18-X)}Ti_xB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonucunda etkin mekanizmaların, abrazif, adhezif ve oksidatif aşınma olduğu anlaşılmaktadır.



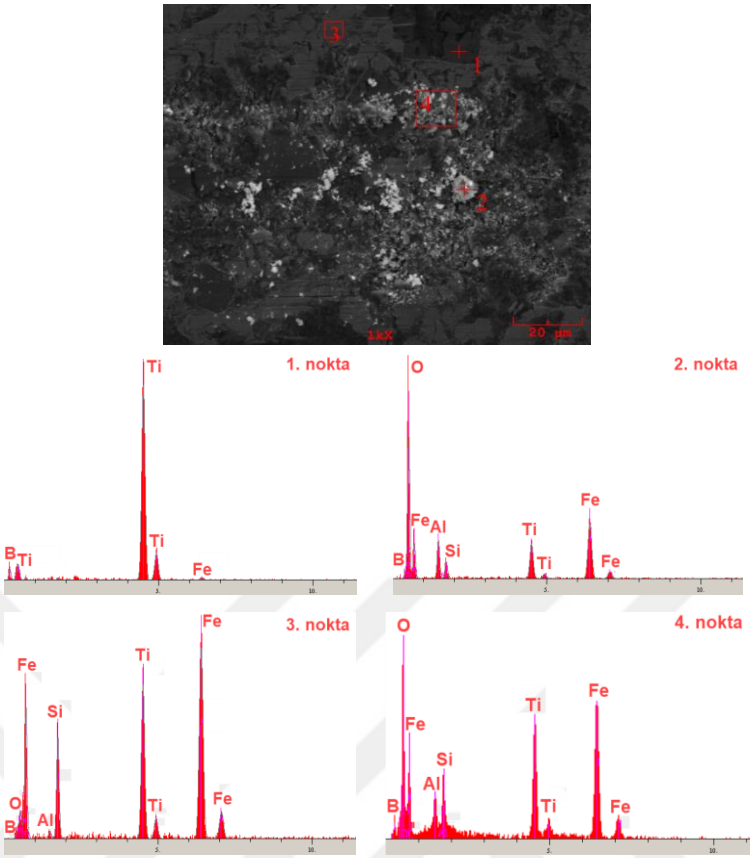
Şekil 4.66. $Fe_{(18-X)}TixB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri



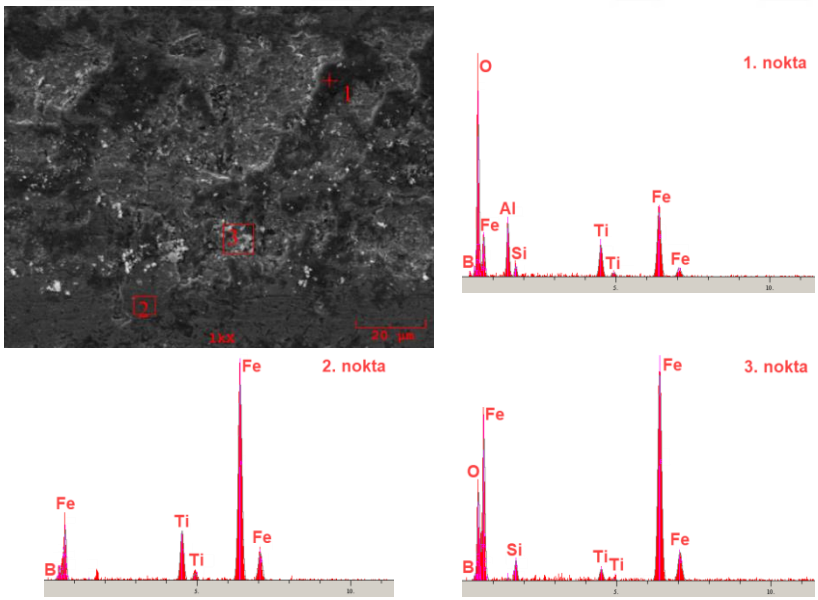
Şekil 4.67. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



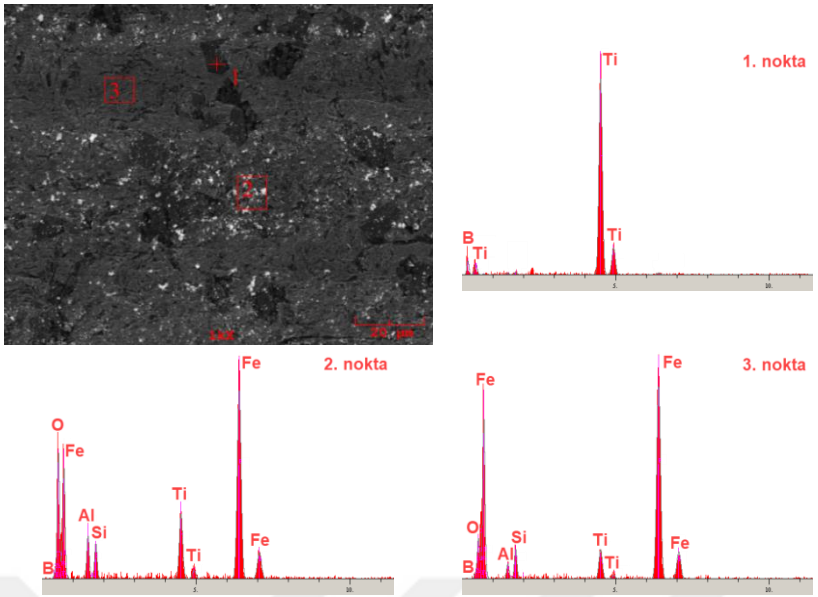
Şekil 4.68. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



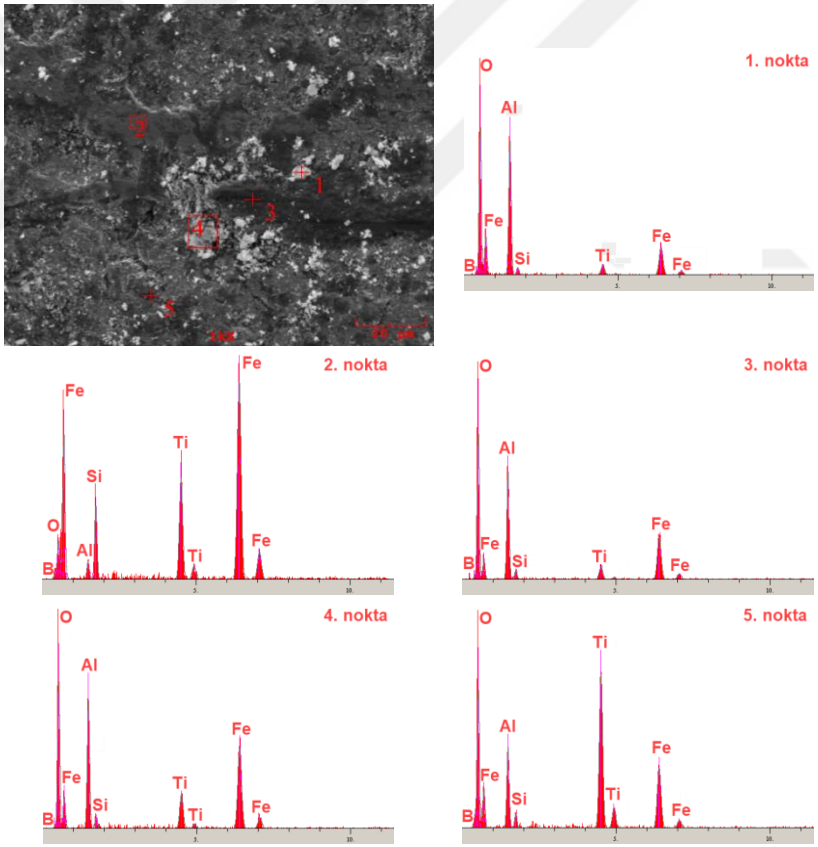
Şekil 4.69. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



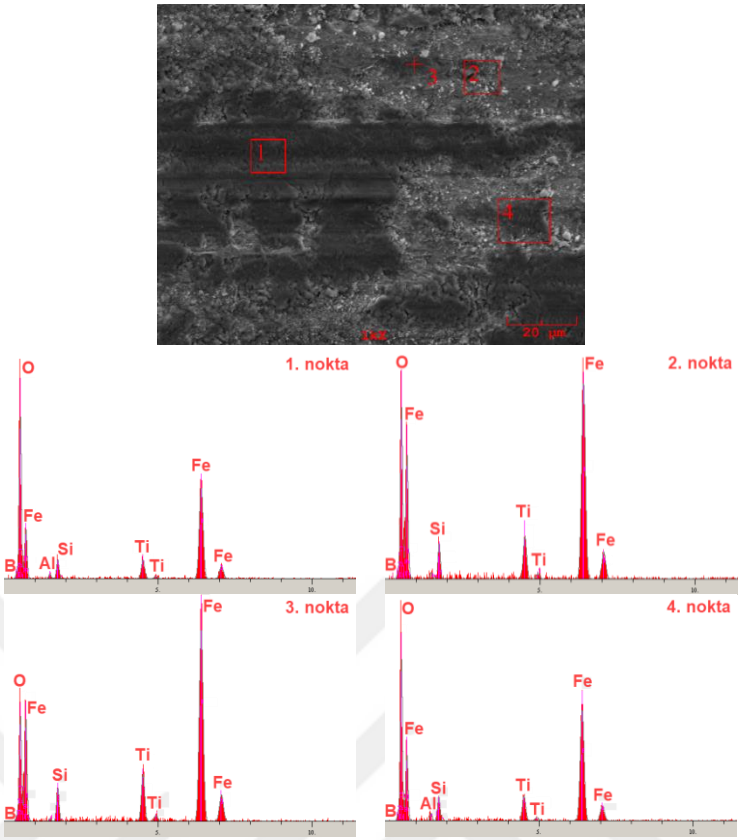
Şekil 4.70. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



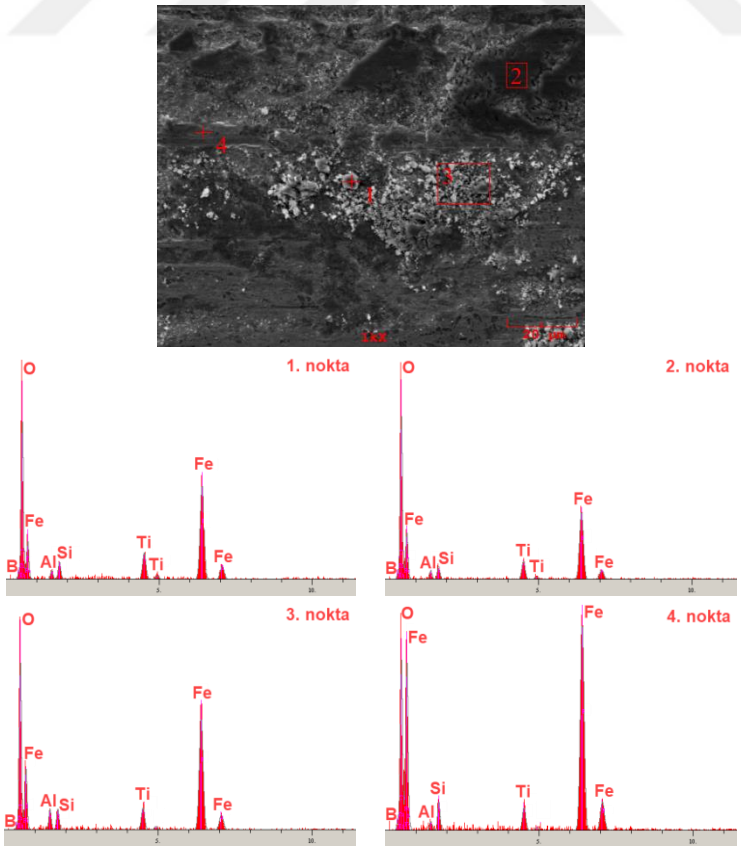
Şekil 4.71. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



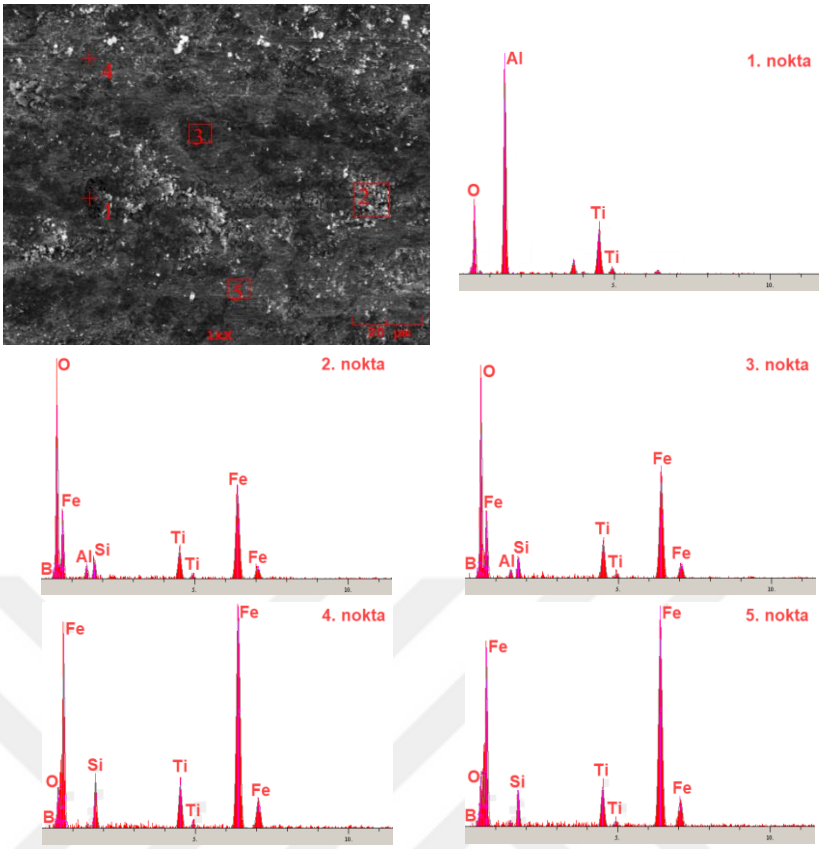
Şekil 4.72. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.73. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



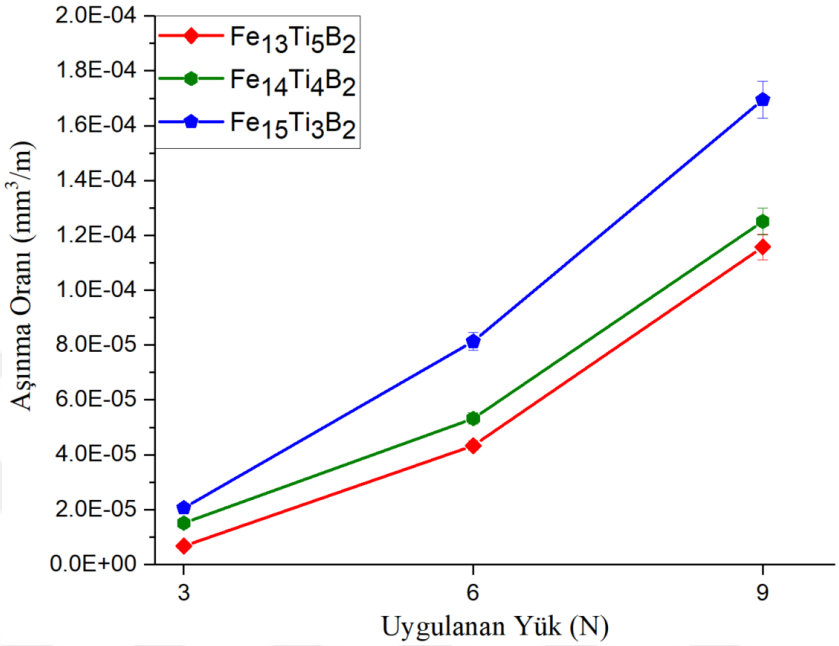
Şekil 4.74. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.75. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{15}Ti_3B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi

$Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonucu elde edilen aşınma oranı grafiği Şekil 4.76.'da verilmiştir. Eğrilerde aşınma oranının artan yük ile birlikte arttığı görülmektedir. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamanın mikroyapısında yer alan fazların α-Fe, TiB_2 ve α-Fe+Fe_2Ti ötektik yapılarını içerdiği belirtilmiştir. Bu fazlar içerisinde TiB_2 en yüksek sertliğe sahip olmakla birlikte aşınma direncini önemli oranda artırmaktadır. Bununla birlikte sert dolgu elektrot bileşiminde artan titanyum ile Fe_2Ti fazının mikroyapı içerisindeki oranı artmaktadır. Nispeten yüksek sertlikteki Fe_2Ti fazı kaplamanın aşınma direncine katkı sağlamaktadır. Literatürde Wang ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada Fe_2Ti fazının kaplamanın aşınma direncini artırdığı bildirilmiştir [248]. Şekil 4.76.'da verilen grafikte en yüksek aşınma direncine sahip alaşım bütün yükler için $Fe_{13}Ti_5B_2$ esaslı sert dolgu alaşımı olarak tespit edilmiştir. $Fe_{13}Ti_5B_2$ bileşimli elektrota göre %5 (at.) oranında daha az titanyum içeren $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı elektrotun aşınma oranının daha düşük olduğu görülmektedir. Bununla birlikte aşınma oranları arasındaki fark $Fe_{13}Ti_5B_2$ bileşimli kaplamanın mikroyapısında bulunan α-Fe+Fe_2Ti ötektik

yapısından ileri gelmektedir. Grubun en düşük titanyum içeriğine sahip $Fe_{15}Ti_3B_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma oranı ise azalan titanyum etkisiyle diğer $Fe_{14}Ti_4B_2$ ve $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı kaplamalara göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir.



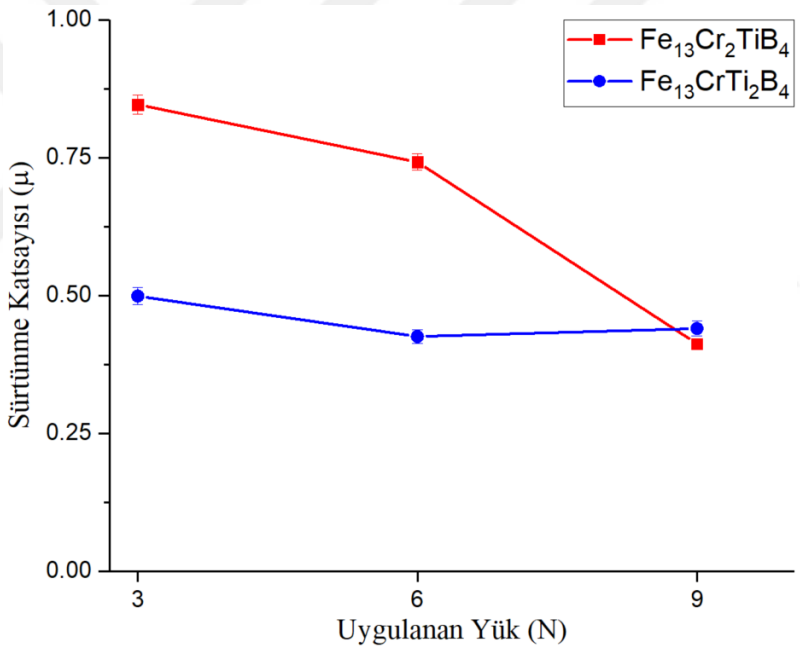
Şekil 4.76. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri

Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonucu bileşimin kaplamanın aşınma davranışı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu anlaşılmıştır. Kaplama bileşiminde artan bor ve artan titanyum ile sürtünme katsayısının genel olarak azaldığı söylenebilir. Fakat hem bileşimin hem de değişen aşınma yüklerinin sürtünme katsayısı üzerinde doğru orantılı bir etki oluşturmadığı tespit edilmiştir. Bu durum Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapılarında oluşan fazlardan ileri gelmektedir. Bununla birlikte sürtünme katsayısını azaltmada titanyumun bora nazaran daha etkili olduğu belirlenmiştir. Ayrıca Fe-Cr-B esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamalara göre Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerlerinin daha az olduğu görülmektedir. Yani sert dolgu elektrot bileşimindeki kromun yerine titanyum ilave edilmesinin, sert dolgu kaplamada sürtünme katsayını azaltacak yönde katkı sağladığı söylenebilir. Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranı bileşimdeki artan titanyum ve bor oranına göre genel olarak azalmaktadır. Bununla birlikte artan aşınma yükü ile aşınma oranları artmıştır. Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar içerisinde $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) bileşimli

kaplamaların aşınma oranlarının $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) bileşimli kaplamalara göre daha az olduğu ölçülmüştür. Ayrıca Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranının Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalara göre daha az olduğu tespit edilmiştir.

4.5.3. Fe-Cr-Ti-B esaslı elektrotlar

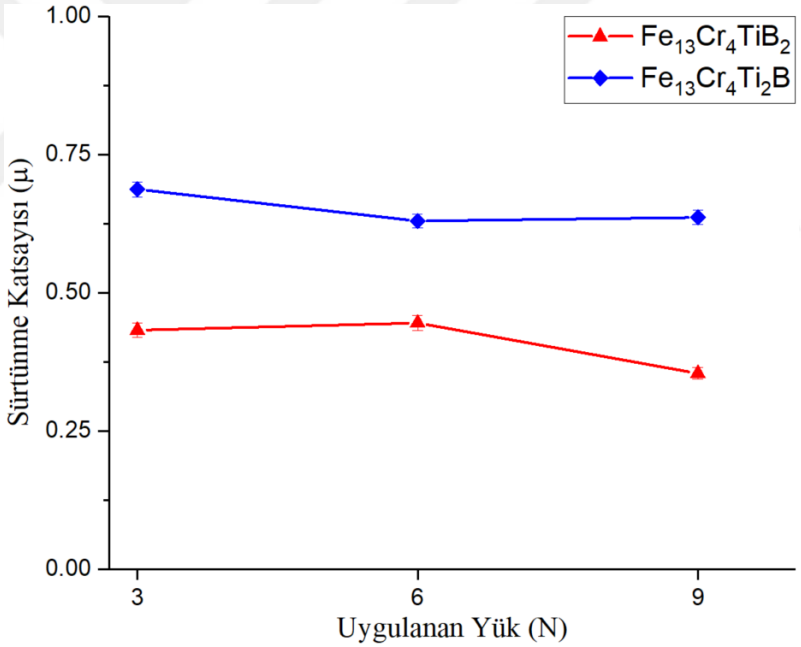
Bu grup içerisinde Fe-Cr-Ti-B sistemi esas alınarak tasarlanan sert dolgu kaplamaların aşınma davranışları incelenmiştir. Şekil 4.77.-4.79.'da Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı olarak sürtünme katsayısı grafikleri verilmiştir. Grafiklerden elektrot örtü bileşiminde yapılan değişikliğin ve aşınma yükünün değiştirilmesinin sürtünme katsayı üzerinde doğrusal bir etki oluşturmadığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.77. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri

3 N yük için en düşük sürtünme katsayısı değeri $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve en yüksek değeri ise $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu kaplamalarda tespit edilmiştir. Yükün 6 N'a çıkarılmasıyla en düşük sürtünme katsayısı değeri $Fe_{13}CrTi_2B_4$ ve en yüksek değeri $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu kaplamalarda belirlenmiştir. 9 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testlerinde en düşük sürtünme katsayısı $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve en yüksek sürtünme katsayısı değeri ise $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamada tespit edilmiştir.

