

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TERMOREAKTİF DİFÜZYON YÖNTEMİYLE
ÇELİKLERİN DEMİR ALÜMİNİD KAPLANMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisi Eren YILMAZ

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Uğur ŞEN

Haziran 2008

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

TERMOREAKTİF DİFÜZYON YÖNTEMİYLE
ÇELİKLERİN DEMİR ALÜMİNİD KAPLANMASI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisi Eren YILMAZ

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

Bu tez 12 / 06 /2008 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.



Prof. Dr. Cuma BİNDAL
Jüri Başkanı



Doç. Dr. Uğur ŞEN
Üye



Yrd. Doç. Dr. Özkan ÖZDEMİR
Üye

TEŞEKKÜR

Çalıőmalarım sırasında fikir ve tecrübeleriyle bana yardımcı olan ve deneyler sırasında beni yönlendiren danışman hocam Doç. Dr. Uğur ŞEN'e sonsuz teşekkür ederim.

Hiçbir zaman benden maddi ve manevi desteğini esirgemeyen aileme teşekkürlerimi sunarım.

Haziran 2008

Met. ve Mlz. Müh.Eren YILMAZ

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER LİSTESİ.....	viii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	ix
TABLolar LİSTESİ.....	xvi
ÖZET.....	xviii
SUMMARY.....	xix

BÖLÜM 1.

GİRİŞ.....	1
------------	---

BÖLÜM 2.

YÜZEY İŞLEMLERİ.....	3
2.1.Giriş.....	3
2.2.Yüzey Mühendisliği.....	3
2.3.Yüzey Kaplama Teknikleri.....	6
2.3.1. Elektrolitik metal kaplama.....	6
2.3.2. Termokimyasal işlemler.....	7
2.3.3. Galvanizleme.....	7
2.3.4. Emaye kaplama.....	8
2.3.5. Termal spre y kaplama teknolojisi.....	8

2.3.6. Sol-jel prosesi.....	8
2.3.7. Fiziksel buhar biriktirme (FBB- PVD) yöntemi.....	9
2.3.8. Kimyasal buhar biriktirme (CVD) yöntemi.....	9

BÖLÜM 3.

İNTERMETALİKLER.....	10
3.1.Giriş.....	10
3.2. İntermetalik Bileşikler.....	12
3.2.1. Elektrokimyasal bileşikler.....	12
3.2.2. Boyut faktörü bileşikleri.....	12
3.2.3. Elektron bileşikleri.....	13
3.3. Alüminyum Esaslı İntermetalik Bileşikler.....	14
3.3.1.Nikel alüminidler.....	15
3.3.1.1.Ni ₃ Al.....	16
3.3.1.2.NiAl.....	17
3.3.2.Titanyum alüminidler.....	18
3.3.2.1.Ti ₃ Al.....	19
3.3.2.2.TiAl.....	20
3.3.3.Demir alüminidler.....	20

BÖLÜM 4.

DEMİR ALÜMİNİDLER.....	22
4.1.Giriş.....	22
4.2. Demir – Alüminyum İntermetalik Fazları.....	22

4.2.1. Demir-alüminyum reaksiyonunda intermetalik fazların oluşum mekanizması.....	24
4.3. Demir Alüminidlerin Mekanik Özellikleri.....	27
4.3.1. Gevreklik ve süneklik.....	27
4.3.2. FeAl alaşımlarında tane sınırlarının zayıflığı.....	29
4.3.3. Boşluk sertleşmesi ve gevreklik.....	31
4.3.4. Boşluk sertleşmesi ve anormallığı.....	31
4.3.5. Yorulma özellikleri.....	34
4.3.6. Oksidasyon ve korozyon direnci.....	35
4.3.7. Aşınma direnci.....	37
4.4. Demir Alüminid Kaplamalarda Termodinamik Yaklaşım.....	38
4.5. Uygulama Alanları.....	39

BÖLÜM 5.

TERMOKİMYASAL KAPLAMA YÖNTEMLERİ.....	40
5.1. Giriş.....	40
5.2. Metallerle Termokimyasal İşlemler.....	42
5.2.1. Alüminyumlama.....	42
5.2.2. Silisyumlama.....	42
5.2.3. Kromlama.....	43
5.3. Termoreaktif Difüzyon Yöntemi (TRD).....	43
5.3.1. TRD prosesindeki temel prensipler.....	44
5.3.2. Kullanılan malzemeler.....	46
5.3.3. Kaplama kutusunun dizaynı.....	47
5.3.4. TRD işleminin uygulama alanları.....	49
5.3.5. TRD yönteminin üstünlükleri.....	51

BÖLÜM 6.

ALÜMİNYUMLAMA YÖNTEMLERİ.....	52
6.1. Giriş.....	52
6.2. Alüminyumlama Prosesleri.....	52
6.2.1. Kutu alüminyumlama.....	52
6.2.2. Püskürtme ile alüminyumlama.....	53
6.2.3. Vakum alüminyumlama.....	54
6.2.4. Gaz alüminyumlama.....	54
6.2.5. Fiziksel buhar çöktürme yöntemiyle alüminyumlama.....	55
6.2.6. Giydirmeye.....	55
6.2.7. Elektrolitik alüminyumlama.....	56
6.2.8. Elektroforez.....	57
6.2.9. Sıcak daldırma ile alüminyumlama.....	57

BÖLÜM 7.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	58
7.1.Giriş.....	58
7.2. Deneylerde Kullanılan Numuneler ve Kimyasal Analizleri.....	58
7.3. Deneylerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanışı.....	60
7.4. Deneylerde Kullanılan Cihazlar.....	60
7.4.1. Alüminyumlama fırını.....	60
7.4.2. Alüminyumlama potası.....	60
7.4.3. Kaplama karışımı.....	61
7.5.Alüminyumlama İşlemi.....	61
7.6. Metalografik İnceleme.....	62
7.7. X-Işınları Difraksiyon Analizleri.....	62

7.8. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizi.....	63
7.9. Sertlik ve Tabaka Kalınlığı Deneyleri.....	63
7.10. Kırılma Tokluğunun Deneyleri.....	63
7.11.Kinetik Çalışmalar.....	64
BÖLÜM 8.	
DENEYSEL SONUÇLAR.....	68
8.1.Giriş.....	68
8.2. Metalografik İnceleme Sonuçları.....	68
8.3. Tabaka Kalınlığı ve Sertlik İncelemeleri.....	83
8.4. Kaplama Tabakasının Büyüme Kinetiği.....	100
8.5. Kırılma Tokluğu Çalışmaları.....	107
8.6. X-Işınları Difraksiyon Analizleri.....	113
8.7.Taramalı Elektron Mikroskobu ve Elementel Analiz İncelenmesi.....	117
BÖLÜM 9.	
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	123
9.1. Sonuçlar.....	123
9.2. Öneriler.....	124
KAYNAKLAR.....	125
ÖZGEÇMİŞ.....	129

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

TRD	: Termoreaktif difüzyon
PVD	: Fiziksel buhar biriktirme
CVD	: Kimyasal buhar biriktirme
FeAl	: Demir alüminid
NH ₄ Cl	: Amonyum klorür
Al ₂ O ₃	: Alümina
NiAl	: Nikel alüminid
TiAl	: Titanyum alüminid
AlN	: Alüminyum nitrür
GSP	: Geometrik sıkı paket yapı
ΔG	: Serbest enerji
AlCl	: Alüminyum klorür
AIM	: Argon indüksiyon ergitmesi
VIM	: Vakum indüksiyon ergitmesi
ESR	: Elektro cüruf arıtma
VHP	: Sıcak vakum pres
HIP	: Sıcak izostatik pres
AISI	: Amerikan çelik enstitüsü normu
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
EDS	: Enerji dağılımlı x-ışınları spektroskopisi
K _C	: Kırılma tokluğu
HV	: Vickers sertlik
x	: Tabaka kalınlığı
D	: Difüzyon katsayısı
Q	: Aktivasyon enerjisi
t	: Zaman
j	: Difüzyon akısı

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Yüzey mühendisliği bünyesinde yer alan yüzey işlemleri.....	4
Şekil 2.2. Çeliklerin yüzey modifikasyonlarının sağlanmasında kullanılan değişik metodların sertlik derinliği ve sıcaklık açısından kıyaslanması.....	5
Şekil 3.1. HMK (a) ve YMK (b) yapılarından türemiş bazı basit intermetalik kristal yapılar.....	15
Şekil 3.2. Al-Ni faz diyagramı.....	16
Şekil 3.3. Titanyum alüminitlerin kristal yapıları (a) L1o, (b) DO19.....	19
Şekil 3.4. Fe-Al ikili faz diyagramı.....	21
Şekil 4.1. Demir-alüminyum intermetalik bileşiklerinin serberst enerjileri. ile sıcaklıkları arasındaki ilişki.....	23
Şekil 4.2. Katı demir-sıvı alüminyum etkileşiminin şematik diyagramı.....	25
Şekil 4.3. (η) fazı Fe_2Al_5 kristal yapısı ve kristal simetrisi.....	26
Şekil 4.4. Çeşitli ortamlarda oda sıcaklığında Fe- 36.5 % Al'nin gerilme genleme Davranışı.....	28
Şekil 4.5. Ultra vakum ortamında FeAl'ın gerilme sünekliği ve kırılma sünekliği.....	30
Şekil 4.6. CoAl,FeAl ve NiAl için sertlik-kompozisyon ilişkisi.....	32
Şekil 4.7. FeAl'un oda sıcaklığında Al konsantrasyonuna göre sertliği.....	33
Şekil 4.8. Mikrosertlik ve boşluk konsantrasyonunun arasındaki ilişki.....	33
Şekil 4.9. Kompozisyonu bir fonksiyonu olarak B2 intermetaliklerinin mukavemeti.....	34

Şekil 4.10. Al oranı artışıyla demir FeAl alaşımlarının sertlik ve aşınma oranı değişimi.....	37
Şekil 4.11. Üçlü alaşımların Fe ₃ Al aşınmasına etkisi ve Fe-Al-Ti alaşımına Ti ilavesinin etkisi.....	38
Şekil 4.12. Ferritik çelik üzerine Al çökmesinin gösterimi.....	39
Şekil 5.1. TRD prosesinde işlem sırası.....	46
Şekil 5.2. TRD proseslerinde kutu dizaynları.....	48
Şekil 5.3. Farklı durumlarda gömülmüş numuneler.....	49
Şekil 7.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan potanın ve pota kapağının geometrik Şekli.....	61
Şekil 7.2. 900°C de 5h süre ile kaplanan 1010 çeliğine 100gr yük uygulanıp çatlak oluşturulmuş görüntü.....	64
Şekil 8.1. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 1010 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	69
Şekil 8.2. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 1010 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	70
Şekil 8.3. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 1010 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	71
Şekil 8.4. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 4140 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	72
Şekil 8.5. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 4140 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	73
Şekil 8.6. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 4140 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	74
Şekil 8.7. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI D2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	75

Şekil 8.8. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI D2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	76
Şekil 8.9. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI D2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	77
Şekil 8.10. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI M2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	78
Şekil 8.11. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI M2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	79
Şekil 8.12. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI M2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri.....	80
Şekil 8.13. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI 1010 çeliğinin SEM görüntüsü.....	81
Şekil 8.14. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI 4140 çeliğinin SEM görüntüsü.....	82
Şekil 8.15. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI D2 çeliğinin SEM görüntüsü.....	82
Şekil 8.16. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI M2 çeliğinin SEM görüntüsü.....	82
Şekil 8.17. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	83
Şekil 8.18. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	84

Şekil 8.19. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	84
Şekil 8.20. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	85
Şekil 8.21. AISI 1010 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı.....	85
Şekil 8.22. AISI 4140 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı.....	86
Şekil 8.23. AISI D2 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı.....	86
Şekil 8.24. AISI D2 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı.....	87
Şekil 8.25. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	89
Şekil 8.26. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	90
Şekil 8.27. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	91
Şekil 8.28. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	92

Şekil 8.29. AISI 1010 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K’de elde edilen demir alüminid kaplama tabakakalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi.....	100
Şekil 8.30. AISI 4140 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K’de elde edilen demir alüminid kaplama tabaka kalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi.....	101
Şekil 8.31. AISI D2 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K’de elde edilen demir alüminid kaplama tabaka kalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi.....	101
Şekil 8.32. AISI M2 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K’de elde edilen demir alüminid kaplama tabaka kalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi.....	102
Şekil 8.33. AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	103
Şekil 8.34. AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	103
Şekil 8.35. AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	104
Şekil 8.36. AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	104
Şekil 8.37. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi.....	107
Şekil 8.38. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı.....	108
Şekil 8.39. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi.....	108
Şekil 8.40. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı.....	109

Şekil 8.41. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi.....	109
Şekil 8.42. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı.....	110
Şekil 8.43. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi.....	110
Şekil 8.44. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı.....	111
Şekil 8.45. a) 700 °C, b) 800°C ve c) 900°C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri	113
Şekil 8.46. a) 700 °C, b) 800°C ve c) 900°C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri.....	114
Şekil 8.47. a) 700 °C, b) 800°C ve c) 900°C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri	115
Şekil 8.48. a) 700 °C, b) 800°C ve c) 900°C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri	116
Şekil 8.49. 800 °C'de 3 saat süreyle kaplanan AISI 1010 çeliğinin a) SEM görüntüsü, b, c, d, e ve f kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri.....	118
Şekil 8.50. 800 °C'de 3 saat süreyle kaplanan AISI 4140 çeliğinin a) SEM görüntüsü, b, c, d ve e kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri.....	119
Şekil 8.51. 800 °C'de 3 saat süreyle kaplanan AISI D2 çeliğinin a) SEM görüntüsü, b, c, d, e ve f kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri.....	120

Şekil 8.52. 800 °C'de 3 saat süreyle kaplanan AISI M2 çeliğinin

- a) SEM görüntüsü, b, c, d ve e kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri.....121

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1. Yüzey kaplama metodları, uygulandığı sıcaklıklar ve elde edilen tabaka kalınlıkları.....	7
Tablo 3.1. Fiziksel ve kimyasal özellikleri arasındaki kritik özellikler.....	14
Tablo 3.2. Al-Ni faz diyagramındaki fazların bileşim ağırlığı ve pearson sembolleri gösterimi.....	16
Tablo 3.3. Fe-Al faz diyagramındaki fazların bileşim ağırlığı ve pearson sembolleri gösterimi.....	21
Tablo 4.1. Demir-Alüminyum sistemindeki intermetalik fazların oluşum serbest enerji değişimleri.....	23
Tablo 4.2. Demir alüminid intermetalik fazlarının bazı özellikleri.....	24
Tablo 4.3. Fe-40 Al oda sıcaklığında çevresel testlerin incelenmesi.....	29
Tablo 4.4. FeAl 'de oda sıcaklığında boşluk konsantrasyonunun yüzde uzamaya etkisi.....	31
Tablo 4.5. Farklı kaliteleredeki alüminyum kaplı çeliklerin yorulma mukavemeti.....	34
Tablo 5.1. Önemli termokimyasal proseslere bir bakış.....	41
Tablo 5.2. TRD prosesine tabi tutulan takımların uygulamaları.....	50
Tablo 6.1. Alüminyum kaplama yöntemleriyle ilgili karşılaştırmalı bilgiler.....	57
Tablo 7.1. Deneylerde kullanılan malzemelerin spektral analiz değerleri.....	60
Tablo 8.1. 700 °C, 800 °C ve 900 °C'de 1, 3 ve 5 saat süreyle kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin zaman ve sıcaklığa bağlı olarak tabaka kalınlığı değerişimleri.....	93
Tablo 8.2. 700 °C'de kaplanmış AISI 1010 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	94
Tablo 8.3. 700 °C'de kaplanmış AISI 4140 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	94

Tablo 8.4. 700 °C’de kaplanmış AISI D2 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	95
Tablo 8.5. 700 °C’de kaplanmış AISI M2 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	95
Tablo 8.6. 800 °C’de kaplanmış AISI 1010 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	96
Tablo 8.7. 800 °C’de kaplanmış AISI 4140 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	96
Tablo 8.8. 800 °C’de kaplanmış AISI D2 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	97
Tablo 8.9. 800 °C’de kaplanmış AISI M2 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	97
Tablo 8.10. 900 °C’de kaplanmış AISI 1010 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	98
Tablo 8.11. 900 °C’de kaplanmış AISI 4140 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	98
Tablo 8.12. 900 °C’de kaplanmış AISI D2 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	99
Tablo 8.13. 900 °C’de kaplanmış AISI M2 çeliği numunelerinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları.....	99
Tablo 8.14. AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin aktivasyon enerjileri ve 700,800 ve 900 °C’ler için difüzyon katsayıları.....	105
Tablo 8.15. Farklı kaplama prosesleri için demir alüminid formundaki kaplamalarda aktivasyon enerjileri.....	106
Tablo 8.16. 700 °C, 800 °C ve 900 °C’de 1, 3 ve 5 saat süreyle kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin zaman ve sıcaklığa bağlı olarak kırılma tokluğu değişimleri.....	112

ÖZET

Anahtar Kelimeler : Alüminyumlama, TRD, Demir Alüminid, Kaplama

Bu çalışmanın amacı, termoreaktif difüzyon yöntemiyle alüminyumlama işlemine tabi tutulan AISI 1010, AISI 4140, AISI M2, AISI D2 çeliklerinin yüzeylerinde oluşabilecek kaplama mikroyapılarını, kimyasal bileşimlerini, tabaka morfolojilerini ve mekanik özellikler üzerine etkilerini araştırmaktır.

Bu çalışmada, termoreaktif difüzyon yöntemiyle içerisinde farklı oranlarda alaşım elementleri bulunduran AISI 1010, AISI 4140, AISI M2, AISI D2 çeliklerinin yüzeylerine demir alüminid kaplama işlemi uygulanmıştır. Bu çeliklerin her biri için 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerinde kaplama işlemi uygulanmıştır. Demir alüminid kaplanan numuneler metalografik olarak hazırlanarak mikroyapı, mikrosertlik ve tabaka kalınlıkları ölçümleri yapılmıştır. Aynı şekilde hazırlanan 800°C ve 3 saatte demir alüminid kaplanmış numunelerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile mikroyapı çekimleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca kaplama tabakalarının içerdiği fazları belirlemek üzere 800°C ve 3 saatte kaplanmış numunelerin yüzeylerinden x-ışınları difraksiyonları alınarak faz analizleri yapılmıştır. Herbir numune için kırılma tokluğu çalışmaları ve kinetik incelemeler gerçekleştirilmiştir.

IRON ALUMINIDE COATING OF STEELS BY THERMO-REACTIVE DEPOSITION TECHNIQUE

SUMMARY

Key Words : Aluminizing, TRD, Iron aluminide, Coating

The aim of the study is to investigate coating microstructures, which may form on the surface of AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 and AISI M2 steels subjected to aluminizing process by thermo-reactive diffusion method, to find out chemical composition and layer morphology of the microstructures and the effect of these on mechanical properties.

Iron aluminide coating process was applied onto the surface of AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 and AISI M2 steels which comprised of different rates of alloying elements by using thermo-reactive diffusion method coating were applied to the each steel at 700 °C, 800 °C and 900 °C for 1, 3, and 5 hours respectively. Fe- aluminide coated samples were prepared in methalographically, then measured with regard to microstructure, micro hardness and layer thickness. Samples prepared in the same way were examined by scanning electron microscopy (SEM) and microstructural images were obtained. In order to determine phases took place in the coating layers, x-ray diffraction analysis were realized on the iron aluminide coated steels at 800 °C for 3 hours. Fracture toughness and kinetic investigation were also carried out on the coated steels.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Aşınma ve korozyondan dolayı dünyada her yıl önemli kayıplar olmaktadır. Yüzey mühendisliği, aşınma problemine çözüm üretmek için son yıllarda endüstriyel alanlarda geniş uygulama alanı bulmuştur. Yüzey işlemleriyle malzemenin sertlik, süneklik ve yorulma gibi mekanik özellikleri yanında sürtünme ve aşınma, oksidasyon ve korozyon özellikleri geliştirilmektedir. Sürtünerek çalışan makine elemanlarında belirli bir süre sonra ortaya çıkan aşınma problemlerini azaltmak için birçok yüzey iyileştirme teknikleri uygulanmaktadır. Malzeme dizaynında, korozyon ve aşınma gibi özelliklerin göz önünde bulundurulması gerekir. Amerikan Ulusal Teknoloji Enstitüsü'nün 1982 yılındaki araştırmasına göre korozyon ve aşınmadan dolayı meydana gelen zarar, gayri safi milli hasılanın % 6'sını (178,6 milyar dolar) teşkil ettiği görülmüştür. Ülkelerin korozyon nedeniyle kayıpları gayrisafi milli hasıllarının % 3,5-5 arasında değişmektedir. Bu kadar yüksek kayıpların oluşu, buna paralel endüstrinin gelişimi, dayanıklı ve kararlı malzemelere olan ihtiyacı arttırmıştır. Bu amaçla son yıllarda özellikle seramik esaslı malzemeler büyük ilgi toplamaktadır. Fakat bunlarda, tüm mekanik özelliklere, konvansiyonel malzemeler gibi cevap verememekte, hammadde üretimi ve şekillendirmedeki zorluklar fiyatın yüksek olmasına sebep olmaktadır. Bu sebeple mümkün olduğu kadar ucuz ve gerekli yapısal özellikleri sağlayan, buna karşılık yüzey özellikleri gelişmiş malzemelerin üretilmesi ağırlık kazanmıştır. Gerekli yüzey özellikleri sağlamak için günümüzde kullanılan yüzey işlemleri gittikçe önem kazanmıştır.

Yüzey işlemleri, sertlik, yorulma, aşınma, korozyon ve ısıl şok gibi mekanik ve tribolojik özelliklerin bir veya birkaçını geliştirmek ve üretim maliyetini düşürmek amacıyla uygulanmaktadır. Bu özellikler arasında parçanın aşınma ve korozyona karşı direncinin artırılması önem açısından ilk sırada yer alır. Bu amaçla son yıllarda oksit, karbür, borür, nitrür ve çeşitli intermetalik kaplamalar büyük ilgi toplamaktadır[1].

Bu alışmada, AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 eliklerine termoreaktif difüzyonla demir alüminid kaplanmış ve optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), x-ışınları analizleri, kinetik incelemeler, sertlik incelemeleri, tabaka kalınlığı çalışmaları ve kırılma tokluğu incelemeleri yapılmıştır.

BÖLÜM 2. YÜZEY İŞLEMLERİ

2.1.Giriş

Yüzey mühendisliği ve yüzey işlem teknolojileri son yıllarda çok önemli bir duruma gelmiştir. Yüzey işlemleri ile malzemenin sertlik, süneklik ve yorulma gibi mekanik sürtünme ve aşınma gibi tribolojik, oksidasyon ve korozyon özellikleri geliştirilmektedir. Bunlardan tribolojik özelliklerin geliştirilmesi önem açısından ilk sırayı teşkil etmektedir. Yüzey işlemleri, daha ucuz ve daha kolay üretilebilen altlık malzemesinin yüzeyini çeşitli işlemlerle değiştirerek, istenilen özellikte malzeme elde etmek ve çok amaçlı kullanarak ekonomik fayda kazanılmasını da sağlamaktadır. Bu işlemlerin en önemli avantajı, ucuz bir altlık malzeme yüzeyine yapılacak işlemlerle yüzey-ortam etkileşimine dayanan optik, manyetik, elektriksel, termal, kimyasal, korozyon ve oksidasyon gibi mühendislik özelliklerinin istenilen şekilde değiştirilebilmesidir. Malzemeye uygulanan yüzey işlemleri altlık malzemenin özelliklerini;

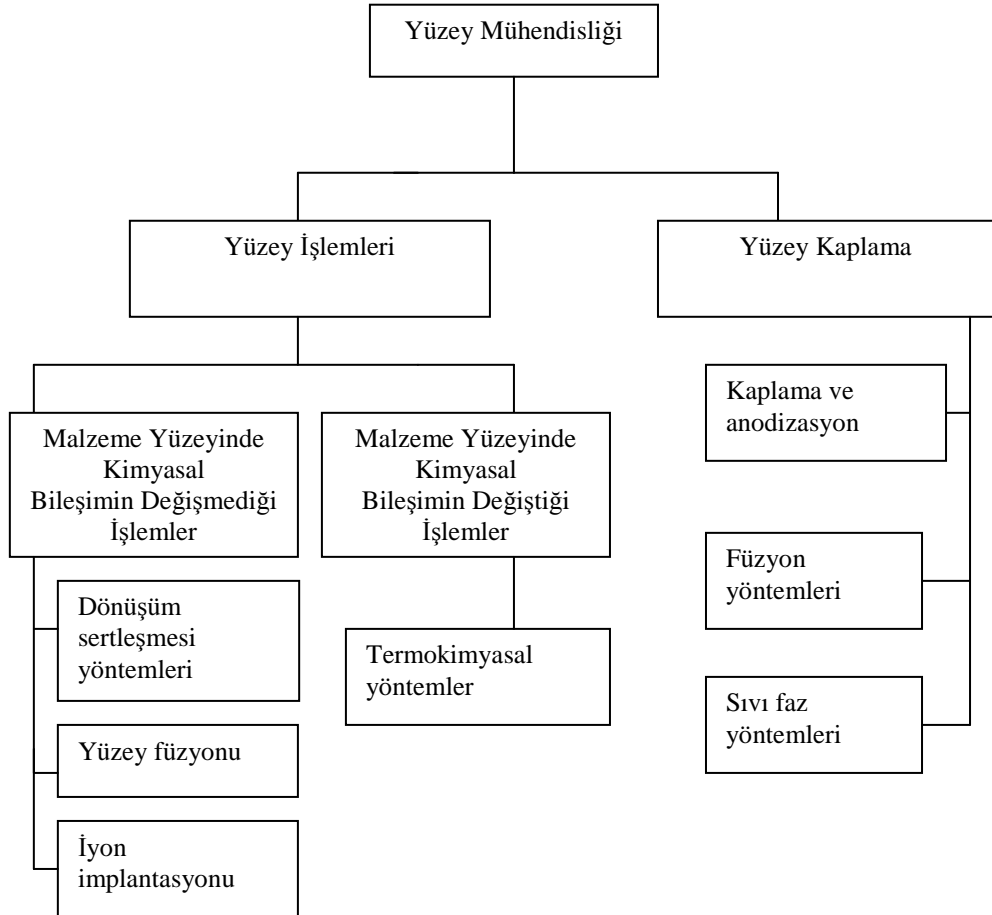
- a) Kaplama yolu ile (metal-alaşım-bileşik-seramik kaplama, organik kaplama, boya vs., inorganik kaplama, cam, beton, emaye gibi),
- b) Bir başka maddenin difüzyonu ve altlık malzeme ile bileşik oluşturulması yolu ile (borlama, nitrürleme, karbürleme ve karbonitrürleme gibi),
- c) Altlık malzemesinin kendinden kaynaklanan oksit tabakasını kalınlaştırmak (alüminyum ve titanyumun anodizasyonu gibi) ve başka maddelerle reaksiyona sokmak suretiyle (kromatlama ve fosfatlama gibi) değiştirmektedir[2].

2.2. Yüzey Mühendisliği

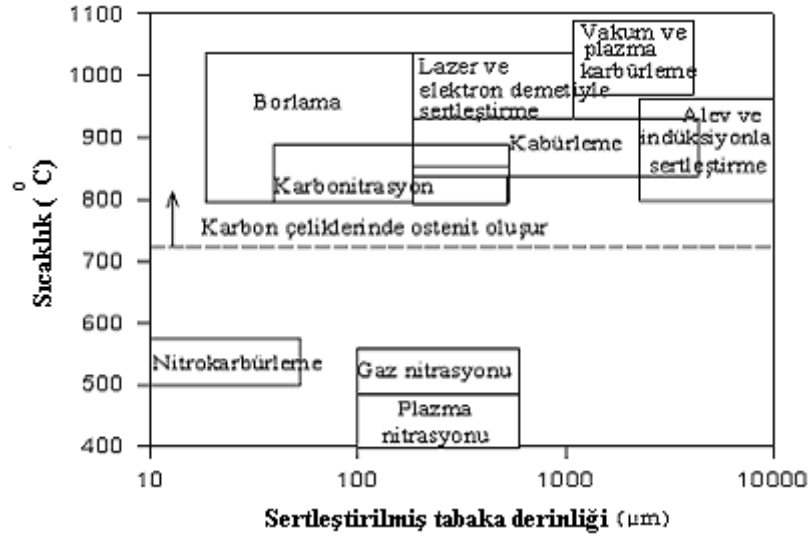
Malzemelerin yüzey özelliklerini değiştirerek; yeni mühendislik özellikleri kazandırmak ya da dekoratif açıdan çekici kılmak, insanoğlunun eski çağlardan beri süregelen amaçlarından birisi olmuştur. Günümüzde malzeme özelliklerinin

geliştirilmesine yönelik işlemler; yüzey ve altlık malzemenin tasarımını bir arada ele alan ve bu ikisinin tek başlarına sağlayamayacağı özellikleri ekonomik olarak sağlayabilen işlemler, olarak tanımlanır ve bilim olarak “Yüzey Mühendisliği” adını alır.

Yüzey mühendisliği teknolojilerinin avantajları; performans artışı, maliyet düşüşü, fonksiyonellikte iyileşme, mühendislik problemlerine çözüm getirme, nadir malzeme kaynaklarının dönüşümü, güç tüketiminde düşüş ve verim artışı sayılabilir. Yüzey mühendisliği kapsamında incelenen yüzey işlemleri şematik olarak Şekil 2.1'de, ve çeliklerin yüzey modifikasyonu için kullanılan değişik metotların sertlik derinliği ve sıcaklığa bağlı olarak kıyaslanması Şekil 2.2. 'de verilmektedir. Belirtilen yöntemlerin birçoğu çeliklere uygulanırken, bir kısmı da seramik ve polimerik malzemelere uygulanmaktadır [2].



Şekil 2.1 . Yüzey mühendisliği bünyesinde yer alan yüzey işlemleri [2]



Şekil 2.2. Çeliklerin yüzey modifikasyonlarının sağlanmasında kullanılan değişik metodların sertlik derinliği ve sıcaklık açısından kıyaslanması [2]

Yüzey sertleştirme işlemleri, malzeme yüzeyinin içyapısı ile birlikte kimyasının da değiştirilmesiyle yapılan ve difüzyon(yayınma) ile yüzey özelliklerinin değiştirilmesi esasına dayanan bir yöntemdir. Bu yöntemle malzeme yüzeyine azot, karbon, bor vb. sertleştirme elemanları yayınma ile ilave edilerek sert, aşınma, sürtünme ve korozyona karşı dirençli bir yüzey elde etmek mümkün olur. Yönteme göre sertleştirme elemanlarının parça yüzeyine ihtiva edilmesi gaz, sıvı veya iyon şeklinde olabilir. Bu yöntem farklılıkları da doğal olarak birbirinden farklı tabaka kalınlıkları ve sertlikleri oluşturur. Kaplamalarla malzemelerin korunması, parça performansının artırılmasında, kullanılan ve en önemli yollardan biridir. Pek çok sert malzeme mevcut olduğu için belirli ihtiyaçların karşılanması amacıyla en uygun kaplama malzemesi seçiminde bir takım kriterlere gerek vardır. Altık/tabaka ilişkisinin çok kompleks olmasından dolayı bu kolay değildir[2].

Burada her biri farklı özellikler gerektiren üç değişik bölge göze çarpar.

- Birinci bölge altlık yüzeyi olup burada yapışma tabaka ile altık etkileşimi ve ısıl genişleme uyumsuzluğundan doğan gerilme kritik noktalarıdır.
- İkinci bölge kaplama malzemesidir ve sertlik, mukavemet, iç gerilme, kırılma tokluğu, termal kararlılık, termal iletkenlik gibi kompozisyon ve mikroyapı özellikleri önemlidir,

c) Üçüncü bölge kaplama yüzeyidir ve çalışma parçası veya çevre ile kaplama malzemesinin etkileşim eğilimi göz önüne alınmalıdır.

2.3. Yüzey kaplama Teknikleri

Yüzey mühendisliği teknolojileri iki temel gruba ayrılabilir [3];

Yüzey İşlemleri; Bir malzemenin yüzeyine başka bir malzemenin difüzyonu neticesinde yüzeyde bir bileşik tabakasının oluşturulması (nitürleme, karbürleme, borlama, vb.)

Yüzey kaplamaları; Bir malzemenin yüzeyine başka bir malzeme katılması ya da çöktürülmesi (metal-alaşım-bileşik-seramik kaplama, boya-cam-beton-emaye kaplama vb.)

Yüzey kaplama metodları fiziksel duruma göre; gazlı sistemler; kimyasal buhar biriktirme (CVD), fiziksel buhar biriktirme (PVD), iyon demet destekli kaplama (IBAD), solisyonlu sistemler; elektrokimyasal kaplama, kimyasal solüsyon kaplama (kimyasal redüksiyon, elektroliz kaplama, kimyasal dönüşüm), sol-jel ve, yarı eriyik ve ergimiş sistemler; lazer, termal sprey, kaynak, olarak üç grupta incelenir[4].

Kaplama prosesleri sonucunda üretilen fonksiyonel tabakaların kalınlığı 100 µm ve daha fazla ise bu proses kalın kaplama yöntemi olarak tanımlanabilir. Kalın kaplama tabakasının ince tabakaya üstünlükleri ; daha fazla ısı depolama hacmine sahip olması, ara yüzeyde gerilme profilinin net ve yüksek doğrulukta olması ve korozyon davranışlarına karşı uzun servis ömrü göstermesidir[3].

2.3.1. Elektrolitik metal kaplama

Metalik veya metalik olmayan bir malzeme yüzeyine elektrokimyasal metodlarla metalik film oluşturulmasıdır. Günlük hayatımızda yüzeyi elektrolitik yöntemlerle kaplanmış pek çok ürün kullanılmaktadır. Saatlerde gümüş kaplama, gözlüklerde altın, araba ve uçak parçalarında çok çeşitli elektrolitik kaplama yöntemlerinin uygulandığı görülmektedir. Genel olarak korozyona ve aşınmaya karşı direnç özellikleri nedeniyle daha çok tercih edilmektedir[3].

Tablo 2.1. Yüzey kaplama metodları, uygulandığı sıcaklıklar ve elde edilen tabaka kalınlıkları [4]

Kaplama Yöntemleri	Sıcaklık (°C)	Tabaka Kalınlığı (μm)
İyon destekli kap. (IAC) İyon demet destekli kap. (IBAD)	100-600	0,5-5
PVD	160-600	0,1-103
Termal sprej	150-800	103-150
CVD	200-1000	1-104
Elektrolitik kap.	0-200	10-130
Kaynak	600-1000	103-104
Sol-jel	0-600	1-10
Termokimyasal	400-1000	10-104

2.3.2. Termokimyasal işlemler

Termokimyasal difüzyon işlemi kavramı ; karbürleme, dekarbürizasyon, nitrürleme, borlama, vanadyumlama veya niyobyumlama gibi farklı yöntemleri kapsar. Bu yöntemlerin amacı yabancı elementlerin iş parçasına difüzyonuyla malzemenin yüzeyini değiştirmektir. Bu suretle üretilen tabakalarla, malzemeler özel kullanım amacına uygun özellikler kazanır. Böylelikle düşük alaşımlı veya hatta alaşımsız çelik yüzeyine alaşım elementi biriktirmek suretiyle uygulanabilir[3].

2.3.3. Galvanizleme

Demir esaslı bir malzemenin sıvı çinko banyosu içerisine daldırılarak yüzeyinin koruyucu bir çinko tabakası ile kaplanması işlemidir. Bu yöntemle ; uzun daldırma

süreleri ya da alaşımlama tavı sırasında demir ve çinko arasında gelişen reaksiyonlar sonucunda kaplama içerisinde Fe-Zn faz diyagramında görülen fazlar oluşmaktadır[3].

2.3.4. Emaye kaplama

Kaplanan yüzeyin fiziksel ve kimyasal özellikleri ile uygulanan, proses açısından diğer kaplama yöntemlerinden farklı özellikler gösterir. Emayenin mükemmel yapışması, dekoratif görünümü, fiziksel ve kimyasal açıdan dış etkilere dayanımı ve korozyon direnci sağlaması nedeni ile özellikle çeliğin emaye kaplanması alanında önemli gelişmeler kaydedilmiştir. Emaye kaplamaların kullanım alanları ; dekoratif amaçlı eşyalar, endüstriyel kazan ve kaplar, mutfak eşya ve cihazlarının kaplanmasında, iş merkezlerinin bina-yapı dış yüzeyinde kullanılan çelik esaslı malzemelerin kaplanmasında uygulama alanı bulmaktadır[3].