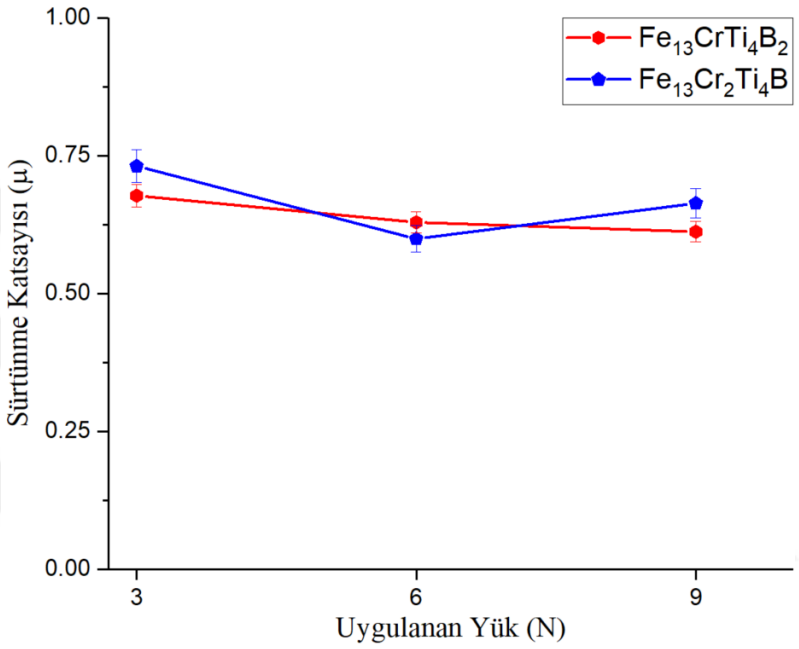
Daha önceki bölümlerde Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı-yük grafiğinde (Şekil 4.29. ve Şekil 4.41.) değerlerin hem bileşim hem de yük ile doğrusal olarak değiştiği, ancak Şekil 4.53. ve Şekil 4.65.'de verilen Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalarda ise ölçülen değerlerin yükten ve bileşimden bağımsız bir şekilde davrandığı ifade edilmiştir. Yani bileşim içerisine ilave edilen titanyumun sürtünme katsayısı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu anlaşılmaktadır. Titanyumun genel olarak düşük yüklerde sürtünme katsayısını azaltıcı yüksek yüklerde ise artıracak şekilde hareket ettiği söylenebilir. Fakat sert dolgu kaplamaların kompozit karakterli bir mikroyapı sergilemeleri sebebiyle oluşan fazların sürtünme katsayısı değerine etkisi olduğunu göstermektedir. Bu sebeple elde edilen sürtünme katsayısı değerlerinin aşınma yükü ve sert dolgu elektrot bileşiminin değişiminden bağımsız olması beklenen bir durumdur.



Şekil 4.78. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri

Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotlar ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma testi sonrası yüzeyden alınan SEM görüntüleri Şekil 4.80'de verilmiştir. Mikroyapılarda $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma sonrası yüzeyinin düzgün bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Fakat bu elektrotlarla yapılan kaplamalarda yüzeylerin Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamalara göre daha fazla deforme olduğu görülmektedir. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu bileşiminin içerisindeki krom oranı azaltılıp titanyum

oranının artırılması ile tasarlanan $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma yüzey görünümünde yüzey hasarının ve abrazif çizgilerin arttığı görülmektedir. Keza benzer şekilde $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma sonrası alınan SEM görüntülerinde yüzeyin nispeten düzgün olduğu fakat bileşimdeki bor oranının azaltılıp titanyum oranının artırılması ile tasarlanan $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamanın yüzey hasarının arttığı görülmektedir.

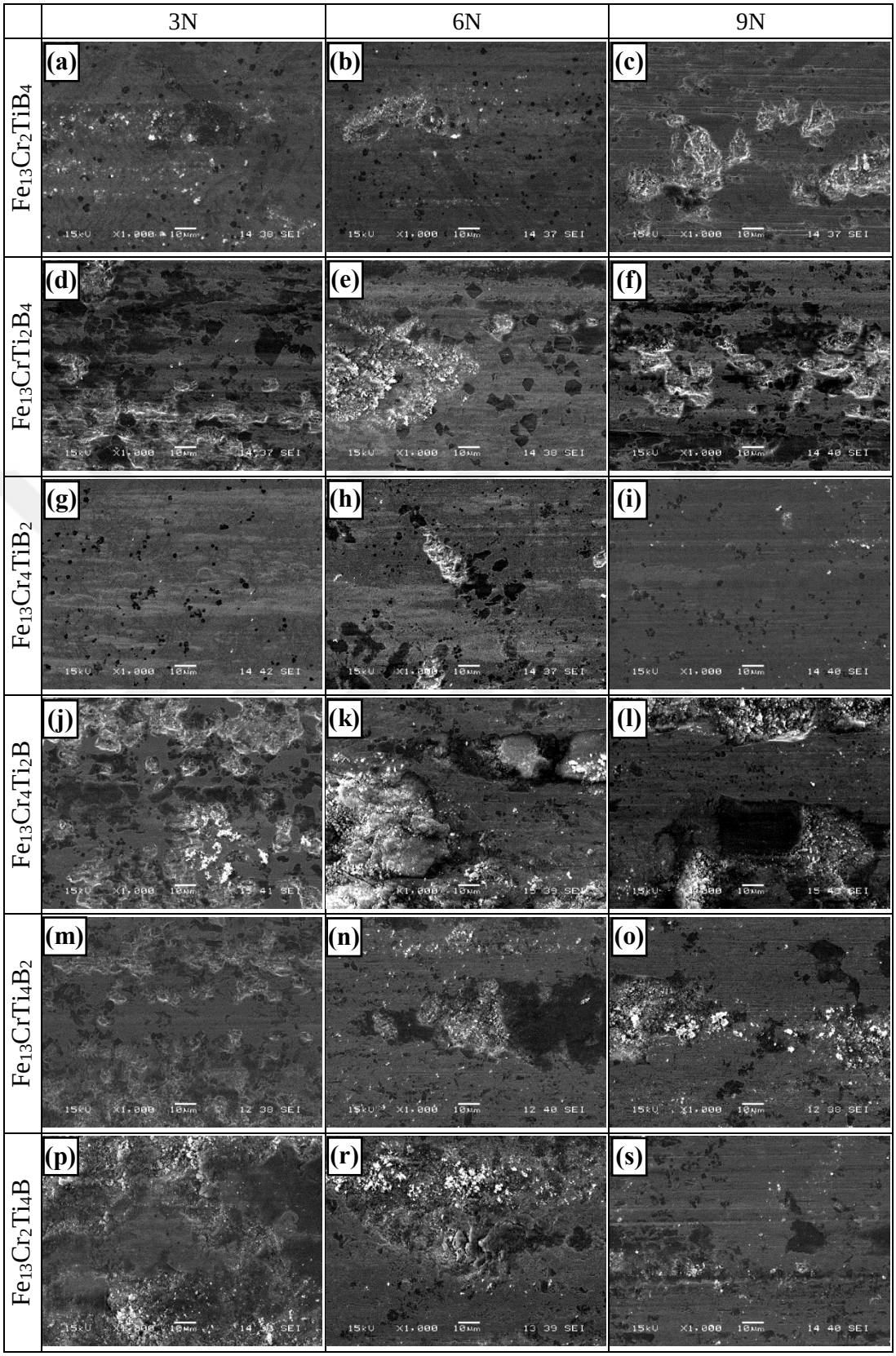


Şekil 4.79. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerleri

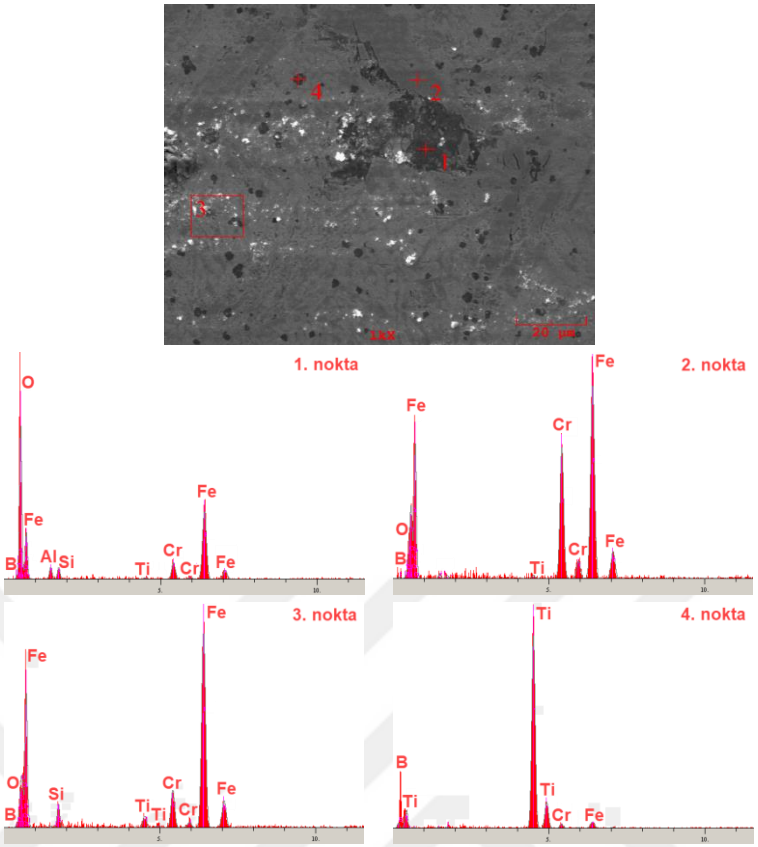
$Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın 3 N yük ile gerçekleştirilen aşınma testi sonrasında yüzeyinin düzgün olduğu ancak artan yük ile birlikte abrazif aşınma ve kazınma sonucu çukurların oluştuğu görülmektedir. Bu elektrottaki bor oranının azaltılıp krom oranının artırılması ile tasarlanan $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ bileşimine sahip elektrotlarla üretilen kaplamanın özellikle 9 N yük ile gerçekleştirilen aşınma testi sonrasında yüzey pürüzlülüğünün azaldığı tespit edilmiştir. Hu ve arkadaşları AISI 5140 çelik malzemenin yüzeyine bor ve krom kaplayarak yaptıkları çalışmada, kaplama bileşimine ilave ettikleri krom ile daha düzgün bir yüzey görünümü elde edildiği belirtilmiştir [249]. Bu çalışmada ise Fe-Cr-B esaslı kaplamaların aşınma testi sonrası yüzeylerin aşınmaya daha dirençli olduğu ve yüzeylerin bozulmadığı görülmektedir (Şekil 4.30. ve Şekil 4.42.). Bu durum Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların makro sertlik değerlerine göre yüzey boyunca oluşan yüksek sertlikteki

fazlar ile açıklanabilir. Bununla birlikte örtü bileşimine titanyum ilave edilmesi ile sürtünme katsayısının aşınma yükü ve bileşime bağlı olarak değişiklikler gösterdiği tespit edilmiştir. Bu durum ise elektrot bileşimine ilave edilen titanyumun kaplama mikroyapısında oluşturduğu fazlardan ileri gelmektedir ve aşınma sonrası kaplama yüzey görünümlerini etkilemektedir.

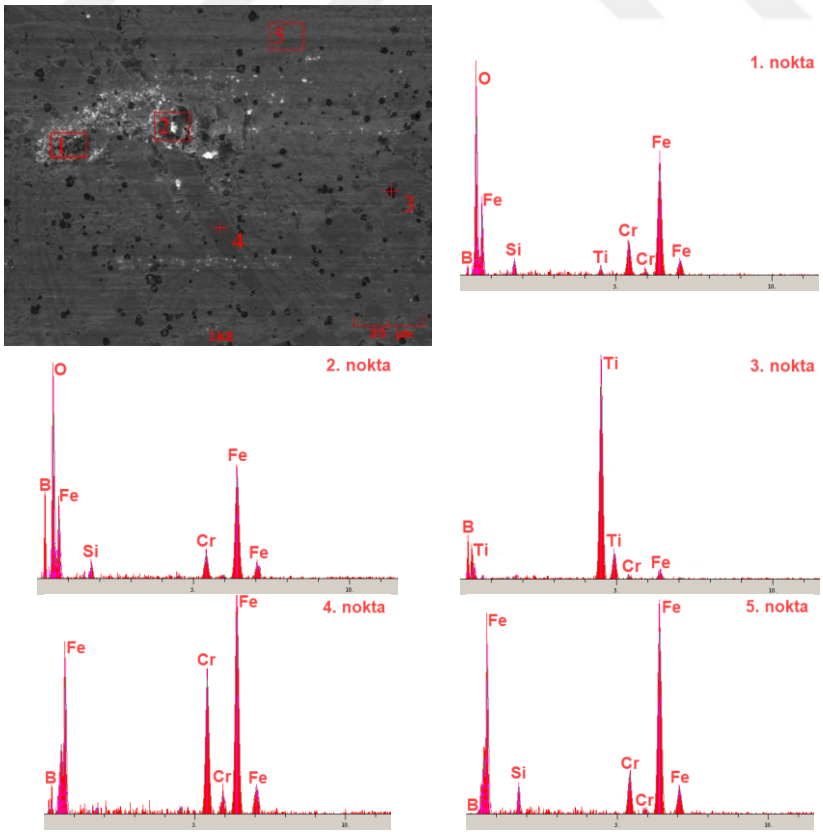
Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası alınan SEM görüntülerinde (Şekil 4.80.) sert fazların aşınmada önemli bir rol oynadığı ve abrazif aşınmanın önemli derecede etkili olduğu anlaşılmaktadır. Öte yandan malzemenin sertliği, mikroyapısında yer alan sert fazlarla ilişkili olup bu sert fazların matris ile uyumsuzluğu, aşınma sırasında yorulmalara ve mikro-çatlaklara neden olduğu bilinmektedir [212]. Bununla birlikte kompozit karakterli mikroyapıların aşınma testi sırasında çok sayıda aşınma mekanizması etkin rol oynamaktadır. Şekil 4.81.-4.98.'de Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası gerçekleştirilen EDS analizlerinde oksijen, alüminyum ve silisyumun varlığı görülmektedir. Yüzeyde oluşan oksit film aşınma ve sürtünme üzerinde önemli rol oynamaktadır. Yüzey ile uyumlu ve güçlü bağlara sahip bir oksit tabakası metal-metal sürtünmesini engeller ve aşınmayı azaltır [250–252]. Sert dolgu elektrotlarının üretimi sırasında ferro alaşım başlangıç malzemelerde eser miktarda bulunan alüminyum ve silisyumun aşınma sırasında yüzeyde oksit tabakası oluşturduğu fakat aşınmanın ilerleyen safhalarında sürtünme kaynaklı artan sıcaklıkla oksit tabakasının inceldiği bildirilmiştir [253]. Normalde yüzeyde oluşan oksit film tabakası yüzeyi adhezif aşınmaya karşı korur. Fakat aşınma süresince aşındırıcı ve yüzey arasında bileşiminin kimyasal afinitesinden dolayı güçlü bir adhezyon oluşur ve adhezif aşınmaya sebep olabilir [236,254]. Sonuç olarak Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonucu mikro abrazif, adhezif, oksidatif aşınma mekanizmalarının etkin olduğu tespit edilmiştir.



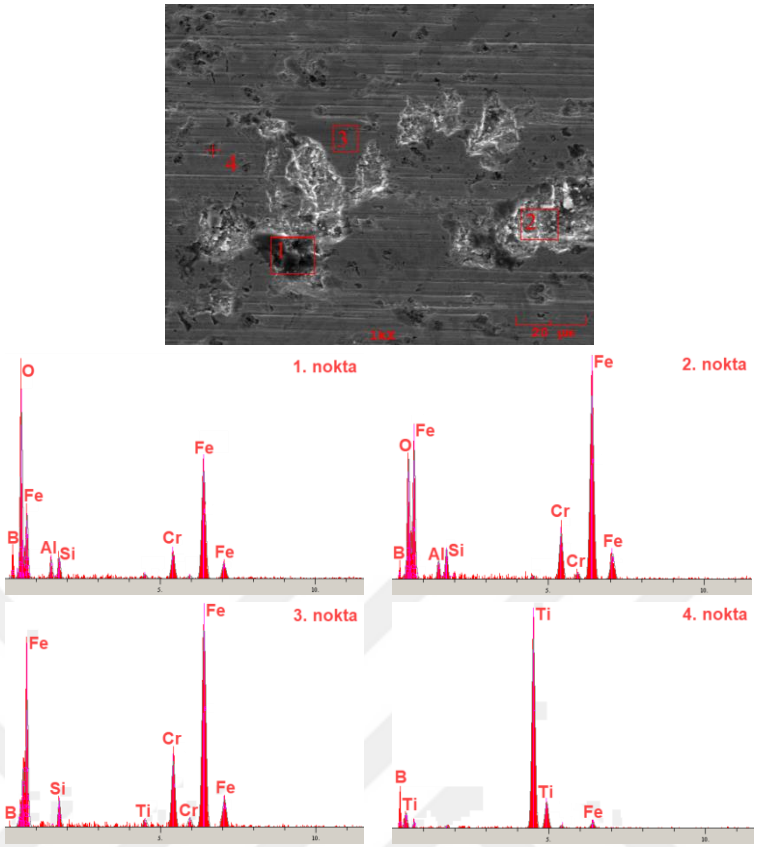
Şekil 4.80. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma testi sonrası SEM görüntüleri



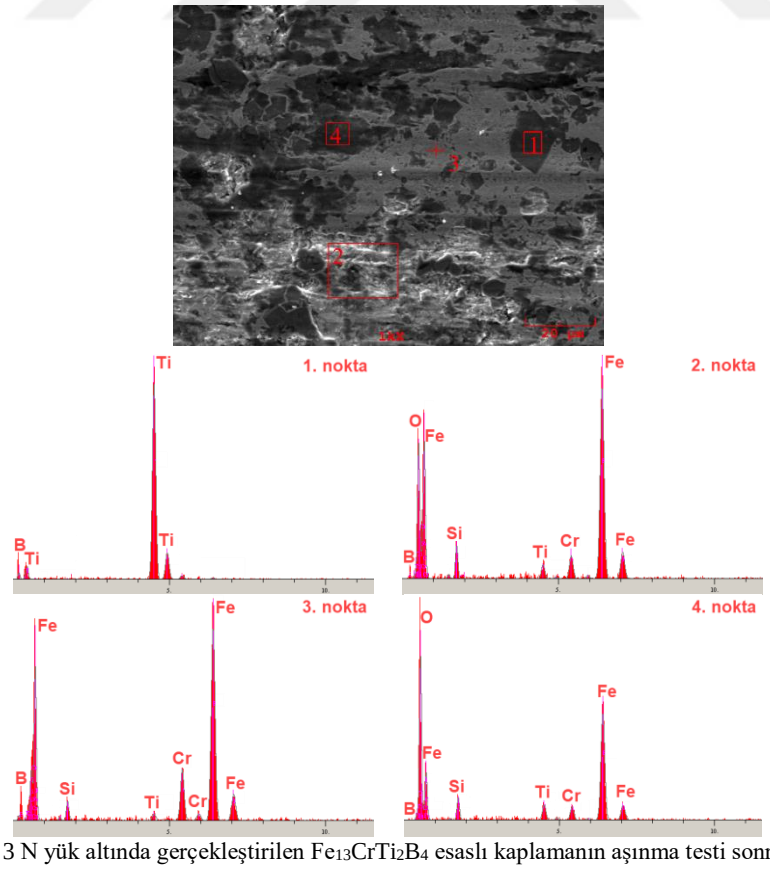
Şekil 4.81. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



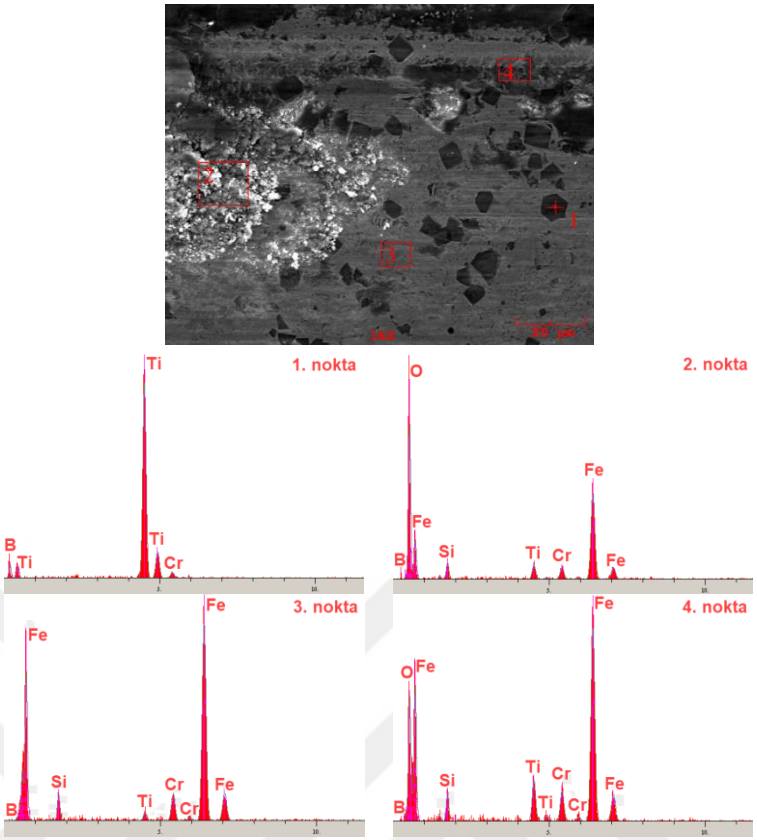
Şekil 4.82. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



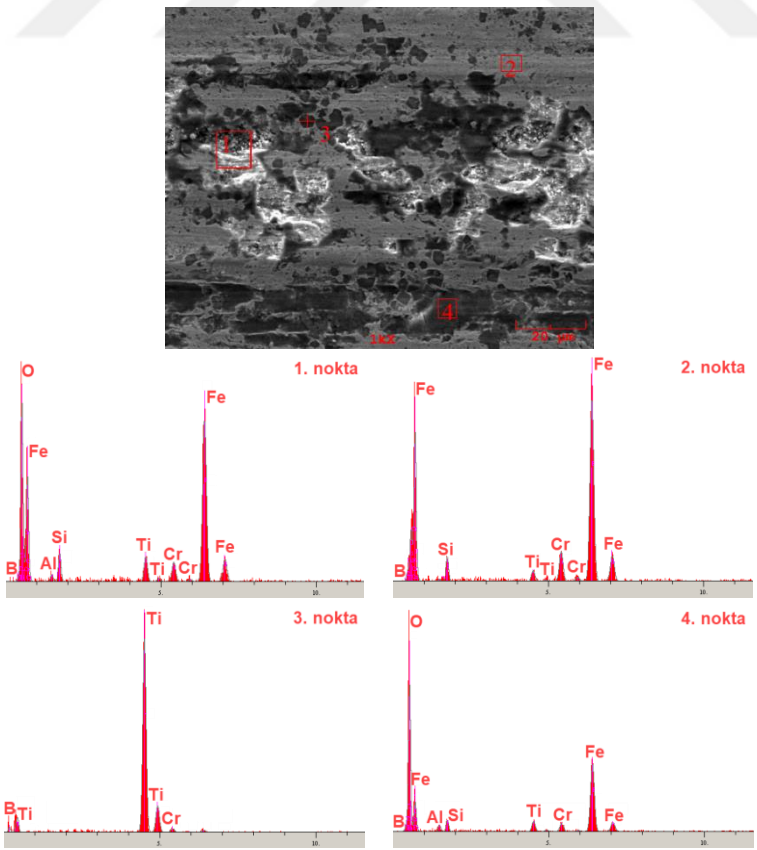
Şekil 4.83. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



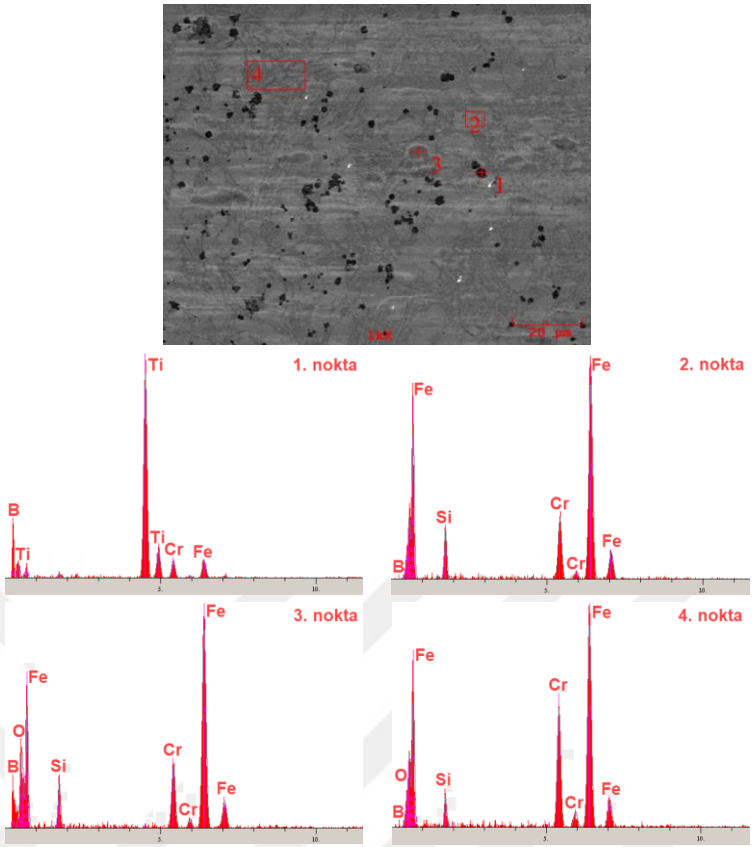
Şekil 4.84. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



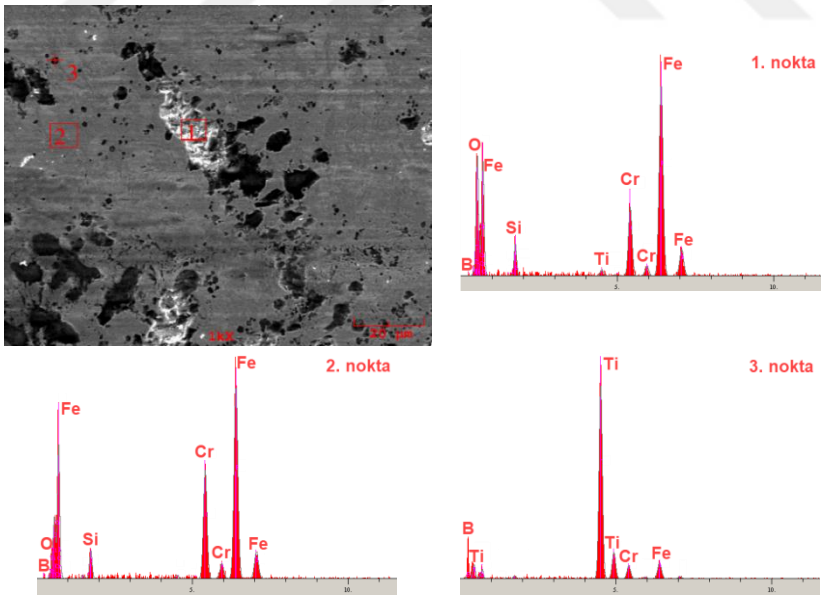
Şekil 4.85. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



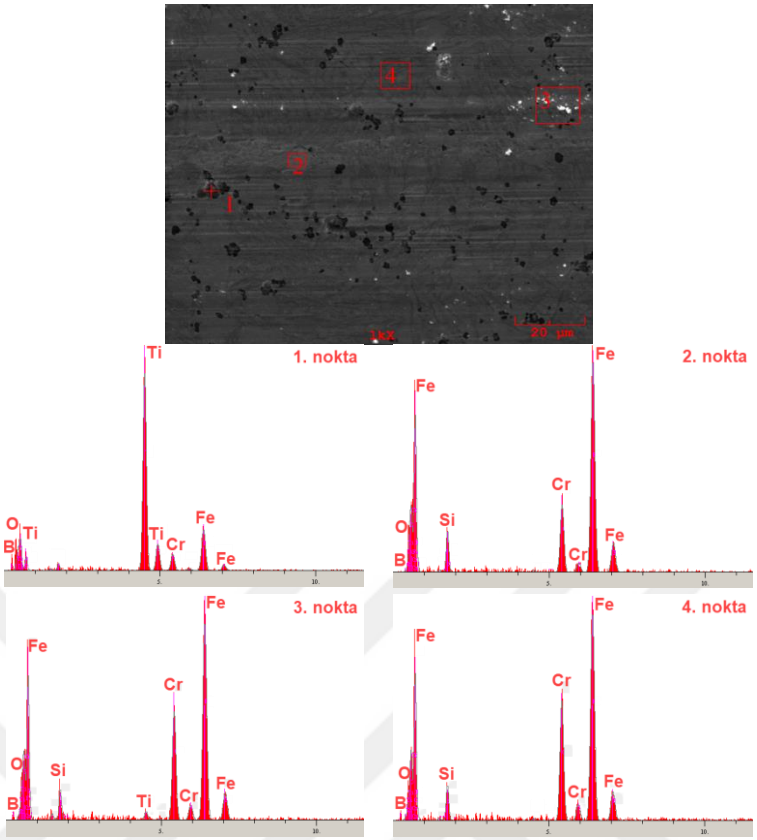
Şekil 4.86. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



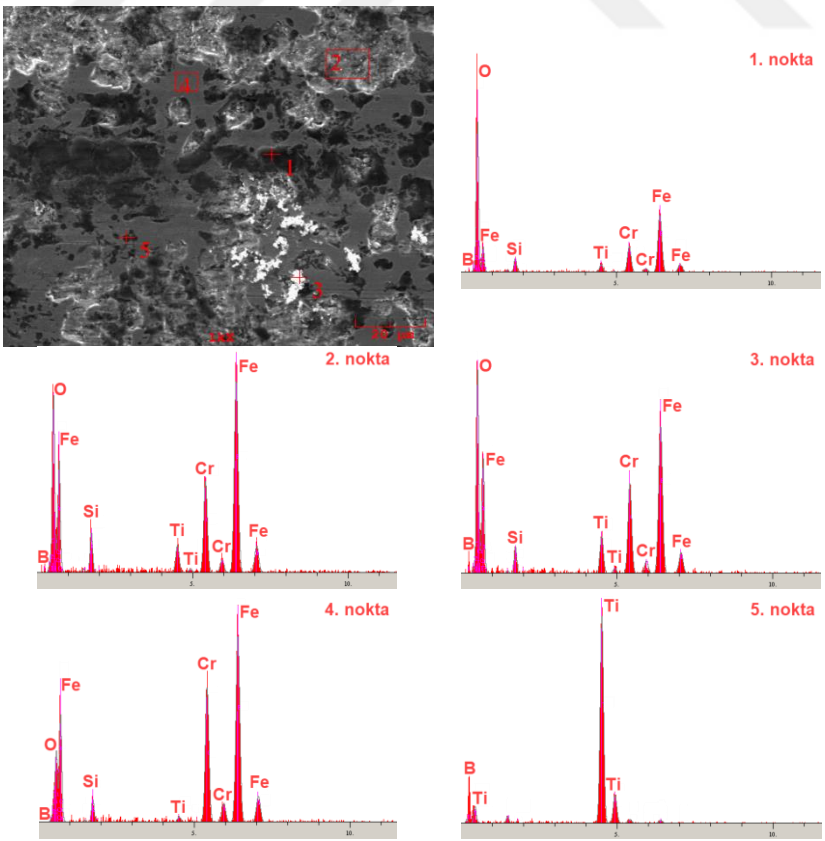
Şekil 4.87. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



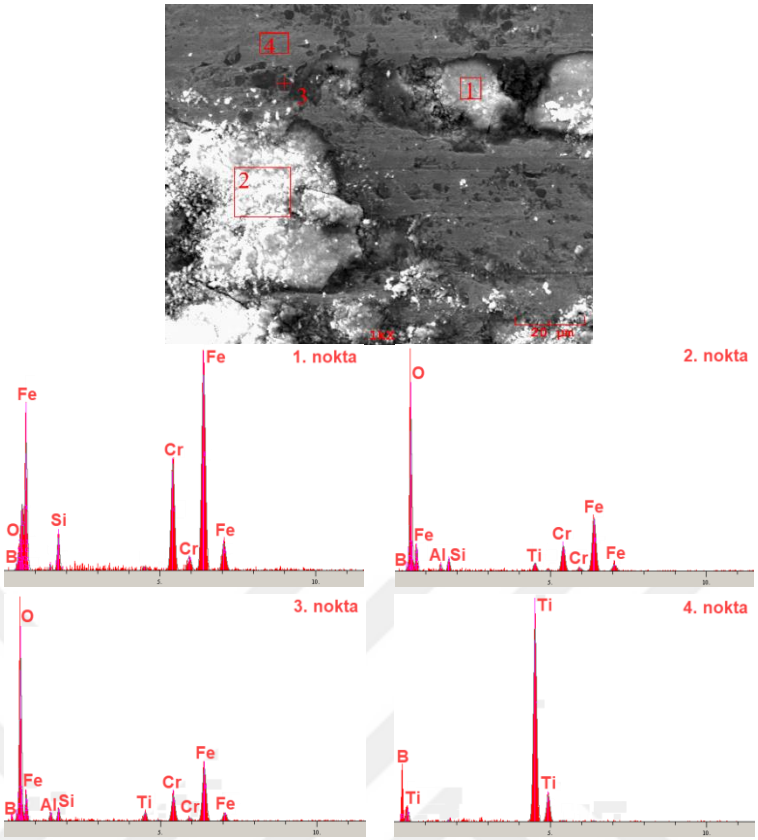
Şekil 4.88. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



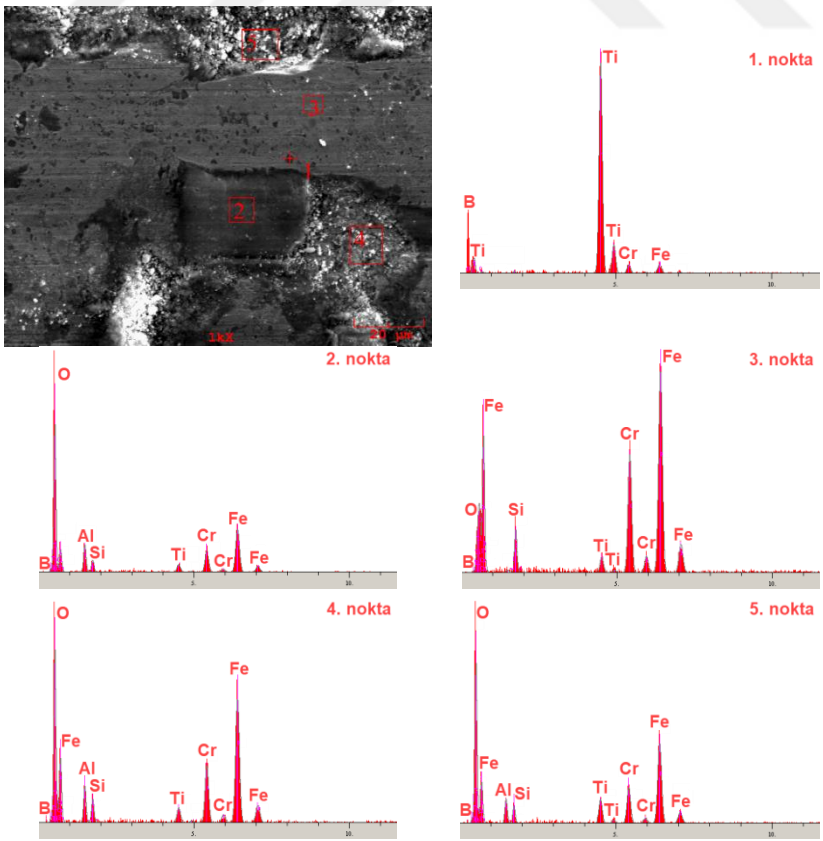
Şekil 4.89. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



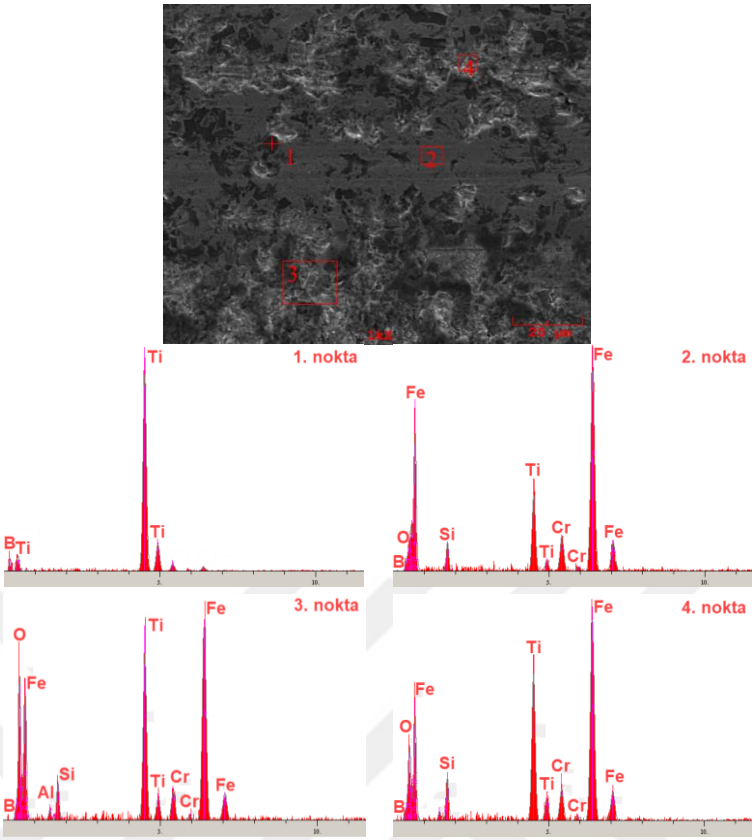
Şekil 4.90. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



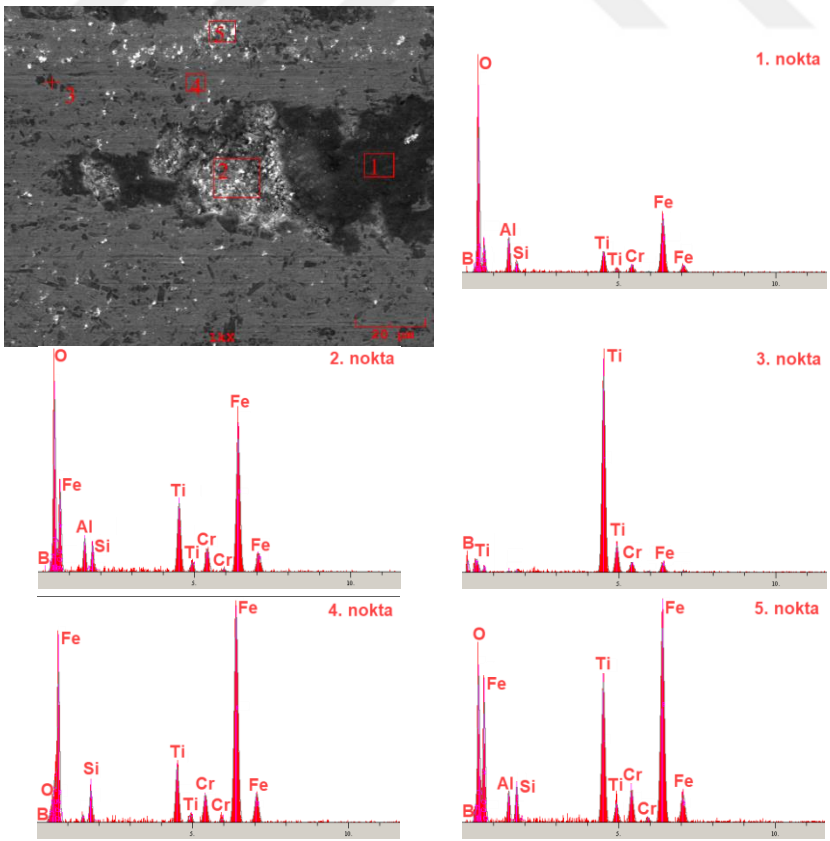
Şekil 4.91. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



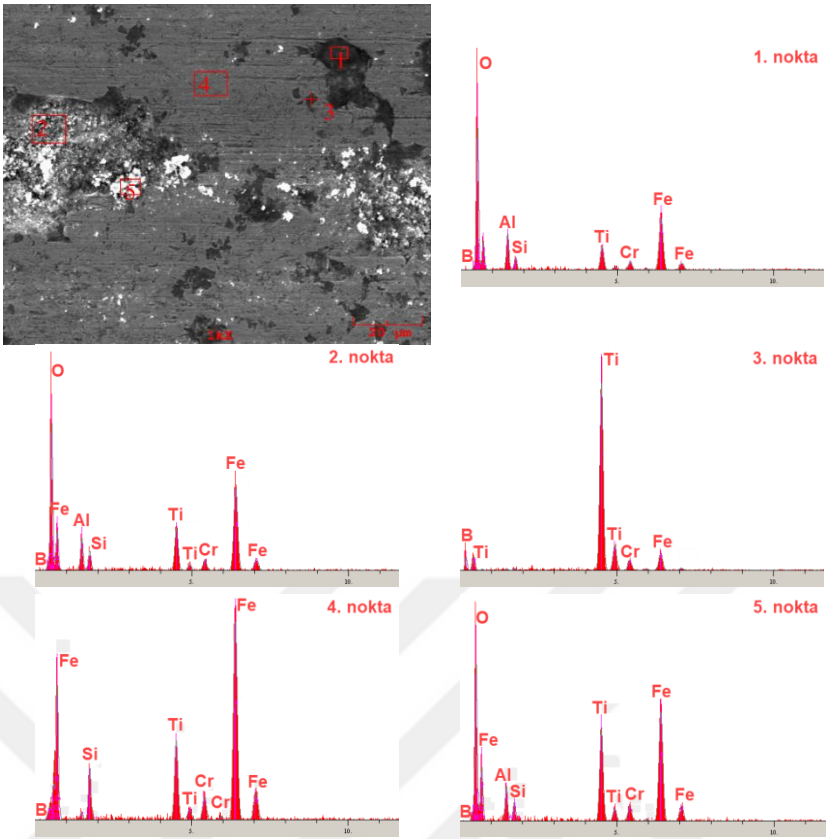
Şekil 4.92. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



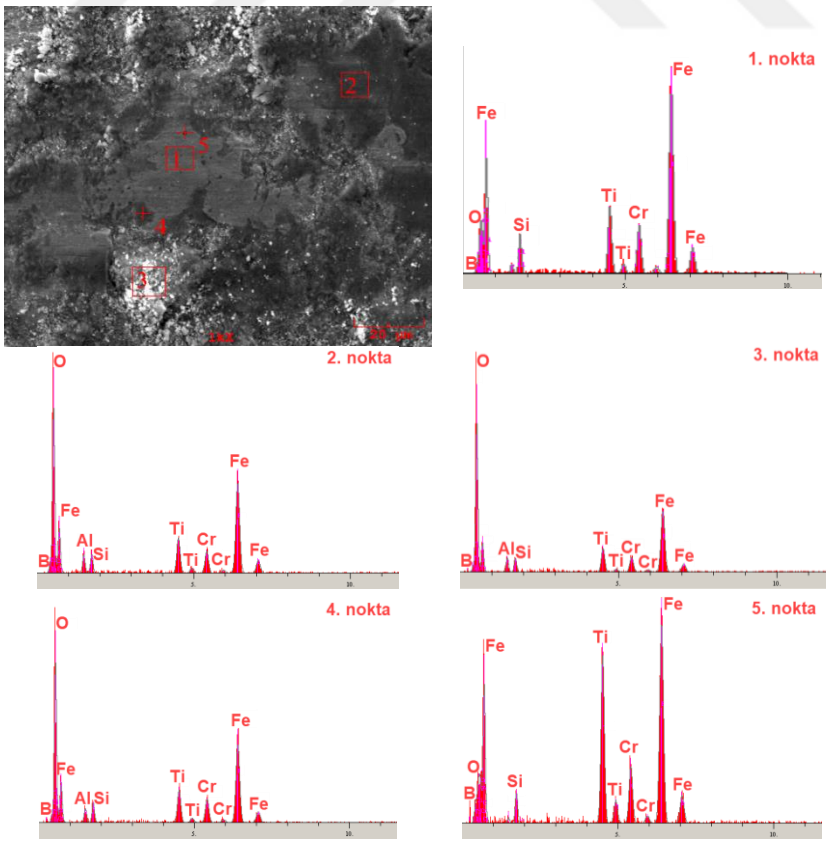
Şekil 4.93. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



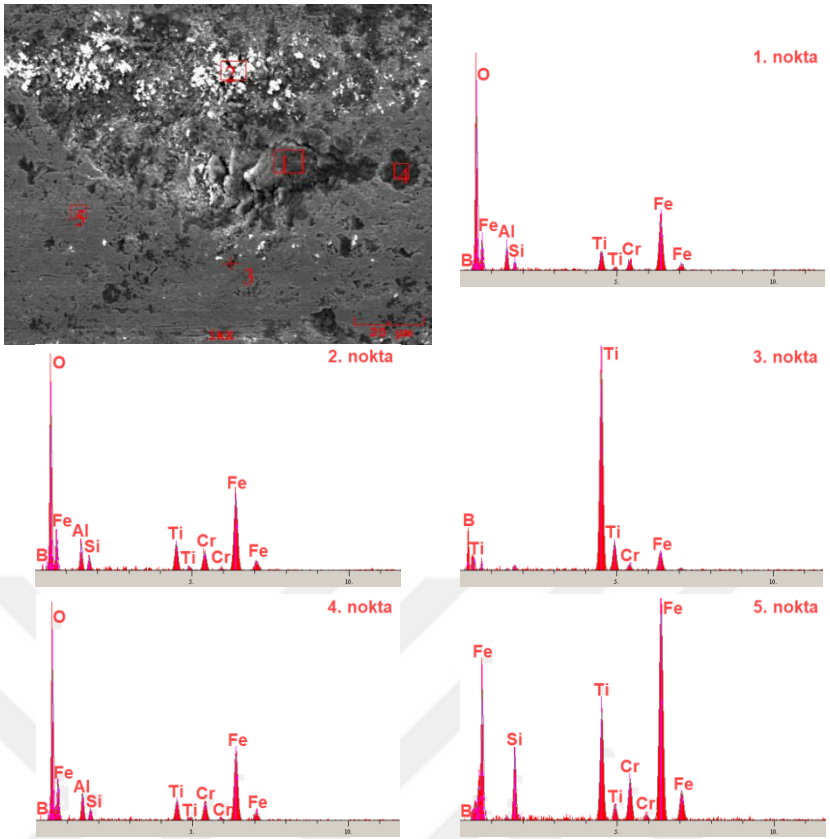
Şekil 4.94. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



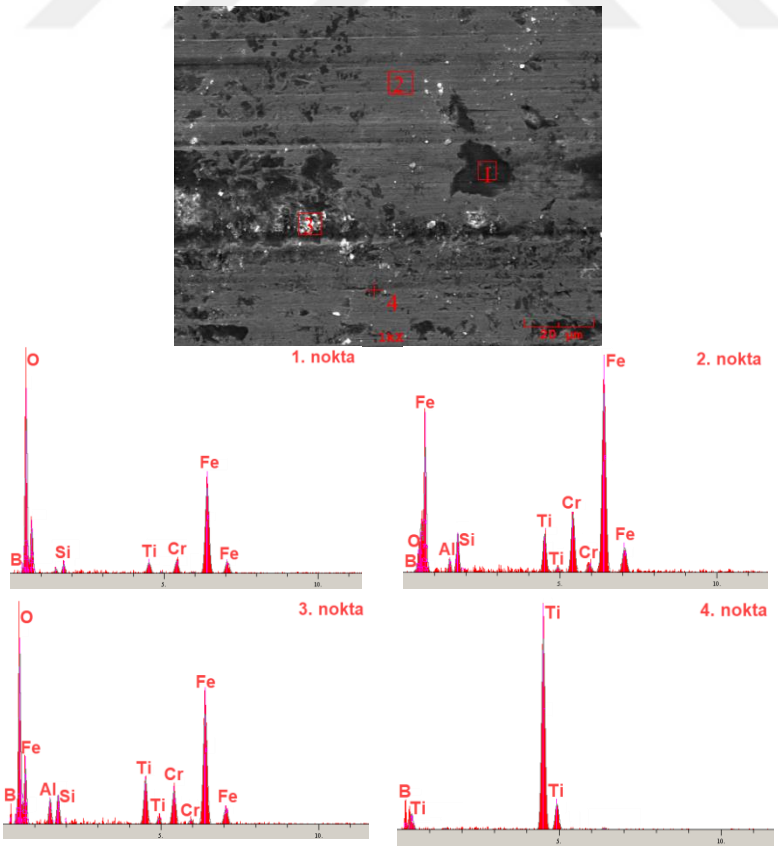
Şekil 4.95. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.96. 3 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



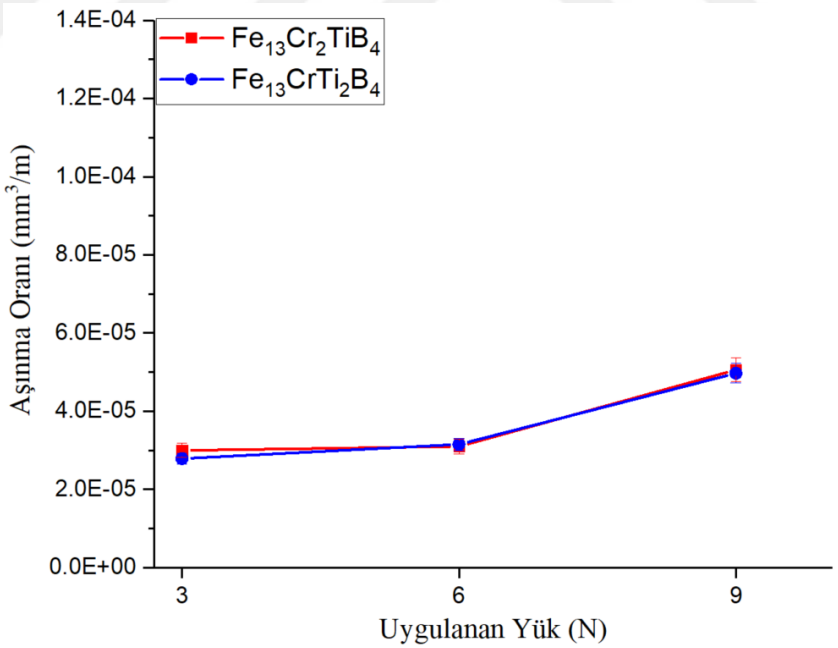
Şekil 4.97. 6 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi



Şekil 4.98. 9 N yük altında gerçekleştirilen $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamanın aşınma testi sonrası EDS analizi

Şekil 4.99.-4.101.'de Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma oranları verilmektedir. Grafiklerde 3 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testinde en düşük aşınma oranının $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ ve $Fe_{13}CrTi_4B_2$ bileşimli sert dolgu kaplamalardan elde edildiği görülmektedir. Yine grafiklerde verilen 6 N ve 9 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testlerinde en düşük aşınma oranının %20 (at.) bor içeriğine sahip $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamalardan elde edildiği görülmektedir.