2.3.5. Termal spreycaplama teknolojisi

Mevcut kaplama yöntemleri arasında en yaygın endüstriyel kullanım alanı bulmuş ve çok sayıda farklı yöntemin oluşturduğu bir kaplama teknolojisinin genel adıdır. Bu yöntemde ana düşünce, metal ve alaşım yüzeylerinde ince ve koruyucu değeri yüksek, aşınmaya dayanıklı bir kaplama tabakası meydana getirmektir. Böylece kaplanmış malzeme aynı anda metallerin tokluk ve şekillendirilebilme ile seramiklerin aşınma, korozyon ve yüksek sıcaklık dayanımı gibi üstün özelliklerine bir arada sahip olmaktadır[3].

2.3.6. Sol-jel prosesi

Bir sıvı içerisinde bulunan katı taneciklerden oluşan kolloidal süspansiyonların (sol) oluşması ve sonrasında sürekli bir sıvı faz içerisinde üç boyutlu katı inorganik ağ yapılarının (jel) oluşmasını içerir. Bu teknoloji çözelti formundan yola çıkılarak çok farklı uygulama alanına yönelik olarak seramik, cam ve kompozit malzemeler üretim tekniğine verilen genel isimdir[3].

2.3.7. Fiziksel buhar biriktirme (FBB- PVD) yöntemi

Katı haldeki bir malzemenin buharlaştırılıp veya sıçratılıp başka bir malzeme üzerine biriktirilmesi anlamına gelmektedir. FBB yönteminde fizikokimya kurallarının geçerli olduğu katılma mekanizmalarının geçerli olmaması dikkat çekicidir. Bu yüzden bu yöntemler denge dışı işlemler olarak bilinmektedir ve her türlü katı malzeme üzerine hemen hemen her malzemeyi kaplamaya imkan vermektedir[3].

2.3.8. Kimyasal buhar biriktirme (CVD) yöntemi

Ortalama kapalı bir kap içinde ısıtılmış malzeme yüzeyinin buhar halindeki bir taşıyıcı gazın kimyasal reaksiyonu sonucu oluşan 'katı' bir malzeme ile kaplanması kimyasal buhar biriktirme yöntemi olarak tanımlanır. Bu yöntemle metalik, elementler ve seramikler kaplanır[3]

BÖLÜM 3. İNTERMETALİKLER

3.1. Giriş

İntermetalik bileşikler, metaller ile seramikler arasında yer alan genellikle kimyasal açıdan birbirine benzemeyen iki veya daha fazla saf metalin dar kompozisyon aralıklarında ve basit oranlar çerçevesinde oluşturduğu kristal yapılu bileşiklerdir. Kritik düzenlenme sıcaklığında ($T_C < 700^\circ\text{C}$) uzun mesafede düzenli kristal yapılar oluşturan metalik bağlı bir malzeme sınıfı olan intermetalik bileşikler, metalik karakterdedir. Örneğin ışığı yansıtırlar ve iletkenler . Stokiometrik oranın dışında intermetalliği oluşturan metallerin birbiri içinde çözünürlüğü olmayan (tek bir bileşim noktası olan) intermetaliklerin, tek fazlı üretimleri oldukça zordur. Belli bir kompozisyon aralığında oluşan katı-hal faz dönüşümlü (birbiri içinde çözünürlüğü olan) intermetalik fazın tokluk özelliği malzemeye önemli bir avantaj sağlamaktadır [5]. Bununla birlikte, bazı intermetalikler sadece metalik bağ ile bağlanmazlar. Örneğin NiAl bileşiğinde metalik bağın yanı sıra kovalent bağ da tespit edilmiştir .

Kafes çalışmaları ile intermetalik bileşiklerin tam tanımlaması yapılarak karbür, nitrid ve borürlerden farkları belirlenmiştir. Yapılar genel olarak s, p ve d seviyesindeki elektronlarca kontrol edilen bağlarından dolayı metalik karakter göstermektedir. Bu bileşikler genellikle A ve B gibi iki elementten oluşan A_3B , A_2B , A_5B_3 , A_7B_6 ve AB şeklinde 5 farklı stokiometrik kombinasyonla sınıflandırılır. Her bir stokiometrik gruptaki intermetalik bileşikler farklı kristal yapıda oluşurlar. Pek çok kristal yapı, geometrik sıkı paket yapı olarak tanımlanan düzlemde iki elementin sıkı paket köşelerine istiflenmesi ile ifade edilir. Atomlar arasındaki etkileşim, intermetalik bileşiğin kristal yapı tipi ve stokiometrisi ile ilişkilendirilir. İntermetalik bileşik oluşumu, kimyasal ve fiziksel özellikleri uygun elementlerin birleştirilmesi (reaksiyona sokulması) ile kolaylaştırılır [5].

İntermetalik bileşiklerin düzenli kafes yapıları ile mekanik davranışları ve dislokasyon yapıları arasındaki ilişki 1960'lerden beri detaylı olarak araştırılmaktadır. Bu bileşiklerin deformasyonu ikili dislokasyon veya süperlatis kayması ile kontrol edilir. Yüksek sıcaklıklarda süperlatis dislokasyonlarının hareketinin nispeten düşük olması akma davranışında yükselmeye neden olmakta ve artan test sıcaklığına paralel olarak akma mukavemetinde artış gözlenmektedir. Bu akma davranışı pek çok intermetalik bileşikte (Ni_3Al , Cu_3Au) gözlenmiştir.

Yüksek sıcaklık uygulamaları için, malzemenin yüksek mukavemeti ve tokluğunun yanı sıra mikroyapısal kararlılığı, oksidasyon ve sürünme direncinin de yüksek olması gerekmektedir. İntermetalik malzemeler yüksek ergime noktası, korozyon direnci, kararlılığı ve mukavemet özellikleri ile dikkat çekmektedir. Fakat bu malzemenin kullanımını sınırlandıran en önemli faktör gevrek karakteridir. İntermetaliklerin gevrekliğinin muhtemel nedenleri ; yetersiz kayma sistemi, yüksek enerjili tane sınırları, empürite kaynaklı gevreklik, düşük klivaj mukavemeti veya düşük yüzey enerjisi, deformasyon sertleşmesi, yüksek gerilim oranlarına hassasiyet ve çevre faktörü olarak sıralanabilir.

İntermetalik bileşiklerin gevreklik özelliklerinden dolayı şekillendirilmeleri oldukça zordur. Ayrıca düşük kırılma tokluğu, yüksek çentik hassasiyeti, aşırı yorulmadan kaynaklanan çatlak büyümesi ve düşük süneklik özellikleri bu malzemelerin kullanım alanlarını oldukça sınırlandırmaktadır . İntermetalik bileşiklerin mikroyapısal kontrolü sayesinde mukavemet özelliklerinde düşme olmadan sünekliği ve tokluğu geliştirilebilir. Mikroyapısal kontrol; tane boyutu kontrolü, çok fazlı yapı ve kristal yapı değişimi ile yapılmaktadır. Tane boyut kontrolü mikron altı seviyeden tane sınırlarının tamamen yok edilmesine kadar geniş bir aralıkta değişmektedir (örneğin; yönl katılaştırma, tek kristal). İki veya çok fazlı mikroyapıların tokluğu, tek fazlı yapılara kıyasla daha yüksektir (örneğin ; ötektoid çelikler, temperlenmiş martenzitik çelikler).İntermetalik malzemelerin bazı avantajları; yüksek sıcaklıkta yüksek mukavemet, yüksek oksidasyon ve korozyon direnci, birim yoğunluk başına yüksek mukavemettir. Dezavantajları ise; oda sıcaklığında düşük süneklik, 600°C'nin üstündeki sıcaklıklarda mekanik mukavemette ani düşüştür[5].

3.2. İntermetalik Bileşikler

İntermetalik bileşikler; elektrokimyasal bileşikler, boyut faktörü bileşikleri ve elektron bileşikleri formunda olabilir. Bu üç tip bileşiğin hangisinin oluşacağı kesin olarak açıklanamaz ve bileşikler birçok faktörden etkilenirler. Oluşan fazın karakteristiği bu çeşitli faktörlerin sonucu olarak ortaya çıkmaktadır[6].

3.2.1. Elektrokimyasal bileşikler

Kimyasal valans kurallarına uygun olarak oluşurlar (örneğin; Mg_3Sb_2 , Mg_3Bi_2 ,...). Bu valans bileşikleri genellikle kuvvetli metalik kimyasal özelliklere sahip bir metal (Mg gibi) ile zayıf metalik kimyasal özellik gösteren metal (Sb, Bi, Sn gibi) arasında oluşmaktadır. Çoğunlukla bu bileşikler ana metallerden daha yüksek ergime sıcaklığına sahiptir (Örneğin; $Mg_2Sn \rightarrow Terg: 780^\circ C$; $Mg \rightarrow Terg: 650^\circ C$; $Sn \rightarrow Terg: 232^\circ C$).

3.2.2. Boyut faktörü bileşikleri

Her iki elementin atom çaplarının birbirine göre çok az farkı varsa elektron bileşikleri oluşmaktadır. Fakat bu fark fazla ise boyut faktörü bileşikleri arayer ve yeralan şeklinde olacaktır.

Birçok arayer katı çözültisinde arayer atomlarının latis köşelerindeki atomlara oranı 0,41 değerine sahiptir ve distorsiyon olmaksızın latis içinde büyük oranlarda çözünür. $0,41R < r < 0,59R$ ise arayer bileşikleri oluşur. Hidrür, borürler, karbürler ve nitürler geçiş elementlerinin ortak örnekleridir. Bu bileşikler kübik veya hegzagonal tipte basit yapıdadırlar. Bu durumda metal atomları normal latis köşelerini , metalik olmayan atomlar ise arayerleri doldurur. r_{arayer} 'in R_{metal} 'e oranının $> 0,59$ 'a ulaşması ile distorsiyon başlar ve çok kompleks yapılar ortaya çıkar. Atomik boyut farkları % 20-30 mertebesinde ise ilave fazlar oluşmakta ve eğer ortak kristal yapılı ise atomlar etkili olarak paketlenmektedir.

3.2.3. Elektron bileşikleri

Bu bileşikler normal valans kurallarına uymazlar. Söz konusu intermetalik bileşiklerin bir molekülünde atomların toplam sayısı ve bütün atomların valans bağlarının toplam sayısı (toplam valans sayısı/toplam atom sayısı) arasında sabit bir Hume-Rothery oranı vardır.

Genel olarak Hume-Rothery oranları 3'e ayrılır ;

- a) $3/2$ oranı ($21/14$) \rightarrow β yapıları (HMK) (CuZn, Cu₃Al, Cu₅Sn, NiAl, FeAl...)
- b) $21/13$ oranı \rightarrow γ yapıları (karmaşık kübik) (Cu₅Zn₈, Cu₉Al₄, Cu₃₁Sn₈, Ag₅Zn₈)
- c) $7/4$ oranı ($21/12$) \rightarrow ϵ yapıları (HSD) (CuZn₃, Cu₃Sn, AgCd₃, Ag₅Al₃...)

Bununla birlikte, pek çok intermetalik bileşik ne valans bileşiklerine ne de Hume-Rothery oranlarına uyar ve boyut faktörü veya topolojik olarak sıkı paketler oluştururlar.

İntermetalik bileşiklerin uygulama alanları; otomotiv, uzay, magnetik, enerji depolama, piller, hidrojen depolama, ısıtıcı elemanlar, takımlar ve kalıplar, fırın donanımı, korozif ortamlar, kimyasal endüstri için borular, kaplamalar ve elektronik devrelerdir.

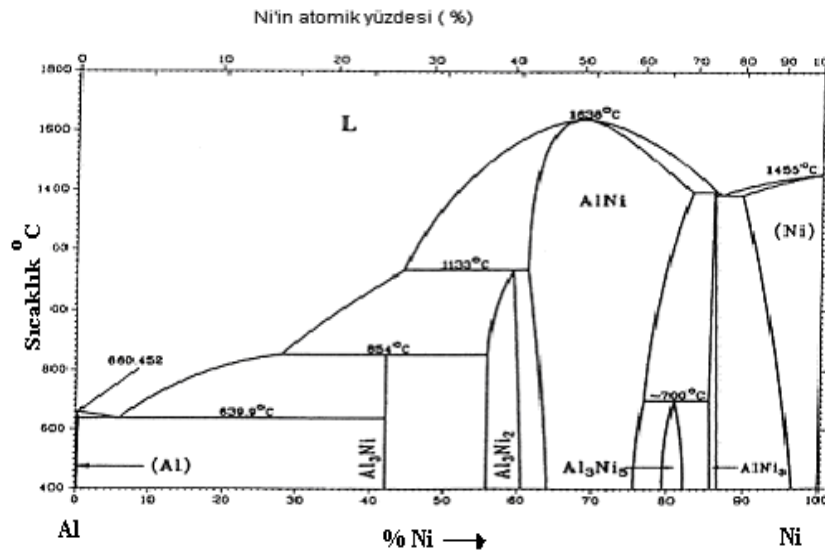
İntermetalik bileşiklerin fiziksel ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi ile pek çok uygulamalarda kullanılabileceği görülmüştür. İntermetalik bileşiklerin fiziksel ve kimyasal özellikleri arasındaki kritik özellikler Tablo 3.1.de verilmiştir.

Tablo 3.1. Fiziksel ve kimyasal özellikleri arasındaki kritik özellikler[6]

Özellik	Karakteristik Tanım
Sürünme mukavemeti	Ergime sıcaklığı ve bağ yapısı
Oksidasyon direnci	Oksit oluşturan elementin yüksek aktivitesi
Süneklik	Kristal yapı, stokiometri
Isıl genleşme	Ergime sıcaklığı, bağ yapısı, kristal yapı
Elastik modül	Kristal yapı, bağ yapısı
Alaşım potansiyeli	Faz alanı genişliği
Yoğunluk	Elementler, kristal yapı

3.3. Alüminyum Esaslı İntermetalik Bileşikler

Yüksek sıcaklık uygulamaları için oldukça elverişli olan Ti-, Fe- ve Ni- aluminidler üzerinde son yıllarda yapılan araştırmalarda, alaşımlama ve üretim işlemleri kontrol altında tutularak kristal yapıları, mikroyapısal oluşumları, tane yapıları ve kompozisyonları geliştirilerek gevreklik problemleri giderilmeye çalışılmaktadır. Yeterli Al içeren bileşiklerde oksitleyici ortamda, yüzeyde, kompakt ve koruyucu alumina (Al_2O_3) oluşmaktadır. Bu malzemeler düşük yoğunluklu, oldukça yüksek ergime noktalı, yüksek mukavemet ve iyi korozyon dirençli malzemelerdir. Şekil 3.1'de aluminid yapılarda atomların dağılımları gösterilmiştir. Burada yapı sembolleri, günümüzde kullanılan tanımlama şekline göre verilmektedir. Önce kristal yapı tipi tanımı sonra kristal yapı faz formülü yani prototip bileşik veya faz, daha sonra yapının Bravais latisi için Pearson sembolü ve en son olarak seçilen birim hücredeki atomların sayısı yazılmaktadır. Buna göre; $L1_2(CP4)$ yapı gösterimi, A_3B formülü ile tanımlanan YMK esaslı yapıyı ifade eder ve kübik yapıda, atomlar kafes köşelerinde ve birim hücrede 4 atom içeriyor demektir. $L1_0(tP4)$ ise, AB formüllü tetragonal yapıda, atomlar kafes köşelerinde ve birim hücrede 4 atom içeriyor demektir. Benzer şekilde tablo 3.2.de yer alan Al fazının $cF4$ pearson sembolü kübik yapıda yüzey merkezli 4 atom içeren birim hücre demektir. Ayrıca $D0_{22}$ yapısı geometrik sıkı paket bir yapıdır. Aluminidlerin çoğu belirtilen kompozisyon



Şekil 3.2. Al-Ni faz diyagramı[5]

Tablo 3.2. Al-Ni faz diyagramındaki fazların bileşim ağırlığı ve pearson sembolleri gösterimi[5]

Faz	Bileşim, Ağırlıkça %Ni	Pearson Sembolü
Al	0 – 0,24	cF4
Al ₃ Ni	42	oP16
Al ₃ Ni	55,9 – 60,7	Hp5
AlNi	61 - 83	cP2
Al ₃ Ni	79 - 82	...
AlNi ₃	85 -87	cP4
Ni	89 - 100	cF4

3.3.1.1 Ni₃Al

Ni₃Al bileşiği yüzey merkezli kübik (YMK) yapının bir türevi olan LI2 kristal yapısına sahiptir. 7.5 gr/cm³ yoğunluğu ile titanyum alaşımlarından ağır, süper alaşımlardan daha hafiftir. Ni ve Al saf elementlerinin ikisinden de daha yüksek ergime derecesine (1395 °C) sahip olup, 1380 °C'de sıvı Ni-Al ve B2 fazına sahip NiAl ile ötektik eşitliğe sahiptir. Ni₃Al erime derecesine kadar kararlıdır. Akma gerilimi oda sıcaklığından 700 °C'ye kadar sıcaklığın artması ile artar ve 700 °C'den

sonra yumuşama meydana gelir. Ayrıca akma gerilimi tane boyutunun azalması ile artabilir. Polikristalin Ni_3Al gevrektir ve taneler arası kırılma ile hasara uğrarken Ni_3Al tek kristalleri oldukça mukavemetlidir. Bu yüzden polikristalin gevrekliği zayıf tane sınırının sonucu olarak yorumlanır.

Oda sıcaklığında, özellikle nemli havada hidrojen oluşumunun neden olduğu lokal gevrekleşme meydana gelir. Polikristalin Ni_3Al gevrekliği; Cu, Co veya Pt ile makroalaşımlamayla azaltılabilir. Alternatif olarak, yetersiz Al içeriğine sahip Ni_3Al borla mikroalaşımlama ile ortadan kaldırılabilir. Ni_3Al 'un sürünme direnci jet motor tribün ağızlarında kullanılan Ni-esaslı süper alaşımlarla karşılaştırılmasa da, birçok süperalaşımla kıyaslanabilir. Ni_3Al içindeki Al, $1200^{\circ}C$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda koruyucu, kararlı Al_2O_3 oluşumu için yeterlidir. Dolayısıyla yüksek sıcaklıkta oksidasyon direnci yüksektir. Düzensiz alaşımlarda sürünme direnci, düşük sıcaklıklarda yüksektir ve dislokasyonların ısıl aktivasyon hareketi sonucu sıcaklığın artması ile düşerken, Ni_3Al tersine bir davranış sergilemektedir [5].

Ni_3Al alaşımları, iyi mukavemet, erozyon ve oksidasyon içeren aşınmaların ve iyi yorulma direncinin gerekli olduğu yerlerde; gaz, su ve buhar tribünlerinde, otomotiv parçalarında, uçaklarda bağlantı elemanı olarak ve sabit kalıp gibi uygulamalar için aday malzemelerdir. Vanalar, emniyet valfleri, piston başı, piston halkası, dizel motorlarında dönen parçalar gibi uygulamalar için umut vermektedirler. Son yıllarda endüstriyel kuruluşlarda ısıtıcı tel olarak, pompa pervanelerinde, aşındırıcı mekanizmalarda, sıcak presleme kalıplarında ve dizel motor uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır [5].

3.3.1.2. NiAl

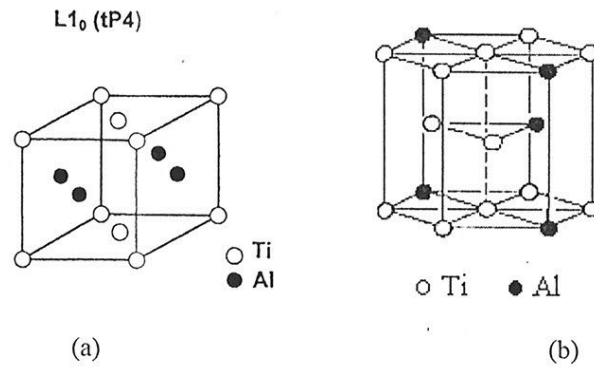
NiAl, en geniş intermetalik gruplardan biri olup, kübik B2 yapısı ile en iyi bilinen intermetalik bileşiktir. % 50 Al içeriğine sahip NiAl bileşiklerinin ergime sıcaklığı $1640^{\circ}C$ 'dir. Stokiometrik bileşimde 5.9 g/cm^3 yoğunluğu ile Ni esaslı geleneksel alaşımlarla karşılaştırıldığında oldukça düşük bir değere sahiptir ve bu değer azalan Al ile artar. Stokiometrik bileşimdeki polikristal NiAl'un oda sıcaklığındaki young

modülü 235 GPa civarındadır. Sürünme direnci düşük sıcaklıklarda nispeten yüksek olmasına rağmen yüksek sıcaklıklarda doğrusal olarak hızla düşmektedir [5],

Tam doymuş nikelce zengin (% 60'dan fazla Ni içeren) NiAl'da martenzitik dönüşüm olabilir, ancak Ni_5Al_3 ve/veya Ni_3Al ayrışma ve çökmesinden düşük sıcaklıklarda hızlı su vermeyle yüksek sıcaklıklarda tavlama ile kaçınılabılır. Martenzitik dönüşüm sıcaklığı, % 60 nikel için -240 °C'den % 70 nikel için 1000°C'ye kadar nikelin doymuşluğunun artması ile doğrusal olarak artar. Nikelce zengin NiAl martenzitik dönüşümü, yüzeysel uygulama gerilimlerine neden olabilir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için düşünülen birçok alüminidden farklı olarak B2 yapısı ile NiAl, oksidasyon süresince kolayca oluşan koruyucu Al_2O_3 ile mükemmel oksidasyon direnci sergilemektedir. Bazı silisiterden başka sadece gerçek intermetalik oksidasyon direnci, NiAl bileşiğinde görülmektedir. Yüksek oksidasyon direncinin fiziksel sebebi, Al içeriğinin yeterince yüksek olmasıdır ve Al difüzyonunun, iç hacim oksidasyonundan kaçınması ve tüm sıcaklıklarda yüzeyde kararlı alüminanın hızla oluşmasıdır. Oksidasyon direncinin Y, Zr, Hf gibi elementlerin mikroalaşımılması ile arttırıldığı bilinmektedir. NiAl intermetalik bileşikleri; düşük sıcaklıklarda düşük kırılma tokluğu ve düşük sünekliğe sahip olmalarına rağmen düşük yoğunluk, yüksek ergime derecesi, 1300 °C'ye kadar mükemmel oksidasyon direnci ve iyi ısı iletkenliği sayesinde gaz tribün motor pervaneleri ve sabit kanatlar gibi yüksek sıcaklık uygulamaları için potansiyel malzeme haline gelmiştir. NiAl'un uygulama alanlarını gıda, plastik, kimya, ilaç ve otomotiv endüstrisi olarak sıralayabiliriz. Ayrıca sabit kalıp yapımı ve termal bariyer kaplamalarda kullanılmaktadır [3].

3.3.2 Titanyum alüminidler

Titanyum alüminidlerin, sıkı paket hegzagonal A3 yapısı ile α -Ti (Ti_3Al) ve HMK A2 yapısı ile γ -Ti ($TiAl$) bileşikleri (Şekil 3.3) sahip oldukları üstün özelliklerle ilgi uyandırmaktadır[7].



Şekil 3.3. Titanyum alüminitlerin kristal yapıları (a) L1₀, (b) DO19 [7].

3.3.2.1 Ti₃Al

Ti₃Al, DO19 düzenli hegzagonal kristal yapısına sahip olup kafes parametreleri c ve a oranı (c/a) 0.8'dir. Genellikle yoğunluk için kabul edilen değer 4.2 gr/cm³'tür. Oda sıcaklığında, % 26 Al içeriği ile Ti₃Al için, Poisson oranı 0.29, young modülü 149 GPa, kayma modülü 58 GPa olarak bulunmuştur. Ti₃Al bazlı alaşımlar için young modülü 100-145 GPa arasındadır, Ti bazlı geleneksel alaşımlar da ise bu değer 96-110 GPa arasındadır. Ti₃Al bileşikleri düşük yoğunlukları ve yüksek sıcaklık özellikleriyle dikkat çekmektedir. Bununla birlikte, 600 °C üzerindeki düşük sıcaklıklarda pratik olarak deformasyon kabiliyeti olmayışı ile gevrek karakterdedir. Yüksek sıcaklıklarda deformasyon kabiliyeti artmaktadır [7].

Kırılma mukavemeti 600 °C üzerinde 600 MPa civarındadır. Yüksek sıcaklıklarda ısıl olarak yumuşama meydana gelerek, muhtemel plastik deformasyondan sonra kırılma mukavemetinin altında akma mukavemeti meydana gelmektedir. Ti₃Al bazlı intermetaliklerin, mikroyapı kontrolü ve ilave alaşım elementi eklenmesiyle süneklik ve mukavemet özellikleri geliştirilmektedir. Sünekliğin geliştirilmesi için en etkili element Nb olup alaşımlama ile birçok mekanik özellik geliştirilir ve Nb'un artması ile bu etki de artmaktadır. Yüksek sıcaklık uygulamaları için en önemli özellik sürünme direncidir. Mukavemeti geliştiren diğer alaşım elementleri Cr, Ta, B, Mn, V, Zr ve Mo'dir. Ti₃Al veya Ti₃Al esaslı alaşımlar yüksek sıcaklıkta oksijene maruz bırakıldığında bir yandan oksidasyon meydana gelirken diğer yandan alaşımdaki oksijen ayrışır. Oksidasyon direnci, seçili oksidasyonla oluşan koruyucu Al₂O₃

tabakası olarak düşünülebilir, ancak Al_2O_3 kararlılığı, TiO kararlılığından biraz daha yüksektir ve Ti_3Al içindeki titanyum alüminyumdan daha fazladır. Bu nedenle TiO, Ti_3Al ile temas ettiğinde kararlı oksittir ve TiO_2 olarak şekillenir. Bu özellikleri Ti_3Al 'un yüksek kullanım sıcaklıklarında oksidasyon direncini artırarak, sürünme mukavemetinin yeterli seviyelerde tutulmasını sağlar[7].

3.3.2.2 TiAl

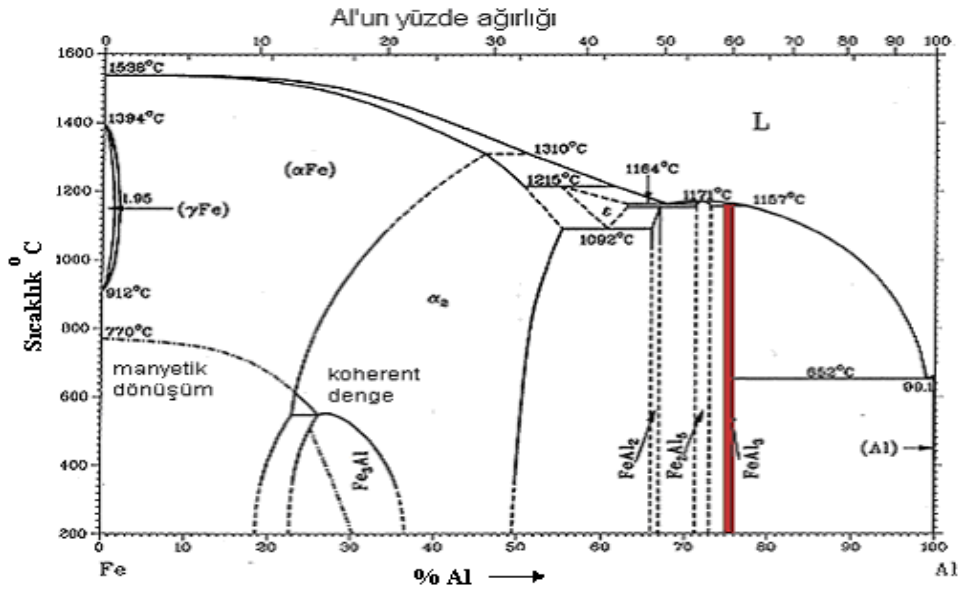
TiAl, tetragonal L10 kristal yapısına sahiptir. Kafes parametreleri c ve a oranı (c/a) 1.015'tir. 3.76 gr/cm^3 olan yoğunluk değeri ile Ti esaslı alaşımlardan ve Ti_3Al bileşiminden daha düşük yoğunluğa sahiptir. Oda, sıcaklığındaki stokiometrik TiAl için Poisson oranı 0.23, kayma modülü 70 GPa, young modülü 174 GPa olarak bulunmuştur. Ti_3Al ile karşılaştırıldığında elastik sabiti daha büyük, Poisson oranı daha küçüktür. TiAl geniş bileşim dağılımına sahip olup ergime noktasına kadar kararlıdır. Mukavemet ve süneklik özellikleri Ti_3Al alaşımları ile benzer özellik taşımaktadır, 700 °C'ye kadar pratik olarak deformasyon kabiliyeti olmayışı ile gevrekler ve sadece yüksek sıcaklıklarda plastik deformasyon gözlemlenir [7].

700 °C'ye kadar, yaklaşık 500 MPa kırılma mukavemetine sahiptir. TiAl alaşımının mekanik özellikleri ve korozyon davranışı Nb, Ta, Zr, W gibi alaşım elementleri ile geliştirilebilir. TiAl'un oksidasyon direnci, yüksek Al içeriği nedeniyle Ti_3Al 'dan daha yüksektir. Titanyum alüminidler, hafiflik ve diğer fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri ile uzay endüstrisinde yapısal malzemeler olarak kullanılabilen ideal yapılardır [7].

3.3.3. Demir alüminidler

Fe_3Al , $FeAl$, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ bileşikleri Fe-Al ikili faz diyagramındaki intermetaliklerdir (şekil 3.4.). Demir alüminidler; yüksek ergime noktasına, yüksek mukavemete, demir esaslı malzemelere göre düşük yoğunluğa, nispeten düşük malzeme maliyetine, yüksek sertliğe, mükemmel korozyon ve oksidasyon direncine, yüksek elastik modüle ve ticari metalik alaşımlardan farklı olarak yüksek elektrik direncine sahiptirler. Bununla birlikte bu alaşımların başlıca dezavantajları; zor elde

edilmeleri, oda sıcaklığında düşük süneklığe ve kırılma tokluğuna sahip olmaları, 500-600 °C civarındaki sıcaklıklarda mukavemetinin düşmesi, rutubete maruz bırakıldığında orta ve oda sıcaklığında lokal gevrekleşme hassasiyeti, atmosferik su buharı ve metaller arasında , hidrojenle kimyasal reaksiyon sonucu gevrekleşme meydana gelmesidir [8]. Bölüm 4'te demir alüminidlerden ayrıntılı bahsedilecektir.



Şekil 3.4. Fe-Al ikili faz diyagramı [9]

Tablo 3.3. Fe-Al faz diyagramındaki fazların bileşim ağırlığı ve pearson sembolleri gösterimi

Faz	Bileşim, Ağırlıkça % Al	Pearson sembolü
αFe	0-28	c12
γFe	0 – 0,6	cF4
FeAl	12,8 - 37	cP8
Fe_3Al	13 - 20	cF16
c	40 - 47	c116
FeAl_2	48 - 49,4	aP18
Fe_2Al_5	53- 57	oC
FeAl_3	58,5 – 61,3	mc102
Al	100	cF4
Meta Fazlar		
Fe_2Al_9	68,5	mP22
FeAl_6	74,3	oC28

BÖLÜM 4. DEMİR ALÜMİNİDLER

4.1 Giriş

Fe-Al ikili faz diyagramında (Şekil:3.4) Fe_3Al , $FeAl$, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ intermetalik bileşikleri mevcuttur. Bu intermetalik bileşiklerden, Fe-Al faz diyagramının demirce zengin kısmında bulunan, B2 yapısı ile $FeAl$ ve DO3 yapısı ile Fe_3Al , Fe-Al sisteminin en kararlı yapıları olup; fiziksel, ısıl, elektrik ve mekanik yönden çekici özelliklere sahiptir [8]. Fe_3Al bileşiği DO3 yapısı cF16 pearson sembolüne sahiptir, bu kübik yapıda, atomlar yüzeylerde ve birim hücrede 16 atom olduğunu ifade eder. Bu alaşımların iyi oksidasyon dirençleri, mükemmel sülfidasyon dirençleri vardır[10]. Birçok yapısal yüksek sıcaklık metallerine göre maliyetleri daha düşüktür. Sınıfında düşük yoğunluğa sahiptirler ($5.4-6.7 \text{ g/ cm}^3$). Paslanmaz çelik, süper alaşımlar gibi yapısal yüksek sıcaklık malzemelerinden % 30 daha düşük yoğunluğa sahiptirler. Bundan dolayı daha iyi yük/mukavemet oranına sahiptir. İlave olarak uygulamalar için, Cr gibi stratejik elementlerin kullanımını azaltma potansiyeline sahiptir. Bununla beraber işlem sıcaklıklarında sınırlı süneklik özelliği vardır. 873 K'nin üzerinde mukavemette keskin düşüş gösterirler. Bu yapısal uygulamalar için caydırıcı bir kabuldür. Yapısal uygulamalarda, yüksek gevreklik özelliği nedeniyle $FeAl$ 'i düşünmek, Fe_3Al 'i düşünmekten daha zordur. Bu yüksek alüminyum içeriğinden ileri gelmektedir[11].

4.2 Demir – Alüminyum İntermetalik Fazları

Şekil 3.4'deki demir-alüminyum denge diyagramında görüldüğü üzere alüminyum kaplama sıcaklıklarında üç intermetalik bileşik kararlıdır. %66.6 alüminyumda $FeAl_2$ olarak formüle edilen ve zeta (ζ) olarak isimlendirilen bileşik mevcuttur. Fe_2Al_5 ara fazı, eta (η), 1173 °C'deki bir ergime reaksiyonu sonucu oluşmaktadır ve %71.9 alüminyum içermektedir. 1160°C'de sıvı alüminyum ile Fe_2Al_5 arasındaki peritektik bir reaksiyon

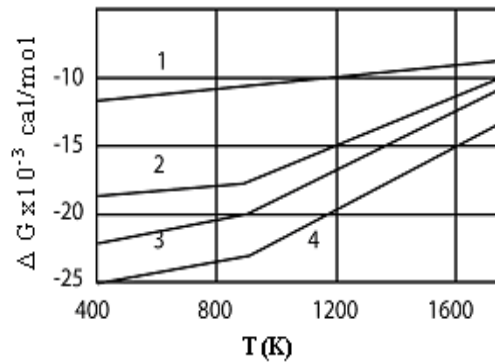
sonucu FeAl_3 (Q) üçüncü intermetalik bileşiği oluşmaktadır. Bu faz %74.3-77.2 alüminyum içermektedir ve monoklinik yapıdadır.

Yukarıdaki üç intermetalik bileşiğe ilave olarak alüminyum kaplama sıcaklıklarında, bu sistemde en az iki fazın daha olduğu belirtilmektedir. Fe_2Al_7 bileşiğinin herhangi bir kristalografik kanıt olmamasına rağmen kararlı olduğu sanılmaktadır. Bundan başka metastabil olarak tanımlanan FeAl_6 fazı da mevcuttur [12]. Tablo 4.1. ve şekil 4.1.'de demir-alüminyum sistemindeki intermetalik fazların serbest enerji değişimleri verilmektedir.

Tablo 4.1. Demir-alüminyum sistemindeki intermetalik fazların oluşum serbest enerji değişimleri[12]

Bileşik	Terg ($^{\circ}\text{C}$)	ΔG (kal/mol)	
		933 K'e kadar	933 K'nin üstü
FeAl_3	1160	$-26800 + 4,04 T$	$-34,300 + 12,08 T$
Fe_2Al_5	1173	$-23100 + 3,56 T$	$-29350 + 10,27 T$
FeAl_2	1158	$-19500 + 2,57 T$	$-24500 + 7,93 T$
FeAl	1103	$-12200 + 1,14 T$	$-14700 + 3,82 T$

Şekil 4.1.'de görüldüğü gibi termodinamik açıdan demir-alüminyum intermetalik bileşiklerinin oluşum ihtimali, içerdikleri alüminyum miktarı arttıkça artmaktadır. Bu nedenle oluşum ihtimali en yüksek olan bileşik FeAl_3 'tur.



Şekil 4.1. (1. FeAl , 2. FeAl_2 , 3. Fe_2Al_5 , 4. FeAl_3) Demir-alüminyum intermetalik bileşiklerinin serbest enerjileri ile sıcaklıkları arasındaki ilişki [12]

Tablo 4.2.'de demir-alüminyum intermetalik fazlarının mikrosertlik değerleri, yoğunlukları, kristal yapıları ve Al atomik yüzdeleri verilmektedir. Fe_2Al_5 ve $FeAl_2$ fazlarının mikrosertlik değerleri $960-1150 \text{ kg/mm}^2$ arasında değişmekte, bileşiğin demir içeriği arttıkça, $FeAl$ için $400-520$ ve Fe_3Al için $250-350 \text{ kg/mm}^2$ değerlerine düşmektedir.

Tablo 4.2. Demir alüminid intermetalik fazlarının bazı özellikleri [13]

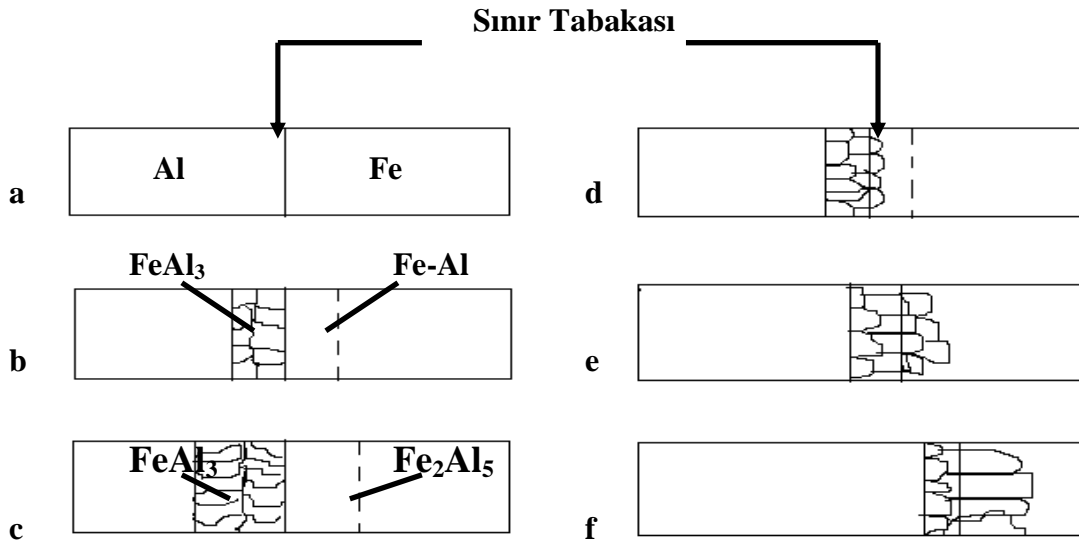
Bileşik	Al içeriği atomik %	Yapı	Mikro sertlik kg/mm^2	Yoğunluk g/cm^3
Fe_3Al	25	Düzenli kübik DO3	250-350	6,67
$FeAl$	50	Düzenli kübik BCC	400-520	5,37
Fe_2Al_7	63	Kompleks kübik	650-680	Bilinmiyor
$FeAl_2$	66-67	Triklinik	1000-1050	4,36
Fe_2Al_5	69,7-73,2	Kübik ortorombik	1000-1100	4,11
$FeAl_3$	74-76	Kompleks monoklinik-kübik	820-980	3,95

4.2.1. Demir-alüminyum reaksiyonunda, intermetalik fazların oluşum mekanizması

İki metalin birbiriyle etkileşmesi sonucu oluşan reaksiyonda hızı kontrol eden iki mekanizma vardır. Birincisi, reaktanların ara yüzeyde oluşturdukları kimyasal reaksiyon, diğer mekanizma ise reaktanların reaksiyon ürünü içersinden difüzyonudur. Bu iki mekanizma için iki ayrı kinetik kanun söz konusudur. Arayüzeydeki reaksiyonun reaksiyon hızını kontrol eden adım olması durumunda ürün kalınlığının artışı zamana bağlı olarak lineerdir. Eğer difüzyon, reaksiyon hızını kontrol eden adım ise, kaplama kalınlığının zamana bağlı olarak artışı parabolik hız kanununa uyar.

Difüzyon tabakasının oluşumu; Katı demir sıvı alüminyum ile temas ettiği zaman, temas yüzeylerinde karşılıklı difüzyon meydana gelir ve her iki metalde de difüzyon tabakası oluşur (Şekil 4.2.). Alüminyum içerisinde demir konsantrasyonu arttığı zaman $FeAl_3$ oluşur. Örneğin daldırma işlemini düşündüğümüzde, ilk safhasında

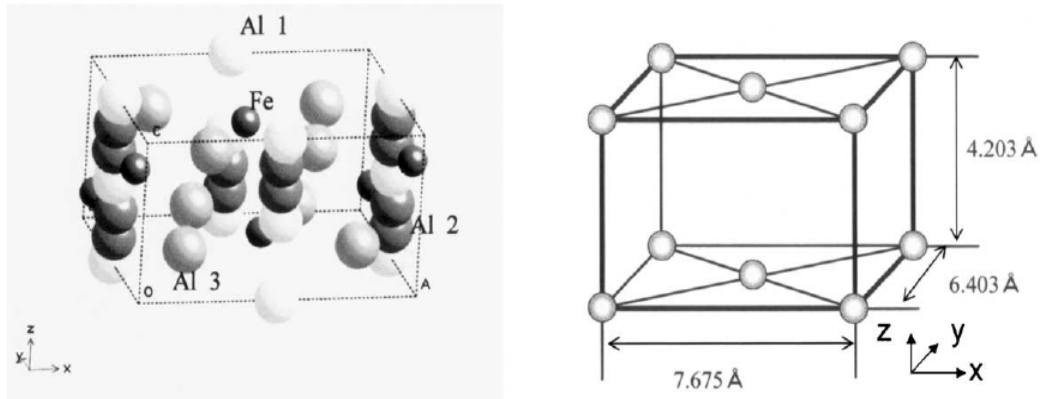
numune yakınında anlık bir sıcaklık düşüŖü meydana gelir. Bu, oluŖan bileŖiğin sıvı alüminyuma doğru olan büyümesini durdurur ve bir miktar bileŖik numune yüzeyinde kalır. Aynı anda demir içersinde alüminyum katı eriyiği belirir. Metallerin karŖılıklı difüzyonu sürerken tabaka belli bir kalınlığa eriŖir ve Fe_2Al_5 tipinde bileŖik görünüür (Sekil 4.2.c). Kendine özgü yapısından dolayı Fe_2Al_5 kristalleri c eksenı boyunca kolonsal kristal bölgesi oluŖturarak çok hızlı bir Ŗekilde büyümeğe baŖlar. Fe_2Al_5 kolonsal kristallerinin demir tabana doğru büyümesi meydana gelir ve $FeAl_3$ ara tabakasından difüze olan demir, alüminyuma nüfuz eder. Demirin ilerleyen difüzyon aŖamasında, Fe_2Al_5 , $FeAl_3$ 'e dönüŖür (Sekil.4.2.d). Fe_2Al_5 fazının büyümesi ve demirin alüminyum içersindeki difüzyon hızının artması sonucu demir içersindeki alüminyum katı eriyiğinden oluŖan bölge ortadan kaybolur (Sekil 4.2.. e). Böylece demir içersinde alüminyumun difüzyonu, iki metalin teması süresince hemen hemen tek baŖına görülen (η) fazı (Fe_2Al_5) tarafından belirlenir. Mikrosertlik ölçümleri sonucu ara tabaka kenarlarında, çok dar bir alanda baŖka bir faz tesbit edilmiŖtir. Bu faz alüminyumun demir içersindeki α katı eriyiğidir[12].



Ŗekil 4.2. Katı demir-sıvı alüminyum etkileŖiminin Ŗematik diyagram[12]

(η) fazının kristallografik yapısı tesbit edilerek intermetalik fazın büyüme anizotropisi açıklanmıŖtır. Bulgulara göre Fe_2Al_5 fazı ortorombik hücre yapısına sahiptir ve c eksenı alüminyum atomlarınca doldurulmuŖtur. Geri kalan alüminyum

atomları ve bütün demir atomları hücre içersinde veya yanal yüzeylerde yer almaktadır. Sekil.4.3.'de (η) fazını oluşturan birim kristal yapı ve simetrisi görülmektedir. Bu zincir yapısında yapılan yoğunluk ölçümleri, c ekseninin %70'lik doluluğa sahip olduğunu göstermiştir. Bu denli yüksek orandaki boşluk alüminyum atomlarının tercihli kristallografik düzlemlerde seçimli olarak hareket kabiliyetini arttırmaktadır.



Şekil 4.3. (η) fazı Fe₂Al₅ kristal yapısı ve kristal simetrisi[13]

Kristal kafesinin taban düzlemi, intermetalik (η) fazının kolonsal yapıdaki kristallerinin taban düzlemine rast gelmektedir. c eksenine de, kolonsal tek kristallerin boylamasına olan eksenine denk gelmektedir. Böylelikle, sıcak daldırma yönteminde oluşan fazların çok hızlı büyümelerinin ve belirli doğrultularda yönlenmelerinin sebebi anlaşılmıştır. Kristalleşme sırasında belli bir miktarda intermetalik faz sıvı alüminyumdan ayrılmaktadır. Sıcaklığı 900-980°C'ye arttırmak, demir atomlarının intermetalik tabaka içersindeki difüzyon hızını, alüminyum atomlarına göre daha fazla artırır. İntermetalik fazın çözünürlüğü de artar. Alüminyum içersindeki yoğun çözünmeden dolayı genelde tabaka kalınlığı artan temas süresiyle artmaz (hatta azalabilir). Toplam intermetalik faz miktarı artar, fakat belli bir kısmı kristalleşme sırasında sıvı alüminyum içersinde kalır.

Banyonun demir doygunluğunun 700°C'de %2.5 atomik demir seviyesinde olduğu tesbit edilmiştir. Bu orandan daha fazla demir bulunması durumunda banyoda ve bant yüzeyinde FeAl₃'ten ibaret bir çamur oluşmaktadır [14].

Alüminyumun, Fe_2Al_5 , $FeAl_2$, $FeAl$ ve demir içersinde katı eriyik halinde demir içeren birçok fazı saptanmış ve tanımlanmıştır. $576^\circ C$ 'nin altında ana ürün fazı $FeAl_3$ 'tür, η fazı $532^\circ C$ 'nin üzerinde ortaya çıkmakta, $576^\circ C$ 'nin üzerinde yoğunluk kazanmaktadır, bu sıcaklıkta aynı zamanda küçük miktarda $FeAl_2$ fazı görünmeye başlamaktadır. Birçok araştırmacı tarafından çok sayıda araştırma yapılmasına rağmen sıcak daldırmada, demir ile alüminyum arasındaki reaksiyonla ilgili olarak sadece tek bir durum ortaya çıkarılmıştır, bu da oluşan intermetalik tabakanın Fe-Al denge diyagramında gösterilen intermetalik bileşiklerin hepsini içermekte olduğudur [14]. Fe_2Al_5 , görünen tek intermetalik bileşik değildir, ancak diğer fazların hepsinden daha büyük bir hacim oranına sahiptir.

4.3 Demir Alüminidlerin Mekanik Özellikleri

4.3.1 Gevreklik ve süneklik

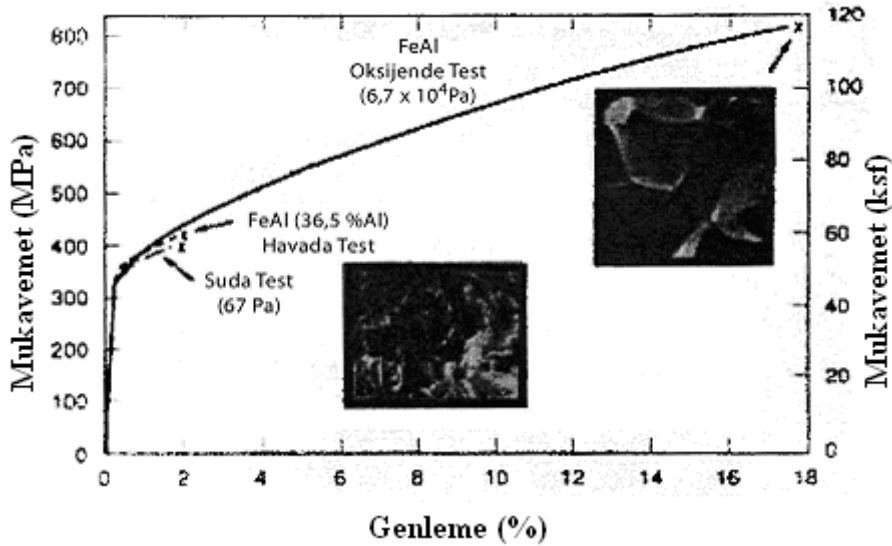
Demir alüminidler bileşiklerinde nemin neden olduğu çevresel gevrekleşmenin etkisi 1989 yılındaki keşfinden sonra demir alüminidlerin gevreklik ve süneklik özelliklerinin anlaşılması için yoğun çalışmalar yapılmıştır. Son araştırmalar 3 ana neden olduğunu göstermektedir.

Bunlar ;

- 1) Çevresel gevreklik
- 2) Zayıf tane sınırları
- 3) Boşluk sertleşmesi ve gevrekleşmedir.

Havada nem içeren çevresel gevrekleşme Fe_3Al ve $FeAl$ 'lerin düşük sünekliğin ana nedenidir. Çevresel gevreklik Fe_3Al alaşımlarının tek ana sebebiyken, tane sınırlarının zayıflığı ve boşluk sertleşmesi % 38 at. üzerinde alüminyum seviyesine sahip $FeAl$ bileşimlerindeki düşük sünekliğin nedenlerini oluşturur. $FeAl$ alaşımları için taneler arası kırılma hakim olduğunda oda sıcaklığındaki düşük süneklik tane büyüklüklerine de bağlı olmakta ve küçük taneli malzemeler daha iyi süneklik özelliğine sahip bulunmaktadır.

Fe_3Al ve $FeAl$ alaşımlarının kırılgan olduğu düşünülmektedir. 1989'da Liu , % 40'dan az Al içeren $FeAl$ alaşımlarının aslında oldukça sünek olduğunu ilk rapor eden kişi olup düşük süneklığe ve klivaj kırılmasına havadaki nemi içeren çevresel gerilmenin neden olduğunu belirtmiştir. Çevresel etki Şekil 4.4'de gösterilmektedir. % 36.5 Al içeren bir $FeAl$ alaşımı kırılarak ayırım göstermiş ve oda sıcaklığında havada test edildiğinde sadece % 2.2 genleme sergilemiştir. Aynı alaşım vakumda test edilmiş ve yaklaşık % 8'lik bir süneklilik ortaya koymuştur. Alaşım kuru oksijen ortamında test edildiğinde ise %18 daha yüksek bir süneklilik göstermiştir. Aynı gevreklik etki tek kristalli $FeAl$ alaşımlarında da araştırılmıştır[15].



Şekil 4.4. Çeşitli ortamlarda oda sıcaklığında Fe- 36.5 % Al'nin gerilme genleme davranışı[15]

İşleyiş bakımından çevresel kırılma, havadaki nem ile Al atomlarının reaksiyonunu ve hidrojenin açığa çıkmasını kapsayan bir kimyasal reaksiyon ile izah edilmektedir. Hidrojen atomunun çatlak uçlarından girmesi $FeAl$ alaşımlarında hidrojenin neden olduğu gevrekliğe yol açmaktadır.

Gevreklik etkisinin; test ısısı, gerilme oranı gibi fonksiyonlarının sistematik araştırılması, gevrekliğin nem/alüminit reaksiyonunun kinetiği ve alüminitdeki hidrojenin difüzyon oranı gibi iki kinetik parametreye bağlı olduğunu göstermektedir.

Gevreklik, test ortamını kontrol altında tutarak, gerilme oranını artırarak ve koruyucu gazları kullanarak önemli ölçüde azaltılabilir. Şekil 4.4.'de gösterildiği gibi, oda sıcaklığındaki düşük süneklik , ortam havasında % 2.2'den kuru oksijen ortamında %18'e yükselmiştir [15].

4.3.2 FeAl alaşımlarında tane sınırlarının zayıflığı

Çevresel gevreklik FeAl alaşımlarındaki zayıf gevreklik ve sünekliğin tek sebebi değildir. Artan Al konsantrasyonu tane sınırı zayıflığına neden olmakta ve gerilme sünekliğini sınırlayan önemli bir faktördür.

FeAl alaşımlarındaki gerçek tane sınırı alaşımlarının daha iyi anlaşılabilmesi için boron ilavesinin %40 alüminyum ilavesi içeren FeAl'nin gerilme özelliği üzerine olan etkisini incelemek gerekir. Bor'un FeAl nin tane sınırlarını ayırma ve taneler arasındaki kırılmayı bastırma özelliği olduğu bilinir ancak tablo 4.4. de gösterildiği gibi, bor ilavesi sünekliği belli bir oranda artırmaktadır (%1.2 den % 4,3'e) bunun nedeni, borun FeAl deki olumlu rolünün esas olarak tane sınırlarının korozyonunun artmasıyla ilgili olmaktadır. Borun çevresel gevrekliğin baskılanması üzerinde az bir etkisi vardır. Çünkü gevreklik FeAl de taneler dışında oluşur. Bu Ni₃Al deki benzememekte çünkü burada gevreklik taneler arasında oluşmakta ve bu nedenle borun kırılmayı bastırma özelliği söz konusu olmaktadır. Sonuç olarak, Fe-40Al 'nin sünekliğini iyileştirmede bor nispeten etkisizdir. FeAl'in gevrek mekanik davranışları ultra yüksek vakumla test edilmiştir. Sonuçlar şekil 4.5. 'de özetlenmiştir[15].

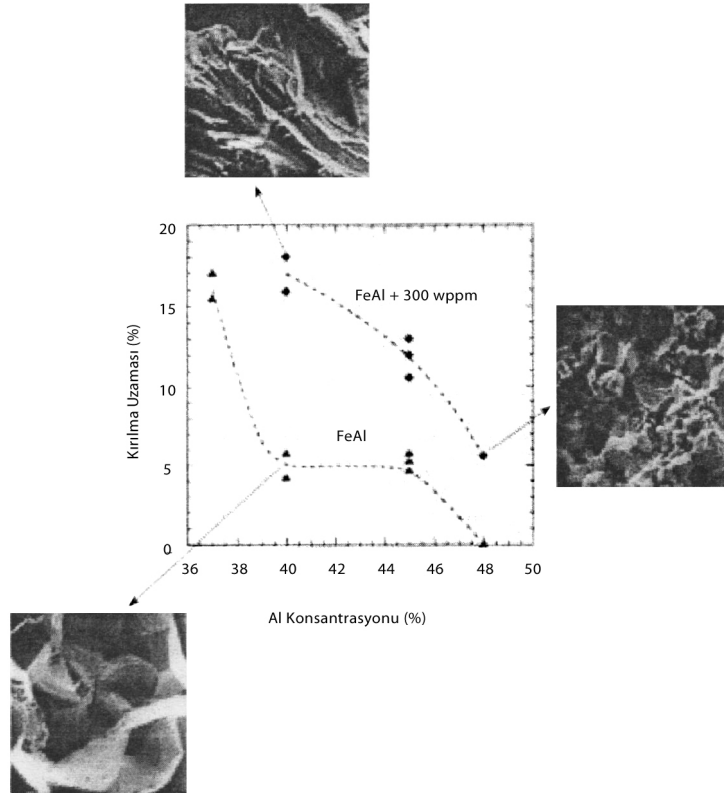
Tablo 4.3. Fe-40 Al oda sıcaklığında çevresel testlerin incelenmesi[15]

Alaşım	Çevresel	Süneklik %	Yük (MPa)	Kırılma Modu
FeAl	Hava	1,2	390	GBF
FeAl	Oksijen	3,2	402	GBF
B	Oksijen	16,8	392	TF

*GBF: Tane sınırı kırılması, TF: Taneler arası kırılma

Ultra yüksek vakumda , borsuz FeAl 'in gerçek sünekliği hızla düşmekte, Al konsantrasyonu ise %37'nin üstünde artmaktadır. Süneklik azalırken buna uygun olarak kırılma taneler dışından taneler arası moda dönüşmektedir. Bu gözlemler daha önceki bulguları doğrulamaktadır. Oksijenli ortamda yapılan testte FeAl'deki tane sınırları gerçek kırılma halini almakta, buna paralel Al konsantrasyonu da artmaktadır.

FeAl'e bor ilave edildiğinde taneler arası kırılma baskılanmakta ve süneklik-gevreklik geçiş kompozisyonu yüksek Al seviyesine kaymaktadır(Şekil 4.5.) Borun olumlu etkisi, taneler arası korozyonunu arttırdığı düşünülen tane sınırlarında oluşan ayrışmadan kaynaklanmaktadır. Ancak artan Al konsantrasyonu ile borun FeAl deki taneler arası kırılması baskılama kabiliyeti azalmaktadır. Benzer durum Ni₃Al 'de de gözlenmiştir. Ancak burada Al konsantrasyonu arttıkça borun Ni₃Al 'deki tane sınırlarına olan ayrımı çok güçlü gerçekleşmemektedir. FeAl de bunu tersi olarak borun parçalanması Al konsantrasyonundan bağımsız olmaktadır[15].



Şekil 4.5. Ultra vakum ortamında FeAl'in gerilme sünekliği ve kırılma uzaması[15]

4.3.3. Boşluk sertleşmesi ve gevreklik

Yüksek sıcaklıkta ani soğutmayla %38'den fazla Al içeren FeAl alaşımlarında tatomik boşlukların oluşturulması kolay bir işlemdir.

Tablo 4.4. %40 Al içeren FeAl'in şiddetli kırılma dayanıklılığını göstermektedir. Yüksek sıcaklıklarda ani soğutma ile oluşturulan atomik boşluk konsantrasyonunun 1.3×10^{-2} den 62×10^{-2} değerine bir artış, oda sıcaklığındaki vakumda gerilme uzamasında %7.4 ten % 2.9 'a varan bir azalmaya neden olmaktadır. Benzer gevreklik etkisi havada da gözlenmiştir. Ancak alaşım havada çok daha düşük süneklik göstermiştir. Bunun nedeni havadaki nemin neden olduğu ilave gevrekliktendir. FeAl alaşımlarındaki termal boşluklar kayma düzlemleri boyunca klivaj kırılmayı artırmıştır[15].

Tablo 4.4. FeAl 'de oda sıcaklığında boşluk konsantrasyonunun yüzde uzamaya etkisi[15]

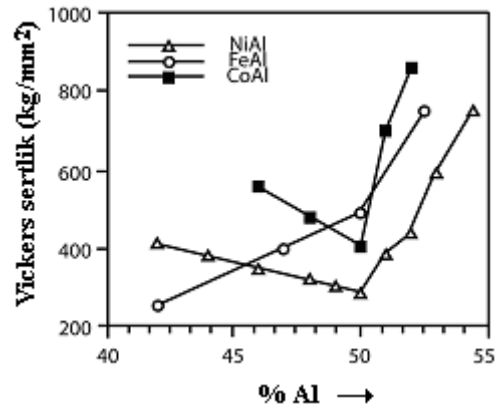
Ortam	Boşluk konsantrasyonları (%)	% Uzama	Kırılma yükü (Mpa)
Vakum ortamı	$1,3 \times 10^{-2}$	7,4	734
	62×10^{-2}	2,9	696
Atmosfere açık ortam	$1,3 \times 10^{-2}$	0,7	420
	62×10^{-2}	0,1	714

4.3.4. Boşluk sertleşmesi ve anormalliği

Westbrook 1956 yılında sertleşme kusuru davranışını B2 alaşımları için incelemiştir. Bu durum Şekil 4.6. 'da gösterilmektedir. NiAl ve CoAl alaşımları stokiometrik kompozisyonda minimum sertlik gösterirken, FeAl alaşımlarının artan Al konsantrasyonu ile birlikte sertliği düzenli bir artış sergilemiştir[15].

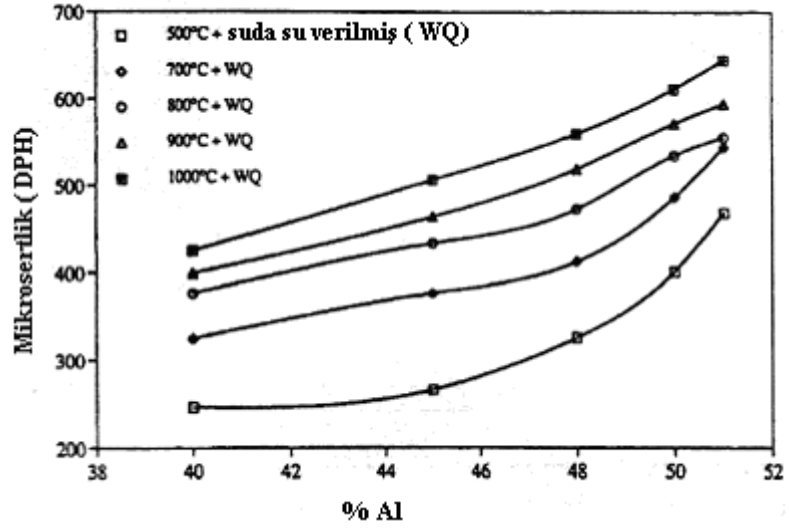
Nagpal ve Backer,yüksek Al konsantrasyonlu FeAl alaşımlarına kolayca dahil edilen termal boşlukların neden olduğu sıra dışı sertleşme davranışlarına dikkat çekmiştir[15].

%40-51 alüminyum içeren FeAl alaşımlarının mikro sertliği üzerine termal boşlukların etkisini sistematik olarak araştırmıştır. Termal boşluklar, farklı sıcaklıklarda alaşımların soğutulması ile ilave edilmektedir. Şekil 4.7. ve 4.8.' de bu çalışmalar özetlenmiştir. Şekil 4.7. de gösterildiği gibi alaşımın oda sıcaklığındaki sertliği, ani soğutma ve Al konsantrasyonuna bağlı olarak artmaktadır.

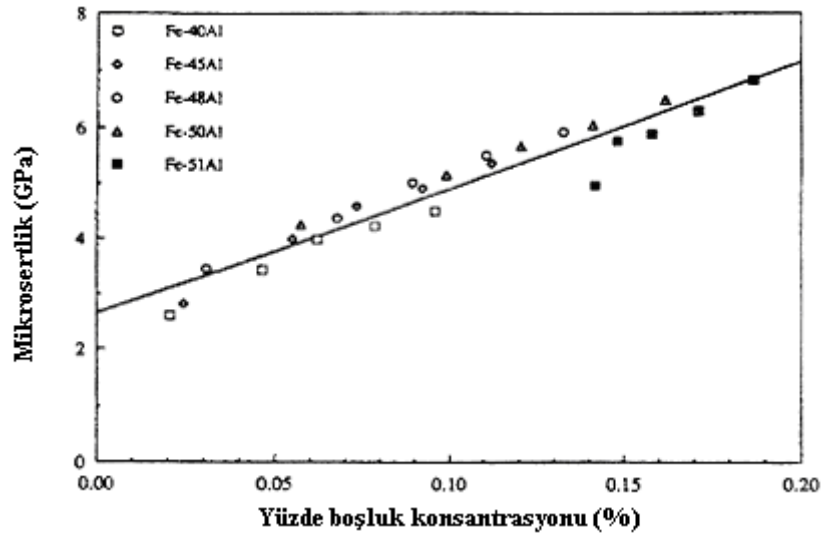


Şekil 4.6. CoAl, FeAl ve NiAl için sertlik-kompozisyon ilişkisi [15]

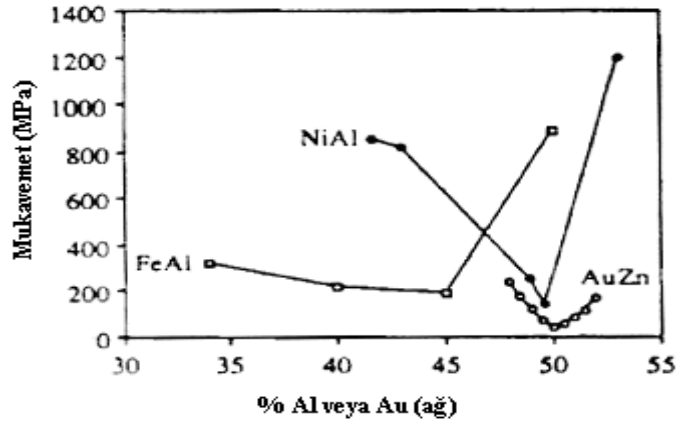
Şekil 4.8.'de görüldüğü gibi, sertlik, çözelti - sertlik ilişkisi kullanılarak tahmini boşluk konsantrasyonu ile çok iyi şekilde korelasyon sağlanmıştır (Boşluk konsantrasyonu^{1/2}). Bu ilişki, FeAl alaşımlarındaki oda sıcaklığında gözlenen artışın termal boşluktaki soğumadan ileri geldiğini göstermektedir. Backer[15], su vererek sertleştirme suretiyle termal boşlukları azaltarak, FeAl alaşımlarındaki sertleşme davranışının diğer B2 intermetaliklerden farklı olmadığını göstermiştir. FeAl alaşımları için minimum sertlik %45 alüminyumun bulunduğu oranda sağlanırken diğer B2 alaşımları için genel olarak % 50 oranında gerçekleşmektedir.



Şekil 4.7. FeAl'un oda sıcaklığında Al konsantrasyonuna göre sertliği [15]



Şekil 4.8. Mikrosertlik ve boşluk konsantrasyonunun arasındaki ilişki[15]



Şekil 4.9. Bileşimin fonksiyonu olarak B2 intermetaliklerinin (FeAl, NiAl, AuZn) mukavemeti[15]

4.3.5. Yorulma özellikleri

Yüksek yorulma dayanımı daha uzun bir servis ömrü sağlar. Tablo 4.5.'de verilen datalar oda sıcaklığında ve 500 °C'de yapılan testlerde elde edilmiştir. % 5 Cr içeren çelik hem oda sıcaklığında hem de 500 °C'de en yüksek yorulma dayanımını göstermektedir. Bu çelik her iki sıcaklıkta da aynı yorulma dayanımını göstererek özel bir davranışa sahip olmaktadır. Diğer bütün çelik kaliteleri 500 °C'de, oda sıcaklığındaki dayanımlarından daha düşük bir yorulma değerine sahiptir. % 5 Cr'lu çeliğe ilaveten Ti mikroalaşımli çelik alternatif gerilmeler altında her iki test sıcaklığında da en iyi davranışı göstermektedir. Ayrıca 500 °C'de Ti mikroalaşımli çelikte mukavemet artışı gözlenmiştir. Bu durum alternatif gerilmeler altındaki malzemenin yorulma davranışını olumlu yönde etkilemektedir.

Tablo 4.5. Farklı kalitelere sahip alüminyum kaplı çeliklerin yorulma mukavemeti[12]

Kalite	Kalınlık (mm)	σ_d (N / mm ²)		$\sigma_d / R_{P0.2}$	
		Oda sic.	500 °C	Oda sic.	500 °C
Bg	1	250	140	1	1,2
M	1,9	300	170	1	1,1
T	0,9	260	185	1,3	1,5
%5 Cr	1,6	320	320	1,3	1,5
% 5Cr +Ti	1,6	240	240	1,2	1,5

σ_d : Yorulma mukavemeti

$\sigma_d / R_{P0,2}$: Yorulma mukavemeti- % 0,2 akma mukavemeti oranı

Bg: Alüminyum kaplı alaşımsız çelik

4.3.6. Oksidasyon ve korozyon direnci

Demir içerisinde çözülmüş olarak bulunan alüminyumun oksidasyon direncini arttırdığı uzun zamandan beri bilinmektedir. Ancak alüminyum ilavesi kırılganlığa sebep olur. Alüminyum kaplı çeliklerin kullanımı, korozyon dayanımı sağlarken, çeliğe Al ilave edilmediği için kırılganlık probleminide ortadan kaldırmaktadır.

Bir kaplama olarak Al'un iyi korozyon dayanımı, havada doğal oksit filmi oluşturma eğiliminden kaynaklanmaktadır. Al atmosfere açık olarak bırakıldığında yüzeyinde çabucak bir Al_2O_3 filmi oluşur. Bu alümina filmi oldukça sağlamdır, kolayca parçalanmaz ve oksijenin matrise geçişine izin vermez. Demir, çinko ve alüminyumun standart elektrod potansiyelleri sırasıyla -0,44, -0,763 ve -1,66V'tur. Görüldüğü gibi alüminyumun çinkoya göre daha etkin olarak katodik koruma davranışı göstermesi gerekmektedir. Gerçekte bu böyle olmaz, çünkü Al_2O_3 film, Al'un kendisinden çok daha soy bir bölgededir ve Al'u ortamdandır yalıtır. Ancak taban metalinin atmosfere açık bölgelerinin korunmasını engellemiş olur. Katodik koruma ancak 1000 Å kalınlığındaki bu alümina filmin parçalanması durumunda rol oynamaya başlar. Bu durum tuzlu sulu ortamlarda halojen iyonlar nedeniyle meydana gelir. Sülfatlar veya nitratlar herhangi bir problem yaratmaz. Al kaplı çeliklerin atmosferik korozyonuna ait bilgiler galvanizli çelikler kadar fazla değildir. Yine de eldeki bilgiler, birçok ortam için Al kaplı çeliklerin mükemmel korozyon dayanımına sahip olduklarını göstermektedir. Özellikle sülfür içeren ortamlarda mükemmel korozyon direncine sahiptirler. Al kaplı çeliklerin performansı asidik ortamlarda daha iyi iken, galvanizli çelik alkali ortamlarda daha iyi performans göstermektedir[12].

Demir alüminidlerin oksidasyon ve korozyon dirençleri, alümina miktarının oluşumuna bağlıdır. Düşük Al konsantrasyonlarında, Al'un iç (internal) oksidasyonu meydana gelir. Fe_2O_3 ve Fe_3O_4 bileşikleri alaşımların dış yüzeyinde oluşur. Orta

dereceli Al konsantrasyonlarında, geçici alümina tabakaları oluşur ve bu tabakalar demir parçaları tarafından ayrılır. Oksidasyon esnasında devamlı Al_2O_3 tabakası üretimi için, demire yaklaşık olarak % 15 Al 'un ilave edilmesi gerekir. Düşük Cr ilavesi ile Al gereksinimi azaltılır. Fakat Ni ilavesi Al miktarının artmasını gerektirir. Fe'ce zengin oksitlerin oluşumundan kaçınılmalıdır, çünkü bu oksitler alüminanın ayrılmasına ve oksidasyona sebep olur [11].

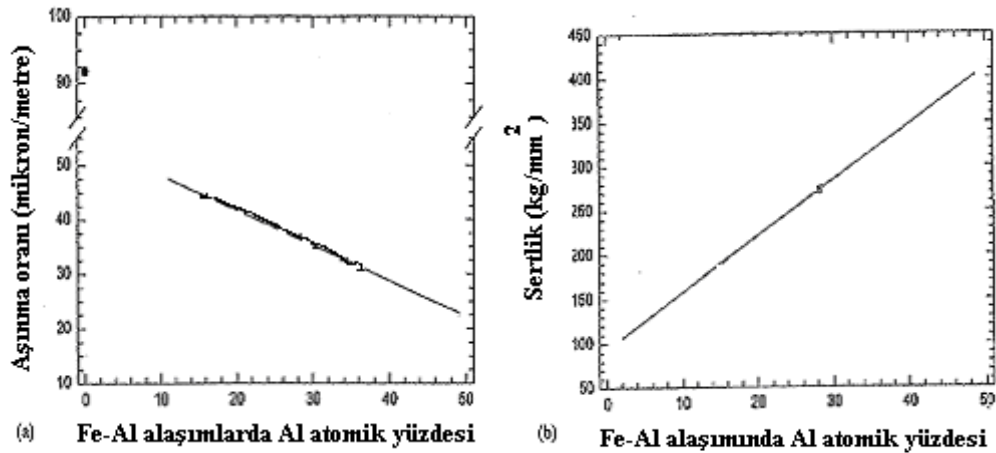
M.C. Garcia Alonso ve arkadaşlarının farklı kristal yapılarıdaki Fe_3Al intermetalik bileşiğinin korozyon davranışını klorür ortamında incelemişlerdir ve bunun sonucunda 316L paslanmaz çeliğinden daha yüksek oyuklu korozyon direncine sahip olduğunu gözlemlemişlerdir. Burada metalik olmayan inklüzyonların yüzeyde yer alması oyuklu korozyon direnci için olumsuz etki gösterir ve korozyon direncini yarı yarıya azaltır[16].