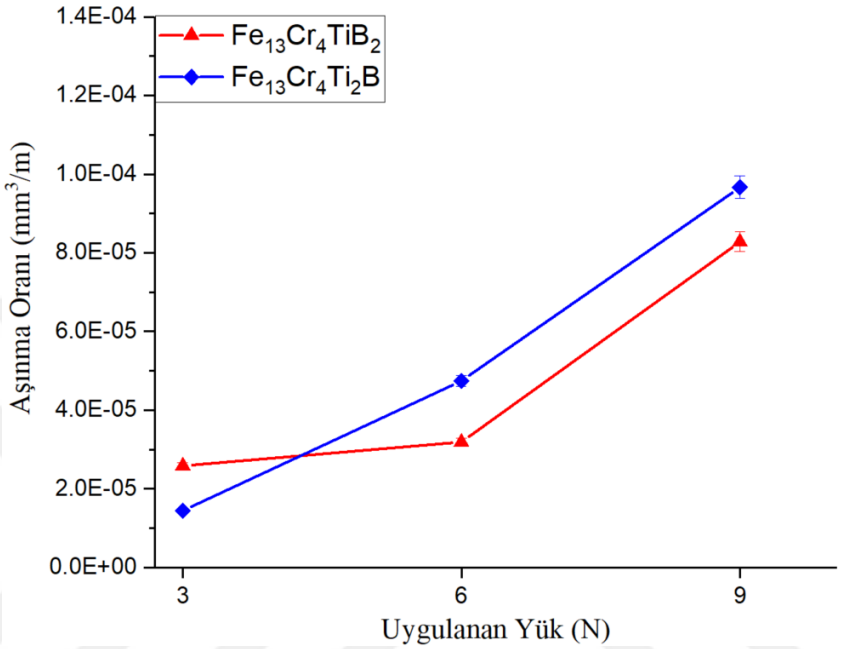
Şekil 4.99.'da verilen $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranlarının birbirine yakın olduğu görülmektedir. Bu sonuç elektrot bileşiminde gerçekleştirilen krom ve titanyum değişiminin aşınma oranı üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığına işaret etmektedir. Bununla birlikte $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranlarının özellikle yüksek yüklerde grubun diğer sert dolgu kaplamalarına göre oldukça düşük olduğu görülmektedir.



Şekil 4.99. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri

Şekil 4.100.'de $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranı grafikleri verilmiştir. 3 N yük ile gerçekleştirilen aşınma testinde $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma oranı daha düşük çıktığı görülmektedir. Yükün

artırılması ile 6 N ve 9 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testlerinde $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamanın bileşimindeki titanyum oranı %5 (at.) azaltılması ve bor oranı %5 (at.) artırılması ile tasarlanan $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma oranının daha düşük çıktığı görülmektedir.

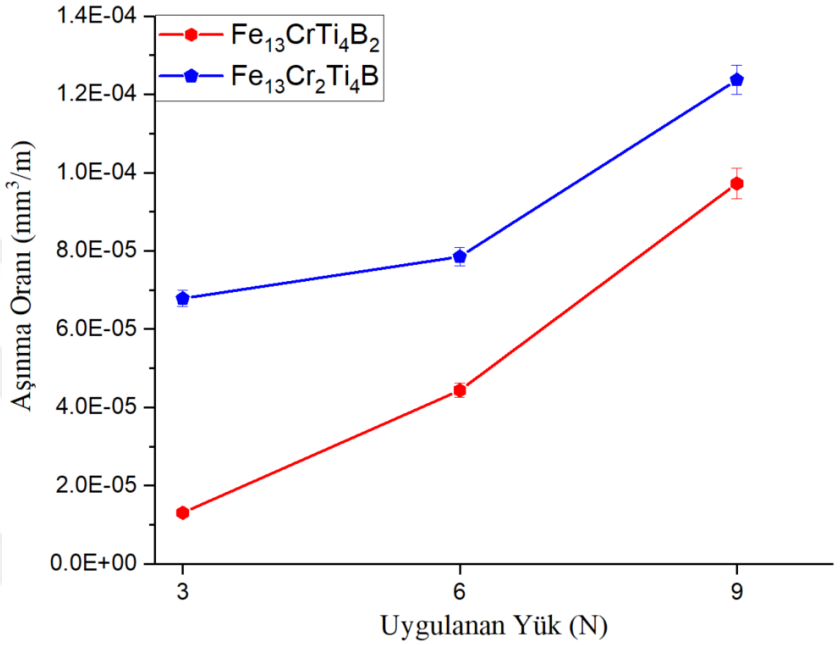


Şekil 4.100. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların yüke bağlı aşınma oranı değerleri

Şekil 4.101.'de $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamaların aşınma oranı grafikleri verilmiştir. Fe-Cr-Ti-B grubun içerisinde bütün yükler için en yüksek aşınma oranı $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ bileşimine sahip elektrot ile gerçekleştirilen kaplamalarda elde edilmiştir. Bu bileşimin Şekil 4.76.'da verilen krom içermeyen hali $F_{14}Ti_4B_2$ esaslı sert dolgu kaplamanın aşınma oranının, verilen bütün yükler için daha fazla olduğu görülmektedir. Yani elektrot örtü bileşimine ilave edilen %5 (at.) krom aşınma direncine katkı sağlamıştır. Bununla birlikte $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu bileşimindeki krom oranının %5 (at.) olarak azaltılıp bor oranının %5 (at.) artırılması ile elde edilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ kaplamanın aşınma oranları bütün yükler için daha düşük olduğu tespit edilmiştir.

Şekil 4.99.-4.101.'de Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotları ile gerçekleştirilen kaplamaların aşınma oranlarına göre borun aşınma oranı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu, bununla birlikte kromun aşınma oranını azaltmada bileşime katkı

sağladığı fakat titanyumun özellikle yüksek yüklerde katkısının kısıtlı olduğu anlaşılmaktadır. Öte yandan aşınma oranı verilerine göre malzemenin hacimsel aşınma oranı Archard kuralında [255] belirtildiği gibi malzemenin makro sertliği ile ters orantılıdır. Yani genel olarak sertliğin artması ile aşınma oranının azaldığı belirlenmiştir.



Şekil 4.101. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların yüke aşınma oranı değerleri

4.6. Korozyon Testleri

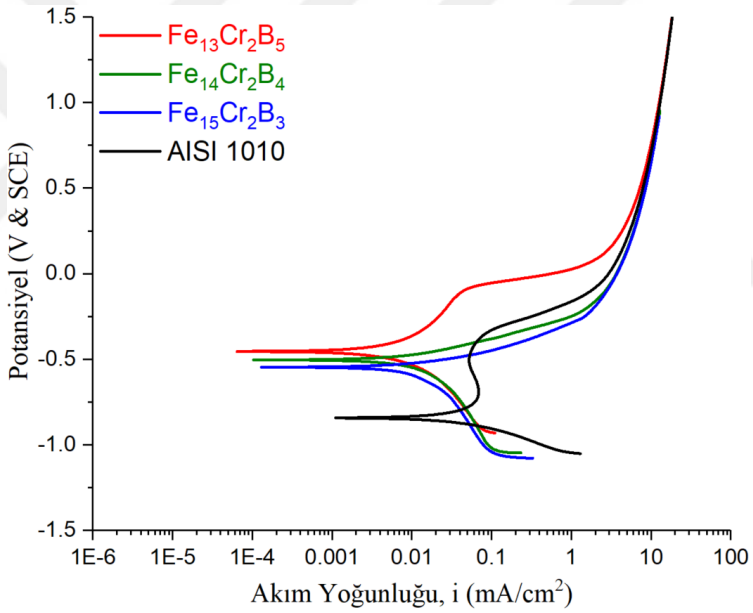
Çalışmanın bu kısmında sert dolgu kaplamalara uygulanan korozyon testi sonucu elde edilen veriler üzerinde durulmuştur. Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotlarla üretilen kaplamaların atmosfer koşullarında gerçekleştirilen korozyon testi ile Tafel eğrileri çizilmiştir. Potansiyel-Akım yoğunluğu polarizasyon eğrilerinin yorumlanması ve eğrilerin ekstrapole edilmesi ile elde edilen korozyon potansiyeli (E_{kor}), akım yoğunluğu (I_{kor}), anodik eğim (β_a) ve katodik eğim (β_k) değerleri belirlenmiştir. Test sonrası korozyona uğrayan yüzeylerin SEM görüntüleri alınarak korozyon davranışları incelenmiştir. Ayrıca sert dolgu kaplamalara ait sonuçlar aynı koşullar altında korozyon testine tabi tutulan altık malzeme (AISI 1010) ile karşılaştırılmıştır.

Tafel eğrilerinden (Şekil 4.102.-4.108.) elektrot örtü bileşiminde yapılan değişiklikler sonucu sert dolgu kaplamaların korozyon dirençlerinin önemli ölçüde etkilendiği gözlemlenmiştir. Literatürde Tafel eğrilerinde negatif potansiyellerin, metalin çözünmesi için gerekli olan katodik reaksiyon hızını artırdığı rapor edilmektedir [256]. Bu sebeple tafel eğrilerinden elde edilen korozyon potansiyel değeri korozyonun ne yöne gerçekleşeceği hakkında bir bilgi vermektedir. Gerçekleştirilen korozyon testlerinde polarizasyon eğrilerinde genel olarak katodik bölgenin potansiyeli artarken, akımın düştüğü görülmektedir. Bu durum korozyon deneylerinin aktivasyon kontrollü bir korozyon mekanizması ile gerçekleştiğine işaret etmektedir. Polarizasyon eğrilerinden görüldüğü üzere eğrilerin anodik eğimleri (βa) artmaktadır. Aynı şekilde örtü bileşiminde meydana gelen değişiklik ile korozyon direnci hem anot bölgesinde hem katot bölgesinde genel olarak azalmıştır. Bu sebeple anodik bölgedeki performans kaybının katodik bölgedeki performans kaybına oranla nispeten daha fazla olduğu söylenebilir [257]. Bununla birlikte polarizasyon eğrilerinin anodik kısımları üzerindeki dalgalanmalar koruyucu tabakanın yüzeyden ayrıldığı şeklinde yorumlanabilir [169].

Öte yandan çalışmada korozyon deneyleri gerçekleştirilen kaplamalar kompozit yapı sergileyen bir karaktere sahip oldukları için korozyon davranışları özellikle çok bileşenli kaplamalar için karmaşıklık arz etmektedir. Oluşan her bir faz korozyon direncine farklı ölçüde pozitif veya negatif yönde katkı yapmaktadır. Bu sebeple hem bu fazların korozyon direncine katkıları hem de yapının bütün olarak incelenmesi önem arz etmektedir. Bununla birlikte sadece korozyon potansiyelinin değerlendirilmesi korozyon direnci hakkında doğru sonuçlar vermeyebilir. Galvele akım yoğunluğu değerlerinin elektrot potansiyelleri ile doğrudan ilgili olup, malzemenin elektrokimyasal davranışı hakkında daha doğru sonuçlar verebildiğini bildirmiştir [258].

Şekil 4.102.'de $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalardan elde edilen Tafel eğrileri verilmiştir. Grafikte artan bor miktarına bağlı olarak korozyon potansiyelinin arttığı yani kaplamayı daha soy tarafa ötelediği anlaşılmaktadır. Ayrıca korozyon potansiyelinin altlık malzemeye göre daha yüksek olması, kaplama

tabakasının korozyon eğiliminin altlık malzemeye göre daha az olduğunu ifade etmektedir. Şekil 4.102.'de $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapılarında bor oranına göre α-Fe, α-Fe+$(Fe,Cr)_2B$ ötektik yapısı ve $(Fe,Cr)_2B$ borürler yer almaktadır. Literatürde gerçekleştirilen çalışmalarda borun düşük karbonlu çelik üzerine kaplanması ile elde edilen borür fazlarının korozyon direncine katkı sağladığı rapor edilmiştir [259,260]. Genel olarak borlanmış çelik altlık üzerine gerçekleştirilen çalışmalarda, ölçülen potansiyel değerlerinin daha pozitif olduğu belirlenmiştir [261,262]. Bununla birlikte Jiang ve arkadaşları tarafından yapılan borlanmış düşük karbonlu çelik yüzeylere %3.5 (ağ.) NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon testi sonucunda tespit edilen korozyon potansiyelinin Şekil 4.102.'de verilen potansiyel değerlerine göre daha negatif olduğu tespit edilmiştir [263].



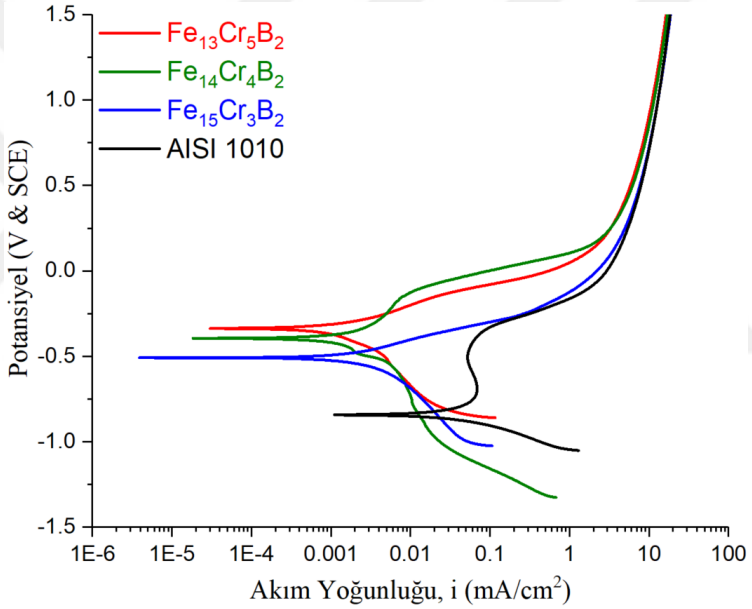
Şekil 4.102. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri

Bu durum, $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların bileşimlerinde bulunan kromun ve oluşturduğu fazların korozyon potansiyelini azaltmada rol oynadığına işaret etmektedir. Öte yandan Tablo 4.1.'de verilen $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel polarizasyon test verilerinde, akım yoğunluğunun artan bor oranı ile birlikte azaldığı görülmektedir. Bu durum artan bor oranı ile birlikte kaplamaların korozyon dirençlerinin arttığının göstergesidir. Ayrıca $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların akım yoğunluğunun altlık malzemeye (AISI 1010) göre daha düşük çıktığı görülmektedir.

Tablo 4.1. $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri

Elektrot	E_{kor} (mV/SCE)	I_{kor} (µA/cm^2)	β_a(mV/dec)	β_k(mV/dec)
$Fe_{13}Cr_2B_5$	-446,643	5,594	316,3	295,5
$Fe_{14}Cr_2B_4$	-497,051	9,755	117,7	360,7
$Fe_{15}Cr_2B_3$	-581,891	11,685	142,5	336,9
AISI 1010	-849,68	50,341	1227,1	159,8

Benzer şekilde Şekil 4.103.'te verilen $Fe_{(18-x)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel eğrilerinde artan krom oranı ile birlikte korozyon potansiyelinin arttığı görülmektedir. Ayrıca Tafel eğrilerine göre kaplamaların potansiyel değerlerinin altlık malzemeye göre daha pozitif olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.103. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri

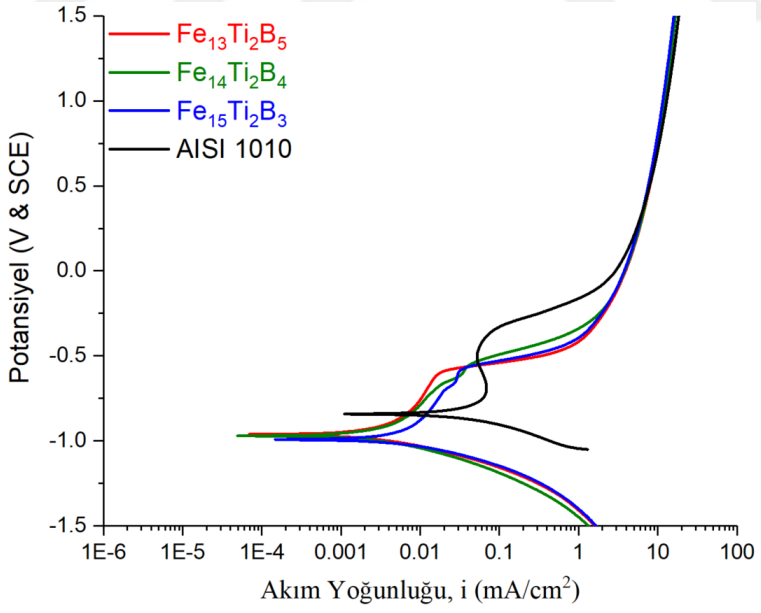
Tablo 4.2.'de $Fe_{(18-x)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel polarizasyon test verileri görülmektedir. Tabloda artan krom oranı ile akım yoğunluğu değerlerinin azaldığı görülmektedir. Yani artan krom oranı ile birlikte kaplamanın korozyon direnci artmıştır. Ayrıca $Fe_{(18-x)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların akım yoğunluğunun altlık malzemeye göre daha düşük olduğu görülmüş yani korozyon direncinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bununla birlikte Fe-Cr-B sistemi esas alınarak hazırlanan elektrotlar içerisinde en yüksek korozyon potansiyelinin yüksek krom içerikli $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı sert dolgu kaplamada elde edildiği tespit edilmiştir. Ayrıca kromun yüzeyde oluşturduğu oksit bileşiğinin galvanik olarak daha soy olması

$Fe_{(18-x)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların potansiyel değerlerinin $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı kaplamalara göre daha pozitif çıkmasına neden olmuştur.

Tablo 4.2. $Fe_{(18-X)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri

Elektrot	E_{kor} (mV/SCE)	I_{kor} (μA/cm^2)	β_a(mV/dec)	β_k(mV/dec)
$Fe_{13}Cr_5B_2$	-347,157	1,242	161,5	270,8
$Fe_{14}Cr_4B_2$	-450,056	1,615	420,1	193,3
$Fe_{15}Cr_3B_2$	-473,991	2,166	107,5	318,5
AISI 1010	-849,68	50,341	1227,1	159,8

Şekil 4.104.'de $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel eğrileri verilmiştir. Eğrilerde potansiyel değerlerin birbirine çok yakın olduğu ve elektrot örtü bileşiminde artan bor miktarı ile neredeyse hiç değişmediği görülmektedir. Bununla birlikte elektrot örtü bileşiminde artan bor oranı ile korozyon potansiyelinin kısmen de olsa arttığı yani kaplamayı daha soy tarafa kaydırdığı anlaşılmaktadır. Ayrıca $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların korozyon potansiyeli değerlerinin altlık malzemeye göre daha negatif olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.104. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri

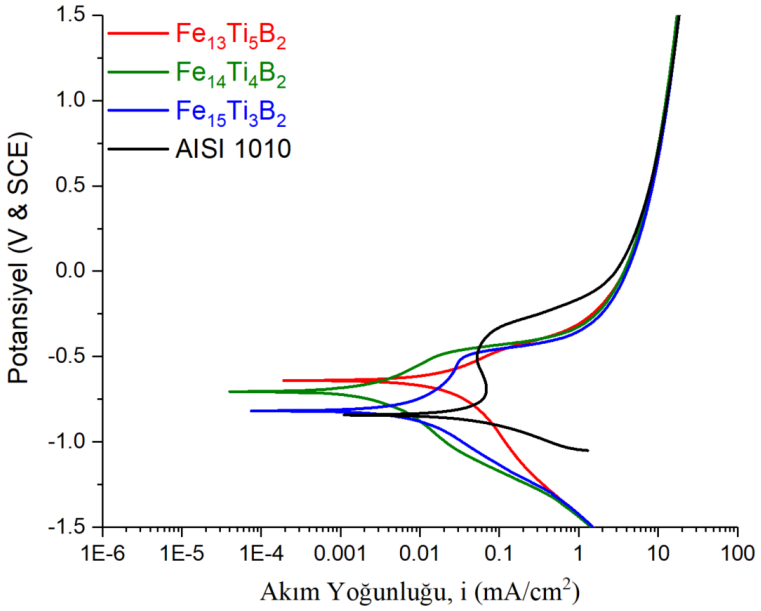
Tablo 4.3.'de $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel test verileri görülmektedir. Tabloda elektrot bileşimindeki artan bor oranı ile birlikte korozyon potansiyeli değerlerininde kısmi olarak arttığı fakat akım yoğunluğunun artan bor

oranı ile önemli oranda azaldığı görülmektedir. Yani borun kaplamanın korozyon direncine önemli oranda etki ettiği anlaşılmaktadır. Bununla birlikte $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların korozyon potansiyelleri altlık malzemeye göre daha negatif çıkmıştır fakat altlık malzemenin akım yoğunluğunun kaplamalara göre daha yüksek çıkması altlık malzemeye göre kaplama tabakalarının daha iyi korozyon direncine sahip olduğunu göstermektedir.

Tablo 4.3. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri

Elektrot	E_{kor} (mV/SCE)	I_{kor} (μA/cm^2)	β_a(mV/dec)	β_k(mV/dec)
$Fe_{13}Ti_2B_5$	-958,962	3,176	377,7	129,9
$Fe_{14}Ti_2B_4$	-966,979	3,323	364,8	144,4
$Fe_{15}Ti_2B_3$	-973,751	6,068	451,9	144,9
AISI 1010	-849,68	50,341	1227,1	159,8

Şekil 4.105.'de verilen $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel eğrilerinden elektrot örtü bileşiminde titanyum oranının artması ile korozyon potansiyelinin daha soy tarafa kaydığı görülmektedir. Ayrıca kaplama tabakalarının korozyon potansiyellerinin altlık malzemeye göre daha pozitif olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.105. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri

Tablo 4.4.'te verilen $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel test verilerine göre akım yoğunluğunun doğrusal olarak değişmediği görülmektedir. Yine

tabloda verilen akım yoğunluğu değerlerine göre korozyon direnci en yüksek olan bileşimin $Fe_{14}Ti_4B_2$ esaslı sert dolgu kaplama olduğu anlaşılmaktadır. Bununla birlikte kaplama tabakalarının tamamının akım yoğunluğunun altlık malzemeden daha düşük olduğu tespit edilmiştir.

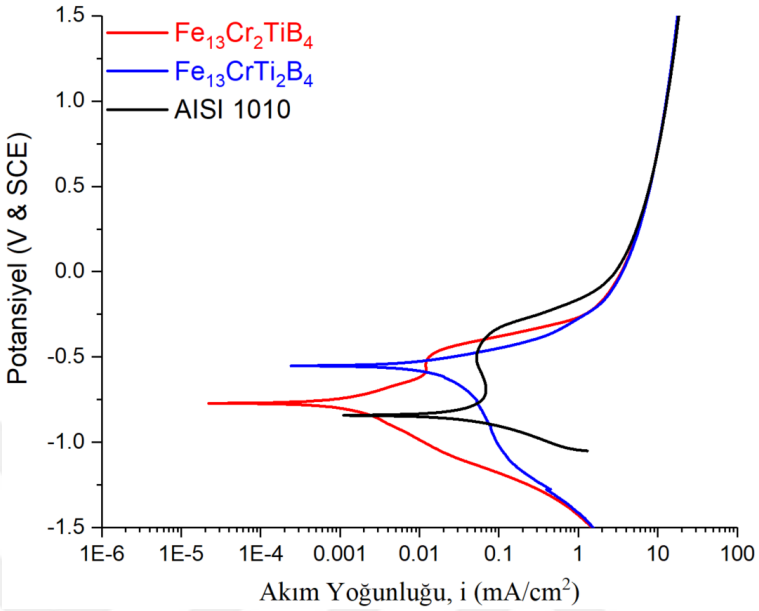
Tablo 4.4. $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri

Elektrot	E_{kor} (mV/SCE)	I_{kor} ($\mu A/cm^2$)	β_a(mV/dec)	β_k(mV/dec)
$Fe_{13}Ti_5B_2$	-622,535	21,393	198,5	312,9
$Fe_{14}Ti_4B_2$	-775,695	5,137	301,5	272
$Fe1_5Ti_3B_2$	-757,244	6,504	301,5	269,4
AISI 1010	-849,68	50,341	1227,1	159,8

Fe-Ti-B grubu içerisinde $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların ve $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) kaplamalara göre korozyon potansiyel değerleri daha pozitif çıkmıştır. $Fe_{(18-X)}Ti_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların ve $Fe_{(18-X)}Ti_XB_2$ (x=3,4,5) esaslıların mikroyapılarında değişen bor ve titanyum oranına bağlı olarak α-Fe, α-Fe+Fe_2B ötektiği, Fe_2Ti ve TiB_2 fazları yer aldığı mikroyapısal incelemeler kısmında tespit edilmiştir. Ali tarafından gerçekleştirilen çalışmada [264], düşük karbonlu çelik altlık üzerine kapladığı TiB_2 tabakasının, altlığın korozyon potansiyelini daha soy tarafa kaydırdığı ve korozyon direnicini artırdığı bildirilmiştir. Bu ve arkadaşları [265] yaptıkları titanyum kaplı çelik altlığın korozyon çalışmasında, mikroyapıda oluşan Fe_2Ti yapısının korozyon direncini artırdığını rapor etmişlerdir. Bu bilgilere göre Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların bileşimlerinde bulunan fazların genel olarak korozyon potansiyelini daha soy tarafa kaydıracağı beklenmektedir. Fakat fazların miktar ve dağılımı korozyon potansiyeli üzerinde etkilidir. Bu sebeple korozyon testi sonucu elde edilen korozyon potansiyel değerleri farklılık gösterebilmektedir.

Şekil 4.106.'da $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların korozyon testi sonucu elde edilen Tafel eğrileri görülmektedir. Tafel eğrilerine göre $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı sert dolgu kaplamanın korozyon potansiyeli, $Fe_{13}CrTi_2B_4$ bileşimli kaplamaya göre paha pozitif çıkmıştır. Yani elektrot bileşimindeki kromun azaltılıp titanyumun artırılması sonucu kaplamanın korozyon potansiyeli daha soy davranacak şekilde

hareket etmektedir. Bununla birlikte her iki kaplamanın korozyon potansiyeli değerlerinin altlık malzemeye göre daha pozitif olduğu görülmektedir.



Şekil 4.106. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri

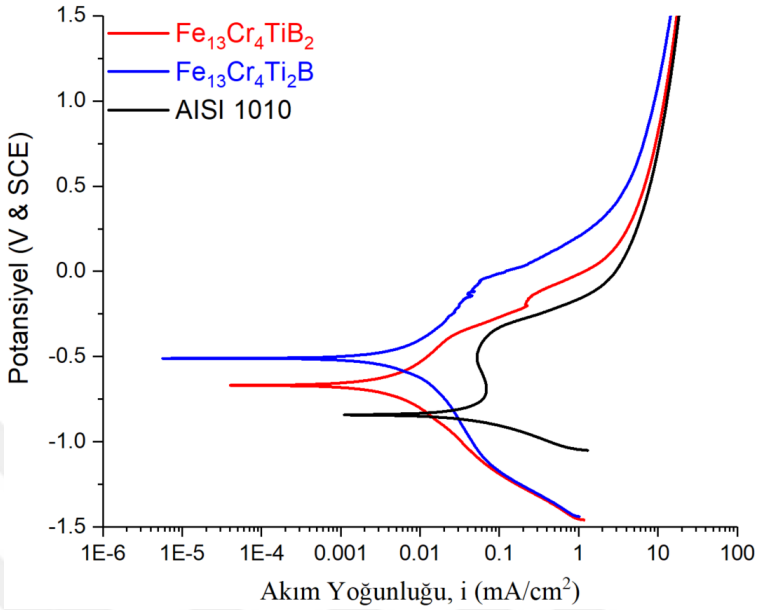
Tablo 4.5.'te $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}CrTi_2B_4$ esaslı sert dolgu kaplamaların korozyon testi sonucu elde edilen Tafel test verileri görülmektedir. Tabloda korozyon potansiyellerinin aksine akım yoğunluğu değerlerinin elektrot bileşimindeki kromun artırılıp titanyumun azaltılması sonucu elde edilen kaplamanın korozyon direncinin daha yüksek olduğunu belirtmektedir. Bununla birlikte kaplamaların akım yoğunluğu değerlerinin altlık malzemeye göre daha düşük çıkması kaplamaların korozyon direncinin altlık malzemeye göre daha iyi olduğunu ifade etmektedir.

Tablo 4.5. $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ ve $Fe_{13}Cr_2TiB_4$ esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri

Elektrot	E_{kor} (mV/SCE)	I_{kor} (μA/cm^2)	β_a(mV/dec)	β_k(mV/dec)
$Fe_{13}Cr_2TiB_4$	-773,929	1,268	182.4	233.5
$Fe_{13}CrTi_2B_4$	-550,931	14,574	122,3	347,4
AISI 1010	-849,68	50,341	1227,1	159,8

Şekil 4.107.'de verilen $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların Tafel eğrilerinde kaplamaların altlık malzemeye göre daha soy davrandığı yani korozyon potansiyellerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Elektrot örtü bileşimindeki bor oranının azalması ve titanyum oranının artması ile birlikte

potansiyelin daha pozitif değere ulaştığı yani kaplamayı daha soy davranacak şekilde yönlendirdiği anlaşılmaktadır.



Şekil 4.107. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri

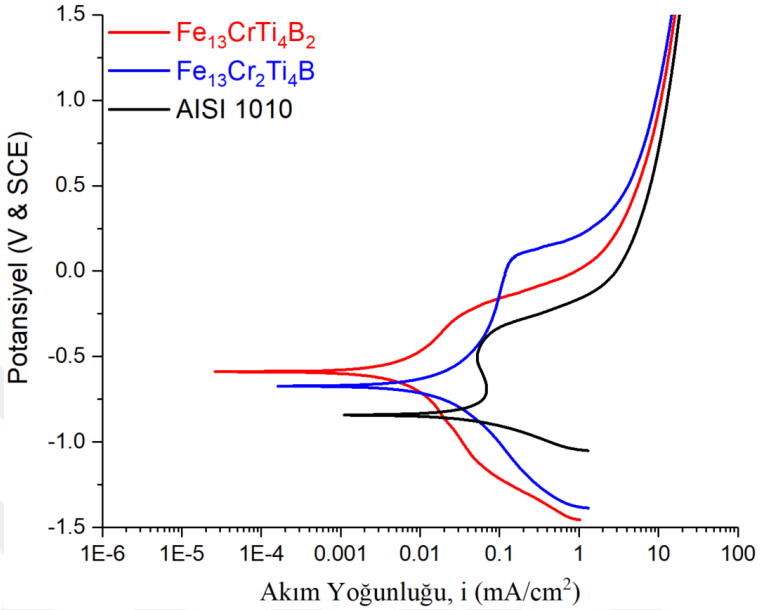
$Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı sert dolgu kaplamaların korozyon testi sonucu elde edilen Tafel test verileri Tablo 4.6.'da görülmektedir. Tabloda $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ bileşimli elektrot ile gerçekleştirilen kaplamanın korozyon potansiyelinin $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamaya göre daha negatif çıkmasına rağmen akım yoğunluğunun da daha düşük olduğu görülmektedir. Bununla birlikte kaplamaların akım yoğunluğunun altlık malzemeye göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir.

Tablo 4.6. $Fe_{13}Cr_4TiB_2$ ve $Fe_{13}Cr_4Ti_2B$ esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri

Elektrot	E_{kor} (mV/SCE)	I_{kor} ($\mu A/cm^2$)	β_a(mV/dec)	β_k(mV/dec)
$Fe_{13}Cr_4TiB_2$	-670,200	3,349	305,9	293,6
$Fe_{13}Cr_4Ti_2B$	-515,559	4,095	300,2	295,5
AISI 1010	-849,68	50,341	1227,1	159,8

Şekil 4.108.'de $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamaların korozyon testi sonrası elde edilen Tafel eğrilerinde sert dolgu elektrot bileşiminde bor oranının artması ve krom oranının azalması ile birlikte kaplama tabakasının korozyon potansiyelinde bir düşüş olduğu görülmektedir. Bununla birlikte Tablo 4.7.'de verilen $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamaların korozyon testi sonucu elde

edilen Tafel test verilerinde, akım yoğunluğunun elektrot bileşiminde bor oranının artması ve krom oranının azalması ile azaldığı yani korozyon direncini artıracak şekilde davrandığı görülmektedir.



Şekil 4.108. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı sert dolgu kaplamaların tafel eğrileri

Genel olarak krom oranı yüksek sert dolgu kaplamalarda yaptığı fazların/yapıların daha soy olmasından dolayı sert dolgu kaplamaların korozyon potansiyelinin daha pozitif çıkması beklenmektedir. Fakat Tafel eğrilerinden bu durumun daha farklı geliştiği görülmektedir. Bununla birlikte korozyon potansiyel değerlerine göre akım yoğunluğu değerleri daha anlamlı sonuçlar vermektedir. Fakat kompozit yapılı bu tip kaplamaların korozyon direncinin anlaşılması zordur.

Tablo 4.7. $Fe_{13}CrTi_4B_2$ ve $Fe_{13}Cr_2Ti_4B$ esaslı kaplamaların Tafel polorizasyon test verileri

Elektrot	E_{kor} (mV/SCE)	I_{kor} (μA/cm^2)	β_a(mV/dec)	β_k(mV/dec)
$Fe_{13}CrTi_4B_2$	-587,319	4,152	321,2	331,6
$Fe_{13}Cr_2Ti_4B$	-672,902	11,295	319,5	290,6
AISI 1010	-849,68	50,341	1227,1	159,8

Tafel eğrilerinden farklı fazlar içeren sert dolgu kaplamalarda, her fazın korozyon direnci üzerinde etkili olduğu ve eğrileri önemli ölçüde değiştirdiği görülmektedir. Sert dolgu kaplamalarda bileşime bağlı olmakla birlikte tabakanın önemli bir kısmını oluşturan matris fazın elektrokimyasal davranışı sergilediği metalik bağın bir karakteri

olarak korozif ortamlardaki aktif davranışlarıyla önem arz etmektedir [266]. Elektrotkimyasal açıdan korozyon davranışlarının değerlendirilmesine çalışmadaki bütün deneysel sert dolgu kaplama bileşiminde bulunan demir ile başlanabilir. Altlık malzeme ve özellikle ötektik altı bileşimlerde görülen α-Fe fazında korozyon testi sonrası meydana gelebilecek temel elektrokimyasal reaksiyon α-Fe'in aktif bir metal olmasından dolayı yükseltgenme reaksiyonudur (Reaksiyon 4.1 ve Reaksiyon 4.2) ve α-Fe için çeşitli kademelerde yükseltgenerek devam etmesi beklenir [267,268]. Muhtemel anodik reaksiyon;

$$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^{-} \quad (4.1)$$

$$Fe^{2+} \rightarrow Fe^{3+}\, e \quad (4.2)$$

Katodik reaksiyon oksijen indirgenmesi şeklinde Reaksiyon 4.3'te görüldüğü gibi gerçekleşebilir;

$$O_2 + 2H_2O + 4e^{-} \rightarrow 4OH^{-} \quad (4.3)$$

Bu süreçte Reaksiyon 4.4 ve Reaksiyon 4.5'deki görüleceği üzere yüzeyi kısmi olarak koruyan bir demir oksit tabakası oluşması muhtemeldir [269]. Yüzeyde meydana gelen çözünme sadece demir oksit ile kalmayıp Reaksiyon 4.6-4.10'da görüldüğü gibi klorür iyonlarının yüzeyde oluşturabileceği demir tuzları olarak meydana gelebilir.

$$Fe + \tfrac{1}{2}O_2 + H_2O \rightarrow Fe(OH)_2 \quad (4.4)$$

$$3Fe(OH)_2 + \tfrac{1}{2}O_2 \rightarrow Fe_3O_4 + 3H_2O \quad (4.5)$$

$$Fe + Cl^{-} \rightarrow Fe(Cl^{-}) \quad (4.6)$$

$$Fe(OH) + Fe(Cl^{-}) \rightarrow Fe + FeOH^{+} + Cl^{-} + 2e^{-} \quad (4.7)$$

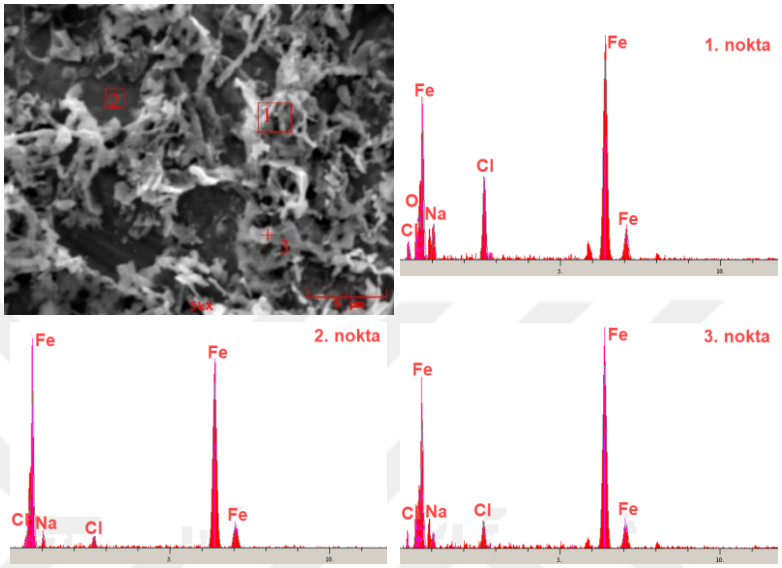
$$FeOH^{+} + H^{+} \rightarrow Fe^{2+} + H_2O \quad (4.8)$$

$$Fe + 2Cl \rightarrow FeCl_2 + 2e^{-} \quad (4.9)$$

$$FeCl^{2} + Cl^{-} \rightarrow FeCl_3 + e^{-} \quad (4.10)$$

Şekil 4.109.'da altlık malzemenin korozyon testi sonrası yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDS analizi verilmiştir. EDS analizine göre yüzeyde biriken tortunun

demir ve klor esaslı olduğu görülmektedir. Yani yukarıda verilen reaksiyonlara uygun olarak yüzeyde demir tuzlarının biriktiği görülmektedir. AISI 1010 altlık malzemeye ait Tafel eğrisindeki kısmi pasifleşme yüzeyde biriken oksitler ve $FeCl^-$, $FeCl_2$ ve $FeCl_3$ gibi dermir tuzlarından dolayı meydana gelmektedir [270].



Şekil 4.109. AISI 1010 altlık malzemenin korozyon sonrası SEM görüntüsü ve EDS analizi

Bununla birlikte farklı fazlar içeren kompozit yapıya sahip kaplama tabakasının korozyon direnci bu fazların korozyona karşı gösterdiği dirençle belirlenmektedir. Özellikle Fe-Cr-B ve Fe-Cr-Ti-B grubu sert dolgu kaplamalarda kromun ve borun korozyon direnci üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu görülmektedir. Demir içerisinde kromun yüksek çözünürlüğü sebebiyle matris faz içerisinde α-(Fe,Cr) şeklinde bulunabilmektedir. Matris fazda çeşitli kademelerde meydana gelebilecek etkili elektrokimyasal reaksiyonun, hacimsel olarak yüksek miktarda ve aktif bir yapıya sahip olan α-(Fe,Cr) fazında gerçekleşen yükseltgenme reaksiyonu olması beklenen bir durumdur. Bununla birlikte kromun NaCl çözeltisi içerisindeki anodik reaksiyonunun Reaksiyon 4.11'de verildiği şekilde gerçekleşmesi beklenir [267,268];

$$Cr \rightarrow Cr^{3+} + 3e^- \qquad (4.11)$$

Ayrıca krom içeren sert dolgu kaplamaların yüzeylerinde oluşan Cr_2O_3 tabakasının NaCl çözeltisi içerisinde parçalanması şeklinde gerçekleşen bir anodik reaksiyon (Reaksiyon 4.12) meydana gelebilir [271].

$$Cr_2O_3 + 2NaCl + 5/2O_2 \rightarrow 2NaCrO_4 + 2Cl_2 \quad (4.12)$$

Fe-Cr-B sistemi esas alınarak üretilen sert dolgu kaplamalar, α-(Fe,Cr) fazı yanı sıra bor ve krom içeriğine bağlı olarak (α-(Fe,Cr)+$(Fe,Cr)_2B$), $(Cr,Fe)_2B$ ve eser miktarda $(Fe,Cr)_3(C,B)$ fazlarını içermektedir. Literatürde bu fazların korozyon direncinin α-Fe'e göre yüksek olduğu rapor edilmiştir [262,268,272,273]. Ayrıca borun Fe ve Cr ile harcanmasından sonra kalan kromun matriste dağılması beklenmektedir. Bu sebeple artan krom oranı ile $(Fe,Cr)_2B$ ve/veya $(Cr,Fe)_2B$ ve α-Fe'in yanında matris içerisinde dağılan krom miktarında artış olacaktır. Bu sebeple galvanik olarak $(Fe,Cr)_2B$ ve/veya $(Cr,Fe)_2B$ ve demire göre daha soy bileşikler olduğu için kaplamanın korozyon direncinin arttığı düşünülmektedir.

Kroma benzer şekilde titanyum da kaplamanın korozyon direnci üzerinde önemli etkileri olan bir elementtir. Literatürde çelik içerisine ilave edilen titanyumun hem korozyon hem de oksidasyon direncini artırdığı rapor edilmektedir [274]. Çelik içerisinde yer alan titanyumun oksijene afinitesi çok yüksektir ve çözelti içerisinde bulunan çözünmüş oksijen ile Reaksiyon 4.13'te görüldüğü gibi yoğun ve stabil bir pasif oksit tabakası (TiO_2) oluşturmaktadır [275,276]. Bununla birlikte literatürde titanyumun tane inceltici etkisinin kompozit karakterli malzemelerin korozyon direnci üzerinde önemli bir etkisi olduğu belirtilmektedir ve çok ince taneli metalik malzemelerin yüzeylerinde oluşan oksit filminin daha kararlı olduğu rapor edilmektedir [277–280].

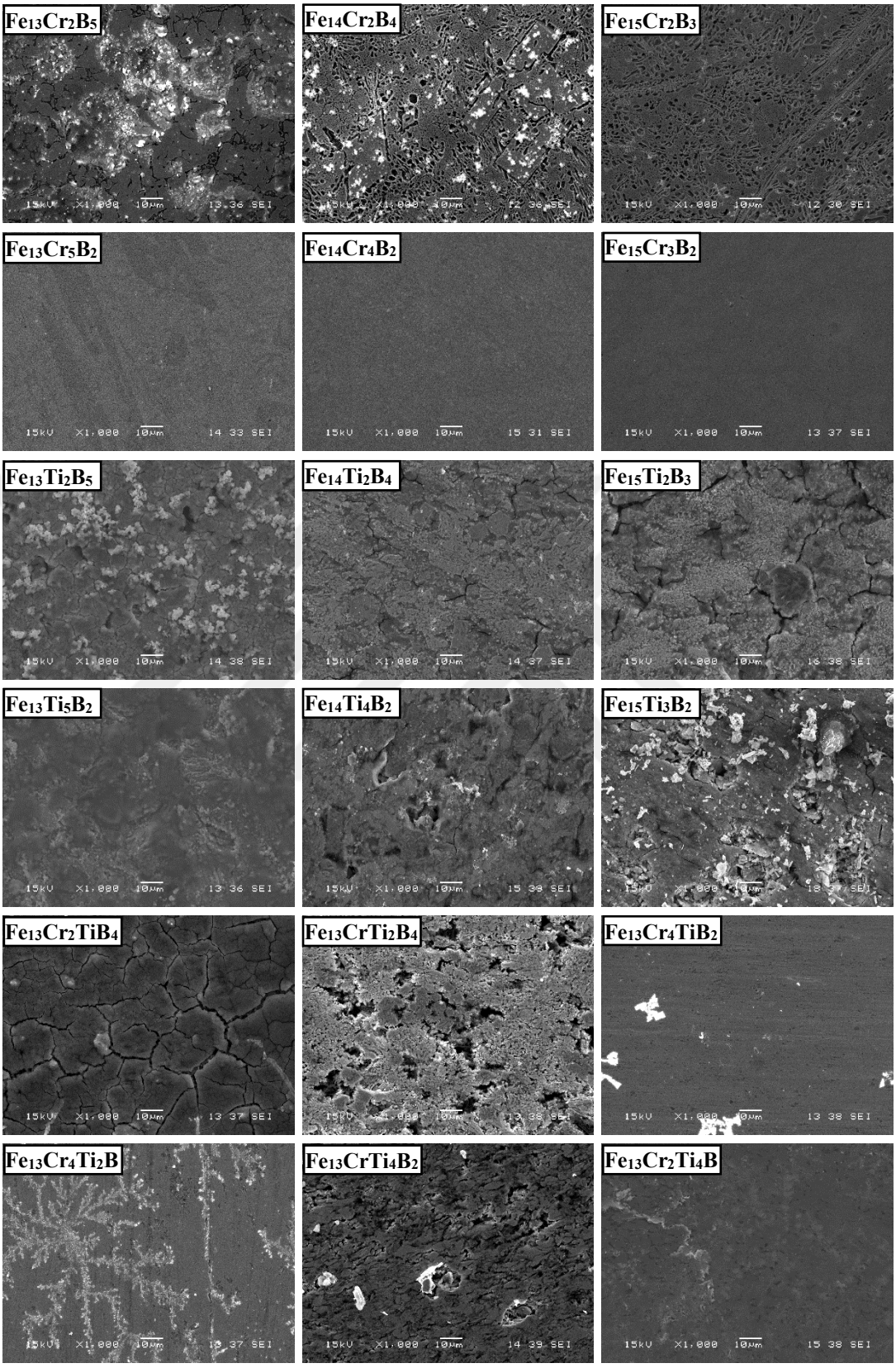
$$Ti^{2+} + O^{2-} \rightarrow TiO_2 \quad (4.13)$$

Tez çalışmaları kapsamında gerçekleştirilen Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapılarında titanyumun oluşturduğu temel faz TiB_2'dür. Hu ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada paslanmaz çelik içerisine belli bir orana kadar ilave edilen TiB_2 partiküllerinin alaşımın korozyon direncine katkı sağladığını, artan TiB_2 miktarının çukurcuk korozyonu sebebiyle korozyon direncini azalttığını belirtmişlerdir [281]. Bununla birlikte elektrot bileşimlerindeki serbest titanyumun α-Fe içerisinde çözünürlüğü kısıtlı olmakla birlikte demir ile Fe_2Ti bileşiğini

oluşturmaktadır. Sonuç olarak korozyon sonucu oluşabilecek yüzeydeki pasif oksit film NaCl çözeltisi içerisinde Reaksiyon 4.14.'de de görüldüğü üzere parçalanır ve korozyon reaksiyonları kendisini tekrarlayarak devam eder.

$$5TiO_2 + 4NaCl + O_2 \rightarrow Na_4Ti_5O_{12} + 2Cl_2 \quad (4.14.)$$

Şekil 4.110.'da korozyon testleri sonrasında kaplama yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Görüntülerde $Fe_{(18-x)}Cr_XB_2$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamalara göre korozyon sonrası yüzeylerin daha iyi direnç sağladığı ve çözeltiden etkilenmemiş olduğu görülmektedir. Bununla birlikte $Fe_{(18-x)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı kaplamalarda ötektik benzeri yapılar olduğu ve bu yapıların heterojen dağılmış yer yer oyuklar içerdiği görülmektedir. Kompozit karakterli yapıda bulunan fazlar arasındaki sınırlar korozyon için aktif bölgeler olup çukurcuk ve aralık korozyonuna duyarlıdır [282,283]. Yani arayüzeyler yüksek enerjili bölgelerdir ve reaksiyonlar bu bölgelerde daha kolay gerçekleşmektedir. Grabke ve arkadaşları [283] yaptıkları çalışmada klorürün tane sınırlarına penetre olarak krom karbürün korozyonunu hızlandırdığını rapor etmişlerdir. Benzer olarak deneysel çalışmalar kapsamında üretilen sert dolgu kaplamaların korozyon testlerinde Cl^- iyonlarının mikroyapı içerisinde ilk olarak tane sınırı ve aralık bölgeler ile etkileşime girmesi beklenen bir durumdur. Bununla birlikte altlık malzeme veya curuf içerisinden gelebilecek çeşitli inklüzyonların çukurcuk korozyonuna katkı sağladığı ve zamanla şiddetini artırdığı rapor edilmiştir [269]. Bu sebeple oluşan bu agresif klor iyonları aktif bölgelere saldırarak pitting ve çatlak korozyonunun oluşumunu destekler. Sonuç olarak bu süreç çözelti içerisinde kendiliğinden tekrarlanarak devam eder ve korozyonun hızlanmasına neden olur. Bununla birlikte böyle bir oluşumun emaresi olabilecek Tafel eğrilerinin anodik ve katodik kısımlarında önemli miktarda bir dalgalanmaya [284] Şekil 4.102.-4.108.'da verilen grafiklerde rastlanmamıştır. Öte yandan korozyon direnci üzerinde etkisi olan diğer bir durum, mikroyapısal incelemeler kısmında verilen SEM görüntüleri ve EDS analizlerinde eser miktarda yer alan silisyumdur. Silisyum mikroyapıda matris fazda bulunmakla birlikte kaplamanın korozyon direncine katkı sağladığı daha önceki çalışmalarda rapor edilmiştir [285].