Al kaplı çeliklerin oksidasyon direnci yüksektir. Al kaplı çelik ısı dayanımı özelliğini, kaplama tabakasının Al ve Fe' den oluşan intermetalik bileşiğinden almaktadır. Bu sayede malzeme $700\text{ }^{\circ}C$ ' ye kadar olan sıcaklıklarda kullanılabilir. Buna ilaveten $450-500\text{ }^{\circ}C$ arasındaki sıcaklıklarda alüminyum tabakası üzerinde oksit tabakası oluşur. Difüzyon kontrollü bu dönüşümün hızlı oluşumu, kaplamada meydana gelecek ayrılma ve deliklerin oluşumunu önlemesi açısından önemlidir. Böylelikle oksijen girişi önlenerek çelik matrisin oksidasyonu engellenmiş olur. Kaplanacak çeliği, ferrit fazında çözülmüş azot ve karbon atomlarını bağlayan Ti ile alaşımlandırmak yüksek difüzyon hızları sağlar ve daha yüksek oksidasyon direnci elde edilir[12].

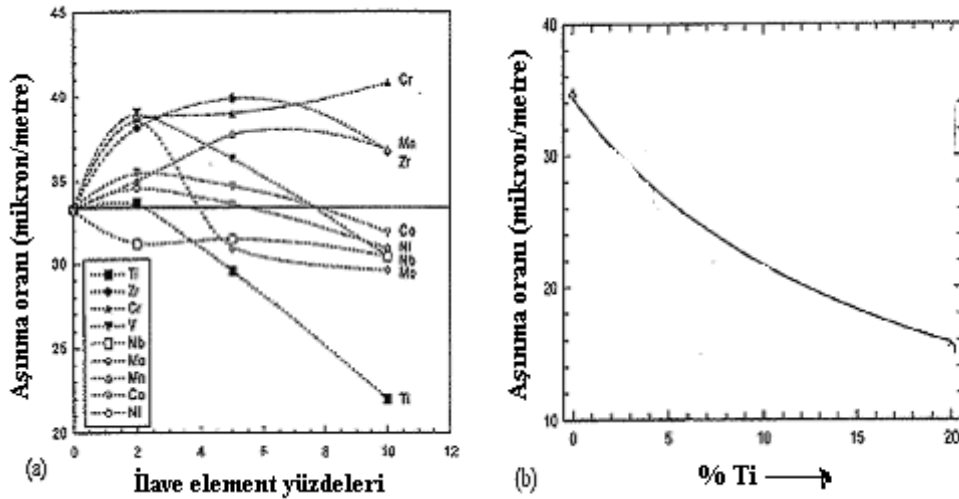
Zhaolin Zhan ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, Fe-13Cr çeliğine alüminid kaplanması sonucunda kaplama tabakasını Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ 'ten oluşturmuşlardır. $900^{\circ}C$ 'de havada yapılan oksidasyon testine göre yüksek sıcaklıklarda yüksek oksidasyon direnci görülmüştür. Alüminid yüzeyindeki yoğun ve sürekli $\alpha - Al_2O_3$ tabakası oksidasyon direncini artırır. $900^{\circ}C$ 'de ve 200 saatte yapılan oksidasyon deneyi sonucunda alüminid kaplanmış örnekte $1,42\text{ mg/cm}^2$ kütle artışı görünürken, kaplanmamış örnekte 79 mg/cm^2 kütle artışı gözlenmiştir[17].

4.3.7. Aşınma direnci

Demir alüminid içerikli alaşımlar çevre şartlarında kullanım için çekici alaşımlardır. Bu bileşimlerdeki alaşımların çoğu, oksitleyici ve kükürt içeren çevre koşullarına karşı koruyucu oksit tabakası sayesinde etkilenmezler. Yüksek sertlik ve mukavemet özelliğine sahiptirler. Çeşitli aşınma ortamlarında iyi performans sergilerler. Demir alüminidler, çevreye karşı direncinden dolayı özellikle oksitleyici ve kükürtlü ortamlar için uygundur[20]. Fe_3Al ve $FeAl$ intermetaliklerinin çeşitli aşınma davranışları ele alındığında, $FeAl$ alaşımlarında Al içeriğinin artışıyla genelde aşınma direnci artar (şekil 4.10). Saf demirde aşınma oranının en fazla olduğu ve Al içeriği arttıkça aşınma oranının düştüğü görülmektedir. Aşınma direnci, kompozit yapıyla veya Ti gibi alaşım sertliğini arttıran element ilavesi ile arttırılabilir (şekil 4.11).



Şekil 4.10. Al oranı artışıyla demir FeAl alaşımlarının sertlik ve aşınma oranı değişimi[18]



Şekil 4.11. Üçlü alaşımların Fe₃Al aşınmasına etkisi ve Fe-Al-Ti alaşımına Ti ilavesinin etkisi[18]

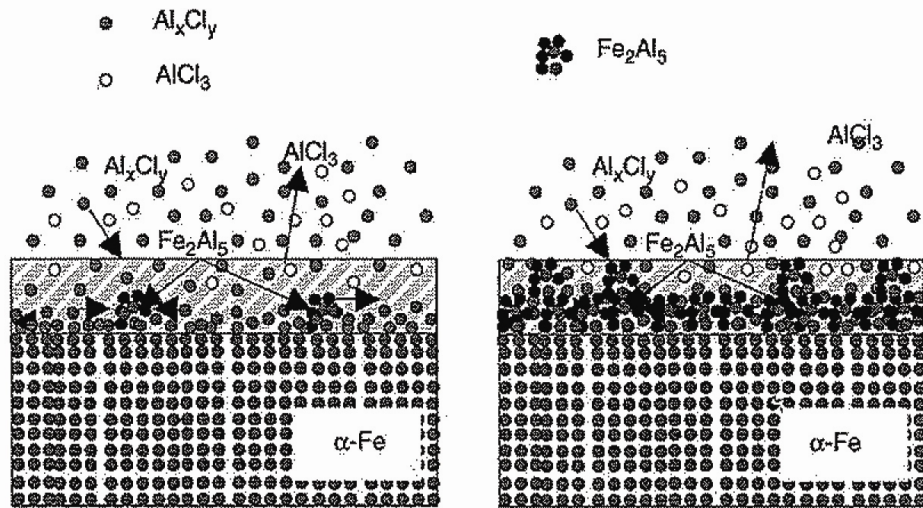
4.4. Demir Alüminid Kaplamalarda Termodinamik Yaklaşım

Termodinamik açıdan alüminyumlama işleminde halojen olarak klorürlerin kullanılması durumunda, alüminyum klorür için serbest enerjiler, eşitlik 4.1-4.3 de görülmektedir[19].



Bu reaksiyonlar gereği, AlCl₃ veya AlCl₂ gaz ürünleri spontane gerçekleşir Fe₂Al₅ formu kaplamalar için ; gaz – metal arayüzeyindeki olayların art arda geldiği Şekil 4.12 ile açıklanır.

- Kaplamanın üzerinde alüminyum klorürün adsorbsiyonu
- Kaplamanın üzerinde alüminyum klorürün oransız reaksiyonu
- Uçucuların terk etmesi (AlCl₃) ve gaz akıntısı yönünde taşınması
- Fe₂Al₅ fazının çekirdeklenmesi ve büyümesi.



Şekil 4.12. Ferritik çelik üzerine Al çökmesinin gösterimi [19]

4.5. Uygulama Alanları

Demir alüminidler, karbürizasyon ve oksidasyon ortamında ; 1200 °C ye kadar mükemmel direnç sergilerler ve 800 °C'ye kadar iyi mekanik özellikler sergilerler. Bu sebeple birçok sanayi uygulamaları için kullanım alanı bulmaktadır[15].

Bu uygulamalar ;

- 1.kömür enerji dönüşüm sistemlerindeki unsurlar
- 2.ısıtma elementleri (sanayi için)
- 3.karbürize ortamında çalışan sanayi sistemleri için yapısal unsurlar
- 4.gıda sanayisinde
- 5.otomotiv parçaları için
- 6.tren fırınları için
- 7.korozyon direncini arttırmada kaplama malzemeleri için kullanılır[15].

BÖLÜM 5. TERMOKİMYASAL KAPLAMA YÖNTEMLERİ

5.1.Giriş

Termokimyasal işlemler veya termokimyasal difüzyon işlemleri kavramı, karbürleme, dekarbürizasyon, nitrüleme, borlama, vanadyumlama veya niyomyumlama gibi farklı yöntemleri kapsar. Bu yöntemlerin amacı, yabancı element atomlarının iş parçasına difüzyonuyla malzemenin yüzeyini değiştirmektir. Bu suretle üretilen tabakalarla, malzemeler özel kullanım amacına uygun özellikler kazanır. Böylelikle düşük alaşımlı veya alaşımsız çelik yüzeyine alaşım elementi biriktirmek suretiyle uygulanabilir. Bu yöntemlerden, karbürleme ve nitrüleme en tanınmış yöntemler iken, daha az yaygınlaşmış metal difüzyon yöntemleri (kromlama, alüminyumlama, niyobyumlama ve karışık vanadyumlama) vasıtasıyla malzemelerde karbür tabakaları, difüzyon zonları ve karışık kristal yapısına sahip yüzey tabakaları üretilebilir. Termokimyasal yöntemlerin kullanımıyla malzemelerin korozyon dayanımını veya aşınma direncini arttırmak mümkündür. Difüzyonal kaplama proseslerinde, metalik (Ti, V, Nb) veya metalik olmayan (C, N, B) kaplama malzemesi (verici) ile altlık malzemesi arasında kimyasal bir etkileşim söz konusudur. Taban malzemesi ile tabaka arasındaki bu elementel bir alışveriş sonucu altlık-kaplama arasında kuvvetli bağlar oluşur. Difüzyonal kaplama prosesinde, difüze olan elementin atom çapına bağlı olarak, iki türlü yüzey modifikasyonu söz konusudur. Bunların ilki, küçük çaplı atomların altlık malzemesine difüzyonu sonucu arayer katı eriyik veya bileşik (harici) tabaka oluşumudur. Karbonitrülemede arayer katı eriyik, nitrüleme ve borlamada ise yüzeyde yeni bir bileşik oluşur. İkinci durumda, benzer şekilde büyük çaplı atomlar yeralan katı eriyik oluştururlar ; yüzeyde kromlama ve alüminyumlama da olduğu gibi bir bileşik oluşumu söz konusudur. Günümüzde kullanılan termokimyasal proseslere genel bakış Tablo 5.1.'dedir.

Tablo 5.1 Önemli termokimyasal proseslere bir bakış [20]

Yöntem	Difüze ettirilen element	Kullanılan madde				Kaplama sıcaklığı (°C)	Altlık/Taban malzeme						Sertlik (kg/mm ²)	Kullanım sahası
		Toz	Tuz banyosu	Gaz	Plazma		Düşük alaşımlı çelik	Cr'lu çelik	Cr-Ni alaşım	Süper alaşım (Ni ₂ Co)	Dökme demir	Ti		
Karbürleme	C	•	•	•	•	850-950	•	•					700-1000	aşınma
Nitrürleme	N	•	•	•	•	500-600	•	•				•	700-1500	aşınma
Karbonitrürleme	C+N		•	•	•	500-900	•	•					700-1500	sürtünme
Borlama	B	•	•	•	•	800-1050	•	•	•	•			1500-2500	Aşınma
Silisyumlama	Si	•		•	•	950-1000	•						-	korozyon
Aluminyumlama	Al	•				750-1200	•	•	•	•			200-1200	sürtünme
Kromlama	Cr	•				900-1100	•	•	•	•			1400-2000	Aşınma
Çinko difüzyonu	Zn	•				400-450	•				•		300-400	korozyon

Termokimyasal işlem metodları, difüze olan elementin sağladığı aktif fazın fizikokimyasal karakteristiklerine göre katı fazdan, sıvı fazdan ve gaz fazından difüzyon işlemi şeklinde de sınıflandırılabilir. Termokimyasal işlemler veya difüzyonlu kaplamalar çöktürülen elementin metal ve ametal oluşumuna göre iki gruba ayrılır ;

- a) Ametallerle termokimyasal işlemler (karbürleme, nitürleme, nitrokarbürleme, borlama)
- b) Metallerle termokimyasal işlemler (alüminyumlama, kromlama, silisyumlama, vanadyumlama)

5.2. Metallerle Termokimyasal İşlemler

5.2.1. Alüminyumlama

Endüstride en çok kullanılan malzeme olan çelik üzerine kaplama metodları (Cr, Ni, Zn, Al, vb.) değişik yöntemlerle (sıcak daldırma, püskürtme, plazma, vb.) kaplanmaktadır. Bunlardan Al'un sertliği az olmasına rağmen, Fe ile oluşturduğu intermetalik faz sert ve gevrekli. Uçak endüstrisindeki bazı parçaların üzerinde yapılan Al kaplamasının yüksek sıcaklık korozyonuna karşı yüksek dayanım sağladığı ortaya çıkmıştır. Teorik olarak anodik bir metal olması dolayısıyla Al kaplama, uyguladığı metali korumak için harcanarak metalin korunması sağlanır. Uygulamada Al kaplamaların korozyon direnci yüzeyinde oluşan oksit tabakasına bağlıdır. Alüminyumlama ve yöntemleri bölüm 6.da ayrıntılı olarak yer almaktadır[21].

5.2.2. Silisyumlama

Silisyum, SiO₂ koruyucu tabakasından dolayı sıcak korozyon sistemleri için seçilen önemli bir elementtir. Yüksek SO₃ içeren sıcak korozyon ortamlarında, yüksek ergime akışkanlığı direnci içerir. SiO₂'nin muhafazası ve gelişmesi tek başına veya Si'un sisteme ilavesiyle oksit birleşmesi şeklinde oluşur. Bu, element ilavesiyle alaşım oluşturma gibidir ve bunun için CVD metodu, çöktürme, SiO₂ formunda kontrollü

oksidasyon veya SiO_xN_y , Si_3N_4 , SiAlON gibi seramiklerin çöktürülmesi yöntemleri kullanılabilir[22].

5.2.3. Kromlama

Cr kaplamalar, yaygın olarak 50 μm kalınlıklarında iyi aşınma direnci ve yağlamada iyi yağ muhafazası özelliklerinden dolayı tercih edilirler. Fakat kuru kayma ortamında yüksek sürtünme katsayısı sergilerler. Cr kaplama üretiminin konvensiyonel yolu sülfat, iyon içeren kromik asit banyolarıdır. Gawne ve Ma [4] konvensiyonel krom kaplamayı diğer yöntemlerle karşılaştırmışlardır. Aşınma direncinin konvensiyonel yöntemde daha üstün olduğunu bulmuşlardır. Sade karbonlu çelikler üzerine yaptıkları bu deneylerde 40 μm kalınlık elde etmişlerdir. Sade karbonlu çeliklerde konvensiyonel yöntemle elde edilen krom kaplamanın sürtünme katsayısı 0,88'dir, paslanmaz çelik için ise 0,68 bulunmuştur. Ayrıca yüzeyde oluşan Cr_2O_3 , altlık metal için etkili bir koruyucudur[4].

5.3. Termoreaktif Difüzyon Yöntemi (TRD)

Genellikle çelik malzemeler, mekanik etkileşimler sonucu aşınma, kimyasal reaksiyonlar sonucu korozyon türü hasarlarla servis dışı kalarak, ülke ekonomilerinde büyük kayıplara yol açmaktadırlar. Aşınma ve korozyonun neden olduğu hasarın, ülke ekonomilerine bu denli yük getirmesi bilimsel ve endüstriyel çevreleri harekete geçirmiş ve daha dayanıklı malzemeler arayışına itmiştir. Bu amaçla endüstride yoğun olarak kullanılan çelik malzemeler üzerine, difüzyonla ve/veya kimyasal ve fiziksel çökeltme ile kaplama teknikleri geliştirilerek 2-10 μm kalınlığında sert tabakalar elde edilmiştir. Seramik karakterli olan bu tabakalar, aşınmaya, korozyona ve yüksek sıcaklık uygulamalarına karşı oldukça dirençlidir. Bundan dolayı, sert yüzey kaplama yöntemleri, hem bilimsel hem de endüstriyel çevrelerde önem kazanmıştır .

1970' li yıllarda Japonya' da geliştirilen ve kısaca TRD (Thermo Reactive Difusion) veya TD (Toyota Difusion Process) diye adlandırılan bir yöntemle takım çeliklerinin ömürleri 2 ile 20 kat arttırılmıştır [23].

Termoreaktif difüzyon prosesi; karbür, nitrür, karbo-nitrür ve intermetalikler gibi sert ve aşınma direnci yüksek olan tabakaların çelik malzemelerin yüzeyinde oluşturduğu bir metoddur. TRD prosesinde çelik altlık malzemedeki karbon ve azot; titanyum, vanadyum, tantalum, krom, niyobyum, molibden veya tungsten gibi karbür veya nitrür oluşturu elementlerle biriken bir tabaka oluşturmak için difüze olur. Difüze olan karbon ve azot biriken tabakada karbür ve nitrür oluşturu elementlerle altlık malzeme yüzeyinde metalurjik olarak bağlanmış olan karbür ve nitrür kaplamaları yoğun bir şekilde oluşturacak şekilde reaksiyona girer [24].

TRD prosesi geleneksel yüzey sertleştirme metotlarına benzemez. Çünkü geleneksel yüzey sertleştirme metotlarında karbon ve azot, altlık malzemenin yüzeyini sertleştirmek amacıyla dışarıdan difüze edilmektedir. TRD prosesi konvansiyonel difüzyon metoduna benzemesine rağmen, bu proseste altlık malzemenin yüzeyinde kaplama tabakasının oluşumu gerçekleşmektedir .

TRD prosesinde elde edilen kaplama tabaka kalınlıklarına kimyasal buhar biriktirme (CVD) veya fiziksel buhar biriktirme (PVD) teknikleri kullanılarak ulaşılabilmektedir. Kıyaslanacak olursa, CVD kaplamaların kalınlıkları (2,5µm), TRD prosesinde elde edilen kaplamaların kalınlıklarına yakındır [24].

5.3.1. TRD prosesindeki temel prensipler

TRD yönteminde iş parçasının içine gömüldüğü toz karışımları ana olarak üç bileşenden oluşmuştur: Kaplama element kaynağı (verici malzeme, örn. Fe-Cr, Fe-V, Cr), karşımın tozlarının birbirleriyle sinterleşmesini önlemek için inert bir dolgu maddesi (Al_2O_3 veya SiO_2) ve bir aktivatör (genellikle NH_4Cl) [25].

TRD yöntemi gibi termokimyasal difüzyon yöntemleri bir çok değişkenden etkilenir. Her defasında problemlerin optimal çözümleri, parametrelerin birbirine göre ayarlanması deneysel çalışmalar sonucu olmaktadır. Bu parametreler aşağıda sıralanmışlardır.

- 1) Difüzyon sıcaklığı
- 2) Difüzyon süresi
- 3) Verici malzemenin miktarı
- 4) Aktivatör miktarı
- 5) Numune malzemesinin yapısı (alaşım elementleri, karbon içeriği)
- 6) Son işlemler (ısıl işlem)

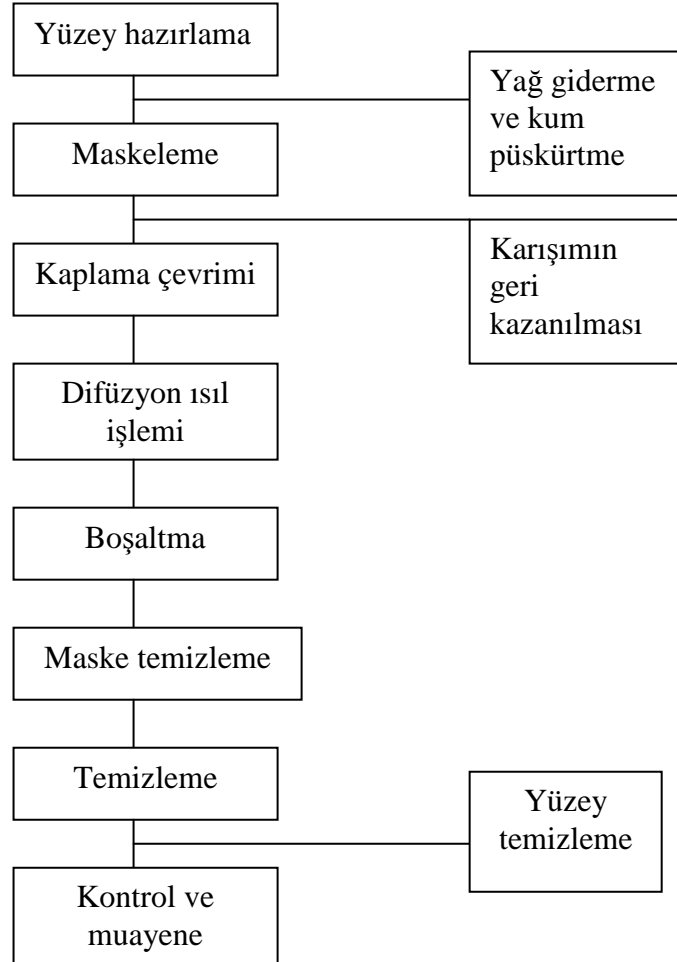
Difüzyonel kaplama işlemleri bir kutu içerisinde 900-1000°C'deki bir fırında genellikle 2 ila 5 saat süre ile uygulanır. Bu süre ve sıcaklıklar üretilecek tabaka cinsi ve tabaka kalınlığına bağlı olarak değiştirilebilir. Numunenin soğuması genellikle kutu tozları içinde olmaktadır. Ayrıca fırın dışında soğutma şeklinde yapılan çalışmalar da mevcuttur.

TRD prosesinde verici (kaynak) olarak genellikle bulunması kolay ve ucuz olan ferro alaşımlar kullanılmaktadır. Ferro alaşımları mümkün olan en yüksek tenöre sahip olanları seçilir. Ayrıca ferro alaşımlara nazaran daha pahalı fakat saflığı yüksek metal tozları ile çalışmak da mümkündür [2].

Karışım bileşenlerinin önemli bir elemanı da aktivatördür. Aktivatör; izotermal ısıtma esnasında ferro alaşım elementi ile reaksiyona girer ve uçucu metalik halojenürleri oluşturur. Bu şekilde aktif gaz ortamı sağlanmış olur. Aktivatör olarak muhtelif halojenür tuzları (NaF,-Cl,-Br,-I; MgF, -Cl, -Br, -I; NH₄F, -Cl, -Br, -I) kullanılır, Aktivatör seçiminde, kullanılan altlık malzemesinin cinsi ve aktif gaz ortamını oluşturacak ferro alaşım elementinin kısmi basıncı rol oynar [2].

Proseste kullanılan altlığın karbon içeriğine bağlı olarak., düşük karbon miktarında metalik tabakalar (alüminyum, krom, titanyum, silisyum), yüksek karbon içeriğinde ise kullanılan ferro alaşımın cinsine bağlı olarak da seramik esaslı tabakalar (krom karbür, titanyum karbür, vanadyum karbür vb.) elde edilir. Ortamdan gelen alaşım elementlerine bağlı olarak, karbon, azot içeriğinin fazla olmasına rağmen var olan intermetalik bileşiklerde oluşmaktadır (Fe₂Al₅ gibi).

TRD prosesi ile fırında soğutulmuş üretilen kaplamalar, altlığın mukavemetinin artırılması amacıyla ısıtılmasına tabi tutulur. Isıl işlemler tuz banyosunda 800-850°C arasında yapılır. Kutu sementasyonu tekniğinin genel akım şeması Şekil 5.1. 'de gösterilmiştir.



Şekil 5.1. TRD prosesinde işlem sırası [26]

5.3.2. Kullanılan Malzemeler

Karbon içeren bir çok malzeme altlık malzeme olarak kullanılabilir. Çelikler, dökme demirler, kobalt alaşımları, sementit karbürler, karbür ve metal esaslı sermetler, karbür seramikler ve karbon, karbür kaplama için altlık malzeme olarak kullanılmaktadır. Karbon seviyesi düşük olan demir ve nikel alaşımları önce sementasyon işlemine sonra karbür kaplama işlemine tabi tutulabilir. Karbonitür kaplamalar öncelikle nitrülendirilmiş çeliklere uygulanabilir.

Çeşitli takım çelikleri çoğu zaman talaşlı imalatla şekillendirilmektedir. Düşük ve orta karbonlu yapısal çelikler talaşlı imalat elemanı olarak kullanılmaktadır. Kaplamanın bileşimi ve özellikleri genellikle altlık malzemenin kimyasal bileşiminden bağımsızdır. Bu sebeple pahalı olmayan ve kolayca işlenebilen malzemeler seçilmektedir [2].

5.3.3. Kaplama kutusunun dizaynı

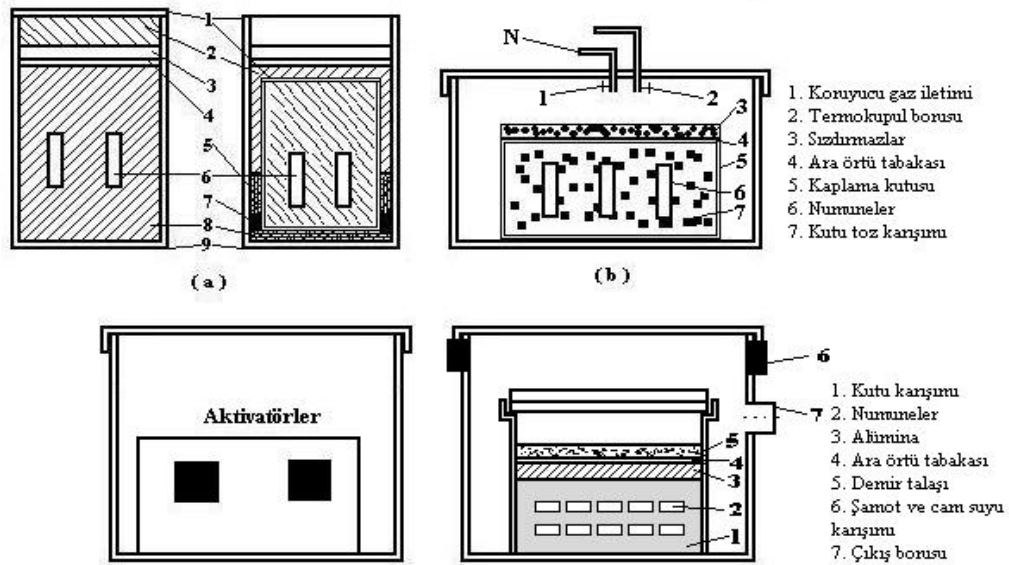
TRD prosesinde toz bileşimi, altlığın kimyasal bileşimi, difüzyon sıcaklığı ve süresi gibi işlem parametreleri yanında, numunenin karışıma gömülme şekli ve pozisyonu da önemlidir. Proses, geleneksel olarak bir kutu içerisinde gerçekleştirildiği için, oksijen girişine karşı kutu sızdırmazlığının çok iyi bir şekilde sağlanması önemlidir. Kutu karışımı içinde bulunan veya dışarıdan içeriye giren oksijen demir esaslı numuneler üzerinde bölgesel oksitlenmeler meydana getirir. Bu şekilde kısmi oksitlenmiş yüzeylerde herhangi bir kaplama tabakası ya oluşmaz ya da yeterli adhezyon göstermeksizin oluşabilir [2].

Kutu sızdırmazlığının sağlanması için çeşitli kutu dizaynları geliştirilmiştir (Şekil 5.2). Bazı kutu dizaynlarında sızdırmazlık, "akışkan ventil" üzerinden sağlanırken, bazı uygulamalarda NaSiO_4 la karıştırılan şamotun kullanılmasıyla sağlanır. Karışım ve bileşenlerinin üstü cam ile örtülür Bunun altında bulunan demir talaşı veya odun kömürü prosesin başlangıç aşamasında oksijeni bağlar. Diğer mümkün bir uygulama da, işlem kutusunu koruyucu bir gaz atmosferi ile çevrelemektir. Bu işlem, birbiri içine geçen iki kutu ile kolayca gerçekleştirilebilir .

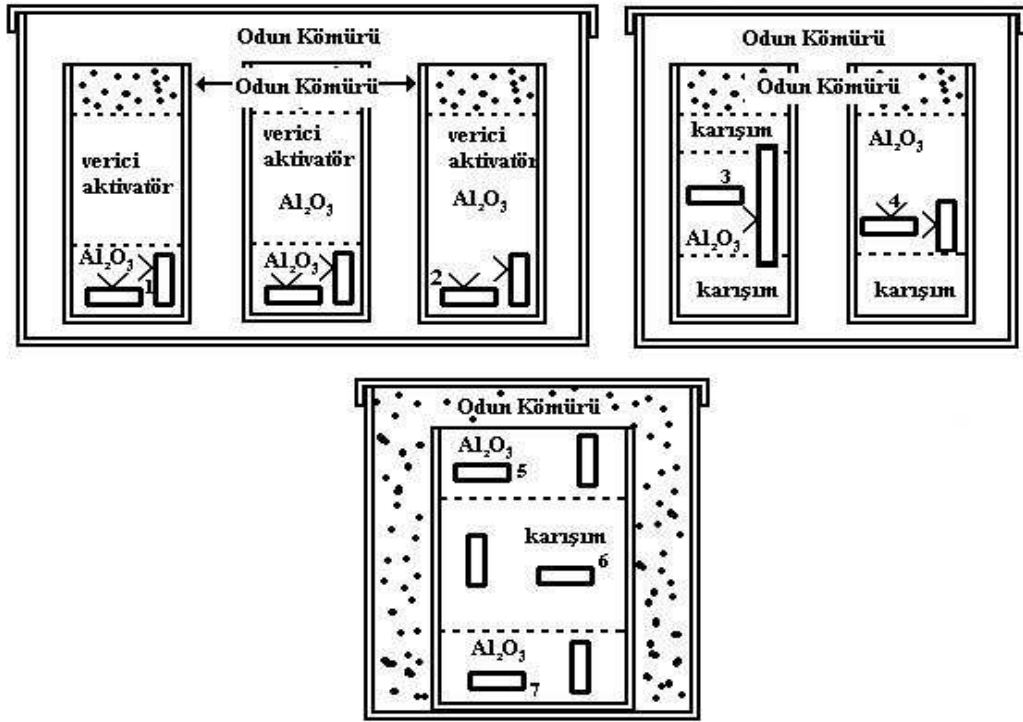
Harterei Enstitüsü tarafından sıkça kullanılan kutu dizaynları Şekil 5.2. 'de gösterilmiştir. Asıl sementasyon kutusu bir başka kutunun içine konulmuştur. Özellikle aktivatörün prosesin başlangıcında buharlaşmasıyla kutu içindeki oksijen dışarı çıkar ve dıştaki kutudan bir akışkan ventil üzerinden tahliye borusu vasıtasıyla dışarıya verilir Bu tahliye borusu tek yönlü ventil gibi davranır ve işlem kutusu içinde sabit bir basınç sağlar.

Kutu sızdırmazlığının sağlanmasında şamot tozu ve cam suyunun kullanılması, zaman ve emek harcanması gereken bir iştir ve özel hazırlanmış kutular gerektirir. Prosesin başlangıcında buhar fazına geçen aktivatör, kutu içinde bulunan oksijeni dışarı taşır. İşlem sırasında kutu içerisinde küçük bir basınç oluşur. Ergime noktası difüzyon sıcaklığının altında olan ($T_e:100-500^{\circ}\text{C}$) sızdırmazlık malzemesi oksijenin kutu dışına çıkarılmasından sonra katılaştır; böylece oksijenin içeri girişi engellenir. Bundan dolayı daha basit dizaynlar araştırılmıştır. Diğer bir yol da numunenin sert folyo içindeki karışıma gömülmesidir (Şekil 5.3). Burada folyonun katlamalar sırasında hasar görmemesi gerekir; oksijenin numuneye ulaşmaması için folyo kutucuğunun üzeri odun kömürü ile örtülmüştür.

Numunelerin kutudan çıkarılmasından sonra, numune yüzeylerinde parçaların birbirine sürtülmesiyle veya fırçalamayla temizlenen sinterleşmeler görülür. Bu sinterleşmeler parçaların görünüşüne zarar verir ve yüzeylerin pürüzlülüğünü artırır. Yüzeide yapılan EDX analizleri bu yapışan partiküllerin verici metal tozları olduğunu ve yüzeye soğuma sırasında kaynaklandığını göstermiştir. Fakat difüze olan elementlerin gaz fazından yüzeye taşındığı bilinmektedir. Bu, karışım tozlarının numuneye temas etmesinin zorunlu olmadığını gösterir. Daha sonra ifade edileceği gibi, numunenin bir Al_2O_3 katmanı arasına gömülerek muamele edilmesiyle yüzey sinterleşmeleri ortadan kaldırılabılır [2].



Şekil 5.2. TRD Proseslerinde kutu dizaynları [2]



Şekil 5.3. Farklı durumlarda gömülmüş numuneler [2]

5.3.4. TRD işleminin uygulama alanları

TRD için en iyi uygulamalar yüksek aşınma ve kazıma problemlerine sahip takımlardadır. Bu durumda olan takımlara örnekler Tablo5.2'de görüldüğü gibi çoğu şekillendirme ve kesme takımları ve kalıp bileşenleridir. Yumuşak çelik, HSS, kaplanmış, çelikler, paslanmaz çelik ve demir dışı metaller, plastikler ve kauçuk ile çalışılabilir [2].Altlık malzemenin sertliği bazı uygulamalar için normal değerlerle aynı veya daha düşük olabilmektedir. Takımların öğünmesi veya kırılma problemlerinin olması durumunda düşük altlık malzeme sertliği tokluğu artırıcı etkisi sebebi ile kullanılmaktadır. Sert karbür kaplamalar, yüzeysel aşınma direnci sağlamaktadır. Sertleştirilme işlemine uğratılmadan yüksek hız takım çelikleri altlık malzeme tokluğuna ihtiyaç duyulması durumunda kullanılabilir.Ekstrüzyon kalıpları ve soğuk dövme kalıpları gibi yüksek seviyelerde yüzey basınçlarının olduğu uygulamalarda karbür tabakaları sert altlık malzemelerle desteklenmektedir. Yüksek hız takım çelikleri Öncelikle TRD ile sertleştirilmelidir. Bazı tozlaştırılmış

kobalt içeren yüksek hız takım çelikleri maksimum TRD proses sıcaklıklarında (1050°C) 60-65 HRC sertliği elde etmek amacıyla işleme tabi tutulabilmektedir.

Tablo 5.2. TRD prosesine tabi tutulan takımların uygulamaları [2]

Uygulama	Takım
Saç metal şekillendirme	Derin çekme kalıpları, bükme kalıpları, sürücüler, iticiler, şekillendirme merdaneleri, iz çekiçleri, düzeltme çekiçleri, folyo merdaneleri, kesme bıçakları, sıyırıcı yardımcı pimler ve buşingleri, pilot pimler ve diğerler
Boru ve tüp ürünleri	Çekme kalıpları, sıkıştırma haddeleri, frenleyici merdaneler, boş merdaneler ve yardımcı merdaneler v.s.
Boru ve tüp işleri	Bükme kalıpları, basma kalıpları, mandal genişletme çekiçleri, sıvama ve yayma kalıpları, v.s.
Tel üretim	Çekme kalıpları, doğrultma merdanesi, oksit kaldırıcı, merdane, besleme merdaneleri, yardımcı merdaneler ve kesme takımları.
Tel çekme işleri	Bükme kalıbı, yardımcı plaka, yardımcı merdane, besleme merdanesi, sıyırma bıçağı.
Soğuk ve ılık dövme	Prete dövme kalıpları, hadde kalıpları, yığma kalıpları, döner sıvama kalıpları, kapalı dövme kalıbı vs.
Döküm (Alüminyum, Çinko)	Gravite döküm maça pimi, basınçlı döküm maça pimi, maça besleyiciler vs.
Kauçuk şekillendirme	Şekillendirme kalıbı, ekstrüzyon kalıbı, ekstrüzyon itici sonsuz vidası, torpido, silindir kolları, nozullar, giriş vs.
Plastik şekillendirme	Şekillendirme kalıpları, enjeksiyon vidası vb.

Tablo 5.2. Devam

Cam şekillendirme	Şekillendirme kalıbı, pompalar, yanma nozulları, makine parçaları vs.
Toz kompaktlama	Şekillendirme kalıpları, maça çubukları, ekstrüzyon kalıpları, vida, vs.
Kesme ve işleme	Kesme takımları, kesme bıçakları, matkap, tapa, germe pimi, takım tutucular, yardımcı plakalar vs.