Şekil 4.110. Sert dolgu kaplamaların korozyon testi sonrası yüzey SEM görüntüleri

Sonuç olarak bütün kaplamaların korozyon direncinin altlık malzemeye göre yüksek olduğu, bor ve krom artışına bağlı olarak korozyon potansiyelinin sıfıra (pozitif değerlere) yaklaşması ve korozyon akımının düşmesi ile anlaşılmaktadır. Öte yandan Fe-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotlarının korozyon sonrası SEM görüntülerinde yüzeyde yer yer görülen çukurcuklar minimum seviyede oyuklanma korozyonunun oluştuğu ihtimalini ortaya koymaktadır. TiB_2 sert fazının yapıda yer alması ile korozyon, seçimli bir mekanizma ile tane sınırlarına ve galvanik olarak daha negatif olan matris fazda oluşmaktadır. Benzer durum Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalardan alından SEM görüntülerinde de belirlenmiştir. Tez çalışması kapsamında Tablo 4.1.-4.7.'de verilen korozyon potansiyeli ve akım yoğunluğu değerleri dikkate alındığında hem oluşturduğu fazlar hem de matris fazdaki katkısı bakımından kromun, kaplamaların korozyon direnci üzerinde önemli bir etkisi olduğu görülmektedir. Bununla birlikte bor ve titanyumun da altlık malzemenin korozyon direncini artırmada etkiliği olduğu tespit edilmiştir.

BÖLÜM 5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

Bu çalışmada farklı bileşimlere sahip Fe-Cr-B, Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu elektrotları, ferro alaşım başlangıç malzemeleri kullanılarak başarıyla üretilmiş ve AISI 1010 çelik altlık üzerine elektrik ark kaynak yöntemi kullanılarak kaplama işlemleri gerçekleştirilmiştir. Sert dolgu elektrotları, bileşim, minimum seviyede flaks ve bağlayıcı madde ile karıştırılarak el ile elektrot üretimine imkan sağlayan bir kalıp kullanılarak yapılmıştır. Yüzeyde oluşturulan sert dolgu kaplamaların mikroyapısal incelemeleri, sertlik testleri, aşınma testleri ve korozyon testleri yapılmıştır. Çalışmadan elde edilen bulgular aşağıda sıralanmıştır;

- Sert dolgu kaplamalara ait ara yüzeylerin altlık malzeme ile uyumlu olduğu ve altlık malzeme ile metalürjik olarak güçlü bir bağlanma gerçekleştiği belirlenmiştir. Ayrıca altlık malzemeden itibaren yüzeyde oluşturulan kaplama kalınlığının (tek pasoda gerçekleştirilen dikiş kalınlığının) 4-6 mm arasında olduğu tespit edilmiştir.
- Sert dolgu elektrot bileşiminde yapılan krom, titanyum ve bor miktarındaki değişimin sert dolgu kaplamanın mikroyapısal özelliklerinde önemli değişiklikler yapılabileceği belirlenmiştir. Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapısal incelemelerinde mikroyapıda yer alan fazların M_2B tip $((Fe,Cr)_2B)$ ve/veya $((Cr,Fe)_2B)$, α-Fe(Fe,Cr) fazlarının ve α-Fe(Fe,Cr)+$((Fe,Cr)_2B$ veya α-Fe(Fe,Cr)+$(Cr,Fe)_2B$) ötektik yapılarından oluştuğu belirlenmiştir. Elektrot bileşimi içerisinde azalan bor miktarı ile blok yapılı M_2B tip fazların ve ötektik yapıların azaldığı görülmüştür. Bununla birlikte bileşime ve soğuma hızlarına bağlı olarak mikroyapıda eser miktarda $(Fe,Cr)_3(B,C)$ fazının bulunduğu XRD analizi ile tespit edilmiştir. Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların mikroyapı incelemelerinde α-Fe, TiB_2, Fe_2Ti, α-

$Fe+Fe_2Ti$ ve α-$Fe+Fe_2B$ ötektik yapılarına rastlanmıştır. Sabit oranda titanyum içeren sert dolgu kaplamaların mikroyapılarında artan bor oranı ile α-$Fe+Fe_2B$ ötektik yapısının geliştiği anlaşılmıştır. Sabit oranda bor içeren Fe-Ti-B esaslı kaplamarlada ise artan titanyum miktarı ile mikroyapı içerisinde Fe_2Ti fazı ve α-$Fe+Fe_2Ti$ ötektik yapısının arttığı belirlenmiştir. Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalara gerçekleştirilen XRD analizlerinde ise α-Fe(Fe,Cr), $(Fe,Cr)_2B$ ve/veya $(Cr,Fe)_2B$, TiB_2, $Fe(Fe,Cr)_2Ti$ ve $M_{23}B_6$ tip fazlarının olduğu tespit edilmiştir. Mikroyapısal incelemelerde ise bu fazların mikroyapı içerisinde oluşturduğu α-$Fe(Fe,Cr)+((Fe,Cr)_2B$ ve α-$Fe+Fe(Fe,Cr)_2Ti$ ötektik yapılarının varlığı tespit edilmiştir.

- Sert dolgu kaplamalara gerçekleştirilen mikro sertlik testlerinde altık malzemeye göre oldukça yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Bununla birlikte sertliğin altlık-kaplama ara yüzeyinden itibaren hızla arttığı görülmüş ve seyrelmenin az olduğu tespit edilmiştir. Sert dolgu kaplamaların kompozit karakterli mikroyapılarında küçük boyutlu sert fazların olmasından dolayı sertlik değerlerinin ölçüldüğü noktaya göre farklılık gösterdiği ve sertlik sonuçlarında dalgalanmalara neden olduğu belirlenmiştir. Ayrıca sert dolgu kaplamalara uygulanan makro sertlik testlerinde bütün yüzey boyunca ölçülen sertlik değerlerinin düşük standart sapma gösterdiği ve kaplamaların homojen olarak gerçekleştirildiği anlaşılmıştır. Test sonuçlarına göre en yüksek makro sertlik değerleri $Fe_{13}Cr_2B_5$ esaslı sert dolgu kaplamadan, en düşük sertlik değeri ise $Fe_{15}Ti_2B_3$ esaslı sert dolgu kaplamadan ölçülmüştür. Yapılan sertlik testine göre sert dolgu bileşimlerinin kendi grupları içerisinde artan bor, artan krom ve artan titanyum miktarına göre sertlik değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca borun oluşturduğu blok yapılı fazlar ve ötektik yapılar ile sertliğe önemli oranda katkı sağladığı, kromun demir içerisinde çözünmesi ile matris fazın sertliğini desteklediği ve titanyumun ise bor ile yaptığı çok yüksek sertlikteki fazlar ile sertliği artırdığı belirlenmiştir.
- Sert dolgu kaplamalara uygulanan aşınma testi sonucu sürtünme katsayısı değerlerinin Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamalar için 0,5465-0,8435, Fe-Ti-B esaslı kaplamalar için 0,246-0,6116 ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için 0,354-0,846 arasında değiştiği tespit edilmiştir. Sürtünme katsayı

değerlerinin Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamalarda artan yük ile birlikte azaldığı görülmüştür. Fe-Ti-B ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamaların sürtünme katsayısı değerlerinin ise artan aşınma yükü ile birlikte doğrusal bir değişim göstermediği anlaşılmaktadır. Bununla birlikte titanyumun özellikle düşük yüklerde sürtünme katsayısını azaltmada etkili olduğu fakat artan yükle birlikte etkisinin düştüğü belirlenmiştir. Aşınma sonrası SEM kullanılarak yapılan yüzey incelemelerinde aşınmada etkili mekanizmaların mikro abrazif, adhezif, oksidatif aşınma olduğu, bununla birlikte yorulmalı aşınma, kazımalı aşınma ve kırışık aşınma gibi mekanizmaların bölgesel olarak görüldüğü anlaşılmıştır. Bununla birlikte gerçekleştirilen aşınma testleri ile kaplamaların aşınma oranları ölçülmüş ve artan yük ile birlikte aşınma oranı değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. Aşınma oranı değerleri Fe-Cr-B esaslı sert dolgu kaplamalar için $7{,}75x10^{-6}$-$8{,}16x10^{-5}$ mm^3/m, Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için $6{,}67x10^{-6}$-$1{,}69x10^{-4}$ mm^3/m ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için $1{,}307x10^{-5}$-$1{,}237x10^{-4}$ mm^3/m arasında değiştiği gözlemlenmiştir. Kaplamanın aşınma direncinin artırılmasında bor ve kromun etkili olduğu fakat titanyumun etkisinin kısıtlı olduğu tespit edilmiştir. Çalışmada genel olarak $Fe_{(18-X)}Cr_2B_X$ (x=3,4,5) esaslı sert dolgu kaplamaların en yüksek aşınma direncine sahip olduğu anlaşılmıştır. Bununla birlikte aşınma oranı ile makro sertlik arasında bir ilişki olduğu tespit edilmiş ve artan makro sertlik ile aşınma oranının azaldığı belirlenmiştir.

- Sert dolgu kaplamalara uygulanan korozyon testi sonucu elektrot örtü bileşiminde yapılan eser miktardaki değişimlerin kaplamanın korozyon davranışını etkilediği görülmüştür. Gerçekleştirilen potansiyodinamik polarizasyon testi sonucu elde edilen verilere göre korozyon potansiyeli değerleri Fe-Cr-B esaslı kaplamalar için (-347,157)-(-581,891) mV, Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için (-622,535)-(-973,751) mV ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için (-515,559)-(-773,929) mV arasında değiştiği tespit edilmiştir. Ölçülen akım yoğunluğu değerlerinin ise Fe-Cr-B esaslı kaplamalar için 1,422-11,685 $\mu A/cm^2$, Fe-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için 3,176-21,393 $\mu A/cm^2$ ve Fe-Cr-Ti-B esaslı sert dolgu kaplamalar için 1,268-14,574 $\mu A/cm^2$ arasında değiştiği belirlenmiştir. Sert dolgu kaplama

tabakalarına uygulanan korozyon testi sonucu kromun, kaplamanın korozyon direnci üzerinde önemli etkilere sahip olduğu anlaşılmıştır. Çalışmada en yüksek korozyon potansiyeli ve en düşük korozyon akımı dolayısıyla en yüksek korozyon direncinin $Fe_{13}Cr_5B_2$ esaslı sert dolgu kaplamalarda elde edildiği belirlenmiştir. Ayrıca gerçekleştirilen bütün kaplamaların altlık malzemeye (AISI 1010) göre daha iyi korozyon direncine sahip olduğu tespit edilmiştir.

5.2. Öneriler

- Çalışmada başlangıç malzemesi olarak kullanılan ferro tozlar elektrot örtü bileşiminde tasarımsal kısıtlamalara neden olmaktadır. Bu sorunun giderilmesi için ferro tozlar yerine saf tozlar kullanılarak elektrot tasarımları gerçekleştirilebilir.
- Bu çalışmada literatür taraması sonucu tasarlanan on sekiz sert dolgu bileşimi geliştirilmiştir. Literatürde konu üzerinde önemli boşlukların var olduğu anlaşılmaktadır. Bu sebeple yeni bileşimler ile benzer çalışmalar gerçekleştirilebilir.
- Çalışmalarda borun oluşturduğu fazların kaplamanın özelliklerine önemli katkıları olmakla birlikte bu fazların tespitinde kullanılan mevcut analiz yöntemleri ile zorluklar yaşanmıştır. Bu sebeple borür fazların daha detaylı incelenebilmesine olanak sağlayan analiz yöntemleri ile çalışmalar gerçekleştirilebilir.
- Kaplama tabakalarının ark kaynak yöntemiyle üretimi sırasında oluşan katılaşma mekanizmasına bağlı olarak gerçekleşen faz dönüşümlerinin detaylandırılması literatürden sağlanan veriler ile desteklenmiştir. Sonraki çalışmalarda ThermoCalc, JmatPro vb bilgisayar destekli programlar ile katılaşma şartları incelenebilir.
- Elektrik ark kaynak prosesi ile gerçekleştirilen kaplamalarda proses parametreleri önem arz etmektedir. Bu sebeple çalışma kapsamında kullanılan elektrik ark kaynak yöntemine ait parametreler değiştirilebilir. Ayrıca farklı kaynak yöntemleri kullanılarak karşılaştırma yapılabilir.

KAYNAKLAR

[1] Holmberg, K., Erdemir, A., Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions. Friction, 5(3), 263–84, 2017.

[2] Holmberg, K., Kivikytö-Reponen, P., Härkisaari, P., Valtonen, K., Erdemir, A., Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. Tribol Int, 115(May), 116–39, 2017.

[3] Bedolla, P.O., Vorlaufer, G., Rechberger, C., Bianchi, D., Eder, S.J., Polak, R., Pauschitz, A., Combined experimental and numerical simulation of abrasive wear and its application to a tillage machine component. Tribol Int, 127(January), 122–8, 2018.

[4] Holmberg, K., Siilasto, R., Laitinen, T., Andersson, P., Jäsberg, A., Global energy consumption due to friction in paper machines. Tribol Int, 62 58–77, 2013.

[5] Gerhardus, K., Jeff, V., Thopson, N., Moghissi, O., Gould, M., Payer, J., International Measures of Prevention , Application , and Economics of Corrosion Technologies Study. NACE IMPACT Rep, 1–216, 2006.

[6] Hutchings, I., Shipway, P., 8 - Design and selection of materials for tribological applications. In: Hutchings I, and Shipway PBT-T (Second E, editors. Butterworth-Heinemann; 2017. p. 283–302.

[7] Strafford, K.N., Subramanian, C., Surface engineering: An enabling technology for manufacturing industry. J Mater Process Technol, 53(1), 393–403, 1995.

[8] 2020 World Steel in Figures. World Steel Association, 2020.

[9] Methods, D., Process Selection Guide. Surf Hardening Steels Underst Basics, (Eq 1), 1–16, 2005.

[10] Takalapally, S., Kumar, S., Pusuluri, S.H., Palle, M., A critical review on surface coatings for engineering materials. IJMET, 7(5), 80–5, 2016.

[11] Davis, J.R., Surface Hardening of Steels: Understanding the Basics. ASM International; 2002.

[12] Buchanan, V.E., McCartney, D.G., Shipway, P.H., A comparison of the abrasive wear behaviour of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. Wear, 264(7–8), 542–9, 2008.

[13] Abakay, E., Sen, S., Sen, U., Properties of the surface alloyed AISI 1020 steel with Fe(15-x15) MoxB5 alloy. Acta Phys Pol A, 125(2), 584–6, 2014.

[14] Zahiri, R., Sundaramoorthy, R., Lysz, P., Subramanian, C., Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding. Surf Coatings Technol, 260 220–9, 2014.

[15] Deng, X., Zhang, G., Wang, T., Ren, S., Bai, Z., Cao, Q., Investigations on microstructure and wear resistance of Fe-Mo alloy coating fabricated by plasma transferred arc cladding. Surf Coatings Technol, 350 480–7, 2018.

[16] Nazari, K.A., Rashid, R.A.R., Palanisamy, S., Xia, K., Dargusch, M.S., A novel Ti-Fe composite coating deposited using laser cladding of low cost recycled nano-crystalline titanium powder. Mater Lett, 229 301–4, 2018.

[17] Shin, J.-C., Doh, J.-M., Yoon, J.-K., Lee, D.-Y., Kim, J.-S., Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of cobalt-base Stellite hardfacing alloys. Surf Coatings Technol, 166(2), 117–26, 2003.

[18] Gou, J., Lu, P., Wang, Y., Liu, S., Zou, Z., Effect of nano-additives on microstructure, mechanical properties and wear behaviour of Fe–Cr–B hardfacing alloy. Appl Surf Sci, 360 849–57, 2016.

[19] Kılınç, B., Fe-M-B Esaslı Sert Yüzey Alaşımların Çelik Yüzeyinde TIG Kaynak Yöntemiyle Oluşturulması ve Özelliklerinin İncelenmesi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Doktora Tezi, 2018.

[20] Wallin, J., Five basic steps to extend the life of heavy equipment through hardfacing. Weld Product, 12–8, 2016.

[21] Yunus, M., Alsoufi, M.S., Irfan, M., Application of QC tools for continuous improvement in an expensive seat hardfacing process using tig welding. Int J Qual Res, 10(3), 641–60, 2016.

[22] Çakmak, H., Bulk amorphous steel as a coating material hardfacing application. Middle East Technical University, Graduate School of Natural and Applied Sciences, Metallurgical and Materials Engineering, Master of Science, 2018.

[23] Wu, W., Wu, L.-T., The wear behavior between hardfacing materials. Metall Mater Trans A, 27(11), 3639–48, 1996.

[24] Turunç, U.D., Farklı Kimyasalların Bileşimlerdeki Sert Dolgu Aşınma Plakalarının Özelliklerinin İncelenmesi ve Geliştirilmesi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2015.

[25] Dilawary, A.A.S., An İnvestigation on Enhancement in Wear Resistance of Hardfacing. İstanbul Technical University, Graduate School of Science Engineering and Technology, Metallurgical and Materials Engineering, Ph.D. Thesis 2018.

[26] Oukach, S., Pateyron, B., Pawłowski, L., Physical and chemical phenomena occurring between solid ceramics and liquid metals and alloys at laser and plasma composite coatings formation: A review. Surf Sci Rep, 74(3), 213–41, 2019.

[27] Arabi Jeshvaghani, R., Shamanian, M., Jaberzadeh, M., Enhancement of wear resistance of ductile iron surface alloyed by stellite 6. Mater Des, 32(4), 2028–33, 2011.

[28] Frenk, A., Kurz, W., Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt-based alloy. Wear, 174(1), 81–91, 1994.

[29] Liu, R., Wu, X.J., Kapoor, S., Yao, M.X., Collier, R., Effects of Temperature on the Hardness and Wear Resistance of High-Tungsten Stellite Alloys. Metall Mater Trans A, 46(2), 587–99, 2015.

[30] Liu, R., Yao, J.H., Zhang, Q.L., Yao, M.X., Collier, R., Microstructures and Hardness/Wear Performance of High-Carbon Stellite Alloys Containing Molybdenum. Metall Mater Trans A, 46(12), 5504–13, 2015.

[31] Gurumoorthy, K., Kamaraj, M., Rao, K.P., Venugopal, S., Gurumoorthy, K., Kamaraj, M., Rao, K.P., Venugopal, S., Microstructure and wear characteristics of nickel based hardfacing alloys deposited by plasma transferred arc welding Microstructure and wear characteristics of nickel based hardfacing alloys deposited by plasma transferred arc welding 0836 2013.

[32] Gurumoorthy, K., Kamaraj, M., Rao, K.P., Rao, A.S., Venugopal, S., Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy. Mater Sci Eng A, 456(1), 11–9, 2007.

[33] Yavuz, Y., Fe-Cr-W-B-C Esaslı sert dolgu örtülü elektrot üretimi ve karakterizasyonu. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2018.

[34] Grainger, S., Blunt, J., Engineering coatings: design and application. Second. Woodhead Publishing; 1998.

[35] Anık, S., Tülbentçi, K., Kaluç, E., Örtülü Elektrod ile Elektrik Ark Kaynağı. İstanbul: GEV; 1991.

[36] Leroy, D., Siewert, T.A., Liu, S., Edwards, G.R., Welding Brazing and Soldering. ASM International; 1990.

[37] Sidhu, G.S., Chatha, S.S., Role of Shielded Metal Arc Welding. Int J Emerg Technol Adv Eng, 2(12), 746–50, 2012.

[38] İçer, Sadri, H., ANSI/AWS A5.1-91 E6013 Rutil elektrotlarda SiO2 içeren farklı hammaddelerin örtü özelliklerine ve uygulama performansına etkisi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2014.

[39] LIU, K.S. and S., Flux - Coating Development for SMAW Consumable Electrode of High - Nickel Alloys. Flux-Coating Dev SMAW Consum Electrode High-Nickel Alloy, (August), 2014.

[40] https://www.askaynak.com.tr/urunler/tamir-bakim-kaynagi-(kobatek)/ortulu-kaynak-elektrodlari/kobatek-328., Erişim Tarihi: 01.11.2020

[41] Herranz, M., Rozas, S., Pérez, C., Idoeta, R., Núñez-Lagos, R., Legarda, F., Effective dose in the manufacturing process of rutile covered welding electrodes. J Radiol Prot, 33(1), 213–26, 2013.

[42] Sharma, C., Sharma, A., Sharma, P., Investigation of SMAW Joints By Varying Concentration of Rutile (TiO2) in Electrode Flux. Int J Eng Res Gen Sci, 2(5), 281–8, 2014.

[43] Chukwuka, N.S., Atuanya, C.U., Formulation of a Metal Arc Welding Flux with a Potash Enriched Corresponding Author : Nwigbo Solomon Chukwuka 3(3), 497–501, 2012.

[44] Farias, J., Scotti, A., The effect of wollastonite on operational characteristics of AWS E6013 electrodes. Brazilian Soc, XXVI(3), 317–22, 2004.

[45] Ugoamadi, C.C., Production of Manual Arc Welding Electrodes With Local Raw Materials. Niger J Technol, 29(1), 2012.

[46] http://internet.savannah.chatham.k12.ga.us/schools/wts/staff/Kennedy/Shared Documents/Welding and Metal Fabrication/chapter26.pdf. Erişim Tarihi: 01.11.2020

[47] Adeyeye, A., Oyawale, F., Weld-metal property optimization from flux ingredients through mixture experiments and mathematical programming approach. Mater Res, 12(3), 339–43, 2009.

[48] Nikolaev, A.I., Borodai, N. V., Pleshakov, Y. V., Components of materials for welding electrodes produced using products of concentration of olivinite ores. Theor Found Chem Eng, 42(5), 724–7, 2008.

[49] Varnauskas, V., Rudzinskas, V., Č, O., Influence of Covering Components of Welding Electrodes on Chemical Composition and Mechanical Properties of Fused Metal 10(1), 7–10, 2009.

[50] Olson, D.L., The Investigation of the Influence of Welding Flux on the Pyrometallurgical, Physical and Mechanical Behavior of Weld Metal. Colorado; 1983.

[51] Mikhaylitsyn, S. V., Sheksheev, M.A., Mazur, I.P., Platov, S.I., Sychkov, A.B., The Research on Surface Properties of Welding Slags and Electrode Coatings 724–30, 2017.

[52] Wang, H., Qin, R., He, G.U.O., SiO2 and CaF2 Behavior During Shielded Metal Arc Welding and Their Effect on Slag Detachability of the CaO-CaF2-SiO2 type ENiCrFe-7-Covered Electrode. Metall Mater Trans A, 47A(9), 2016.

[53] Singh, B., Khan, Z.A., Siddiquee, A.N., Review on effect of flux composition on its behavior and bead geometry in submerged arc welding (SAW) 5(October), 123–7, 2013.

[54] Linnert, E. G., Md, B., United States Patent Office. 2,544,334, 1952.

[55] Ojeda, G.A.,Patent:US4219606-https://patents.google.com/patent/US4219606. 4219606, 1980.

[56] Parekh, M., Filler Metal Flux Basicity Determination Using the Optical Basicity Index (February), 68–76, 1989.

[57] Tuliani, S.S., Boniszewski, T., Eaton, N.F., Notch toughness of commercial submerged-arc weld metal. Weld Met Fab, 8 327–39, 1969.

[58] Rissone, N.M.R. De., Surian, E.S., Conde, R.H., Vedia, L.A. De., Effect of slag variations on ANSI / AWS A5 . 1 – 91 E6013 electrode properties : replacement of TiO2 in electrode coating with MnO , FeO , CaO , MgO , K2O , or Na2O 6(5), 323–9, 2001.

[59] Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M., Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M., Section, M.J., Pradesh, A., Effect of Welding Consumables on Fatigue Performance of Shielded Metal Arc Welded High Strength , Q & T Steel Joints 18(February), 49–56, 2009.

[60] Steel, L.A., Jindal, S., Chhibber, R., Mehta, N.P., Effect of Flux Constituents and Basicity Index on Mechanical Properties and Microstructural Evolution of Submerged Arc Welded High Strength Effect of flux constituents and basicity index on mechanical properties and microstructural evolution of submerged (January), 2013.

[61] Rissone, N.M.R.D., Bott, I.D.S., Jorge, J.C.F., Corvalan, P., Surian, E., The Effect of Wollastonite. Weld J, (July), 113–24, 2002.

[62] Liu, D., Liu, R., Wei, Y., Ma, Y., Zhu, K., Microstructure and wear properties of Fe – 15Cr – 2 . 5Ti – 2C – x B wt .% hardfacing alloys. Appl Surf Sci, 271 253–9, 2013.

[63] Berns, H., Fischer, A., Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys with Additions of Nb, Ti and, B. Mater Charact, 39(2), 499–527, 1997.

[64] Ahmet, K., Mühendislik Alaşımları İçin Faz Diyagramları. 1. Baskı. İstanbul: Literatür Yayıncılık, İstanbul, 1-338, 2010.

[65] Buchanan, V.E., Solidification and microstructural characterisation of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. Surf Coatings Technol, 203(23), 3638–46, 2009.

[66] Maheswari, S., Sharma, S.K., Effect of flux composition on the percentage elongation and tensile strength of welds in submerged arc welding LXIII 2016.

[67] Singh, B., Khan, Z.A., Siddiquee, A.N., Maheshwari, S., Experimental study on effect of flux composition on element transfer during submerged arc welding. Sādhanā, 43(2), 1–12, 2018.

[68] Wang, X., Zhang, M., Qu, S., Development and characterization of (Ti, Mo)C carbides reinforced Fe-based surface composite coating produced by laser cladding. Opt Lasers Eng, 48(9), 893–8, 2010.

[69] Tulhoff, H., Meese-Marktscheffel, J.A., Oelgardt, C., Kind, C., Weinmann, M., Säuberlich, T., Carbides. Ullmann’s Encycl Ind Chem, 1–30, 2017.

[70] Durmuş, H., Çömez, N., Gül, C., Yurddaşkal, M., Yurddaşkal, M., Wear performance of Fe-Cr-C-B hardfacing coatings: Dry sand/rubber wheel test and ball-on-disc test. Int J Refract Met Hard Mater, 77 37–43, 2018.

[71] Knoch, H., Borides. In: BROOK RJBT-CE of ACM, editor. Oxford: Pergamon; 1991. p. 35–8.

[72] Bindal, C., Üçisik, A.H., Characterization of borides formed on impurity-controlled chromium-based low alloy steels. Surf Coatings Technol, 122(2), 208–13, 1999.

[73] Šimůnek, A., Dušek, M., Generalized bond-strength model of Vickers hardness: Application to Cr4B, CrB, CrB2, CrB4, Mo2B, MoB2, OsB2, ReB2,WB2, WB3 and Ti1.87B50. Mech Mater, 112 71–5, 2017.

[74] Ma, S., Xing, J., Liu, G., Yi, D., Fu, H., Zhang, J., Li, Y., Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe–3.5B alloy. Mater Sci Eng A, 527(26), 6800–8, 2010.

[75] Lentz, J., Röttger, A., Theisen, W., Solidification and phase formation of alloys in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system. Acta Mater, 99 119–29, 2015.

[76] Filonenko, N.Y., Beryoza, O.Y., Bezrukava, O.G., The effect of carbon on phase composition and phase transformations in Fe-B system alloys. Probl At Sci Technol, 87(5), 168–72, 2013.

[77] Wieczerzak, K., Bala, P., Dziurka, R., Tokarski, T., Cios, G., Koziel, T., Gondek, L., The effect of temperature on the evolution of eutectic carbides and M7C3 → M23C6 carbides reaction in the rapidly solidified Fe-Cr-C alloy. J Alloys Compd, 698 673–84, 2017.

[78] Wang, X., Zurob, H.S., Xu, G., Ye, Q., Bouaziz, O., Embury, D., Influence of Microstructural Length Scale on the Strength and Annealing Behavior of Pearlite, Bainite, and Martensite. Metall Mater Trans A, 44(3), 1454–61, 2013.

[79] Röttger, A., Lentz, J., Theisen, W., Boron-alloyed Fe–Cr–C–B tool steels — Thermodynamic calculations and experimental validation. Mater Des, 88 420–9, 2015.

[80] Maity, T., Roy, B., Das, J., Mechanism of lamellae deformation and phase rearrangement in ultrafine β-Ti/FeTi eutectic composites. Acta Mater, 97 170–9, 2015.

[81] Mola, J., Ren, M., On the hardness of high carbon ferrous martensite. IOP Conf Ser Mater Sci Eng, 373 12004, 2018.

[82] Marker, M.C.J., Duarte, L.I., Leinenbach, C., Richter, K.W., Characterization of the Fe-rich corner of Al–Fe–Si–Ti. Intermetallics, 39 38–49, 2013.

[83] Munro, R.G., Material properties of titanium diboride. J Res Natl Inst Stand Technol, 105(5), 709, 2000.

[84] Wang, X.H., Song, S.L., Qu, S.Y., Zou, Z.D., Characterization of in situ synthesized TiC particle reinforced Fe-based composite coatings produced by multi-pass overlapping GTAW melting process. Surf Coatings Technol, 201(12), 5899–905, 2007.

[85] Rompaey, T. Van., Kumar, K.C.H., Wollants, P., Thermodynamic optimization of the B–Fe system. J Alloys Compd, 334(1), 173–81, 2002.

[86] Takahashi, M., Koshimura, M., Abuzuka, T., Phase Diagram of Amorphous and Crystallized Fe-B Alloy System. Jpn J Appl Phys, 20(10), 1821, 1981.

[87] Harran, I., Wang, H., Chen, Y., Jia, M., Wu, N., Exploring high-pressure FeB2: Structural and electronic properties predictions. J Alloys Compd, 678 109–12, 2016.

[88] Gou, H., Dubrovinskaia, N., Bykova, E., Tsirlin, A.A., Kasinathan, D., Schnelle, W., Richter, A., Merlini, M., Hanfland, M., Abakumov, A.M., Batuk, D., Van Tendeloo, G., Nakajima, Y., Kolmogorov, A.N., Dubrovinsky, L., Discovery of a Superhard Iron Tetraboride Superconductor. Phys Rev Lett, 111(15), 157002, 2013.

[89] Eroglu, M., Surface & Coatings Technology Boride coatings on steel using shielded metal arc welding electrode : Microstructure and hardness. Surf Coat Technol, 203(16), 2229–35, 2009.

[90] Okamoto, H., Supplemental Literature Review of Binary Phase Diagrams: B-Fe, Cr-Zr, Fe-Np, Fe-W, Fe-Zn, Ge-Ni, La-Sn, La-Ti, La-Zr, Li-Sn, Mn-S, and Nb-Re. J Phase Equilibria Diffus, 37(5), 621–34, 2016.

[91] Chen, X.C., Xie, J.W., Fox, P., Direct laser remelting of iron with addition of boron. Mater Sci Technol, 20(6), 715–9, 2004.

[92] Kunitskii, Y.A., Marek, E. V., Some physical properties of iron borides. Sov Powder Metall Met Ceram, 10(3), 216–8, 1971.

[93] Wang, X., Han, F., Liu, X., Qu, S., Zou, Z., Microstructure and wear properties of the Fe – Ti – V – Mo – C hardfacing alloy 265 583–9, 2008.

[94] Gich, M., Shafranovsky, E.A., Roig, A., Ślawska-Waniewska, A., Racka, K., Casas, L., Petrov, Y.I., Molins, E., Thomas, M.F., Aerosol nanoparticles in the Fe1−xCrx system: Room-temperature stabilization of the σ phase and σ→α-phase transformation. J Appl Phys, 98(2), 24303, 2005.

[95] Lu, L., Soda, H., McLean, A., Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C eutectic composites. Mater Sci Eng A, 347(1), 214–22, 2003.

[96] Chang, C.M., Lin, C.M., Hsieh, C.C., Chen, J.H., Fan, C.M., Wu, W., Effect of carbon content on microstructural characteristics of the hypereutectic Fe-Cr-C claddings. Mater Chem Phys, 117(1), 257–61, 2009.

[97] Homolová, V., Čiripová, L., Experimental Investigation of Isothermal Section of the B-Cr-Fe Phase Diagram at 1353 K. Adv Mater Sci Eng, 2017 2017.

[98] Kislyi, P.S., L'vov, S.N., Nemchenko, V.F., Samsonov, G. V., Physical properties of the boride phases of chromium. Sov Powder Metall Met Ceram, 1(6), 441–3, 1962.

[99] Okada, S., Kudou, K., Iizumi, K., Kudaka, K., Higashi, I., Lundström, T., Single-crystal growth and properties of CrB, Cr3B4, Cr2B3 and CrB2 from high-temperature aluminum solutions. J Cryst Growth, 166(1), 429–35, 1996.

[100] Jordan, L.R., Betts, A.J., Dahm, K.L., Dearnley, P.A., Wright, G.A., Corrosion and passivation mechanism of chromium diboride coatings on stainless steel. Corros Sci, 47(5), 1085–96, 2005.

[101] Audronis, M., Leyland, A., Kelly, P.J., Matthews, A., The effect of pulsed magnetron sputtering on the structure and mechanical properties of CrB2 coatings. Surf Coatings Technol, 201(7 SPEC. ISS.), 3970–6, 2006.

[102] Yüksel, N., Şahin, S., Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys. Mater Des, 58 491–8, 2014.

[103] Sorour, A.A., Chromik, R.R., Brochu, M., Tribology of a Fe--Cr--B-Based Alloy Coating Fabricated by a Controlled Short-Circuit MIG Welding Process. Metallogr Microstruct Anal, 2(4), 223–33, 2013.

[104] Gürgenç, T., Özel, C., Effect of Heat Input on Microstructure , Friction and Wear Properties of Fe-Cr-B-C Coating on AISI 1020 Surface Coated by PTA Method. Turkish J Sci Technol, 12(2), 43–52, 2017.

[105] Yoo, J.W., Lee, S.H., Yoon, C.S., Kim, S.J., The effect of boron on the wear behavior of iron-based hardfacing alloys for nuclear power plants valves. J Nucl Mater, 352(1), 90–6, 2006.

[106] Yun, E., Lee, S., Improvement of hardness and wear resistance in stainless-steel-based surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation. Surf Coatings Technol, 200(11), 3478–85, 2006.

[107] Gigolotti, J.C.J., Chad, V.M., Faria, M.I.S.T., Coelho, G.C., Nunes, C.A., Suzuki, P.A., Microstructural characterization of as-cast Cr–B alloys. Mater Charact, 59(1), 47–52, 2008.

[108] Sorour, A., Microstructure and Tribology of Fe–Cr–B-Based Alloys. McGill University, Department of Mining and Materials Engineering, Doctor of Philosophy, 2014.

[109] Tian, Y., Ju, J., Fu, H., Ma, S., Lin, J., Lei, Y., Effect of Chromium Content on Microstructure , Hardness , and Wear Resistance of As-Cast Fe-Cr-B Alloy. J Mater Eng Perform, 28(10), 6428–37, 2019.

[110] Jian, Y., Huang, Z., Liu, X., Sun, J., Xing, J., Microstructure, mechanical properties and toughening mechanism of directional Fe2B crystal in Fe-B alloy with trace Cr addition. J Mater Sci Technol, 57 172–9, 2020.

[111] Do, J., Lee, H.-J., Jeon, C., Ha, D.J., Kim, C.P., Lee, B.-J., Lee, S., Shin, Y.S., Effects of Cr and B Contents on Volume Fraction of (Cr,Fe)2B and Hardness in Fe-Based Alloys Used for Powder Injection Molding. Metall Mater Trans A, 43(7), 2237–50, 2012.

[112] Jin, H.W., Park, C.G., Kim, M.C., Friction-induced amorphous phase formation observed in Fe-Cr-B-Ni-Mo alloy thermal spray coatings. Scr Mater, 41(6), 589–95, 1999.

[113] Sercombe, T.B., Schaffer, G.B., The sintering of an Fe–Cr–Ni–B–C powder. Mater Sci Eng A, 528(2), 751–5, 2010.

[114] Guo, C., Kelly, P.M., Modeling of spatial distribution of the eutectic M2B borides in Fe-Cr-B cast irons. J Mater Sci, 39(3), 1109–11, 2004.

[115] Raghavan, V., Phase Diagrams of Ternary Iron Alloys. ASM International; Delhi: Indian Institute of Technology; 1992.

[116] BO, H., WANG, J., DUARTE, L., LEINENBACH, C., LIU, L., LIU, H., JIN, Z., Thermodynamic re-assessment of Fe–Ti binary system. Trans Nonferrous Met Soc China, 22(9), 2204–11, 2012.

[117] Cacciamani, G., De Keyzer, J., Ferro, R., Klotz, U.E., Lacaze, J., Wollants, P., Critical evaluation of the Fe–Ni, Fe–Ti and Fe–Ni–Ti alloy systems. Intermetallics, 14(10), 1312–25, 2006.

[118] Wang, X.H., Zou, Z.D., Qu, S.Y., Song, S.L., Microstructure and wear properties of Fe-based hardfacing coating reinforced by TiC particles 168 89–94, 2005.

[119] Wang, Y., Zhang, Z.Q., Wang, H.Y., Ma, B.X., Jiang, Q.C., Effect of Fe content in Fe–Ti–B system on fabricating TiB2 particulate locally reinforced steel matrix composites. Mater Sci Eng A, 422(1), 339–45, 2006.

[120] Vallauri, D., Atías Adrián, I.C., Chrysanthou, A., TiC–TiB2 composites: A review of phase relationships, processing and properties. J Eur Ceram Soc, 28(8), 1697–713, 2008.

[121] Yilmaz, S.O., Ozenbas, M., Yaz, M., Synthesis of TiB2-reinforced iron-based composite coating. Tribol Int, 42(8), 1220–9, 2009.

[122] Springer, H., Fernandez, R.A., Duarte, M.J., Kostka, A., Raabe, D., Microstructure refinement for high modulus in-situ metal matrix composite steels via controlled solidification of the system Fe–TiB2. Acta Mater, 96 47–56, 2015.

[123] Tanaka, K., Saito, T., Phase equilibria in TiB2-reinforced high modulus steel. J Phase Equilibria, 20(3), 207, 1999.

[124] Antoni-Zdziobek, A., Gospodinova, M., Bonnet, F., Hodaj, F., Solidification paths in the iron-rich part of the Fe–Ti–B ternary system. J Alloys Compd, 657 302–12, 2016.

[125] Gülenç, B., Kahraman, N., Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process. Mater Des, 24(7), 537–42, 2003.

[126] Di Gianfrancesco, A., 8 - Technologies for chemical analyses, microstructural and inspection investigations. In: Di Gianfrancesco ABT-M for U-S and AU-SPP, editor. Woodhead Publishing; 2017. p. 197–245.

[127] Smith, P., CHAPTER 3 - Metallic Materials for Piping Components. In: Smith PBT-TF of PD, editor. Gulf Publishing Company; 2007. p. 115–36.

[128] Stachowiak, G.W., Batchelor, A.W., Stachowiak, G.B., 2 - Simulation of Wear and Friction. In: Stachowiak GW, Batchelor AW, and Stachowiak GBBT-TS, editors. Experimental Methods in Tribology, vol. 44. Elsevier; 2004. p. 13–23.

[129] Gore, G.J., Gates, J.D., Effect of hardness on three very different forms of wear. Wear, 203–204 544–63, 1997.

[130] Sitthipong, S., Towatana, P., Sitticharoenchai, A., Investigation of Microstructure and Hardness Properties of Hardfacing Surface on SCM 440 Alloy Steel by Using Metal Active Gas and Flux Cored Arc Welding Processes. Key Eng Mater, 728 31–5, 2017.

[131] A.K.Rude., Pimpalgaonkar., Optimization Of Process Parameter In Hardfacing By Shield Metal Arc Welding (SMAW). Int Res J Eng Technol, 05(01), 232–6, 2018.

[132] Cruz-Crespo, A., Fernandez-Fuentes, R., Ferraressi, A.V., Gonçalves, R.A., Scotti, A., Microstructure and Abrasion Resistance of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Nb Hardfacing Alloys Deposited by S-FCAW and Cold Solid Wires. Soldag Inspeçao, 21(3), 342–53, 2016.

[133] Hosford, F.W., Other Tests of Plastic Behavior. In: Hosford WF, editor. Mechanical Behavior of Materials. Cambridge: Cambridge University Press; p. 53–69. 2005.

[134] Callister, W., Rethwisch, G.D., Materials Science and Engineering. Wiley, 1-936, 2011.

[135] Neale, J.M., Tribology Handbook Section E3 - Hardness. Second Edi. Oxford: Butterworth-Heinemann; 1995.

[136] Mahmoud, G.M., Hegazy, R.S., Comparison of GUM and Monte Carlo methods for the uncertainty estimation in hardness measurements. Int J Metrol Qual Eng, 8 1–9, 2017.

[137] Austin, A., Hardness testing and why it matters. Met Powder Rep, 2019.

[138] Shabel, B.S., A simple procedure for calculating rockwell hardness conversion relationships for metallic alloys. Mater Sci Eng, 95 209–16, 1987.

[139] Ohring, M., 7 - Mechanical Behavior of Solids. In: Ohring MBT-EMS, editor. San Diego: Academic Press; 1995. p. 299–V.

[140] Ben Ghorbal, G., Tricoteaux, A., Thuault, A., Louis, G., Chicot, D., Comparison of conventional Knoop and Vickers hardness of ceramic materials. J Eur Ceram Soc, 37(6), 2531–5, 2017.

[141] Lad, V.I., Menghani, J. V., Channiwala, S.A., Studies on the Effect of Alloying Element in Iron Base Hardfacing Alloy. Trans Indian Inst Met, 67(3), 343–9, 2014.

[142] Lazić, V., A. Sedmak, R. R. Nikolić, M. Mutavdžić, S. Aleksandrović, B. Krstić, D.M., Selection of the most appropriate welding technology for hardfacing of bucket teeth. Mater Technol Tehnol, 49(1), 165–72, 2015.

[143] Singla, S., Kang, A.S., Grewal, J.S., Cheema, G.S., Wear Behavior of Weld Overlays on Excavator Bucket Teeth. Procedia Mater Sci, 5 256–66, 2014.

[144] Bayhan, Y., Reduction of wear via hardfacing of chisel ploughshare 39 570–4, 2006.

[145] Venkatesh, B., Sriker, K., Prabhakar, V.S.V., Wear Characteristics of Hardfacing Alloys: State-of-the-art. Procedia Mater Sci, 10(Cnt 2014), 527–32, 2015.

[146] Coronado, J.J., Caicedo, H.F., Gómez, A.L., The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. Tribol Int, 42(5), 745–9, 2009.

[147] Prabanjan, S., Karthick, K., Rejvin Kumar, J., Ramkumar, S., Riswan Ahmed, A., Wear behavior and metallurgical characteristics of particle reinforced metal matrix composites produced by hardfacing: A review. Mater Today Proc, 2020.

[148] Davis, J.R., Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance. ASM International; 2001.

[149] Buckley, H.D., Chapter 7 Wear. In: Buckley DHBT-TS, editor. Surface Effects in Adhesion, Fricti0N, Wear, and Lubrication, vol. 5. Elsevier; 1981. p. 429–509.

[150] Hong, W., Cai, W., Wang, S., Tomovic, M.M., Mechanical wear debris feature, detection, and diagnosis: A review. Chinese J Aeronaut, 31(5), 867–82, 2018.

[151] Yüksel, E., Çelik Malzemelerin Aşınma ve Korozyon Dayanımını Artırmak İçin Çeşitli Kimyasal Kaplamaların İncelenmesi. Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makina Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2005.

[152] Alev, O., İnce sert seramik kaplamaların kazımalı aşınma davranışları ile endüstriyel zımbalama işlemine uygulanmaları. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Doktora Tezi, 1999.

[153] Li, D.Y., Corrosive Wear. In: Wang QJ, and Chung Y-W, editors. Encyclopedia of Tribology. Boston, MA: Springer US; 2013. p. 590–6.

[154] Günen, A., Nano Bor Tozu ile Yüzeyi Alaşımlandırılan Östenitik Paslanmaz Çeliğin Mekanik Özellikler ve Korozyon Davranışının Araştırılması. Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi Anabilimdalı, Doktora Tezi, 2012.

[155] Gahr, K.-H. Zum., Chapter 8 Erosive Wear of Metals. In: Gahr K-HZBT-TS, editor. Microstructure and Wear of Materials, vol. 10. Elsevier; 1987. p. 531–53.

[156] Findik, F., Latest progress on tribological properties of industrial materials. Mater Des, 57 218–44, 2014.

[157] Demir, A., Farklı Çeliklerin Yorulma Aşınmasında Malzeme Sertliğinin Aşınma Üzerine Etkisi. Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2012.

[158] Stachowiak, G.W., Batchelor, A.W., 14 Fatigue Wear. In: Stachowiak GW, and Batchelor AWBT-TS, editors. Engineering TriBology, vol. 24. Elsevier; 1993. p. 657–81.

[159] Erdem, S., Yüksek Karbon İçeriğine Sahip, Yüksek Kromlu, Manganlı ve Alaşımsız Düşük Karbonlu Çeliklerin Aşınma Davranışlarının Araştırılması. Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2006.

[160] Buckley, D.H.B.T.-T.S., Chapter 2 Surface Analytical Tools. Surface Effects in Adhesion, Fricti0N, Wear, and Lubrication, vol. 5. Elsevier; 1981. p. 17–129.

[161] Hutchings, I., Shipway, P., 5 - Sliding wear. In: Hutchings I, and Shipway PBT-T (Second E, editors. Butterworth-Heinemann; 2017. p. 107–64.

[162] Klimpel, A., Industrial surfacing and hardfacing technology, fundamentals and applications. Weld Technol Rev, 91(12), 33–42, 2020.

[163] Nicholls, J.R., Coatings and hardfacing alloys for corrosion and wear resistance in diesel engines. Mater Sci Technol, 10(11), 1002–12, 1994.

[164] Kawara, Y., An Overview on Corrosion-Resistant Coating Technologies in Biomass/Waste-to-Energy Plants in Recent Decades. Coatings, 6 (3)(34), 1–24, 2016.

[165] Sadeghi, E., Markocsan, N., Joshi, S., Advances in Corrosion-Resistant Thermal Spray Coatings for Renewable Energy Power Plants. Part I: Effect of Composition and Microstructure. J Therm Spray Technol, 28(8), 1749–88, 2019.

[166] Vasilescu, M., Dobrescu, M., Hardfacing Corrosion and Wear Resistant Alloys. Materials Research and Application, vol. 1114. Trans Tech Publications Ltd; 2015. p. 196–205.

[167] Ahmad, Z., CHAPTER 1 - INTRODUCTION TO CORROSION. In: Ahmad ZBT-P of CE and CC, editor. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2006. p. 1–8.

[168] Ünal, İ., Çinko, Nikel Ve Nikel/Kobalt Kaplanmış Yüksek Karbonlu Çeliğin Korozyon Davranışının. Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2010.

[169] Eren, H., Ferritik Paslanmaz Çeliğin Korozyon Davranışına Karbür Yapıcı Elementlerin Etkilerinin İncelenmesi. Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi Anabilimdalı, Doktora Tezi, 2005.

[170] Kayalı, Y., Borlanmış AISI 316 L Paslanmaz Çeliğin Korozyon ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi. Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilimdalı, Doktora Tezi, 2011.

[171] Akkum, V., Galvanik Anotla Yapılan Katodik Koruma Uygulamalarında Anot Verimliliğinin Belirlenmesi ve Ölçülmesi. Çukurova Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kimya Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2006.

[172] Gerengi, H., Tafel polarizasyon (TP), lineer polarizasyon (LP), harmonik Analiz (HA) ve dinamik elektrokimyasal empedans spektroskopisi (DEIS) yöntemleriyle düsük karbon çeliği (AISI 1026), Pirinç-MM55 ve Nikalium-118 alaşımlarının yapay deniz suyunda korozyon davranışları ve prinç alaşımlarına benzotriazol'ün inhibitör etkisinin araştırılması, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilimdalı, Doktora Tezi, 2008.

[173] Cınkıllı, K., Paslanmaz çelik üzerine pirol-bitiyofen kopolimer ve polipirol, polibitiyofen homopolimerlerinin sulu ortamda elektrosentezi, korozyon performansı ve karakterizasyonu. Hacettepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kimya Anabilimdalı, Yüksek Lisans Tezi, 2010.