5.3.5. TRD yönteminin üstünlükleri

TRD yönteminin üstünlükleri şöyle sıralanabilir ;

- 1) Basit donanım
- 2) Kolay operasyon
- 3) Seçici karbür kaplama
- 4) Düşük maliyet
- 5) Girintili çukurlu bölgelerde üniform kaplama
- 6) Uzun banyo ömrü
- 7) Malzemeye yapışan tozun kolay temizlenmesi
- 8) Koruyucu atmosfer gerektirmemesi
- 9) Kolay su verebilme (göbek sertliği)
- 10) Atık ve zehirli gaz olmaması, çevreye zarar vermemesi
- 11) Kalıp ömrünün artması
- 12) Kalıp parlatılmasında kullanılan işçilikten tasarruf
- 13) Yağlayıcıdan tasarruf
- 14) Yüze işlemlerindeki ve boyutsal hassasiyetteki artıştan ötürü, ürün kalitesinin artması
- 15) Daha az kalıp malzemesi kullanılarak, kalıp malzemesi ve üretim maliyetlerinde azalma[27].

BÖLÜM 6. ALÜMİNYUMLAMA YÖNTEMLERİ

6.1. Giriş

Alüminyum kaplı çelik, alüminyumun iyi görünümünü, korozyon ve oksidasyon direncini, çeliğin ise mukavemetini birleştiren kompozit bir malzemedir. Çeliğin alüminyumla kaplanmasıyla ilgili olarak ilk patent 1893 yılında alınmıştır. Ancak geçen yüzyılda, alüminyumun yüksek kimyasal aktivitesinden kaynaklanan bazı güçlüklerle karşılaşmıştır. 20.yy'da bu problemler büyük oranda giderilmiş ve kaplama işlemi için birçok proses önerilmiştir. Herbirinin kendine özgü uygulama alanı ve pazarı bulunan bu prosesler şunlardır [12] :

1. Kutu alüminyum kaplama (pack aluminising) ,
2. Püskürtme ile alüminyum kaplama,
3. Vakum alüminyum kaplama,
4. Gaz alüminyum kaplama,
5. Fiziksel buhar çöktürme yöntemi ile alüminyum kaplama,
6. Giydirme,
7. Elektrolitik alüminyum kaplama,
8. Elektroforez,
9. Sıcak daldırma ile alüminyum kaplama.

6.2. Alüminyumlama Prosesleri

6.2.1. Kutu alüminyumlama (Pack aluminising)

Kutu alüminyum kaplama yönteminde, ilk önce kaplanacak çeliğin yüzeyi oksit ve yabancı maddelerden temizlenir. Çelik parça, alüminyum veya ferroalüminyum tozları ve

diğer bileşenleri içeren karışım ile beraber karbürizasyon kutularına yerleştirilir. Sinterleşmeyi önlemek için alüminyum oksit veya öğütülmüş kil, oksidasyonu önlemek için amonyumklorür yada alüminyumklorür karışıma ilave edilir.

Alüminyum kaplama işlemi oldukça yüksek sıcaklıklarda (900-1080 °C) gerçekleştirilir. Sıcaklık ve karışımın bileşimine bağlı olarak proses süresi 4 ile 30 saat, oluşan kaplama derinliği ise 0.03 ile 1.5 mm arasında değişir. Kaplamanın dış bölgesi yüksek oranda alüminyum (%36-65) içerdiğinden oldukça kırılıgandır. Bu nedenle kaplama işleminden sonra yüksek sıcaklıkta (815-1000°C) tavlama yapılır. Böylece dış bölgenin alüminyum içeriği %20-30'a düşer ve toplam kaplama derinliği artar.

Kutu alüminyum kaplama yöntemi pahalı ve zor bir işlem olduğundan sadece kompleks şekilli parçalar için tavsiye edilir [12].

6.2.2. Püskürtme ile alüminyumlama

Yöntem, alüminyum veya alüminyum alaşımının ergitilmesi ve 2-4 atm basınca sahip hava akımı ile kaplanacak yüzeye püskürtülmesini içerir.

Metal parçacıkları, alüminyum kaplanacak parça üzerine hareketleri sırasında hızla ısılarını kaybeder ve soğuk yüzeye çarptıkları zaman katılaşır. Çelik ile kaplama arasında, mukavemeti zayıf basit bir mekanik bağ oluşur. Çelik ile kaplama arasındaki bağın mukavemetini arttırmak için çelik yüzeyinin kabalaştırılması tavsiye edilir. Bu işlem için çelik yüzey metal fırça ile fırçalanabilir. Bu yöntemle, bağlanma sadece çelik ile kaplama arasında değil, aynı zamanda bağımsız alüminyum tabaka ve partikülleri arasında da gerçekleşir. Sonuç olarak kaplama tabakası yüksek poroziteye sahiptir. Bağımsız taneciklerin birbiriyle bağlanması oksit filmleri ve adsorblanmış oksitlerden dolayı gerçekleşmez.

Alüminyum kaplama işleminden sonra kaplama ile demir-karbon alaşımları arasındaki bağın mukavemetini ve yoğunluğunu arttırmak için 950-1200°C'de uzun süre tavlama tavsiye edilir [12].

6.2.3. Vakum alüminyumlama

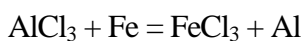
Bu proses bir öncekinin benzeridir. Kaplama, alüminyumun buharlaştırılıp, parça üzerinde yoğuşturulması ile gerçekleştirilir. Kaplama kalitesi bu yöntemde daha iyidir [12].

Alüminyum, buhar basıncı çevre atmosfer basıncından fazla olacak bir sıcaklığa ısıtılır. Çelik parça alüminyum buharıyla temas ettirildiğinde, alüminyum buharı çeliğin soğuk yüzeyinde yoğuşur. Kaplama işlemi için $10^{-3} - 10^{-5}$ mmHg basınçlı vakum odaları gereklidir. Kaplanmış alüminyumun iyi bir yüzeye sahip olması için çok yavaş buharlaşma ve yoğuşma hızları gereklidir. Alüminyum 1400°C'ye ısıtmak için elektron hüzmeye cihazları kullanılır.. Elektron tabancası tarafından yaratılan yüksek enerjili elektron demeti ergitilecek alüminyuma doğrultulur. Elde edilen kaplamanın kalınlığı (0.08- 2.5 µm) işlem süresiyle orantılıdır. Kaplamanın görünüşü, kullanılan çeliğin yüzey kalitesiyle orantılıdır. Bu yöntemle elde edilen alüminyum kaplama üniformdur, poroz değildir ve ferroalüminyum ara alaşım tabakası içermez.

Alüminyum kaplama ile çelik arasında kuvvetli bir bağ elde etmek için, bant veya parça 175-370°C'ye kadar ön ısıtma işlemine tabi tutulur. Çelik bandın veya parçanın yüzey hazırlama işlemi çok dikkatli yapılmalıdır. Yüzeyde herhangi bir film tabakası kalmamalıdır, aksi halde bağ mukavemeti azalabilir. Yüksek kalitesi ve alüminyum ile çelik arasındaki güvenilir bağdan dolayı, bu kaplama yöntemi kritik parçaların kaplanmasında kullanılır.

6.2.4. Gaz alüminyumlama

Bu proseste, çelik yüzeyine, alüminyumklorür ($AlCl_3$) gaz fazını içeren ortamda alüminyum kaplanır. Alüminyum kaplama işlemi, bir tarafına %45 alüminyum, %45 alüminyumoksit ve %10 amonyumklorür içeren bir karışım yerleştirilmiş bir retortta gerçekleştirilir. Karışım 600°C'ye kadar ısıtılır. Kaplanacak parçalar retortun diğer ucuna yerleştirilir ve 900-1000°C'ye ısıtılır. Çeliğe alüminyum kaplama işlemi aşağıdaki reaksiyon gereğince gerçekleşir [12]:



(6.1.)

Elde edilen monoatomik alüminyum çelik içersine difüze olur ve ince bir kaplama tabakası oluşturur. Kompleksliği ve önemli enerji tüketiminden dolayı bu yöntem endüstride kullanılmaz.

6.2.5. Fiziksel buhar çöktürme yöntemi ile alüminyumlama (PVD)

Bu yöntem, uçak sanayinde iniş takımları gibi yüksek mukavemetli çelik parçaların korunması ve alüminyum yapı içersine yerleştirilen çelik bağlantı elemanlarının, galvanik etkiyi azaltmak için kaplanmasında kullanılır. Bu prosesin diğer yöntemlere göre birkaç avantajı vardır. Alüminyum tabakası çelik yüzeyine kuvvetlice yapışır, böylece bükme testinden kolayca geçer. Alüminyum tabaka, çeliğin mekanik özelliklerini etkilemez, çok çeşitli şekillerdeki parçalara, istenen kalınlıkta hassas bir kaplama yapılabilir. Kaplama ve proses toksik olmayıp çevre kirlenmesine neden olmaz. Bu avantajlarından dolayı, fiziksel buhar çöktürme yöntemi geniş bir uygulama alanına sahiptir ve özellikle kadmiyum kaplamalar yerine kullanımı efektif olmaktadır [12].

Bu yöntemde, kaplanacak parça ile buhar kaynağı arasına daha negatif bir potansiyel uygulanmasıyla daha yoğun ve daha sağlam bir kaplama elde edilebilir. Vakum sistemine inert bir gaz uygulanır ve iyonlaştırılır. Pozitif yüklü iyonlar, negatif yüklü parça yüzeyi tarafından çekilir ve bu iyonların bombardımanı sonucu son temizleme işlemi gerçekleşmiş olur. Temiz yüzeyler daha iyi bir yapışma sağlar. Bu işlemden sonra buharlaştırılan alüminyum iyonize olur ve parçaya doğru hızlanarak hareket eder. Böylelikle daha yoğun bir kaplama elde edilir. Ayrıca iyonizasyon daha iyi bir atma gücü sağlar ve kompleks şekilli parçaların uniform kaplanmasını sağlar. Uçak sanayinde kullanılan üç ayrı sınıf kaplama vardır. Sınıflara göre kaplama kalınlığı 8-25 µm arasında değişmektedir.

6.2.6. Giydirme

Bu yöntem, alüminyum ile çelik bantların beraberce haddelenmesinden ibarettir. Haddeme sırasında alüminyum ile çelik arasında metalik bir bağ oluşur. Çelik ile alüminyum arasındaki bağın mukavemeti, temperleme işlemi ile artırılır. Bu yöntem temel olarak bant, levha ve boru üretiminde kullanılır [12]. Alman üreticiler bu yöntemi şöyle uygulamaktadırlar ; %0.06 C içeren çelik bant %0.7 Si içeren alüminyum levha ile

200°C'de %40 redüksiyonla haddelenir. Ara tav uygulanmaz, işlem sonunda 530-550°C'de kontrollü tav yapılır. Son yıllarda paslanmaz çeliklerin bu yöntemle alüminyum kaplanması yaygınlaşmaktadır.

6.2.7. Elektrolitik alüminyumlama

Bu tip kaplama, ya ergimiş alüminyumklorür tuzları ve alkali metallerin klorürlerinden oluşan karışımları içeren ergimiş elektrolitlerde yada etilbromür ve benzen içerisindeki alüminyum bileşiklerinden oluşan inorganik elektrolitlerde gerçekleştirilir. İlk elektrolitler daha ucuz ve daha basittir.

Elektrolit %80 AlCl₃ ve %20 NaCl'den oluşabilir, bu taktirde proses, 175°C'de 1.6 A/dm² akım yoğunluğunda gerçekleştirilir. Eğer AlCl₃ ve NaCl moleküler oranı 3:2 alınır, sıcaklık 160-200°C, akım yoğunluğu da 1 A/dm² olmalıdır. Elektrolit %50 (mol) AlCl₃ içerirse işlem 380°C'de, 1 A/dm² akım yoğunluğunda gerçekleştirilir.

Kaplama öncesi parçalar tamamen temiz, yağı alınmış ve hidroklorik asit çözeltisinde dekape edilmiş olmalıdır. Kaplama oluşum hızı oldukça yavaş olup 1.94 A/dm² akım yoğunluğunda, 0.3 g/A.saat değerine eşittir, bu ise 30 dakika içerisinde 0.01 mm kalınlığa denk gelmektedir. Kaplama hızı olarak 25-50 µm/dak kullanılır . Bazı uzmanlar 800°C'de, İlave bir tavlama işlemini tavsiye ederek, böylece daha uniform bir kaplamanın elde edilebileceğini iddia etmektedirler. Ancak tavlama işlemi, alüminyumun demir içersine difüze olmasına ve kırılğan intermetalik bileşiklerin oluşumuna sebep olur. Düşük sıcaklıklarda galvanik kaplama yapmanın üstünlüğü, kaplama tabakası içerisinde kırılğan fazın oluşmamasıdır[12] .

Elektrolitik alüminyum kaplamanın birkaç dezavantajı vardır. Birincisi, alüminyum kaplama işleminin, kolayca buharlaşan, higroskopik, normal şartlar altında dahi bozunabilen alüminyumklorür ile yapılmasıdır. İkincisi, AlCl₃-NaCl karışımının eritilmesinin, alüminyumkloriir ve hidrojen klorürün kolayca buharlaşmasından dolayı oldukça güç olması ve bu durumun elektrolit bileşiminin değişmesine neden olmasıdır. Üçüncüsü, bu yöntemin oldukça yavaş olması ve ekonomik olmamasıdır.

6.2.8. Elektroforez

Alüminyum kaplamanın diğer bir yolu, alkol içerisinde bulunan küresel alüminyum parçacıklarının toz şeklinde, kaplanacak çelik parçasının yüzeyinde çüktürülmesidir. Daha sonra bu toz tabakası, en az %7 redüksiyonla haddelemek suretiyle pekiştirilir, sonra 500°C'de yavaşça ısıtılarak sinterlenir ve çeliğe bağlanması sağlanır [12].

6.2.9. Sıcak daldırma ile alüminyumlama

Esas olarak bu yöntem, yüzeyi temizlenmiş çelik parçaların sıvı alüminyum veya alüminyum alaşımı içersine daldırılması ve belirli süre tutulmasıyla gerçekleştirilir. Bu durumda yüzey tabakası alüminyum içinde çözünür, alüminyumla reaksiyona girerek Fe_nAl_m şeklinde intermetalik alaşımlar oluşturur. Geçiş tabakasının daha sonraki büyümesi alüminyumun demir içersine difüzyonu ile gerçekleşir. Reaksiyon ve difüzyon hızlı gerçekleşir, 1-15 dakika içersinde 0.02-0.010 mm kalınlığındaki alaşım tabakası meydana gelir [12].

Bu yöntemin temel avantajları, hızlı olması, nispi olarak düşük sıcaklıklarda (600-800°C) çalışılması ve basit olmasıdır. Sürekli olarak kaplanmış bant üretimi söz konusu olduğunda en ekonomik yöntem sıcak daldırma olmaktadır. Günümüzde sıcak daldırma ile alüminyum kaplama. NF A 36-340, Euronorm 154, ASTM A-463 ve ISO 5000 standartlarına uygun olarak yapılmaktadır. Tablo.6.1'de alüminyum kaplama yöntemleri ile ilgili karşılaştırmalı bilgiler verilmektedir.

Tablo 6.1. Alüminyum kaplama yöntemleriyle ilgili karşılaştırmalı bilgiler [12]

Proses	Kalınlık (mm)	Nispi maliyet	Aratabaka yokluğu	Kaplamanın devamlılığı
Sıcak dal.	0.013-0.076	1	2	2
Giydirme	0.010-0.127	2	3	1
Elektrolitik	0.003-0.051	3	1	3
Püskürtme	0.051-0.508	4	1	4
Kutu yön.	0.254-1.016	3	4	-

1, en iyi sonucu,2 iyi, 3. kötü, 4 en kötü sonucu gösterir.

BÖLÜM 7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

7.1. Giriş

Bu çalışmanın amacı, termoreaktif difüzyon yöntemiyle alüminyumlama işlemine tabi tutulan AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çeliklerinin yüzeylerinde oluşabilecek kaplama mikroyapılarını, kimyasal bileşimlerini, tabaka morfolojilerini ve çeliklerin üzerinde oluşan tabakaların mekanik özellikleri üzerine etkilerini araştırmaktır.

Bu çalışmada, termoreaktif difüzyon yöntemiyle içerisinde farklı oranlarda alaşım elementleri bulunduran AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çeliklerinin yüzeylerine demir alüminid kaplama işlemi uygulanmıştır. Bu çeliklerin her biri için 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarında 1, 3 ve 5 saat sürelerinde kaplama işlemi uygulanmıştır. Demir alüminid kaplanan numuneler metalografik olarak hazırlanarak mikroyapı, mikrosertlik ve tabaka kalınlıkları ölçümleri yapılmıştır. Aynı şekilde hazırlanan 800°C ve 3 saatte kaplanmış numunelerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile mikroyapı çekimleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca kaplama tabakalarının içerdiği fazları belirlemek üzere 800°C ve 3 saat süreyle kaplanmış numunelerin yüzeylerinden x-ışınları difraksiyonları alınarak faz analizleri yapılmıştır. Herbir numune için kırılma tokluğu çalışmaları ve kinetik incelemeler yapılmıştır.

7.2. Deneylede Kullanılan Numuneler ve Kimyasal Analizleri

Deneysel çalışmalarda AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çelikleri kullanılmıştır.

AISI 1010 çeliği; AISI 1010 çeliği düşük karbonlu çelik olup genellikle konstrüksiyon uygulamalarında kullanım alanı bulmasının yanında, endüstrinin diğer alanlarında da kendisine kullanım alanı bulmaktadır. Mekanik özelliklerinden dolayı yumuşak çelikler olarak da tanınırlar. Az karbonlu çelikler dünya çelik üretiminin en büyük miktarını kapsamaktadır. Bilhassa yassı mamüller ile inşaat sektörü ve temel yapılarda kullanılan çelik çubuk ve profiller az karbonlu çelikler sınıfındadır. Düşük karbon içeriklerinden dolayı, ısıl işlem ile kütleli olarak yeterince sertleştirilemezler. Ancak, sementasyon, nitrasyon, vb. yüzey sertleştirme işlemleri ile yüzeyleri sert, iç kısımları yumuşak kalabilen parçaların üretiminde kullanılabilirler[28].

AISI 4140 çeliği : AISI 4140 çeliği düşük alaşımlı orta karbonlu çeliklerdendir. Orta karbonlu çeliklerin en büyük özellikleri ısıl işlemle yeteri derecede sertleştirilebilmeleridir. Bu bakımdan özellikle makine sanayinde mukavemet gerektiren hareketli makine parçalarında, millerde, dişlilerde, pimlerde, akslarda v.b. uygulamalarda kullanım alanına sahiptir. İşlenebilme, şekil değiştirme ve kaynak kabiliyetleri, az karbonlu çeliklere göre daha düşüktür[28].

AISI D2 çeliği; AISI D2 çeliği yüksek karbonlu (% 1,35-2,35), yüksek kromlu (% 12) soğuk iş takım çelikleri grubuna girer. Ayrıca molibden, vanadyum, ve kobaltta içerebilir. Isıl işlemde çatlama ve distorsiyon riski düşüktür. Abrasif aşınma direnci yüksektir ve bileşimde bulunan karbon ve vanadyum miktarının artması ile aşınma direnci daha da artar. AISI D2 çeliğinin süneklik ve basınca karşı dayanımı yüksektir. Her türlü kesme ve bükme kalıplarında, vida-civata ovma tarakları, perçin ve civata başlarının şişirilme işlemlerinde v.b. yerlerde kullanılmaktadır[28].

AISI M2 çeliği ; Bu çelikler molibdenli yüksek hız takım çelikleri grubuna girer. Ana alaşım elementi molibden olarak ifade edilmesine rağmen, bazı çeliklerde molibdenden daha yüksek oranda Wolfram ve Kobalt gibi alaşım elementleri bulunur. Bileşiminde yüksek oranda karbon ve vanadyum içeren takım çeliklerinin abrasif aşınma direnci yüksek, talaşlı imalata elverişliliği düşüktür. AISI M2 çeliği kesici takımlarda kullanılan en temel yüksek hız takım çeliğidir. Bütün kesici freze uçları, matkap, rayba, klavuz, paftalar ve talaşsız şekillendirme işlemlerinin uygulandığı yerlerde kullanım alanı bulmuştur[28].

Tablo 7.1 Deneylerde kullanılan malzemelerin spektral analiz değerleri

Çeliğin Cinsi	Kimyasal Bileşim (%Ağırlıkça)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Fe
AISI1010	0,12	0,11	0,05	0,003	0,023	0,012	0,029	0,02	-	-	Kalan
AISI 4140	0,40	0,25	0,62	0,024	0,025	1,00	-	0,18	-	-	Kalan
AISI D2	1,33	0,34	0,28	0,02	0,01	6,38	0,26	0,77	-	1,0	Kalan
AISIM2	0,95	0,32	0,18	0,327	0,049	4,66	0,77	4,43	6,8	1,9	Kalan

7.3. Deneylerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanışı

Deneylerde kullanılan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çelikleri 22 mm çapında yuvarlak kesitli olarak temin edilmiş olup, 5 mm kalınlığında parçalar halinde kestirilmiştir. Kaplama işlemine hazır hale gelmesi amacı ile metalografik numune hazırlama teknikleri ile 60-120-220-600-1200 mesh' lik zımparalarla zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Zımpara işleminden sonra alüminayla parlatma işlemi yapılmıştır.

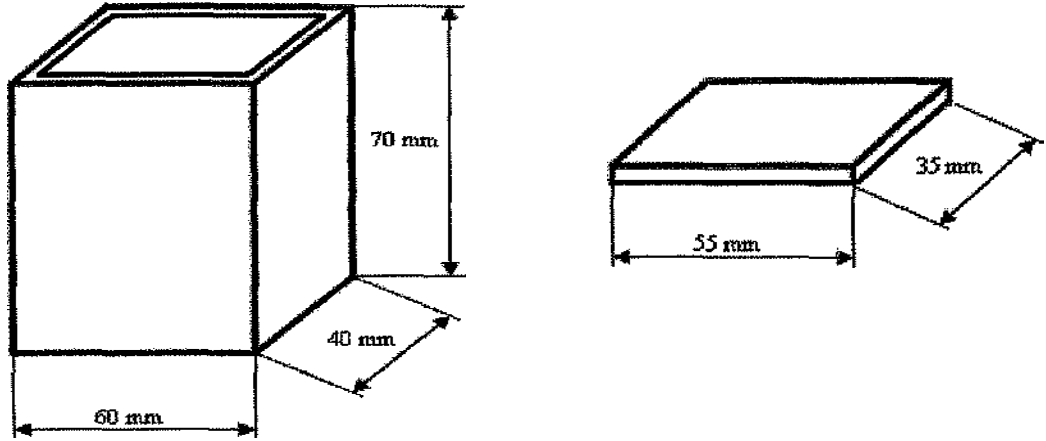
7.4. Deneylerde Kullanılan Cihazlar

7.4.1. Alüminyumlama fırını

Alüminyumlama işlemleri PROTHERM marka 1200°C sıcaklığa çıkabilen $\pm 1^\circ\text{C}$ hassasiyette çalışan direnç fırınında gerçekleştirilmiştir

7.4.2. Alüminyumlama potası

Alüminyumlama işleminde 40x60x70 mm ölçümlerindeki profil malzemedan elde edilen potalar kullanılmıştır. Şekil 7.1.' de alüminyumlama işleminin gerçekleştirilmesinde kullanılan alüminyumlama potasının görünüşü verilmektedir. Potalar sızdırmaz olarak imal edilmiş ve bir kapak donanımı ile sızdırmazlığı artırılmıştır.



Şekil 7.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan potanın ve pota kapağının geometrik şekli

7.4.3. Kaplama karışımı

TRD yönteminde iş parçasının içine gömüldüğü toz karışımları ana olarak üç bileşenden oluşmuştur: Kaplama element kaynağı (verici malzeme, örn. Fe-Cr, Fe-V, Cr), karışımın tozlarının birbirleriyle sinterleşmesini önlemek için inert bir dolgu maddesi (Al_2O_3 veya SiO_2) ve bir aktivatör (genellikle NH_4Cl).

Kaplama karışımı ; Ankara Gazi Fişek Fabrikasından alınan %99,9 luk saf Alüminyum, alümina (inert dolgu malzemesi), amonyum klorür (aktivatör) ve naftalinden oluşmaktadır. Bu tozlar belirli oranlarda katılarak karıştırılmış ve homojen karışım elde edilmiştir. Ayrıca kaplama kutusu sızdırmazlığı için şamot çamuru kullanılmıştır.

Kaplama kutusunun dizaynı en alt tabakadan başlayarak alümina, karışım toz, kaplanacak numune, karışım toz ve şamot çamuru şeklindedir.

7.5. Alüminyumlama İşlemi

Alüminyumlama işleminde, öncelikle kaplama karışımı homojen şekilde hazırlanmıştır. Her bir kaplama için en alt tabakadan başlayarak alümina, karışım toz , kaplanacak numune, karışım toz , şamot çamuru şeklinde kaplama kutusu dizaynı

hazırlanarak farklı sürelerde fırında bekletme işlemi gerçekleştirilmiştir. AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çeliklerinin her biri için 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarında 1, 3 ve 5 saat sürelerinde kaplama işlemi uygulanmıştır. Kaplama işlemi sonrasında numuneler açık atmosfer ortamında soğutulmuşlardır ve yüzeyleri temizlenmiştir.

7.6. Metalografik İnceleme

Alüminyumlama sonrası metalografik inceleme yapılabilmesi için her bir numunenin kesiti alınarak bakalitle alınmış ve 60-120-220-600-1200 mesh' lik zımparalardan geçirilip, alüminayla parlatılıp, %3'lük nitelle dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Optik mikroskopi çekimlerinde Nikon Epiphot 200 marka optik mikroskob kullanılmıştır.

7.7. X-Işınları Difraksiyon Analizleri

Kaplama tabakasında mevcut fazların tanınmasında ve özelliklerinin saptanmasında kullanılan yöntemlerden biri de x-ışınları difraksiyon analizleridir. X-ışınları difraksiyon analiz yönteminde genellikle Cu veya Co gibi hedef bir elementten elde edilen K_{α} karakteristik x-ışını demeti, analiz edilecek numune üzerine gönderilmektedir. Işın demeti numunenin üç boyutlu kristal kafeslerinden difraksiyona uğrayarak, numuneye has difraksiyon paterni elde edilmektedir. Bu paternlerin incelenmesi, bileşimi belirli standart malzemelerden elde edilen paternler ile karşılaştırılarak yapılmaktadır. Karşılaştırma sırasında standart ASTM kartlarından yararlanılmaktadır.

Numunelerin x-ışınları difraksiyon analizi yönteminde Rigaku marka x-ışınları difraktometresi kullanılmıştır. Analiz sırasında (Cu K_{α} yani $\lambda = 1,54\text{\AA}$) ışın demeti kullanılmış ve oluşan fazların saptanmasında Hanawalt el kitaplarından ve ASTM kartlarından yararlanılmıştır.

7.8.Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizi

Daha detaylı malzeme karakterizasyonu için SEM görüntülerinden faydalanılmıştır.Jeol JSM-6060LV marka SEM cihazı kullanılmıştır.

7.9. Sertlik ve Tabaka Kalınlığı Deneyleri

700, 800 ve 900 °C'lerinde 1, 3 ve 5 saat sürede kaplama işlemi yapılan AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çeliklerinin demir alüminid kaplama tabakaları kalınlığının zamana bağlı olarak değişimi numunelerin birçok yerinden tespit edilen değerlerin ortalamaları alınarak bulunmuştur.

Yüzeyden itibaren 15µm uzaklıktan başlayarak 20µm aralıklarla 5grlık yük uygulanarak sertlikler FM 700 marka mikrosertlik cihazı kullanılarak ölçülmüştür.

7.10. Kırılma Tokluğunun Deneyleri

Kırılma tokluğu deneyleri deneyi, malzemenin çatlama direncinin bir ölçüsüdür. Sertlik cihazından yararlanılarak çatlak boyu (2C) bulunmuştur. Malzemede çatlak oluşturmak için 50-500gr arasında yükler (P) uygulanmıştır. Eşitlik 7.1. kullanılarak kırılma tokluğu değerleri bulunmuştur[29].

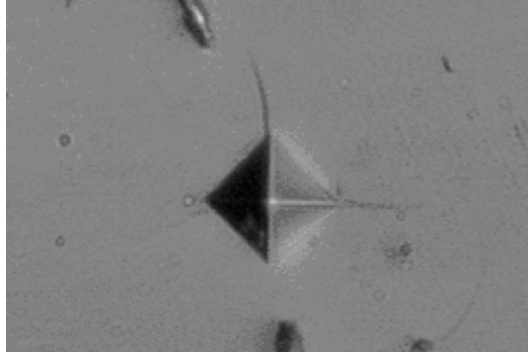
$$K_c = 0,028.(E/H_v).P/C^{3/2} \quad (7.1.)$$

$$K_c = \text{Kırılma tokluğu (MPa.m}^{1/2}\text{)}$$

E = Elastik modül (GPa) (Demir alüminid için 150 GPa alınmıştır.)

H_v = Sertlik (kg/mm²), P = Çatlak başlangıç yükü, 2C = Çatlak boyu (mm)

Şekil 7.2.de sertlik cihazındaki çatlak oluşumu görüntüsü verilmiştir.



Şekil 7.2. 900°C de 5h süre ile kaplanan 1010 çeliğine 100gr yük uygulanıp çatlak oluşturulmuş görüntü

7.11. Kinetik Çalışmalar

Difüzyonlu kaplama, difüzyon işlemlerinin geliştirilmesiyle başarılı bir yöntemdir. Metal veya metalik olmayan kaplama malzemesiyle altlık malzemesi arasında kimyasal etkileşim söz konusudur. Kaplama malzemesi alt yüzeyine difüze olur ve bu arada altlık malzemesinin boyutlarında ya hiç değişiklik olmaz ya da çok küçük oranlarda değişiklik olur. Alaşım ve metallerde difüzyonun olabilmesi için atomların yeterli ısı hareketine sahip olması gerekir.

Altlığa kaplanacak metalin difüzyonu atomik seviyededir. Atomik ve moleküler bağlanma ile elde edilen toplam yapışma ve kristal distorsiyonu metal yüzey sertliğini artırır. Sıcak daldırarak galvanizleme, alüminyumlama, nitrürleme ve karbürleme proseslerinde difüzyon prensiplerinden yararlanır.

Difüzyon; malzeme içerisindeki atomların ve diğer sertleştirme elamanlarının sıcaklığa bağlı olarak hareket ettirilmesi ile yer değiştirilmesi difüzyon (yayınma) olarak adlandırılır. Difüzyon terimi özellikle katı malzeme içerisinde kütle taşınımını sağlayacak oranda gelişen atom hareketlerini tanımlar. Difüzyon yönteminde malzeme yüzeyinin iç yapısı, yüzeye nüfuz ettirilen yabancı atomlar ve ısı sayesinde gerçekleştirilir.

Metal malzemelerdeki difüzyon işlemi, homojen ve homojen olmayan malzemelerde farklılıklar gösterir. Öyle ki, homojen malzemelerde tamamıyla eşit dağılmış ve

birbirinin aynı olan atomların yer değiştirmesi kendi kendine gerçekleşir ki, bu yer değiştirme işlemine kendi kendine difüzyon denir. Kendi kendine difüzyon da genellikle kütle taşınması görülmez. Homojen olmayan malzemelerdeki difüzyon işlemi ise teknik açıdan farklılıklar gösterir. Homojen olmayan malzemelerdeki konsantrasyon farklılıkları, atomların belirli yönde hareket etmelerine neden olur. Bu tür difüzyon olayları, ısı işlemlerin çoğunda büyük önem arz eder. Bu nedenle difüzyon mekanizmalarının ve difüzyon kanunlarının anlaşılması, nitrürleme, sementasyon, dekarburizasyon ve tavlama gibi ısı işlemlerin kavranmasını kolaylaştırır.

Çelik atomlarına oranla çok daha küçük boyutlu olan azot ve karbon atomları, kristal kafes içerisinde demir atomlarının aralarına yerleşerek arayer katı eriyiği oluşturur. Bu tür atomlara da arayer atomları denir. Koordinasyon sayısı oktahedral boşluklar için altı, tetrahedral boşluklar içinse dördür. HMK kristal kafesinde oktahedral boşluğa yerleşen bir arayer atomu yüzeyinin dört köşesindeki atomlarla, kafesin merkezindeki atom olmak üzere toplam altı atomla temas halinde olacaktır. Arayer atomları, boşlukların yardımı olmadan difüze olurlar ki, bu yüzden yeralan atomlarına göre hızları daha da yüksektir. Bir kristal kafeste, örneğin YMK-Fe kristal kafesi içerisinde, demir atomlarıyla benzer konumlara yerleşebilecek kadar büyük çaplı alaşım atomları, kristal kafes içerisinde demir atomları tarafından doldurulmamış boş konumlara yerleşirler. Yer alan atomlarının hareket etmesini sağlayan mekanizma, boşluk mekanizması olarak tanımlanır.

Atomik difüzyon, atomların ısı titreşimler etkisinde yer değiştirmeleri sonucunda oluşur. Önemli ölçüde difüzyon, içyapı dolayısıyla özellik değişimine neden olur. Bir difüzyon sistemi; bir ana kütle (çözen) ile onun içine yayılan elemanlardan (çözünen) meydana gelir. çözünen atomların difüzyon yönü yüksek konsantrasyon bölgesinden düşük konsantrasyon bölgesine doğrudur[2].

Metal içindeki difüzyonun temel denklemi I. Fick kanunudur ve difüzyonun konsantrasyon grandyanına bağlılığı bu kanunla verilmiştir.

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial X} \quad (7.2.)$$

J= Difüzyon akısı (difüzyon yönüne dik bir düzlemin birim alanından birim zamanda geçen madde miktarı) (gr/cm² sn)

D= Difüzyon katsayısı (cm²/sn)

C= Difüze olan maddenin konsantrasyonu (gr/cm³)

X= Bir koordinat (difüzyon mesafesi) (cm)

Denklemdaki negatif işareti, negatif bir yoğunluk gradyanının pozitif yönde bir difüzyona sebep olmasındandır. I. Difüzyon kanununa göre difüzyon akısı (J)

konsantrasyon gradyanı $\frac{\partial C}{\partial X}$ ile orantılıdır.

Metallerde difüzyon olaylarının çözümünde I.Fick kanunu genellikle yetersiz kaldığı için II. Fick kanunundan yararlanır. Sonsuz küçük bir hacim içindeki net atom kazancını dikkate almak şartıyla yapılacak bir türev alma işlemiyle II.Fick kanununu elde etmek mümkündür.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial X^2} \quad (7.3.)$$

Bu kanun yardımıyla tabaka kalınlıkları, difüzyon katsayıları hesaplanarak işlem den önce belirlenebilir.

Buna göre;

$$x^2 = Dt \quad (7.4.)$$

x= tabaka kalınlığı (m)

t= zaman (sn)

D= difüzyon katsayısı (m²/sn)

Karbür tabakasının kalınlığı tutma süresinin kareköküyle orantılıdır. Difüzyon katsayısı (D), difüzyon sistemine ve sıcaklığa bağlıdır. D' nin sıcaklığa bağlılığı:

$$D = D_0 \cdot e^{-Q/RT} \quad (7.5.)$$

D₀= difüzyon sabiti (m²/sn) Q= aktivasyon enerjisi (J/mol)

R= gaz sabiti (1.987 J/molK)

T= sıcaklık (K)

Denklemlerdeki, Q , R ve D_0 büyüklükleri sıcaklığa bağlı değildir. D_0 difüzyona uğrayan olan atomların titreşim frekansı için bir ölçü oluşturan difüzyon sabitidir (frekans faktörü). Hızlı titreşen atomlar büyük D_0 değerine sahiptir ve yavaş titreşenlerden daha hızlı yer değiştirirler. Q (aktivasyon enerjisi), R (gaz sabiti), D_0 (difüzyon sabiti) ve T (mutlak sıcaklık) değerleri kullanılarak elde edilen D , difüzyon katsayısı belirli bir atom türünün difüze olma kabiliyetini veren bir ölçüdür ve malzemeye özgü bir değerdir.

Atomların yer değiştirmeleri (difüze olmaları) için aşmaları gereken bir enerji engeli vardır. Bu enerji engelini aşmaları için gereken enerjiye aktivasyon enerjisi denir. Aktivasyon enerjisi (Q), Arrhenius denkleminde hesaplanabilir. Boşluklar yardımıyla difüzyon (yer alan difüzyon mekanizması) çok küçük bir aktivasyon enerjisi gerektirir. Sıcaklık arttıkça atomların titreşim frekansı ve boşluk konsantrasyonu artar dolayısıyla difüzyon kolaylaşır. Arayer mekanizmasında ise atomları kendilerinden daha büyük boyutlu, atomlar arasında hareket ettirmek için gerekli aktivasyon enerjisi, boşluk hareketine göre daha fazladır.

Azalan aktivasyon enerjisiyle difüzyon kolaylaşır, aktivasyon enerjisinin azalması difüzyon katsayısının (D) artması sonucunu doğurur. Difüzyon katsayısı sıcaklık arttıkça artar, bu nedenle yüksek sıcaklıklarda difüzyon kolaylaşır. Atomlar normal kafes yapısında çok zor difüze olur, çünkü enerji engelini aşmak için gerekli aktivasyon enerjisi büyüktür. Diğer taraftan kafesin büyük ölçüde kusurlu olduğu tane sınırlarında ve dislokasyon yoğunluğu fazla olan kristal kafeslerde daha kolay, serbest yüzeylerde ise çok kolay difüze olurlar[1].

700, 800, ve 900 °C'lerde 1, 3 ve 5 saat sürelerle kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çeliklerinin yüzeyinde oluşan alüminid tabaka kalınlığının zamana bağlı olarak değişiminden yola çıkılarak kinetik incelemeler gerçekleştirilmiştir. Buradan hareketle her bir malzeme için çeşitli sıcaklıklarda difüzyon katsayısı, frekans faktörleri ve aktivasyon enerjileri bulunmuştur.

BÖLÜM 8. DENEYSEL SONUÇLAR

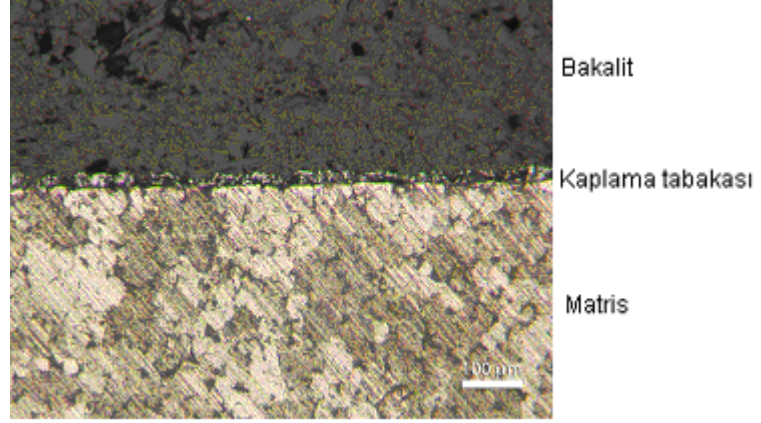
8.1. Giriş

Bu çalışmada 22 mm çapındaki AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çelik çubukları temin edilip, 5mm kalınlığında kesilmiş ve metalografik hazırlama işlemlerinden sonra 700, 800, ve 900 °C'lerde 1, 3 ve 5 saat sürelerde, saf alüminyum, alümina, amonyum klorür ve naftalinden oluşan toz karışımında termokimyasal olarak işleme tabi tutulmuş ve demir alüminid kaplamaları gerçekleştirilmiştir.

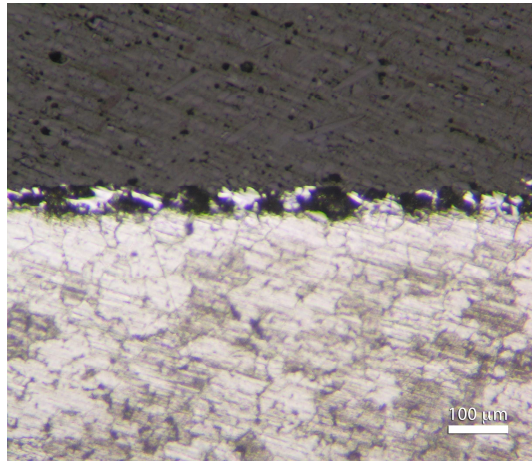
Termokimyasal olarak kaplanan numunelerin yüzeyleri, kaplama tabakaları, kaplama- matris ara yüzeyleri ; klasik metalografi teknikleri, sertlik ve tabaka kalınlığı incelemeleri, kinetik çalışmalar, kırılma tokluğu incelemeleri, x-ışını difraksiyon analizi, taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemesi ile özellikleri araştırılmıştır.

8.2. Metalografik İnceleme Sonuçları

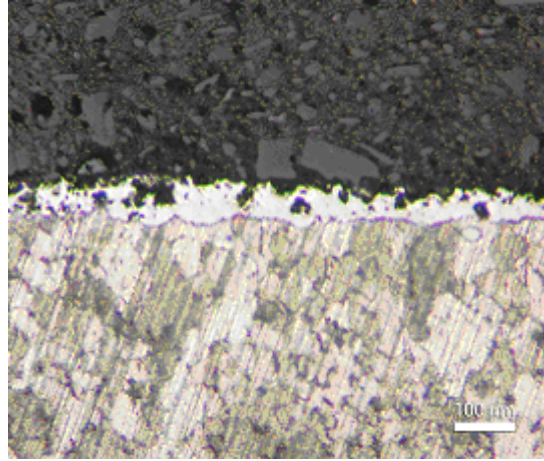
Klasik metalografi teknikleri ile hazırlanan numuneler üzerinde yapılan optik mikroskop incelemeleri neticesinde, kaplama işlemine tabi tutulan bütün numunelerde kaplama tabakası, kaplama- matris ara yüzeyi ve matris açık bir şekilde görülmektedir. 700, 800 ve 900 °C'lerinde, 1, 3 ve 5 saat sürelerde kaplanan AISI 1010 çeliği mikroyapıları Şekil 8.1.-8.3. arasında, AISI 4140 çeliği mikroyapıları Şekil 8.4-8.6. arasında, AISI D2 çeliği mikroyapıları Şekil 8.7-8.9. arasında, AISI M2 çeliği mikroyapıları Şekil 8.10-8.12. arasında görülmektedir.



(a)

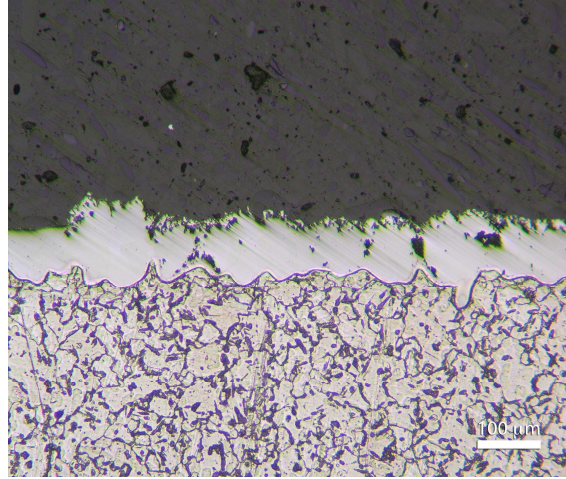


(b)

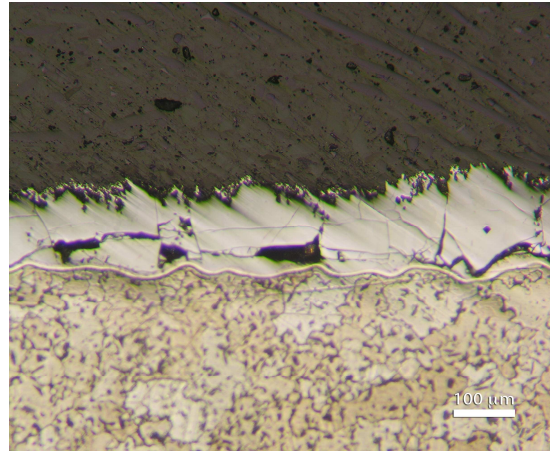


(c)

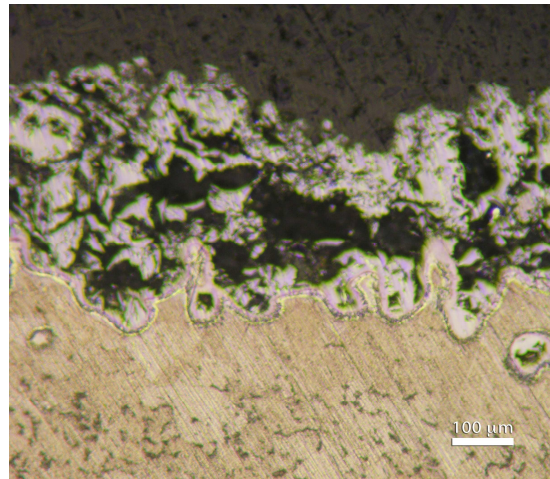
Şekil 8.1. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 1010 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

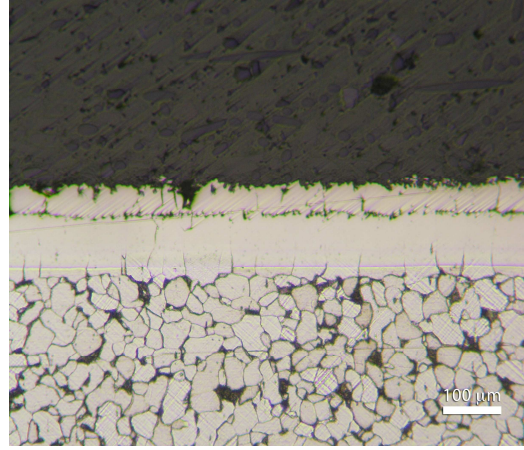


(b)

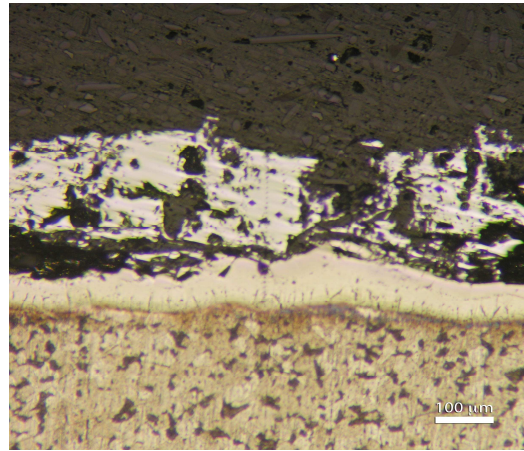


(c)

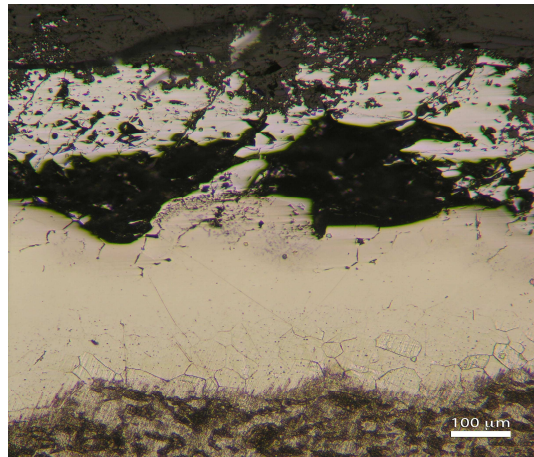
Şekil 8.2. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 1010 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

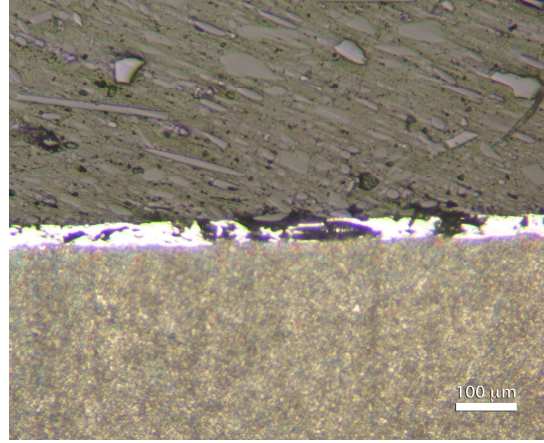


(b)

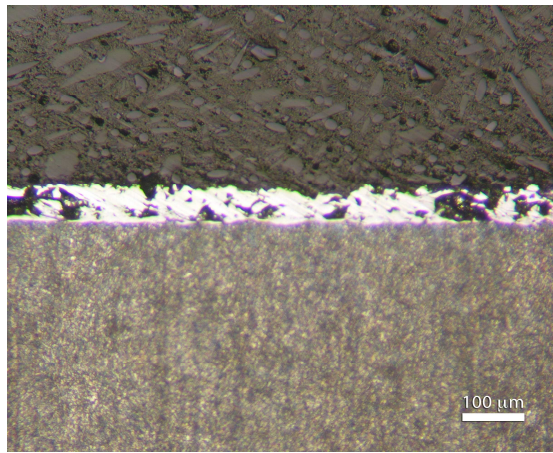


(c)

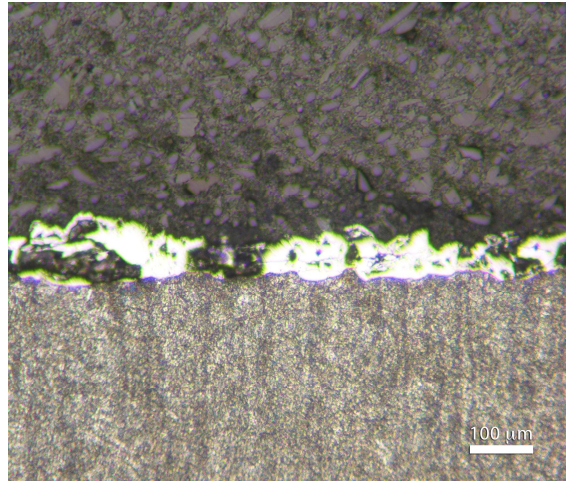
Şekil 8.3. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 1010 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

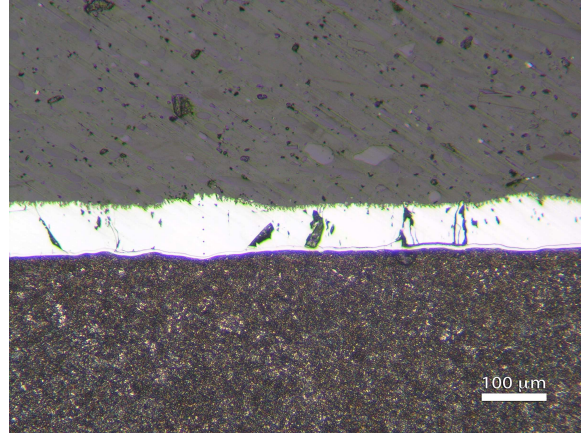


(b)

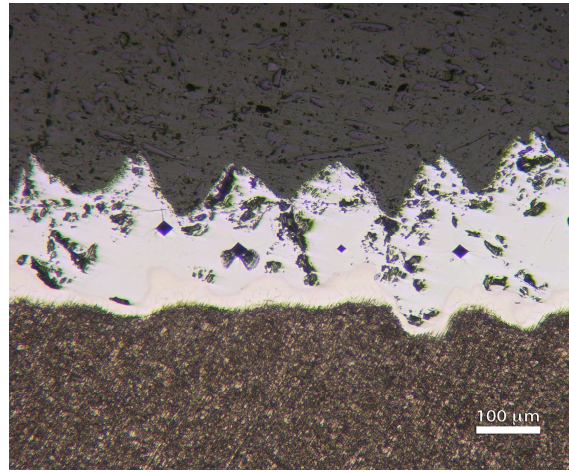


(c)

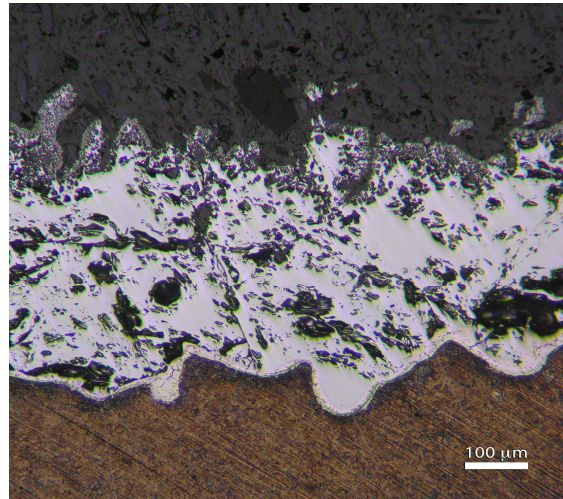
Şekil 8.4. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 4140 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

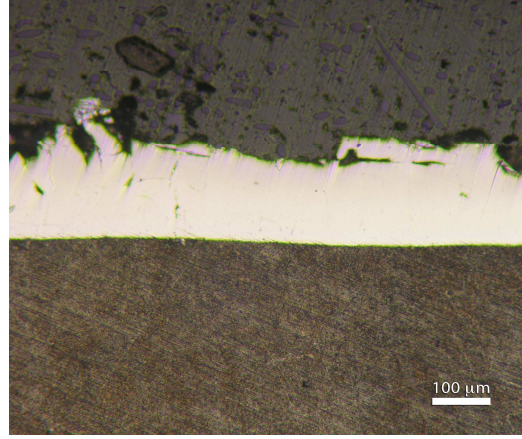


(b)

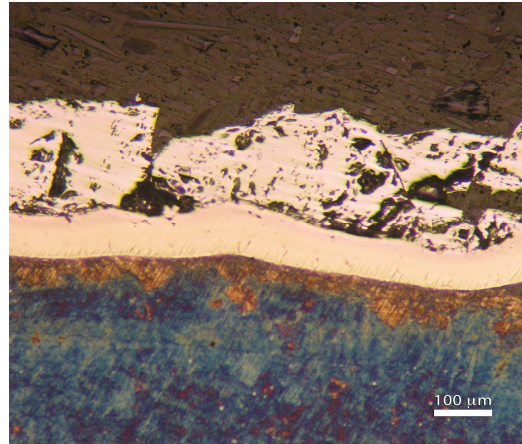


(c)

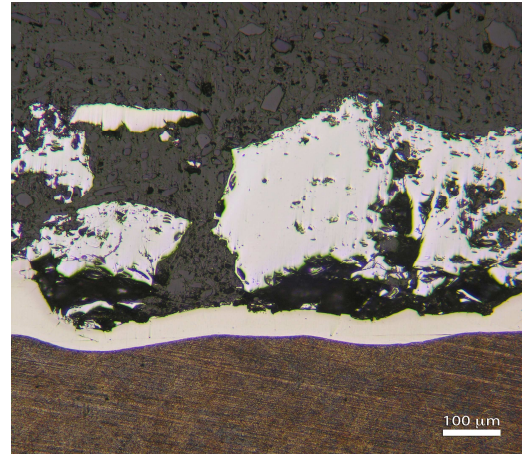
Şekil 8.5. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 4140 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

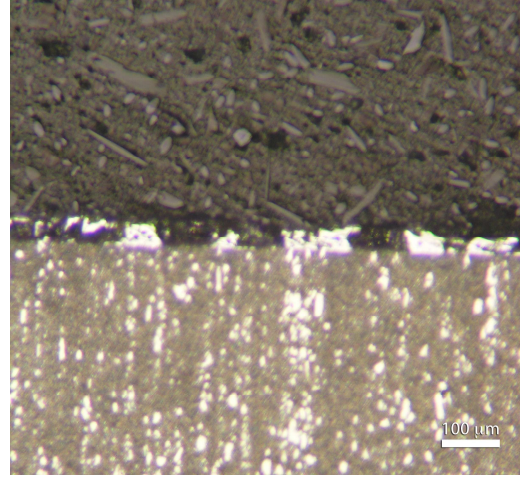


(b)

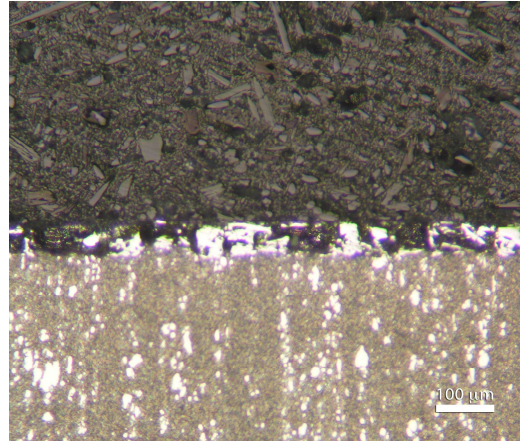


(c)

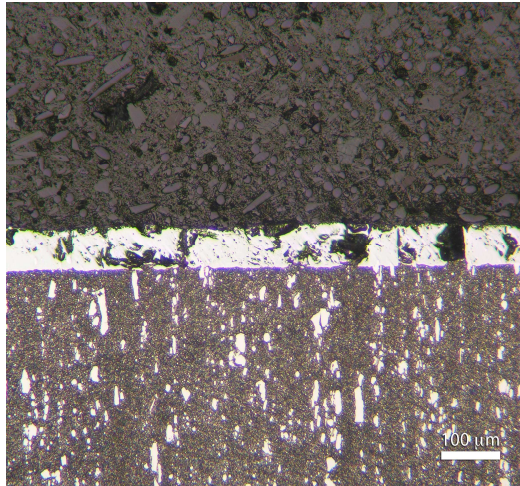
Şekil 8.6. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI 4140 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

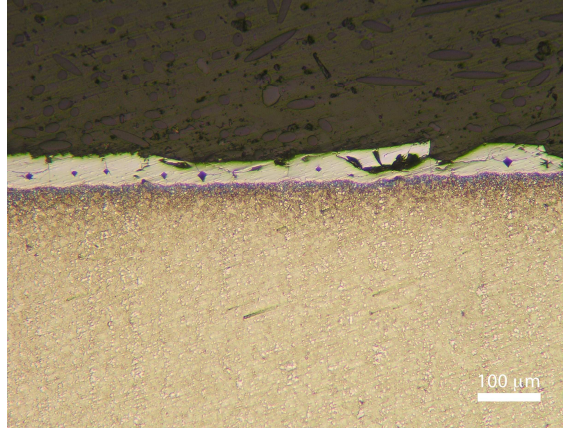


(b)

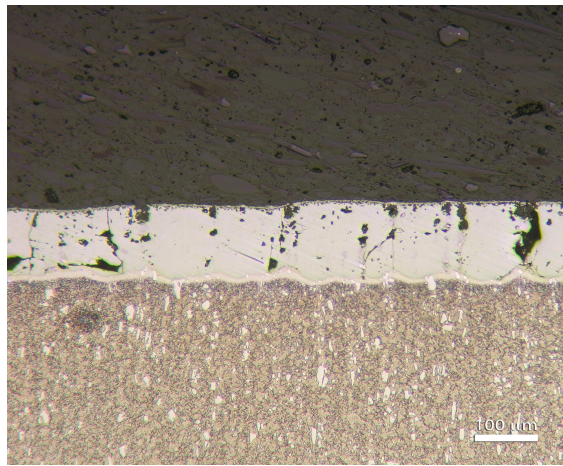


(c)

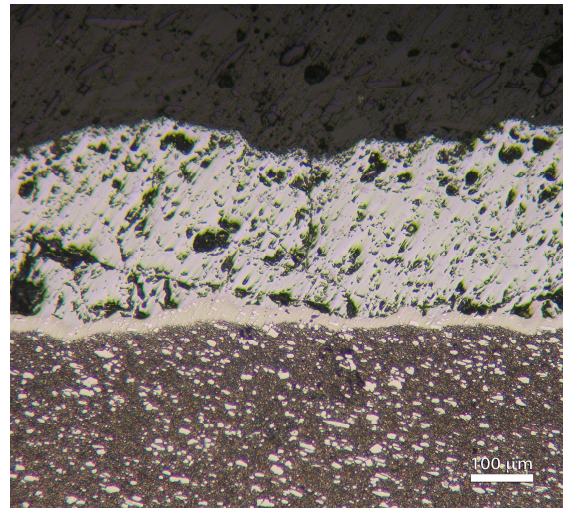
Şekil 8.7. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI D2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

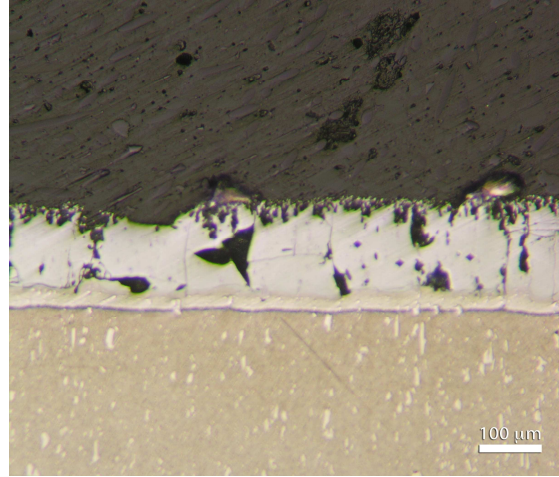


(b)

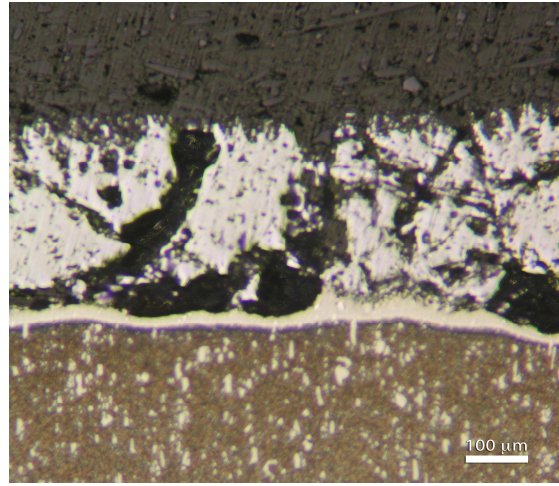


(c)

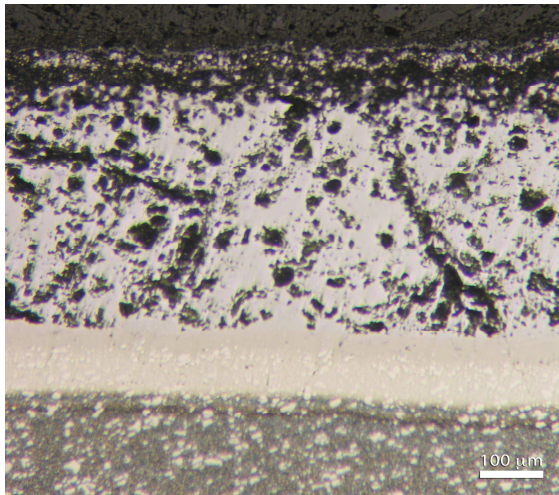
Şekil 8.8. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI D2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

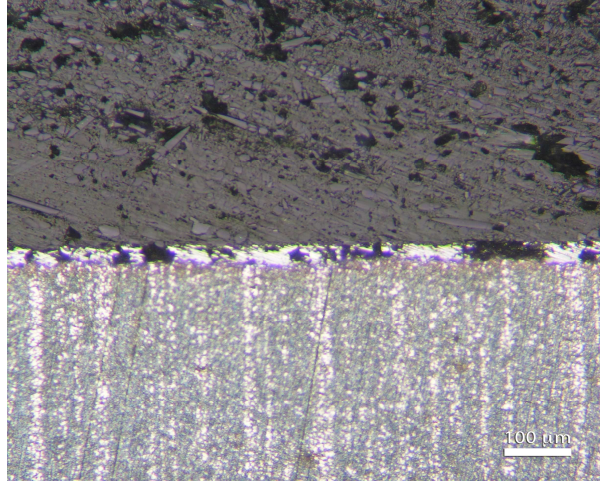


(b)

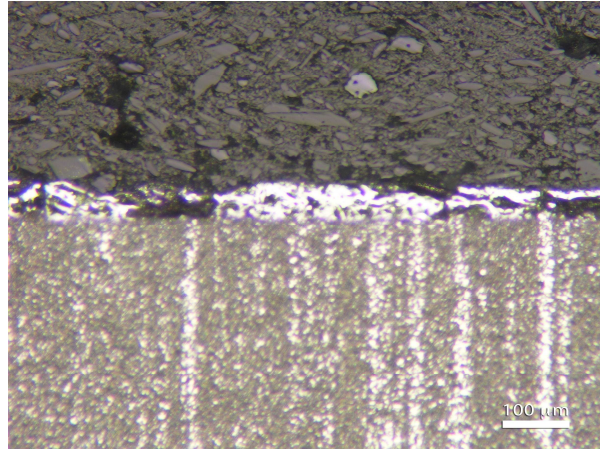


(c)

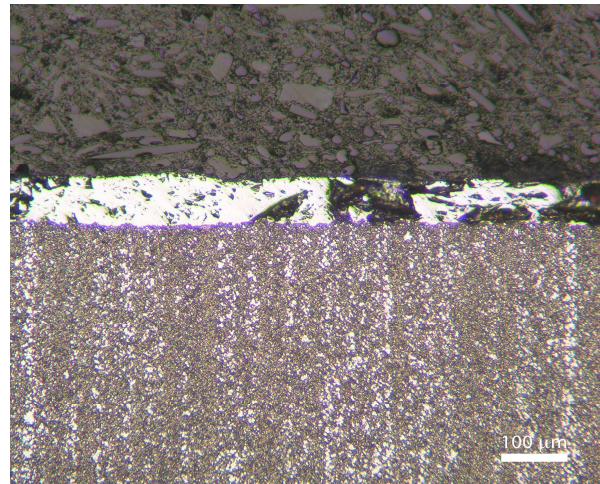
Şekil 8.9. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI D2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

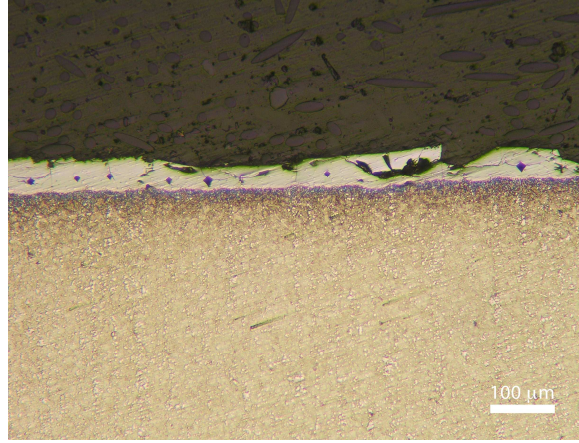


(b)

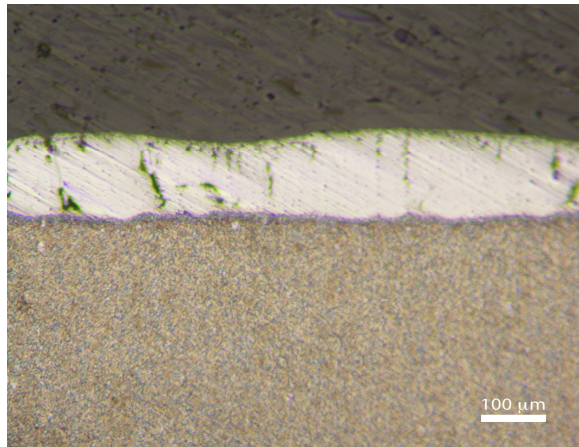


(c)

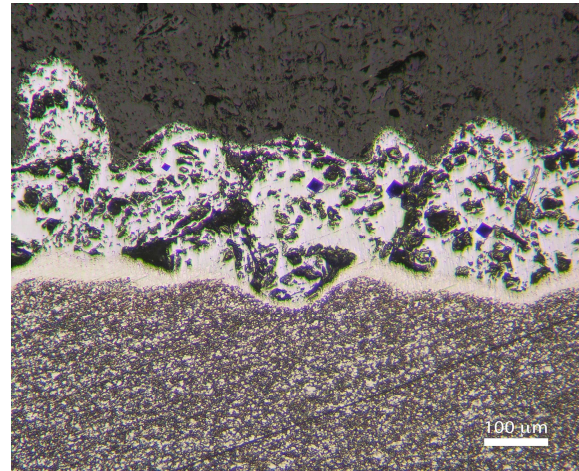
Şekil 8.10. 700 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI M2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)

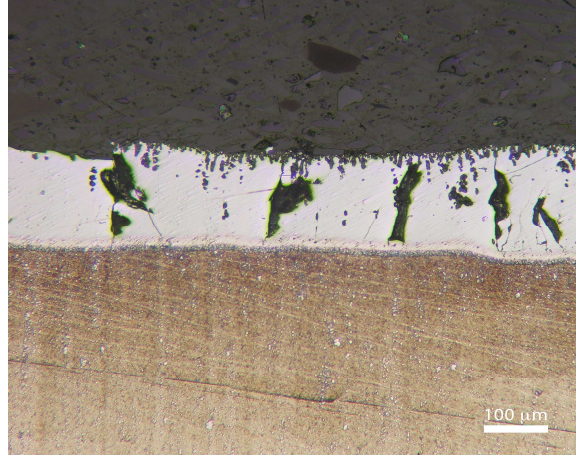


(b)

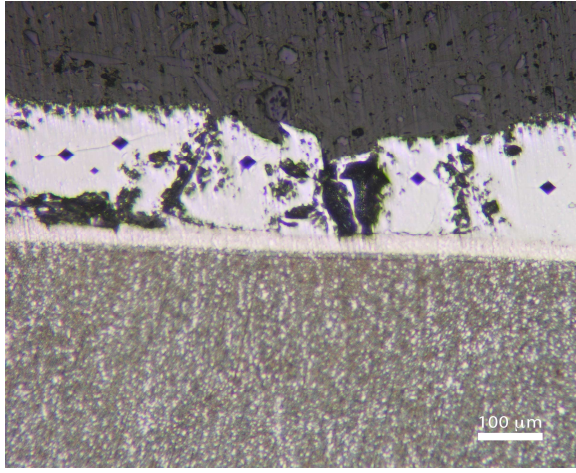


(c)

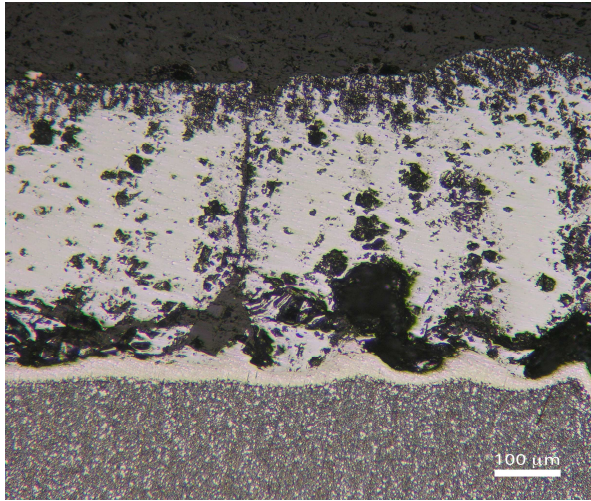
Şekil 8.11. 800 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI M2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri



(a)



(b)

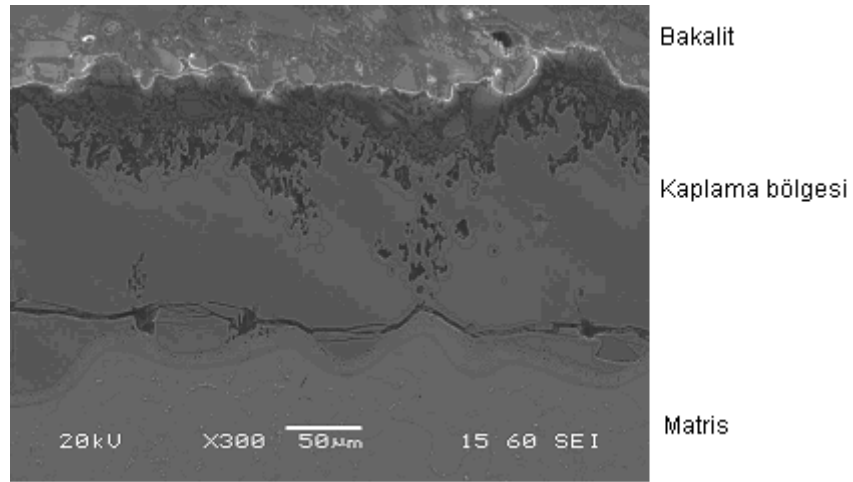


(c)

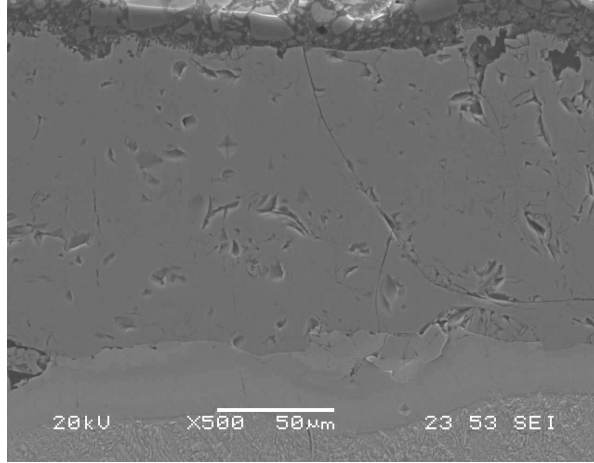
Şekil 8.12. 900 °C sıcaklıkta a) 1 saat, b) 3 saat ve c) 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanan AISI M2 çeliklerinin optik mikroyapı görüntüleri

Klasik metalografi teknikleri ile hazırlanan numuneler üzerinde yapılan optik mikroskop incelemeleri neticesinde, alüminyumlama işlemine tabi tutulan bütün numunelerde demir alüminid tabakası ve matris açık bir şekilde ortaya çıkmıştır. Kaplama tabakasının optik mikroskoptaki görüntülerinden, sıcaklık ve süreye bağlı olarak kaplama tabakasının orantılı değiştiği gözlenmektedir.

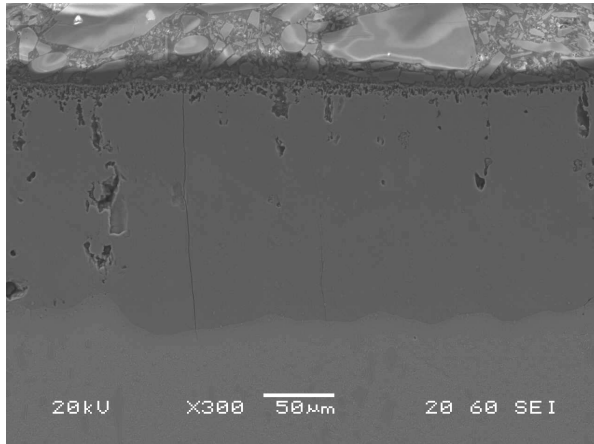
Her bir çelik için 800 °C, 3 saat süre ile kaplanan metalografik olarak incelenen yüzeylerin mikroyapı görüntüleri, taramalı elektron mikroskopunda çeşitli büyütmelerde 20 kV enerjide ikincil elektronlardan faydalanılarak elde edilmiştir. Şekil 8.13'de 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI 1010 çeliğinin SEM görüntüsü, şekil 8.14.'de 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI 4140 çeliğinin SEM görüntüsü, şekil 8.15.'de 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI D2 çeliğinin SEM görüntüsü ve şekil 8.16.'da 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI M2 çeliğinin SEM görüntüsü verilmektedir.



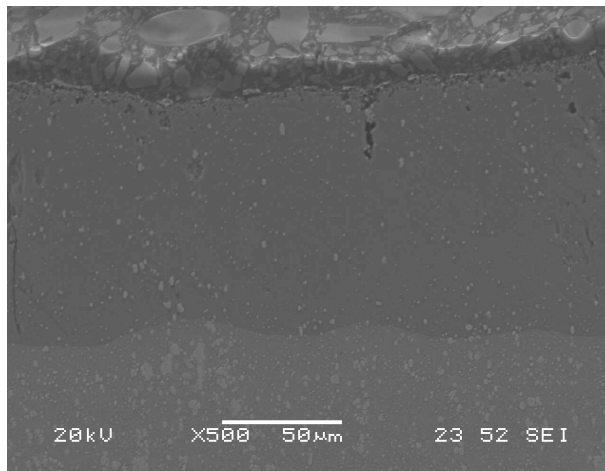
Şekil 8.13. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI 1010 çeliğinin SEM görüntüsü



Şekil 8.14. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI 4140 çeliğinin SEM görüntüsü



Şekil 8.15. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI D2 çeliğinin SEM görüntüsü

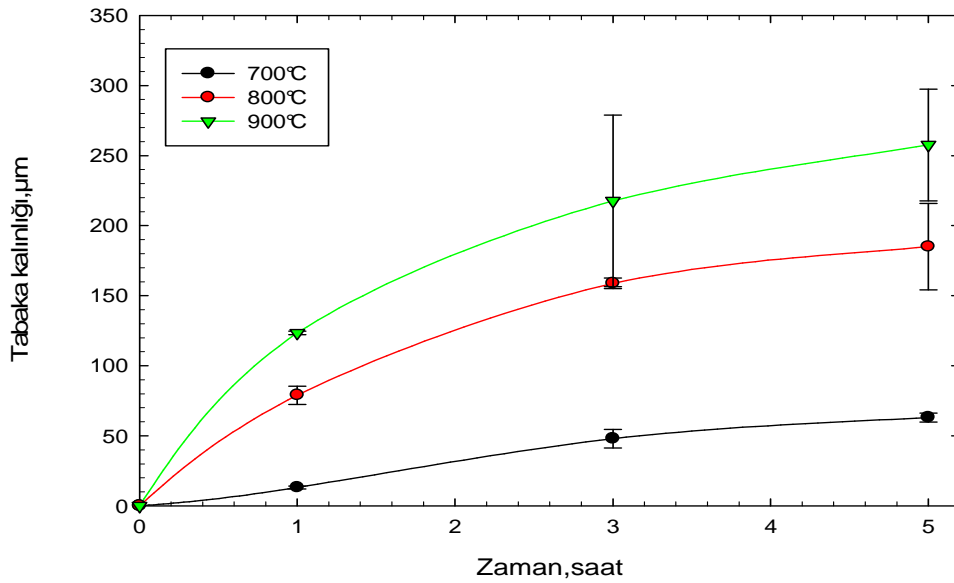


Şekil 8.16. 800 °C sıcaklıkta 3 saat süre ile kaplanan AISI M2 çeliğinin SEM görüntüsü

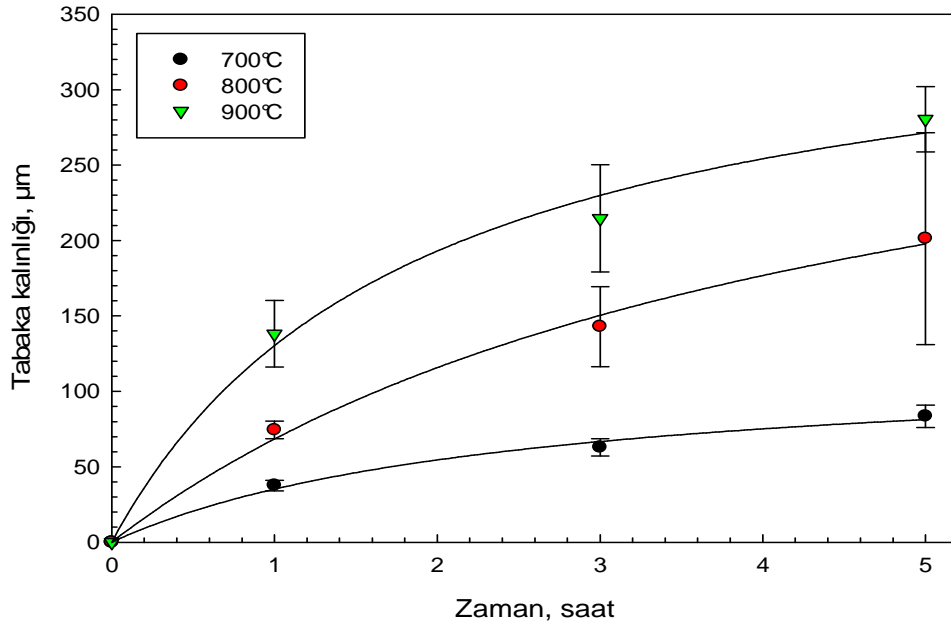
Optik ve SEM mikroyapı incelemeleri neticesinde 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarında 1-5 saat süreyle yapılan kaplama işlemlerinde AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çeliklerinin yüzeylerinde demir alüminid kaplamalar izlenmiştir. Kaplama tabakasının yüzeyi pürüzlü, yer yer kabukların bulunduğu, kompakt ve kalın kaplamalar şeklinde olduğu gözlenmiştir.

8.3. Tabaka Kalınlığı ve Sertlik İncelemeleri

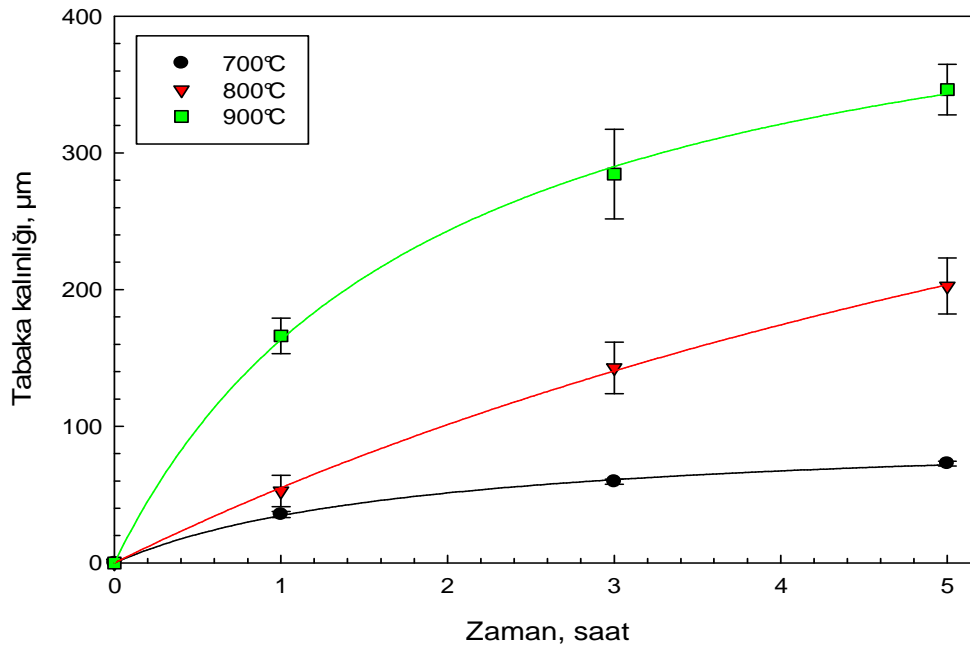
Kaplanan her bir numunenin farklı bölgelerinden yapılan incelemeler ve ölçümlerde, tabaka kalınlıklarının sıcaklık ve süreye bağlı olarak artış gösterdiği tespit edilmiştir. Zamana bağlı olarak kaplama tabaka kalınlığının değişimi ; AISI 1010 çeliği için Şekil 8.17.'de, AISI 4140 çeliği için Şekil 8.18.'de, AISI D2 çeliği için Şekil 8.19.'de ve AISI M2 çeliği için Şekil 8.20.'de görülmektedir. Zamanın artışına ve sıcaklığın artışına bağlı olarak tabaka kalınlıkları artmaktadır.



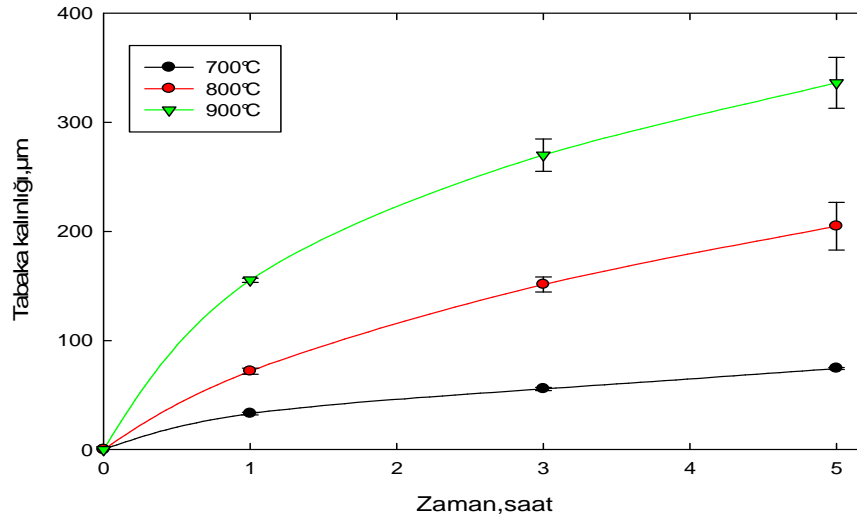
Şekil 8.17. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi



Şekil 8.18. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi

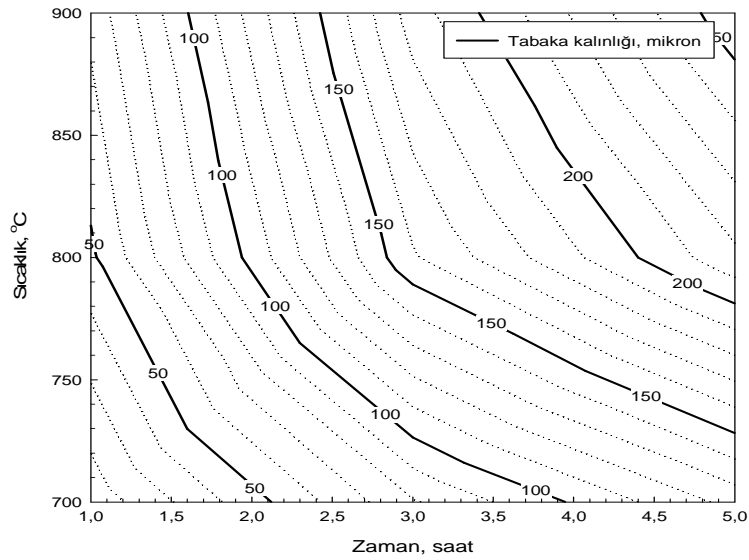


Şekil 8.19. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi

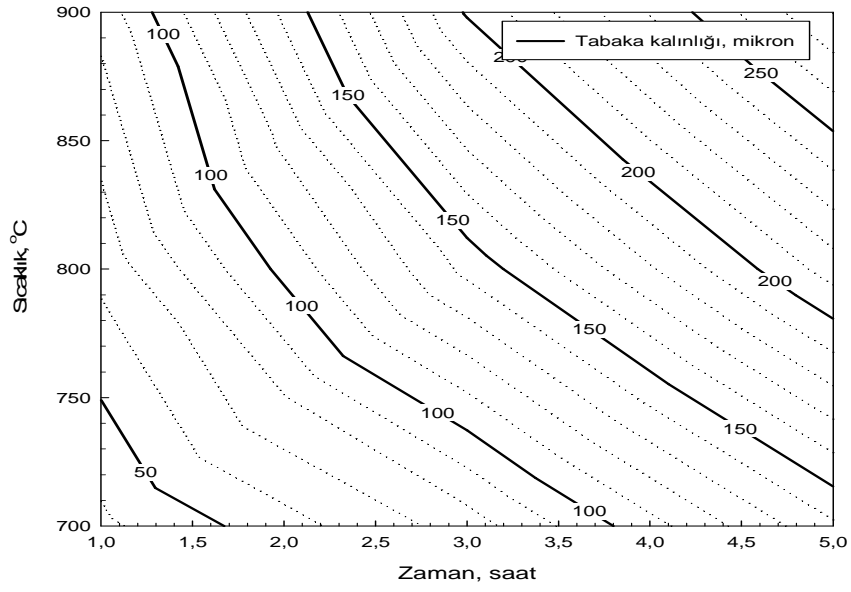


Şekil 8.20. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabaka kalınlığının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi

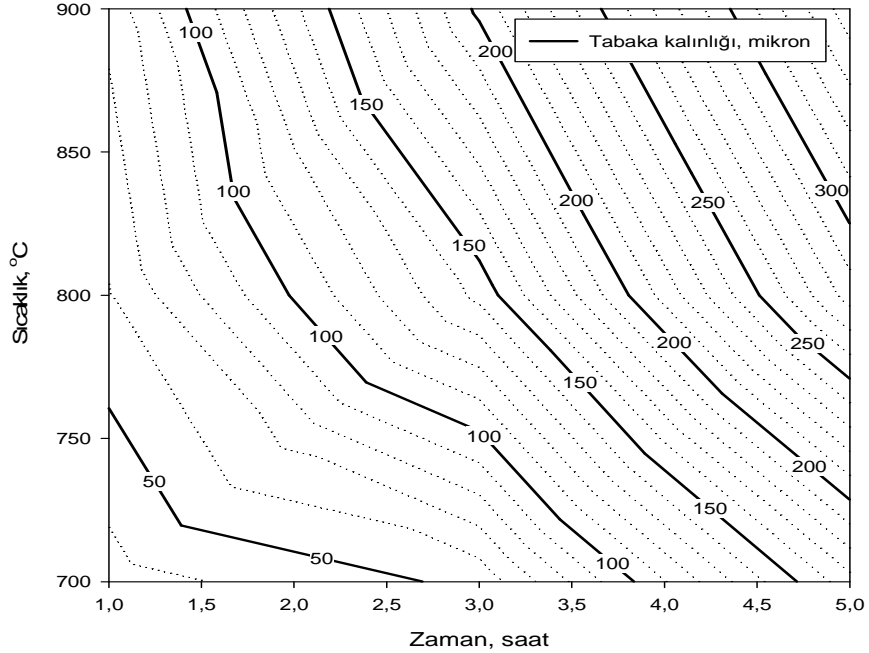
Kontur diyagramlarıyla zaman ve sıcaklığa bağlı olarak tabaka kalınlıklarının değişimleri gösterilmiştir. AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çelikleri için kontur diyagramları sırasıyla Şekil 8.21 - 8.24.' de yer almaktadır.



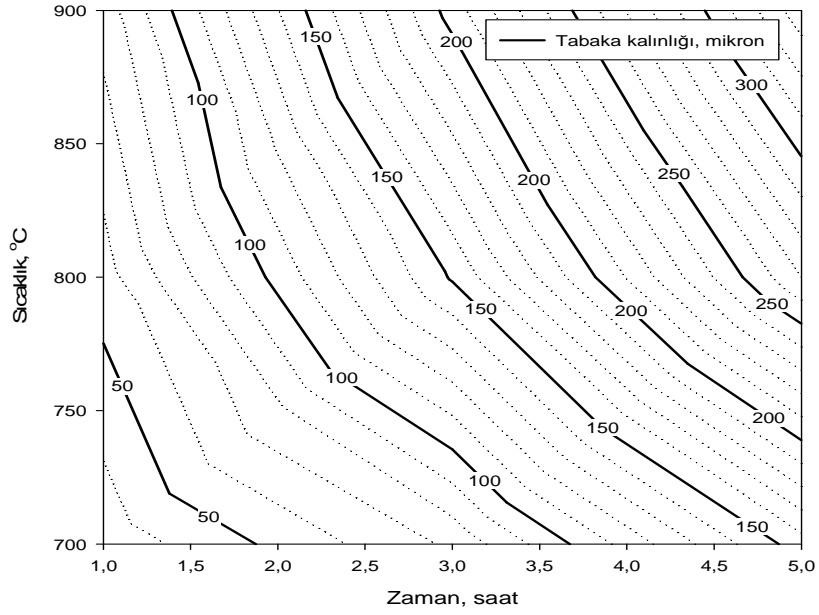
Şekil 8.21. AISI 1010 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı



Şekil 8.22. AISI 4140 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı



Şekil 8.23. AISI D2 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı



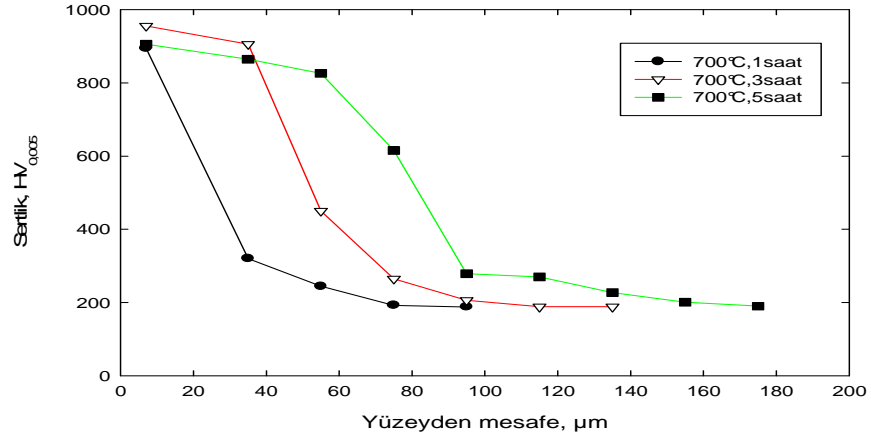
Şekil 8.24. AISI M2 çeliğinin işlem zamanı ve sıcaklığına bağlı olarak tabaka kalınlığının değişimini gösteren kontur diyagramı

Kaplanan her bir numunenin farklı bölgelerinden yapılan incelemeler ve ölçümlerde, tabaka kalınlıklarının sıcaklık ve süreye bağlı olarak artış gösterdiği tespit edilmiştir. Bu özellik difüzyona dayalı kaplamalarda beklenen bir sonuçtur. R. Rajendran ve arkadaşlarının orta karbonlu çelikler üzerinde yaptıkları alüminyumlama çalışması bunu desteklemektedir [30]. 700,800 ve 900°C'lerinde 1,3 ve 5 saat sürelerinde oluşan kaplama tabakaları ; AISI 1010 çeliği için 13-257 μm , AISI 4140 çeliği için 37-280 μm , AISI D2 çeliği için 35-346 μm ve AISI M2 çeliği için 33-336 μm aralıklarında kalınlıklar elde edilmiştir.

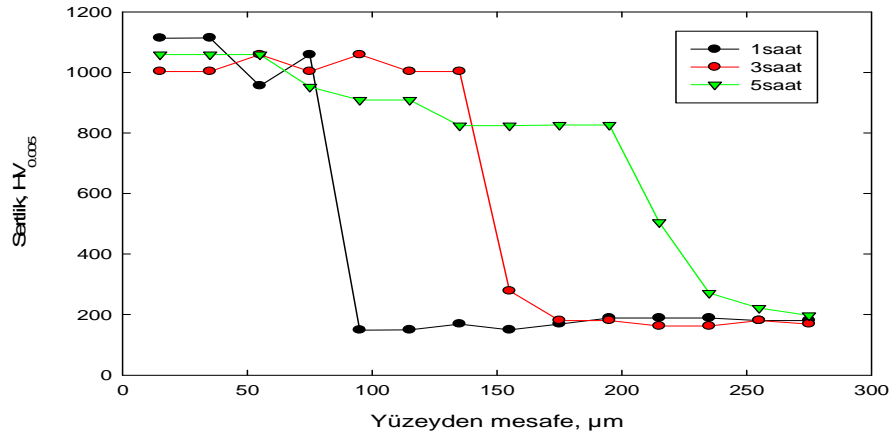
Kaplanan her bir numunenin, en dış yüzeyinden çelik içine doğru 15 μm uzaklıktan başlayarak 20 μm aralıklarla sıralı sertlikler alınmıştır ve yüzeyden mesafeye göre sertlik değerlerini gösteren grafikler elde edilmiştir. 5'er gr yük altında gerçekleştirilen sertlik deneyleri sonucu elde edilen grafiklerden de görüldüğü gibi; AISI 1010 çeliğinde 180-210 HV, AISI 4140 çeliğinde 290-390 HV, AISI D2 çeliğinde 350-480 HV ve AISI M2 çeliğinde 410-580 HV sertlik elde edilirken, kaplama tabakasında her bir çelik için 900-1178 HV arası sertliklere ulaşılmıştır. Elde

edilen kaplama sertlikleri değeri Fe_2Al_5 fazından ileri gelmektedir. Bulunan sertlik değerleri literatürle uyuşmaktadır [13,9,30].

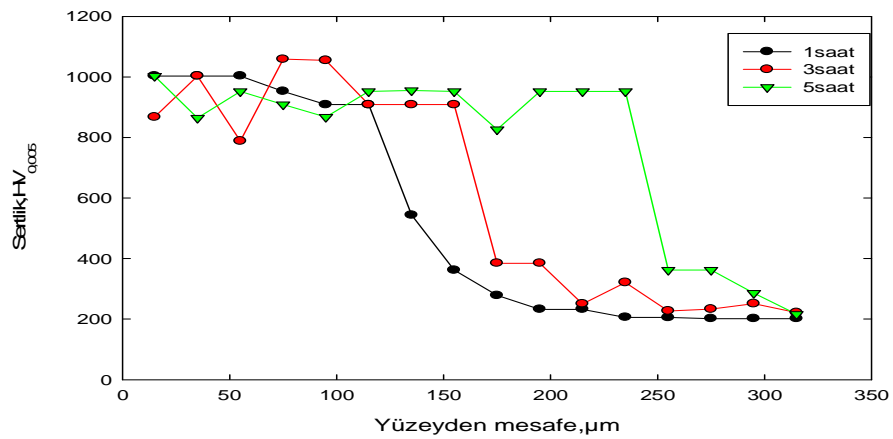
700, 800 ve 900 °C'leri için yüzeyden itibaren sertlik dağılımları ; AISI 1010 çeliği için Şekil 8.25.'de, AISI 4140 çeliği için şekil 8.26.'da, AISI D2 çeliği için şekil 8.27.'de ve AISI M2 çeliği için şekil 8.28.'de yer almaktadır.



(a)

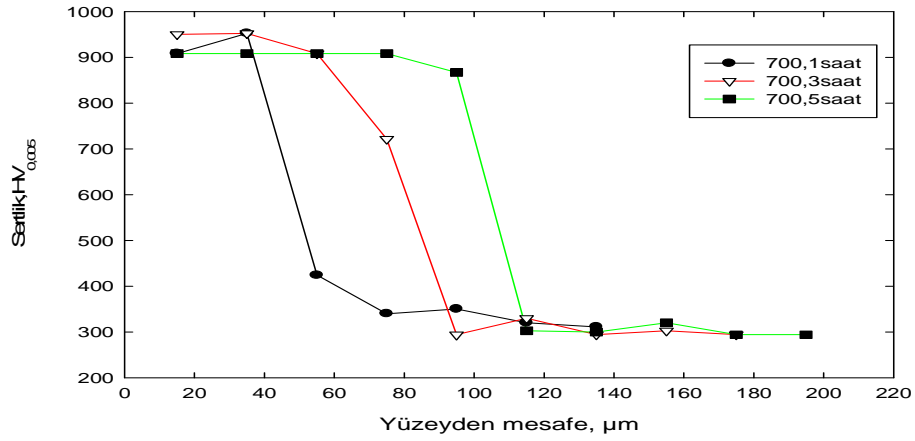


(b)

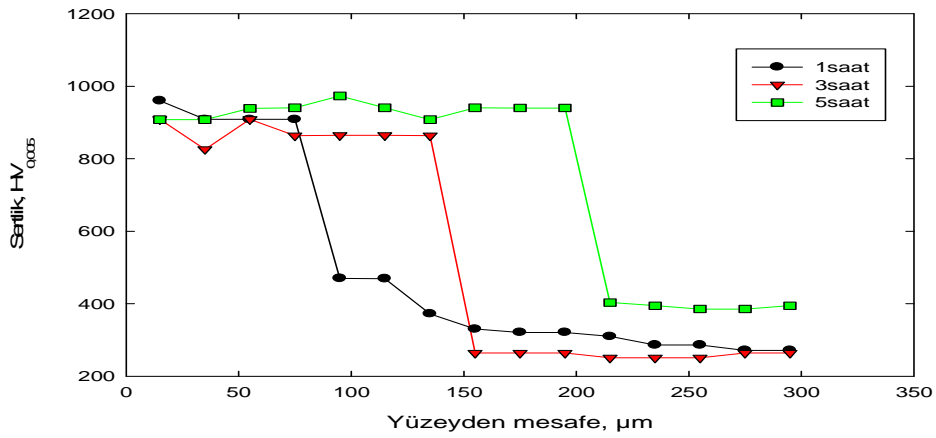


(c)

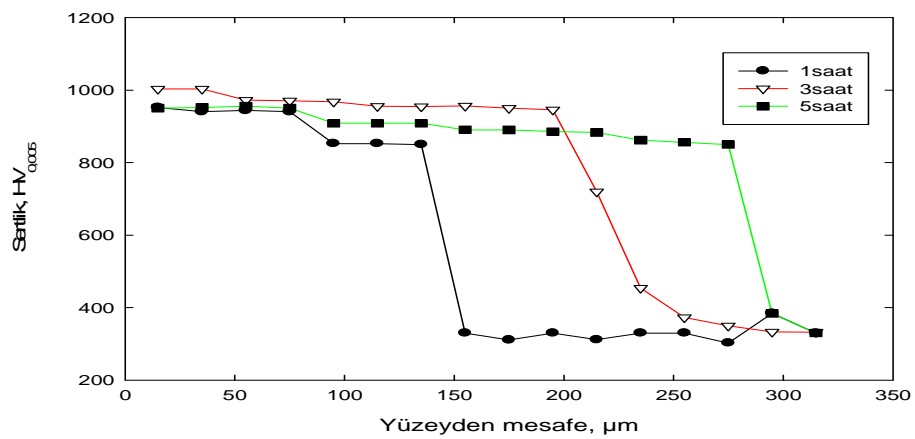
Şekil 8.25. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi



(a)

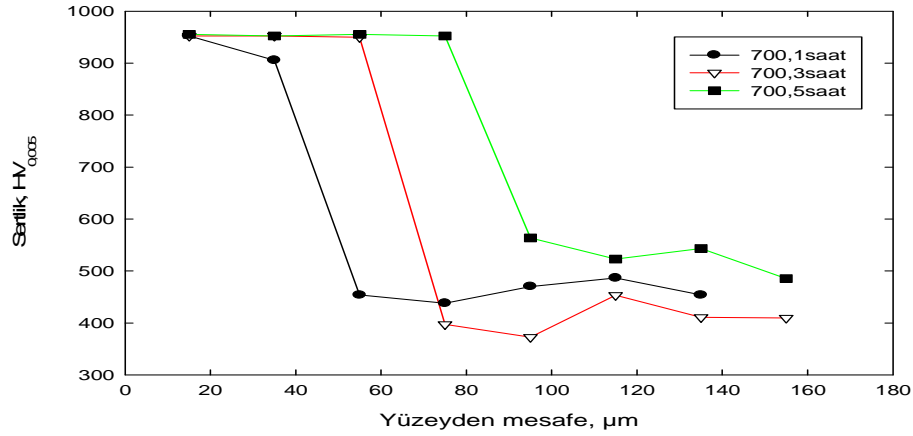


(b)

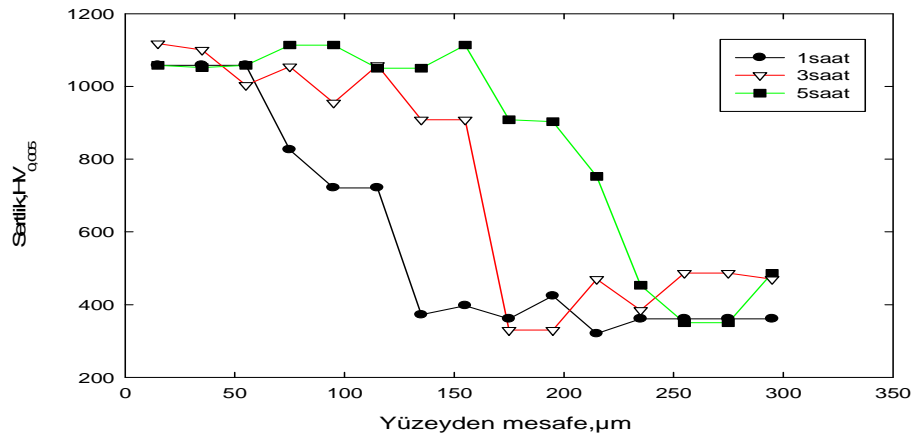


(c)

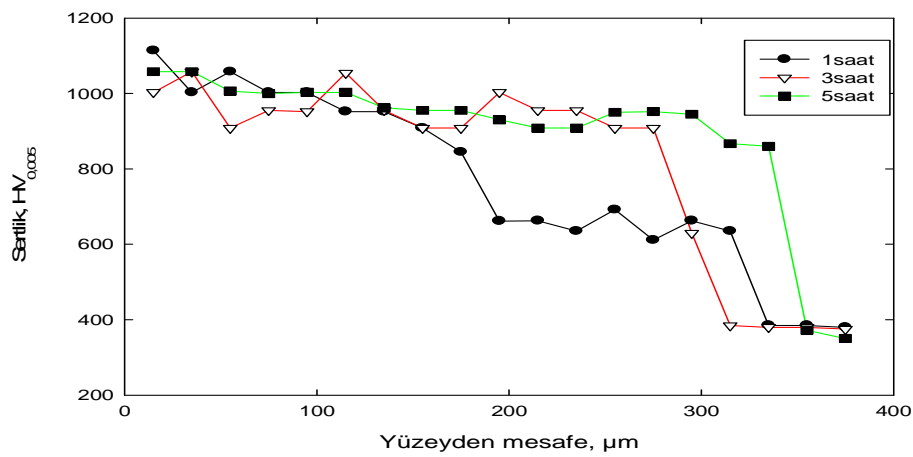
Şekil 8.26. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi



(a)

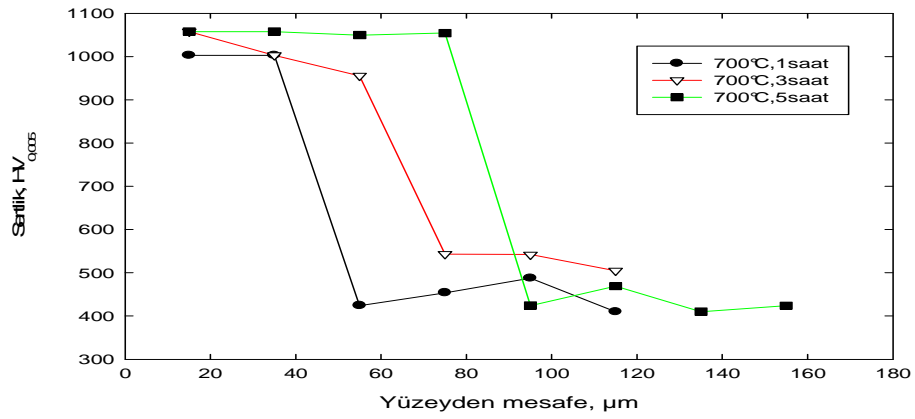


(b)

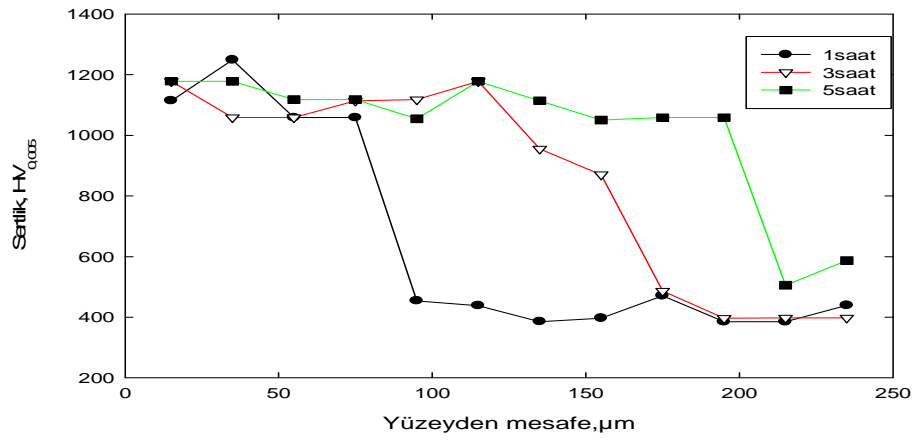


(c)

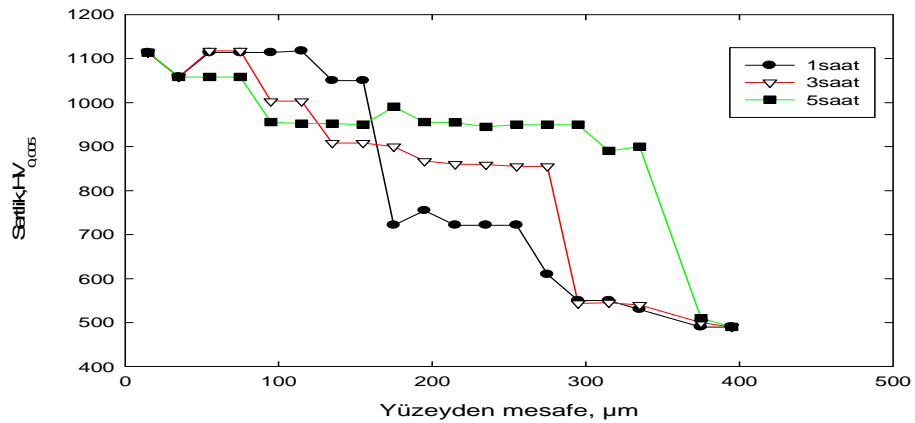
Şekil 8.27. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi



(a)



(b)



(c)

Şekil 8.28. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 1, 3 ve 5 saat sürelerde demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yüzeyinden itibaren sertlik değerlerinin değişimi

Tablo 8.1. 700 °C, 800 °C ve 900 °C’de 1, 3 ve 5 saat süreyle kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin zaman ve sıcaklığa bağlı olarak tabaka kalınlığı değişimleri

Sıcaklık (°C)	Tabaka kalınlığı (µm)								
	700			800			900		
Zaman (saat)	1	3	5	1	3	5	1	3	5
AISI 1010	13,09±1,1	48,00±6,60	63,03±3,10	78,94±6,40	158,81±3,70	185±30,90	123±1,20	217,65±61,26	257,58±39,85
AISI 4140	37,56±3,46	62,92±5,82	83,48±7,48	74,47±5,87	142,89±26,61	201,25±70,22	138,16±22,03	214,74±35,49	280,38±21,58
AISI D2	35,45±2,31	59,45±1,78	72,77±1,76	52,59±11,48	142,74±18,83	202,62±20,43	166,16±13,03	284,51±32,81	346,33±18,36
AISI M2	33,00±1,10	55,59±1,42	74,33±0,95	71,84±2,84	151,28±6,85	204,75±21,80	155,33±1,91	270±14,79	336,29±23,23

Tablo 8.2. 700 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
7	894,2	955,5	905,5
35	320,3	905,3	864,4
55	244,3	450,0	826,1
75	192,5	264,5	615,0
95	188,0	206,2	278,4
115	-	188,4	270,0
135	-	188,4	227,0
155	-	-	201,4

Tablo 8.3. 700 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	908,3	950,0	908,3
35	952,4	952,4	908,3
55	424,2	908,3	908,3
75	340,2	721,4	908,3
95	350,2	294,0	867,1
115	320,3	330,0	302,6
135	311,5	294,6	300,0
155	311,0	302,6	320,3

Tablo 8.4. 700 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	952,4	952,4	955,5
35	905,4	952,4	952,4
55	453,8	950,0	955,5
75	438,1	397,4	952,4
95	470,3	373,1	563,8
115	486,6	453,3	523,1
135	453,8	410,9	543,5

Tablo 8.5. 700 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	1003,2	1058,2	1058,2
35	1003,2	1003,2	1058,2
55	424,2	955,5	1050,0
75	453,8	543,5	1054,6
95	487,7	542,2	424,2
115	410,0	504,9	469,2

Tablo 8.6. 800 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	1113,0	1003,0	1058,2
35	1113,9	1003,2	1058,2
55	955,5	1058,2	1058,2
75	1058,2	1003,2	952,4
95	149,0	1058,2	908,3
115	149,7	1003,2	908,3
135	169,0	1003,2	823,7
155	149,7	278,3	823,7
175	169,0	180,3	826,1
195	188,4	180,3	826,1
215	188,4	162,2	504,9
235	188,4	162,2	270,9

Tablo 8.7. 800 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	960,0	908,3	907,6
35	908,3	826,1	907,6
55	908,3	908,3	938,5
75	908,3	864,0	940,6
95	470,0	864,4	973,2
115	469,2	864,4	940,6
135	372,	864,0	907,6
155	330,3	264,1	940,6
175	320,9	264,1	940,0
195	320,9	264,1	940,0
215	310,0	250,8	403,4

Tablo 8.8. 800 °C’de demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	1058,0	1117,8	1058,2
35	1058,2	1100,0	1052,0
55	1058,2	1003,2	1058,2
75	826,1	1054,6	1113,9
95	721,4	955,5	1113,9
115	721,4	1058,2	1050,0
135	372,3	908,3	1050,0
155	397,4	908,3	1113,9
175	361,4	330,0	908,3
195	424,2	330,0	903,2
215	320,3	470,3	752,4
235	361,4	384,6	453,8

Tablo 8.9. 800 °C’de demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	1113,9	1178,4	1178,4
35	1248,6	1058,2	1178,0
55	1058,2	1058,2	1117,8
75	1058,0	1113,9	1117,8
95	453,8	1117,8	1054,6
115	438,1	1178,4	1178,4
135	385,3	955,0	1113,9
155	396,6	870,0	1050,0
175	470,0	486,6	1058,2
195	384,6	397,0	1058,0
215	384,6	397,4	504,9

Tablo 8.10. 900 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	1003,2	867,1	1003,2
35	1003,2	1003,2	864,4
55	1003,2	788,1	952,4
75	952,4	1058,2	908,3
95	908,3	1054,6	867,1
115	908,3	908,3	952,4
135	543,5	908,3	955,5
155	361,4	908,3	952,4
175	278,4	384,6	826,5
195	232,5	384,6	952,4
215	232,5	250,2	952,4
235	206,2	320,9	952,4
255	205,0	227,0	361,4

Tablo 8.11. 900 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	952,1	1003,2	950,0
35	940,4	1003,2	952,4
55	944,0	972,4	955,5
75	940,4	970,0	950,0
95	852,5	968,0	908,3
115	852,5	955,5	908,3
135	850,0	955,0	908,3
155	330,0	956,2	890,5
175	311,0	950,0	890,0
195	330,0	946,2	885,5
215	311,5	720,0	883,0
235	330,0	453,8	862,0
255	330,0	373,1	856,0
275	302,6	350,4	850,0
295	384,6	333,0	384,0

Tablo 8.12. 900 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	1113,9	1003,2	1058,2
35	1003,2	1058,2	1058,2
55	1058,2	908,3	1006,5
75	1003,0	955,5	1000,0
95	1003,2	952,4	1003,2
115	952,4	1054,6	1003,2
135	952,4	955,5	962,0
155	908,3	908,3	955,5
175	845,0	908,3	955,5
195	662,0	1003,2	930,2
215	662,8	955,5	908,3
235	635,3	955,5	908,3
255	692,1	908,3	950,0
275	611,1	908,3	952,4

Tablo 8.13. 900 °C'de demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyden itibaren sertlik dağılımları

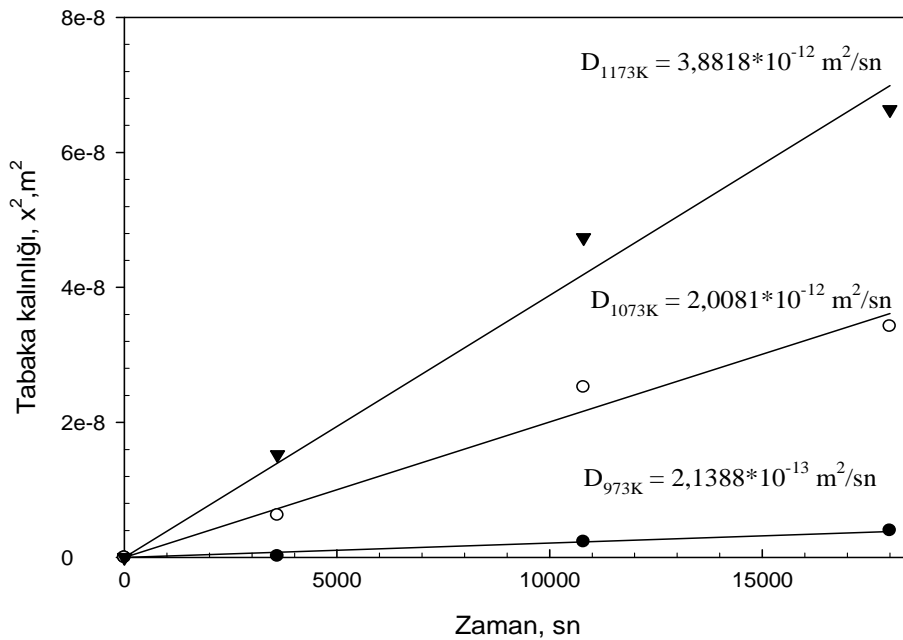
Yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Sertlik (HV) (Kg/mm ²)		
	1saat	3saat	5saat
15	1113,9	1113,9	1113,9
35	1058,2	1058,2	1058,2
55	1113,9	1117,8	1058,2
75	1113,9	1117,8	1058,2
95	1113,9	1003,2	955,5
115	1117,8	1003,2	952,5
135	1050,0	908,3	952,4
155	1050,0	908,3	950,0
175	721,4	900,0	990,5
195	754,7	867,1	955,5
215	721,4	860,0	955,0
235	721,4	859,2	945,0
255	721,4	855,0	950,0
275	609,5	855,0	950,0

8.4. Kaplama Tabakasının Büyüme Kinetiği

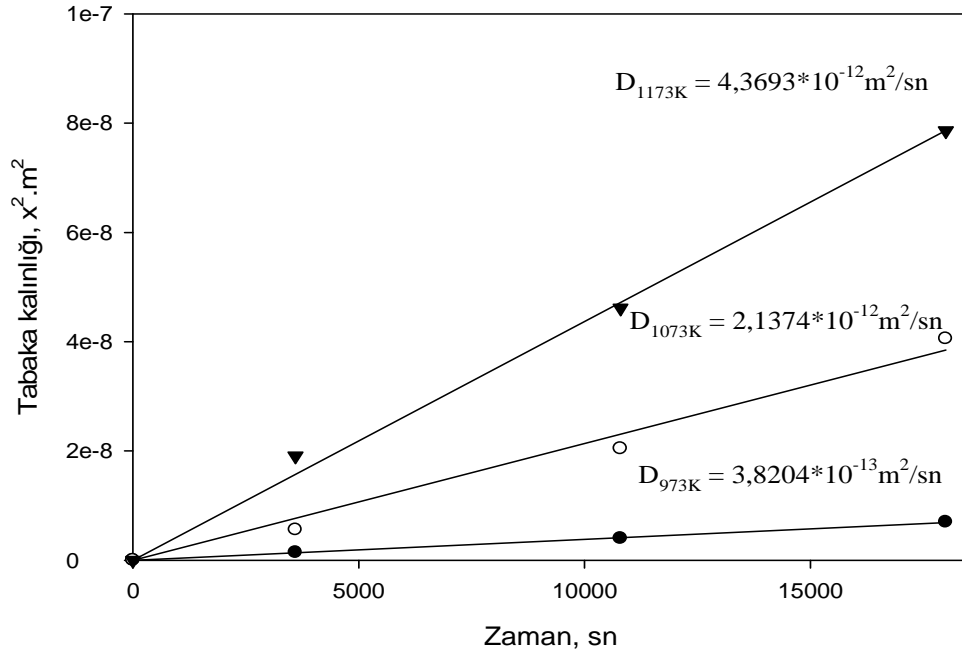
Sırasıyla 700, 800, ve 900 °C'lerde 1, 3 ve 5 saat sürelerle kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çeliklerinin yüzeyinde oluşan alüminid tabaka kalınlıklarındaki değişim farklılıklar göstermiştir ve alüminid tabaka kalınlığının zamana bağlı olarak değişiminden yola çıkılarak kinetik incelemeler gerçekleştirilmiştir. Buradan hareketle her malzeme için difüzyon katsayılarının hesaplanmasında eşitlik 7.4.den yararlanılmış olup burada difüzyon katsayısı D , tabaka kalınlığı x ve kaplama süresi t ile ifade edilmiştir.

$$X^2 = D.t \quad (7.4.)$$

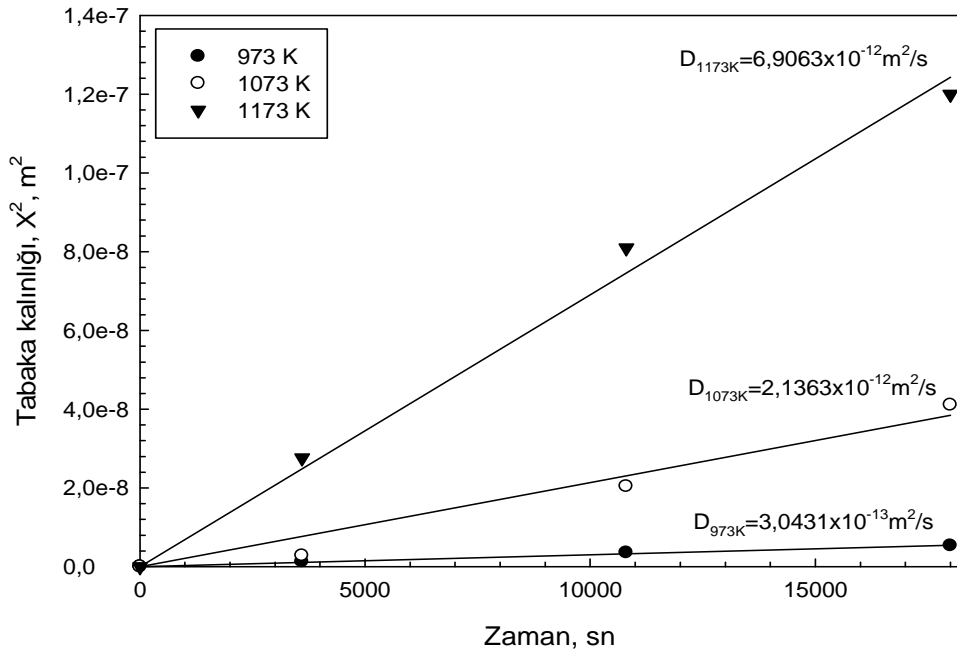
Bu eşitliğe göre elde edilen (X^2 - t) diyagramlarından elde edilen eğrilerin eğimleri, difüzyon katsayılarını vermektedir. Her malzeme için difüzyon katsayısı değerleri, kaplama tabaka kalınlığının karesi ile kaplama süresi (X^2 - t) arasındaki diyagramlar şekil 8.29-8.32' de verilmiştir.



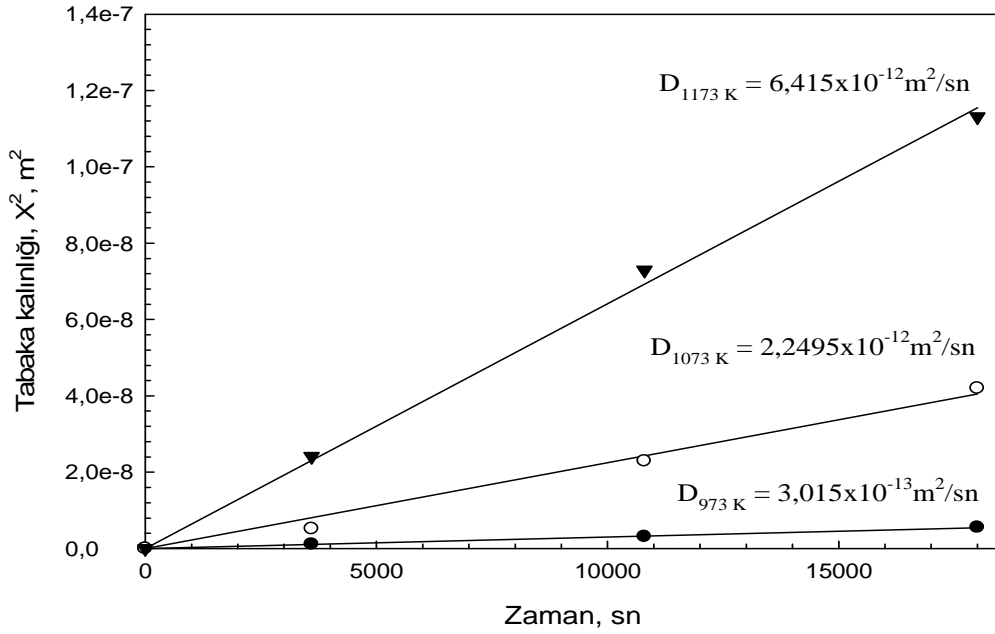
Şekil 8.29. AISI 1010 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K'de elde edilen demir alüminid kaplama tabaka kalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi



Şekil 8.30. AISI 4140 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K'de elde edilen demir alüminid kaplama tabaka kalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi



Şekil 8.31. AISI D2 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K'de elde edilen demir alüminid kaplama tabaka kalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi

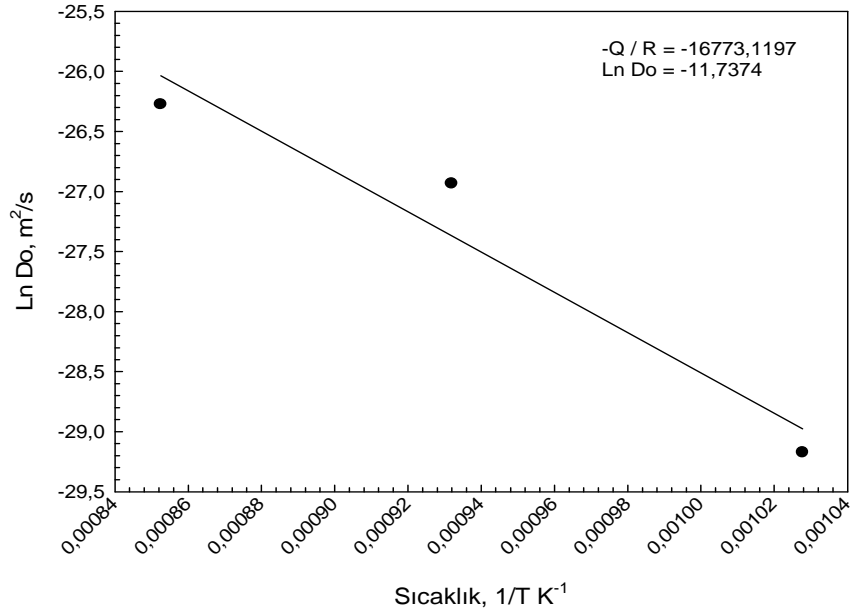


Şekil 8.32. AISI M2 çeliğinin 973, 1073 ve 1173 K'de elde edilen demir alüminid kaplama tabaka kalınlıklarının karesinin kaplama zamanı ile değişimi

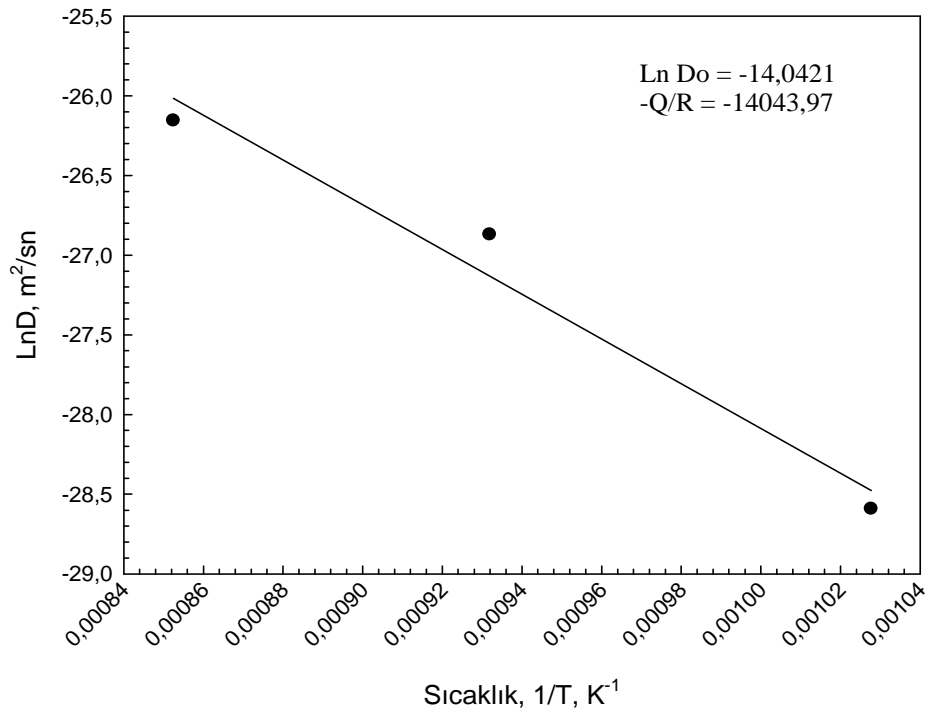
Şekil 8.29.-8.32' de gösterilen diyagramlardan elde edilen difüzyon katsayısı değerleri kullanılarak eşitlik 7.5 yardımıyla frekans faktörü (D_0) ve aktivasyon enerjisi (Q) değerleri tespit dilmektedir.

$$D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT) \quad (7.5.)$$

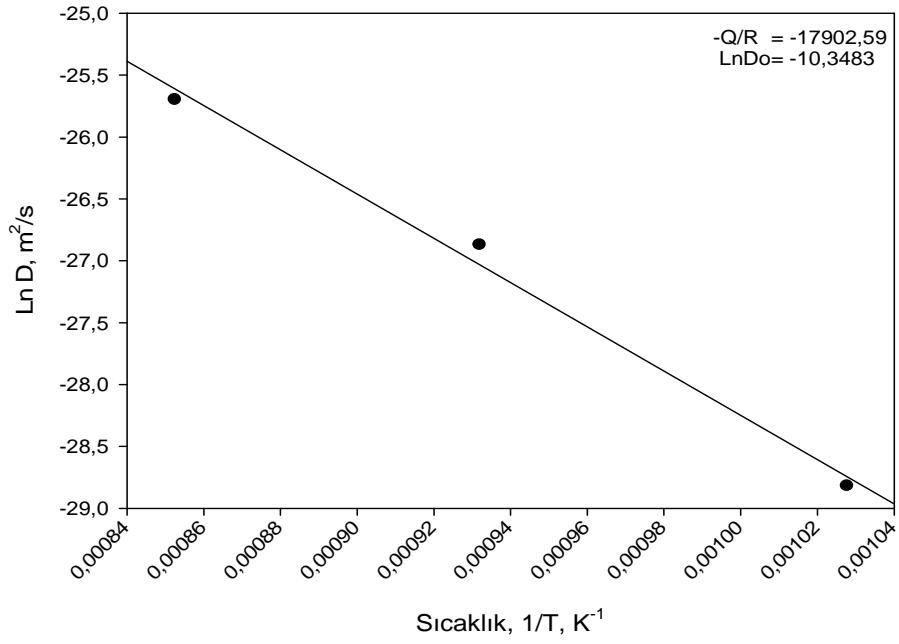
Bu eşitliklerden faydalanarak $\ln D$ ve $1/T$ arasında çizilen diyagramlar yardımıyla D_0 ve Q değerleri tespit edilmiştir. Diyagramda elde edilen eğrilerin ordinatı kesim noktası frekans faktörü değerini (D_0), eğrinin eğimi ise aktivasyon enerjisini vermektedir. AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çelikleri için ($\ln D-1/T$) diyagramları sırasıyla Şekil 8.33-8,36'da verilmektedir.



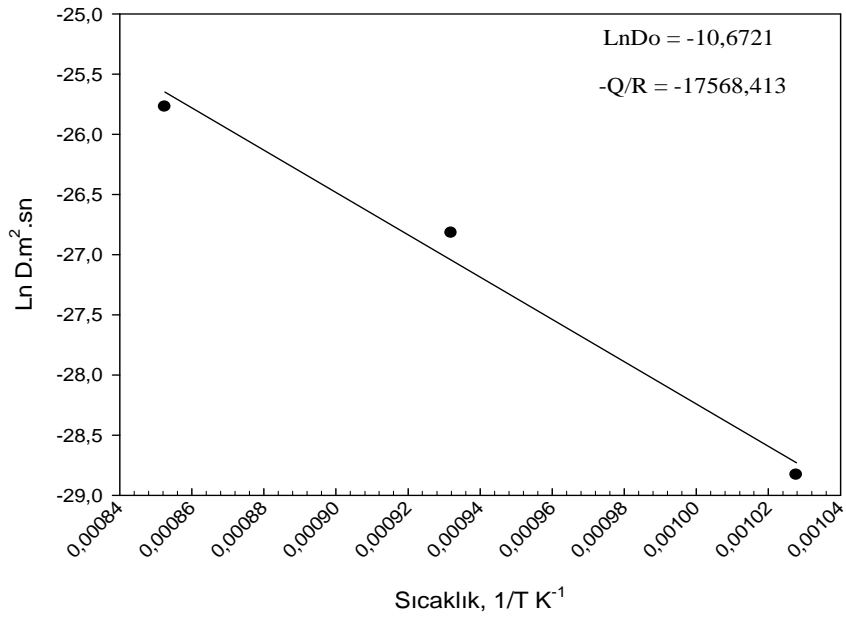
Şekil 8.33. AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi



Şekil 8.34. AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi



Şekil 8.35. AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi



Şekil 8.36. AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamaya ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi

Tablo 8.14. AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin aktivasyon enerjileri ve 700,800 ve 900 °C'ler için difüzyon katsayıları

Çelikler	Difüzyon Katsayıları (m ² /sn)			Aktivasyon Enerjileri (kJ/mol)
	700°C	800°C	900°C	
AISI 1010	2,1388*10 ⁻¹³	2,0081*10 ⁻¹²	3,8818*10 ⁻¹²	139,45
AISI 4140	3,8204*10 ⁻¹³	2,1374*10 ⁻¹²	4,3693*10 ⁻¹²	116,76
AISI D2	3,0431*10 ⁻¹³	2,1363*10 ⁻¹²	6,9063*10 ⁻¹²	148,84
AISI M2	3,015x10 ⁻¹³	2,2495x10 ⁻¹²	6,415x10 ⁻¹²	146,06

AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 VE AISI M2 çeliklerinin kutu sementasyonu tekniği ile alüminyumlanması sonucunda elde edilen tabaka kalınlıklarının zaman ve sıcaklığın fonksiyonu olarak değişiminden kinetik hesaplamalar gerçekleştirilmiştir. AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan demir alüminid tabakalarının, tabaka kalınlıklarının karesi ile kaplama zamanı arasında çizilen grafiklerin eğiminden (Eşitlik 7.4.) difüzyon katsayıları (D) (m²/sn) hesaplanmıştır. 700, 800 ve 900°C sıcaklıkları için grafiklerin eğiminden elde edilen difüzyon katsayısı değerleri AISI 1010 çeliği için sırasıyla ; 2,1388x10⁻¹³ m²/sn, 2,0081x10⁻¹² m²/sn ve 3,8818x10⁻¹² m²/sn değerleri elde edilmiştir. Diğer çelikler içinde aynı şekilde yapılan çalışmalar sonucunda difüzyon katsayısı değerleri 700, 800 ve 900°C'leri için bulunmuştur. AISI 4140 çeliği için; 3,8204x10⁻¹³ m²/sn, 2,1374x10⁻¹² m²/sn ve 4,3693x10⁻¹² m²/sn, AISI D2 çeliği için ; 3,0431x10⁻¹³ m²/sn, 2,1363x10⁻¹² m²/sn ve 6,9063x10⁻¹² m²/sn, AISI M2 çeliği için; 3,015x10⁻¹³ m²/sn, 2,2495x10⁻¹² m²/sn ve 6,415x10⁻¹² m²/sn değerleri bulunmuştur. Her bir çelik için sıcaklığın artışıyla difüzyon katsayısının arttığı gözlemlenmektedir. D. Naoi ve arkadaşlarının Fe₂Al₅ kaplama tabakasının kinetiği üzerinde yaptığı çalışmada demir alüminid kaplamasının difüzyon katsayısının sıcaklıkla arttığı görülmektedir [31]. Ayrıca J.T. John ve arkadaşlarının demir alüminidelerin kinetiği üzerine yaptığı çalışmada difüzyon katsayılarını 1000 ve 1050°C'leri için sırasıyla 4,138x 10⁻¹² m²/sn ve 6,554x10⁻¹² m²/sn bulmuşlardır, burada da sıcaklık artışıyla difüzyon katsayısının artışı görülmektedir, bulunan bu değerler elde ettiğimiz difüzyon katsayıları değerleri ile uyumaktadır [32].

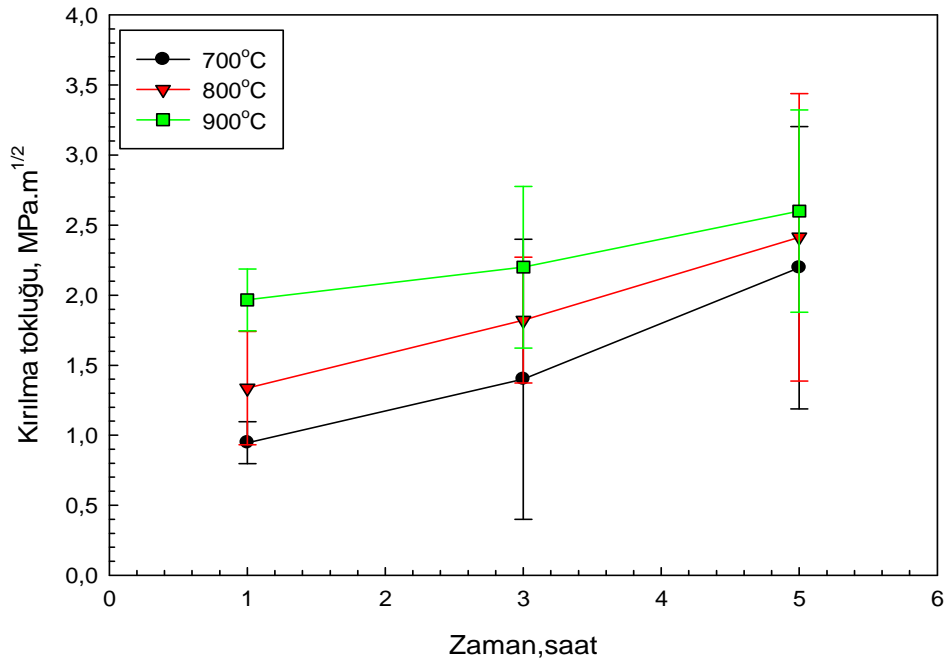
AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 VE AISI M2 çeliklerinin 700-900°C ve 1-5 saat süre aralıklarında demir alüminid kaplanmasında elde edilen aktivasyon enerjileri, şekil 6.7-6.10.da gösterilen diyagramlardan elde edilen difüzyon katsayıları kullanılarak eşitlik 6.2.'den bulunmuştur. Elde edilen aktivasyon enerjileri; AISI 1010 çeliği için; 139,45 kJ/mol, AISI 4140 çeliği için; 116,76 kJ/mol, AISI D2 çeliği için; 148,84 kJ/mol ve AISI M2 çeliği için; 146,06 kJ/mol hesaplanmıştır. Bulunan bu değerler El Mahallaway ve arkadaşlarının Fe₂Al₅, FeAl₂, FeAl₃ ve saf Al içeren kaplamalar üzerinde yaptığı, aktivasyon enerjisini 138 kJ/mol bulduğu çalışmayla örtüşmektedir[32]. Tablo 8.15. de farklı kaplama prosesleri için demir alüminid kaplamalarda aktivasyon enerjisi değerleri verilmektedir.

Tablo 8.15. Farklı kaplama prosesleri için demir alüminid formundaki kaplamalarda aktivasyon enerjileri [32]

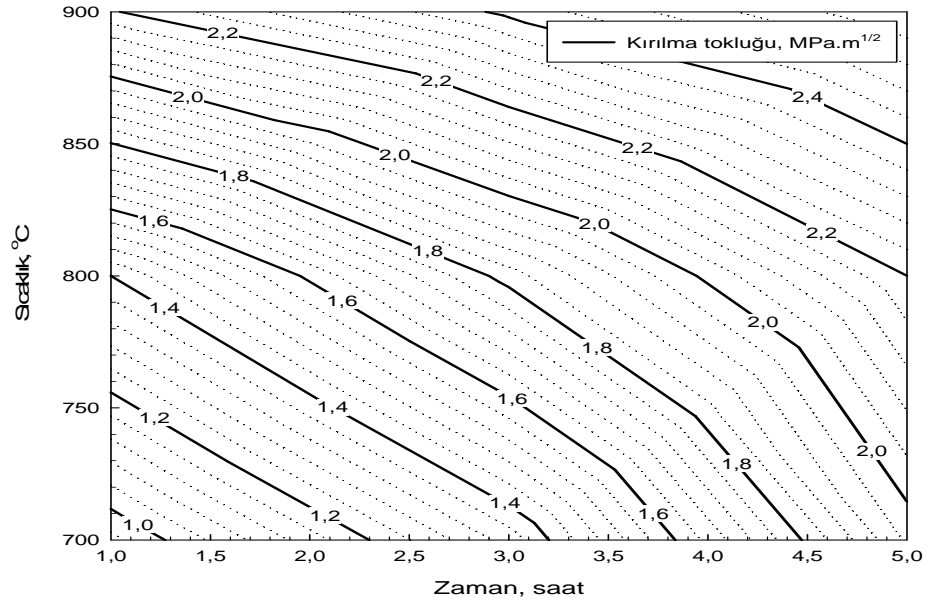
Proses	Aktivasyon enerjisi (kJ/mol)	Kaplama içeriği
Erimiş alüminyum içine sıcak daldırma	160-170	Fe ₂ Al ₅ , FeAl ₂ , FeAl ₃ ve saf Al
Erimiş Al-Mg alaşımı banyosu içine sıcak daldırma	198	FeAl
Saf Al banyosuna sıcak daldırma	138	Fe ₂ Al ₅ , FeAl ₂ , FeAl ₃ ve saf Al
Al-Si banyosuna sıcak daldırma	108	Silikon, alüminyumlayı yavaşlatıyor
Kutu sementasyonu	235	FeAl
Mevcut çalışma	116-148	Fe ₂ Al ₅

8.5. Kırılma Tokluğu Çalışmaları

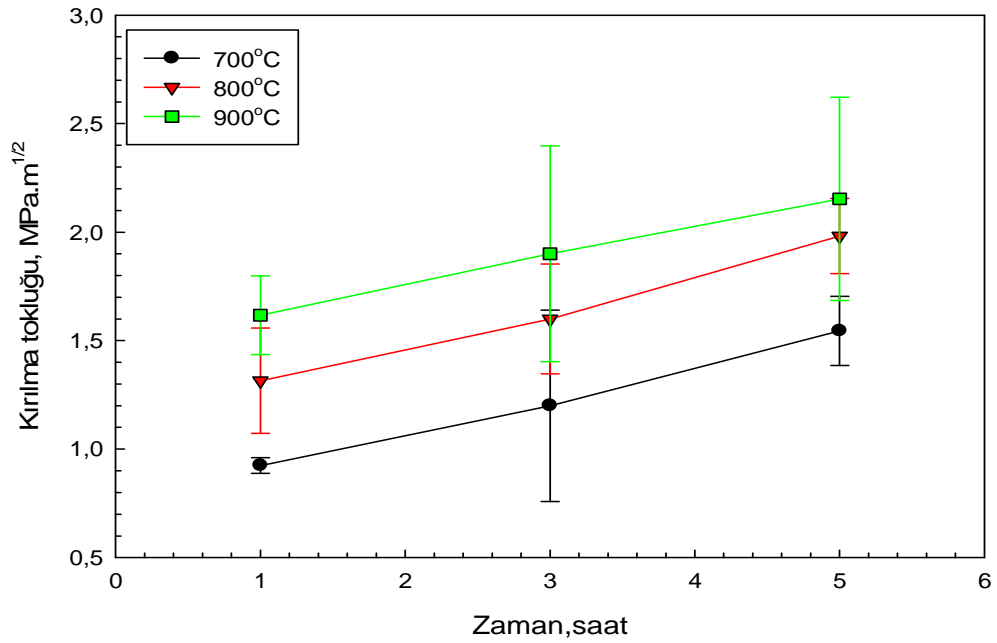
AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin 700, 800, 900 °C'lerde zamana ve sıcaklığa bağlı olarak kırılma tokluğu değişimi grafikler ve kontur diyagramları ile Şekil 8.37-8.44'de verilmiştir. Kırılma tokluğunun zamanla ve sıcaklıkla doğru orantılı olarak arttığı görülmüştür. Kaplama tabakası kırılma toklukları: AISI 1010 çeliği için 0,94-2,6 MPa.m^{1/2}, AISI 4140 çeliği için 0,92-2,15 MPa.m^{1/2}, AISI D2 çeliği için 0,7-2,87 MPa.m^{1/2} ve AISI M2 çeliği için 1,26-3,95 MPa.m^{1/2} değerleri arasında değişmektedir.