[174] Kakaei, K., Esrafili, M.D., Ehsani, A., Chapter 8 - Graphene and Anticorrosive Properties. In: Kakaei K, Esrafili MD, and Ehsani ABT-IS and T, editors. Graphene Surfaces, vol. 27. Elsevier; 2019. p. 303–37.

[175] Hiromoto, S., 4 - Corrosion of metallic biomaterials. In: Niinomi MBT-M for BD, editor. Woodhead Publishing Series in Biomaterials. Woodhead Publishing; 2010. p. 99–121.

[176] Keleştemur, O., Betonarme yapılarda dual-faz çeliğinin kullanılabilirliğinin ve korozyon direncinin araştırılması. Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yapı Eğitimi Anabilimdalı, Doktora Tezi, 2008.

[177] Stern, M., Geaby, A.L., Electrochemical Polarization I (A Theoretical Analysis of the Shape of Polarization Curves). J Electrochem Soc, 104(1), 56, 1957.

[178] Singla, S., Shibe, V., Grewal, J.S., Performance Evaluation of Hard Faced Excavator Bucket Teeth against Abrasive Wear Using MMAW Process. Int J Mech Eng Appl Res, 02(02), 73–7, 2011.

[179] Singla, S., Kang, A.S., Grewal, J.S., Enhancing Wear Resistance of Low Alloy Steel Applicable on Excavator Bucket Enhancing Wear Resistance of Low Alloy Steel Applicable on Excavator Bucket Teeth Via Hardfacing. Asian Rev Mech Eng, 1(October 2017), 51–4, 2012.

[180] https://www.welding-alloys.com/EN/industry-focus/agriculture-food/ploughshares.html. Erişim Tarihi : 01.11.2020

[181] https://www.fabricatingandmetalworking.com/2013/12/nickel-tungsten-carbide-hardfacing-alloys-for-upstream-oil-gas-applications/. Erişim Tarihi: 01.11.2020

[182] https://www.constructionequipment.com/abrasion-wear-life-costs-factor-hard-facing-decision. https://www.constructionequipment.com/abrasion-wear-life-costs-factor-hard-facing-decision. Erişim Tarihi: 01.11.2020

[183] http://www.hardfacetechnologies.com/postle_hft/hft_prd_ref.php?part=2834-SPL. Erişim Tarihi: 01.11.2020

[184] Wu, Y., Schmitt, T., Bousser, E., Vernhes, L., Khelfaoui, F., Perez, G., Klemberg-Sapieha, J.-E., Brochu, M., Microstructural and mechanical characterization of Stellite-hardfaced coatings with two types of buffer layers. Surf Coatings Technol, 390 125611, 2020.

[185] Balaguru, S., Murali, V., Chellapandi, P., Gupta, M., Effect of dilution on micro hardness of Ni–Cr–B–Si alloy hardfaced on austenitic stainless steel plate for sodium-cooled fast reactor applications. Nucl Eng Technol, 52(3), 589–96, 2020.

[186] Dufrane, K.F., Naughton, M.D., Nuclear Component Wear Measurements. Nucl Technol, 63(1), 102–9, 1983.

[187] Saarinen, K., Aaltonen, P., Muttilainen, E., The use of hardfacing alloys in nuclear power plants. Finland; 1987.

[188] Kesavan, D., Kamaraj, M., Influence of aging treatment on microstructure, wear and corrosion behavior of a nickel base hardfaced coating. Wear, 272(1), 7–17, 2011.

[189] Valves and Systems for Nuclear Industries. https://www.mecesa.com/doc/products/89_pdf_family3_es.pdf. Erişim Tarihi : 01.11.2020

[190] Sitthipong, S., Towatana, P., Sitticharoenchai, A., Meengam, C., Abrasive Wear Behavior of Surface Hardfacing on Propeller ShaftsAISI 4140Alloy Steel. Mater Today Proc, 4(2, Part A), 1492–9, 2017.

[191] Pierce, D., Haynes, A., Hughes, J., Graves, R., Maziasz, P., Muralidharan, G., Shyam, A., Wang, B., England, R., Daniel, C., High temperature materials for heavy duty diesel engines: Historical and future trends. Prog Mater Sci, 103 109–79, 2019.

[192] https://www.avweld.com.au/hardfacing. Erişim Tarihi : 01.11.2020

[193] https://www.welding-alloys.com/uploads/pdf/brochures/en/wa-consumables/WA-Hardfacing-cored-wires-brochure.pdf. https://www.welding-alloys.com/uploads/pdf/brochures/en/wa-consumables/WA-Hardfacing-cored-wires-brochure.pdf. Erişim Tarihi : 01.11.2020

[194] https://www.esab.ie/shared/documents/litDownloads/62-1800_StoodyAEB_SugarIndustry_BRO_NA_EU_10-13-18.pdf. Erişim Tarihi : 01.11.2020

[195] Wang, X.H., Han, F., Liu, X.M., Qu, S.Y., Zou, Z.D., Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of Fe-based hardfacing coatings. Mater Sci Eng A, 489(1), 193–200, 2008.

[196] Lee, K., Lee, S., Kim, Y., Hong, H.S., Oh, Y., Kim, S., The effects of additive elements on the sliding wear behavior of Fe-base hardfacing alloys. Wear, 255(1), 481–8, 2003.

[197] Singla, Y.K., Arora, N., Dwivedi, D.K., Dry sliding adhesive wear characteristics of Fe-based hardfacing alloys with different CeO2 additives – A statistical analysis. Tribol Int, 105 229–40, 2017.

[198] Yang, K., Jiang, Y., Bao, Y., Effect of Titanium Content on Microstructure and Wear Resistance of Hardfacing Alloy. J Wuhan Univ Technol Sci Ed, 33(3), 669–73, 2018.

[199] Kaptanoglu, M., Eroglu, M., Microstructure and wear of iron-based hardfacings reinforced with in-situ synthesized TiB2 particles 123–31, 2017.

[200] Das Lala, S., Biswas, A., Debbarma, J., Deoghare, A.B., Study of hardness of the weld bead formed by partial hybrid welding by metal inert gas welding and submerged arc welding at three different heat inputs. Mater Today Proc, 5(5, Part 2), 13650–7, 2018.

[201] Nowacki, J., Rybicki, P., The influence of welding heat input on submerged arc welded duplex steel joints imperfections. J Mater Process Technol, 164–165 1082–8, 2005.

[202] Ding, J., Leen, S.B., McColl, I.R., The effect of slip regime on fretting wear-induced stress evolution. Int J Fatigue, 26(5), 521–31, 2004.

[203] Archard, J.F., Contact and Rubbing of Flat Surfaces. J Appl Phys, 24(8), 1953.

[204] Easterling, K.E., Solidification microstructure of fusion welds. Mater Sci Eng, 65(1), 191–8, 1984.

[205] Lampman, S., International, A., Weld Integrity and Performance. ASM International; 1997.

[206] David, S.A., Babu, S.S., Vitek, J.M., Welding: Solidification and microstructure. JOM, 55(6), 14–20, 2003.

[207] Trivedi, R., Kurz, W., Casting and Solidification. 2007.

[208] Filonenko, N.Y., The Physical and Thermodynamic Functions of Borides. Phys Chem Solid State, 18(1 SE-Scientific articles), 58–63, 2017.

[209] CRC handbook of chemistry and physics. CRC Press; 1977.

[210] Kenta Yamada., Hiroshi Ohtani., Mitsuhiro Hasebe., Thermodynamic Analysis of the Fe-Cr-B Ternary System. High Temp Mater Process, 27(4), 269–84, 2008.

[211] Wang, J., Lu, J., Xing, X., Zhou, Y., Liu, S., Qi, X., Yang, Q., Effects of B contents on the microstructure and wear resistance of hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy coating. Mater Res Express, 6(10), 1065h2, 2019.

[212] Kocaman, E., Kılınç, B., Durmaz, M., Şen, Ş., Şen, U., The influence of chromium content on wear and corrosion behavior of surface alloyed steel with Fe(16−x)Crx(B,C)4 electrode. Eng Sci Technol an Int J, 2020.

[213] Llorca-Isern, N., López-Luque, H., López-Jiménez, I., Biezma, M.V., Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels. Mater Charact, 112 20–9, 2016.

[214] Sorour, A.A., Chromik, R.R., Gauvin, R., Jung, I.-H., Brochu, M., Understanding the solidification and microstructure evolution during CSC-MIG welding of Fe–Cr–B-based alloy. Mater Charact, 86 127–38, 2013.

[215] Lentz, J., Röttger, A., Großwendt, F., Theisen, W., Enhancement of hardness, modulus and fracture toughness of the tetragonal (Fe,Cr)2B and orthorhombic (Cr,Fe)2B phases with addition of Cr. Mater Des, 156 113–24, 2018.

[216] Liu, Y., Li, B., Li, J., He, L., Gao, S., Nieh, T.G., Effect of titanium on the ductilization of Fe–B alloys with high boron content. Mater Lett, 64(11), 1299–301, 2010.

[217] Correa, E.O., Alcantara, N.G., Tecco, D.G., Kumar, R. V., Development of an Iron-Based Hardfacing Material Reinforced with Fe-(TiW)C Composite Powder. Metall Mater Trans A, 38(5), 937–45, 2007.

[218] Gencer, Y., Tarakci, M., Calik, A., Effect of titanium on the boronizing behaviour of pure iron. Surf Coatings Technol, 203(1), 9–14, 2008.

[219] Balart, M.J., Davis, C.L., Strangwood, M., Fracture behaviour in medium-carbon Ti–V–N and V–N microalloyed ferritic-pearlitic and bainitic forging steels with enhanced machinability. Mater Sci Eng A, 328(1), 48–57, 2002.

[220] Murray, J.L., The Fe−Ti (Iron-Titanium) system. Bull Alloy Phase Diagrams, 2(3), 320–34, 1981.

[221] Contieri, R.J., Lopes, E.S.N., Taquire de La Cruz, M., Costa, A.M., Afonso, C.R.M., Caram, R., Microstructure of directionally solidified Ti–Fe eutectic alloy with low interstitial and high mechanical strength. J Cryst Growth, 333(1), 40–7, 2011.

[222] T.Boniszewski., P.H.M.Hart., Evans, G., Studies of AWS E 6013 Rutile Electrodes, Part 1 - Effects of Calcium Carbonate. 1995.

[223] Zeng, L., Liu, L., Huang, S., Zhang, L., Experimental investigation of phase equilibria in the Ti-Fe-Cr ternary system. Calphad, 58 58–69, 2017.

[224] Pasang, T., Stevin, S.P., Michael, K., Wojciech, Z.M., Mona, A., Masami, M., Osamu, K., Characterisation of Intermetallic Phases in Fusion Welded Commercially Pure Titanium and Stainless Steel 304. Metals (Basel), 8(11), 863, 2018.

[225] Sulima, I., Tribological properties of steel/TiB2 composites prepared by spark plasma sintering. Arch Metall Mater, 59(4), 1263–8, 2014.

[226] Liu, H.Y., Yu, F.B., Meng, Q.S., Chen, S.P., Wang, H., Microstructure and properties of Fe–Cr–C hardfacing alloys reinforced with TiC–TiB2. Sci Technol Weld Join, 17(5), 419–23, 2012.

[227] Changle, Z., Shouhai, L., Yinghua, L., Jiang, J., Hanguang, F., Effect of boron on microstructure evolution and properties of wear-resistant cast Fe–Si–Mn–Cr–B alloy. J Mater Res Technol, 9(3), 5564–76, 2020.

[228] Zhong, M.-M., Huang, C., Tian, C.-L., The structural stabilities, mechanical properties and hardness of chromium tetraboride: Compared with low-B borides. Int J Mod Phys B, 30(30), 1650201, 2016.

[229] Dybkov, V.I., Grain refinement of Al – Si alloys by Nb – B inoculation . Part I : Concept development and effect on binary alloys. J Mater Sci, 42(16), 6614–27, 2007.

[230] Najafabadi, V.N., Amini, K., Alamdarlo, M.B., Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of Hadfield steel. Met Res Technol, 111(6), 375–82, 2014.

[231] Lv, Z., Fu, H., Xing, J., Ma, S., Hu, Y., Microstructure and crystallography of borides and mechanical properties of Fe–B–C–Cr–Al alloys. J Alloys Compd, 662 54–62, 2016.

[232] Sugözü, B., Dağhan, B., Fren Sürtünme Malzemelerinde Aşındırıcıların (Alümina, Silika, Zirkon) Tribolojik Özellikleri. Nevşehir Bilim ve Teknol Derg, 7(1), 14–23, 2018.

[233] Blau, P.J., Friction Science and Technology. 2nd ed. Florida: CRC Press; 2008.

[234] Gao, C., Liu, M., Effects of Normal Load on the Coefficient of Friction by Microscratch Test of Copper with a Spherical Indenter. Tribol Lett, 67(1), 8, 2018.

[235] Chowdhury, M.A., Khalil, M.K., Nuruzzaman, D.M., Rahaman, M.L., The effect of sliding speed and normal load on friction and wear property of aluminum. Int J Mech Mech Eng, 11(1), 45–9, 2011.

[236] Yang, J., Liu, Y., Ye, Z., Yang, D., He, S., Microstructure and tribological characteristics of nitrided layer on 2Cr13 steel in air and vacuum. Surf Coatings Technol, 204(5), 705–12, 2009.

[237] Kim, J.H., Ko, K.H., Noh, S.D., Kim, G.G., Kim, S.J., The effect of boron on the abrasive wear behavior of austenitic Fe-based hardfacing alloys. Wear, 267(9), 1415–9, 2009.

[238] Jian, Y., Xing, J., Huang, Z., Wu, T., Quantitative characterization of the wear interactions between the boride and metallic matrix in Fe-3.0 wt % B duplex alloy. Wear, 436–437 203021, 2019.

[239] Gawne, D.T., Ma, U., Friction and wear of chromium and nickel coatings. Wear, 129(1), 123–42, 1989.

[240] Wilson, R., Bowden, F.P., Part I. Friction of metals - Influence of oxide films on metallic friction. Proc R Soc London Ser A Math Phys Sci, 212(1111), 450–2, 1952.

[241] Panich, N., Fabrication, characterisation and property modelling of TiB2 based nanostructured coatings. 2007.

[242] Özkan, D., Yılmaz, M.A., Bakdemir, S.A., Sulukan, E., Wear and Friction Behavior of TiB2 Thin Film–Coated AISI 52100 Steels under the Lubricated Condition. Tribol Trans, 63(6), 1008–19, 2020.

[243] Ma, X., Li, Y., Cui, H., Zhu, P., Effect of Speed and Load on the Dry Sliding Wear Behaviour of Titanium Carbide Coatings. IOP Conf Ser Mater Sci Eng, 394 32012, 2018.

[244] Chauhan, S.R., Dass, K., Dry Sliding Wear Behaviour of Titanium (Grade 5) Alloy by Using Response Surface Methodology. Adv Tribol, 2013 272106, 2013.

[245] Bedolla-Jacuinde, A., Correa, R., Mejía, I., Quezada, J.G., Rainforth, W.M., The effect of titanium on the wear behaviour of a 16%Cr white cast iron under pure sliding. Wear, 263(1), 808–20, 2007.

[246] Fukumoto, S., Inoue, T., Mizuno, S., Okita, K., Tomita, T., Yamamoto, A., Friction welding of TiNi alloy to stainless steel using Ni interlayer. Sci Technol Weld Join, 15(2), 124–30, 2010.

[247] Li, W., Yan, L., Karnati, S., Liou, Frank., Newkirk, J., Taminger, B.M.K., Seufzer, J.W., Ti-Fe intermetallics analysis and control in joining titanium alloy and stainless steel by Laser Metal Deposition. Journal of Materials Processing Technology, 242, 39-48, 2017

[248] Wang, M., Cui, H., Wei, N., Ding, L., Zhang, X., Zhao, Y., Wang, C., Song, Q., A New Design of In Situ Ti(C,N) Reinforced Composite Coatings and Their Microstructures, Interfaces, and Wear Resistances. ACS Appl Mater Interfaces, 10(4), 4250–65, 2018.

[249] Hu, J., Zeng, J., Yang, Y., Yang, X., Li, H., Guo, N., Microstructures and wear resistance of boron-chromium duplex-alloyed coatings prepared by a two-step pack cementation process. Coatings, 9(9), 529, 2019.

[250] Kennedy, F., Frictional heating and contact temperatures. Mod Tribol Handb, 1 235–72, 2001.

[251] Sullivan, J.L., Athwal, S.S., Mild wear of a low alloy steel at temperatures up to 500°C. Tribol Int, 16(3), 123–31, 1983.

[252] Stott, F.H., The role of oxidation in the wear of alloys. Tribol Int, 31(1), 61–71, 1998.

[253] Fontalvo, G.A., Mitterer, C., The effect of oxide-forming alloying elements on the high temperature wear of a hot work steel. Wear, 258(10), 1491–9, 2005.

[254] Kramer, B.M., Judd, P.K., Computational design of wear coatings. J Vac Sci Technol A, 3(6), 2439–44, 1985.

[255] Archard, J.F., Hirst, W., Allibone, T.E., The wear of metals under unlubricated conditions. Proc R Soc London Ser A Math Phys Sci, 236(1206), 397–410, 1956.

[256] Aslan, O., Plazma Sprey Kaplama Yöntemiyle Tek ve Çift Katmanlı Kaplanan AISI 316 L Paslanmaz Çeliğinin Korozyon Davranışlarının İncelenmesi. Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi 2015.

[257] Prince, M., Thanu, A.J., Gopalakrishnan, P., Improvement in wear and corrosion resistance of AISI 1020 steel by high velocity oxy-fuel spray coating containing Ni-Cr-B-Si-Fe-C. High Temp Mater Process, 31(2), 149–55, 2012.

[258] Galvele, J.R., Tafel's law in pitting corrosion and crevice corrosion susceptibility. Corros Sci, 47(12), 3053–67, 2005.

[259] Erdogan, M., Gunes, I., Corrosion Behavior and Microstructure of Borided Tool Steel. Materia (Rio Janeiro), 20 523–9, 2015.

[260] Petrova, R.S., Suwattananont, N., Surface modification of ferrous alloys with boron. J Electron Mater, 34(5), 575–82, 2005.

[261] Suwattananont, N., Petrova, R.S., Zunino, J.L., Schmidt, D., Surface treatment with boron for corrosion protection. Proceedings of 2005 Tri-Service Corrosion Conference. 2005.

[262] Tavakoli, H., Khoie, S.M.M., An electrochemical study of the corrosion resistance of boride coating obtained by thermo-reactive diffusion. Mater Chem Phys, 124(2–3), 1134–8, 2010.

[263] Jiang, J., Wang, Y., Zhong, Q., Zhou, Q., Zhang, L., Preparation of Fe2B boride coating on low-carbon steel surfaces and its evaluation of hardness and corrosion resistance. Surf Coatings Technol, 206(2), 473–8, 2011.

[264] Ali, R., Corrosion Behavior of Titanium Based Ceramic Coatings Deposited on Steels. 2016.

[265] Bu, G.T., Gao, Y., Wang, C.L., Research on Corrosion Resistance of Titanizing and Nitriding on Carbon Steel in H2SO4 Solution. Mater Sci Forum, 704–705 1152–60, 2012.

[266] Gou, J., Wang, Y., Li, X., Zhou, F., Effect of rare earth oxide nano-additives on the corrosion behavior of Fe-based hardfacing alloys in acid, near-neutral and alkaline 3.5 wt.% NaCl solutions. Appl Surf Sci, 431 143–51, 2018.

[267] Bhagavathi, L.R., Chaudhari, G.P., Nath, S.K., Mechanical and corrosion behavior of plain low carbon dual-phase steels. Mater Des, 32(1), 433–40, 2011.

[268] Sun, G.F., Zhang, Y.K., Zhang, M.K., Zhou, R., Wang, K., Liu, C.S., Luo, K.Y., Microstructure and corrosion characteristics of 304 stainless steel laser-alloyed with Cr-CrB 2. Appl Surf Sci, 295 94–107, 2014.

[269] Sherif, E.-S.M., A comparative study on the electrochemical corrosion behavior of iron and X-65 steel in 4.0 wt % sodium chloride solution after different exposure intervals. Molecules, 19(7), 9962–74, 2014.

[270] Esra, P., 6-Amino-m-Kresol Polimerinin Bakır ve Paslanmaz Çelik Üzerine Sentezi ve Korozyon Performansının İncelenmesi. Çukurova Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kimya Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2009.

[271] Grabke, H.J., Reese, E., Spiegel, M., The effects of chlorides, hydrogen chloride, and sulfur dioxide in the oxidation of steels below deposits. Corros Sci, 37(7), 1023–43, 1995.

[272] Márquez-Herrera, A., Fernandez-Muñoz, J.L., Zapata-Torres, M., Melendez-Lira, M., Cruz-Alcantar, P., Fe2B coating on ASTM A-36 steel surfaces and its evaluation of hardness and corrosion resistance. Surf Coatings Technol, 254 433–9, 2014.

[273] Zhang, C., Chen, G.J., Dai, P.Q., Evolution of the microstructure and properties of laser-clad FeCrNiCoBx high-entropy alloy coatings. Mater Sci Technol, 32(16), 1666–72, 2016.

[274] Mukherjee, D., Muzhumathi, S., Mathiyarasu, J., Palaniswamy, N., Marikkannu, C., Corrosion and oxidation resistance properties of titanium-containing low-alloy steel. J Solid State Electrochem, 4(7), 402–7, 2000.

[275] Zhou, S., Xu, Y., Liao, B., Sun, Y., Dai, X., Pan, H., In-situ synthesis of Ti-Fe-based alloys prepared by the combination of mechanical alloying and laser melting deposition: Microstructure and corrosion resistance. J Alloys Compd, 768 697–706, 2018.

[276] Nishimura, T., Corrosion resistance of Mo–Fe–Ti alloy for overpack in simulating underground environment. Nucl Eng Des, 241(12), 4745–9, 2011.

[277] Wang, Y.L., Wang, Q., Liu, H.J., Zeng, C.L., Effect of grain refinement on the corrosion of Ni-Cr alloys in molten (Li,Na,K)F. Corros Sci, 109 43–9, 2016.

[278] Liu, Y.J., Li, S.J., Wang, H.L., Hou, W.T., Hao, Y.L., Yang, R., Sercombe, T.B., Zhang, L.C., Microstructure, defects and mechanical behavior of beta-type titanium porous structures manufactured by electron beam melting and selective laser melting. Acta Mater, 113 56–67, 2016.

[279] Dai, N., Zhang, L.-C., Zhang, J., Chen, Q., Wu, M., Corrosion behavior of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy in NaCl solution. Corros Sci, 102 484–9, 2016.

[280] Wang, Z.B., Hu, H.X., Zheng, Y.G., Ke, W., Qiao, Y.X., Comparison of the corrosion behavior of pure titanium and its alloys in fluoride-containing sulfuric acid. Corros Sci, 103 50–65, 2016.

[281] Hu, H., Wen, S., Duan, L., Wang, C., Chen, K., Wei, Q., Zhou, Y., Shi, Y., Enhanced corrosion behavior of selective laser melting S136 mould steel reinforced with nano-TiB2. Opt Laser Technol, 119 105588, 2019.

[282] Paneru, M., Stein-Brzozowska, G., Maier, J., Scheffknecht, G., Corrosion mechanism of alloy 310 austenitic steel beneath NaCl deposit under varying SO2 concentrations in an oxy-fuel combustion atmosphere. Energy and Fuels, 27(10), 5699–705, 2013.

[283] Grabke, H.J., Spiegel, M., Zahs, A., Role of alloying elements and carbides in the chlorine-induced corrosion of steels and alloys. Mater Res, 7 89–95, 2004.

[284] Liu, Z.Y., Li, X.G., Cheng, Y.F., Electrochemical state conversion model for occurrence of pitting corrosion on a cathodically polarized carbon steel in a near-neutral pH solution. Electrochim Acta, 56(11), 4167–75, 2011.

[285] Manna, I., Dutta Majumdar, J., Ramesh Chandra, B., Nayak, S., Dahotre, N.B., Laser surface cladding of Fe–B–C, Fe–B–Si and Fe–BC–Si–Al–C on plain carbon steel. Surf Coatings Technol, 201(1), 434–40, 2006.

ÖZGEÇMİŞ

Engin Kocaman, 17.04.1989'da Konya/Akşehir'de doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini Afyonkarahisar'da tamamladı. 2012 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği bölümünü, 2013 yılında Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliğini bölümünü tamamladı. 2016 yılında Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde araştırma görevlisi olarak çalışmaya başladı akabinde Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği ABD'daki yüksek lisans eğitimini tamamladı. Halen Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır.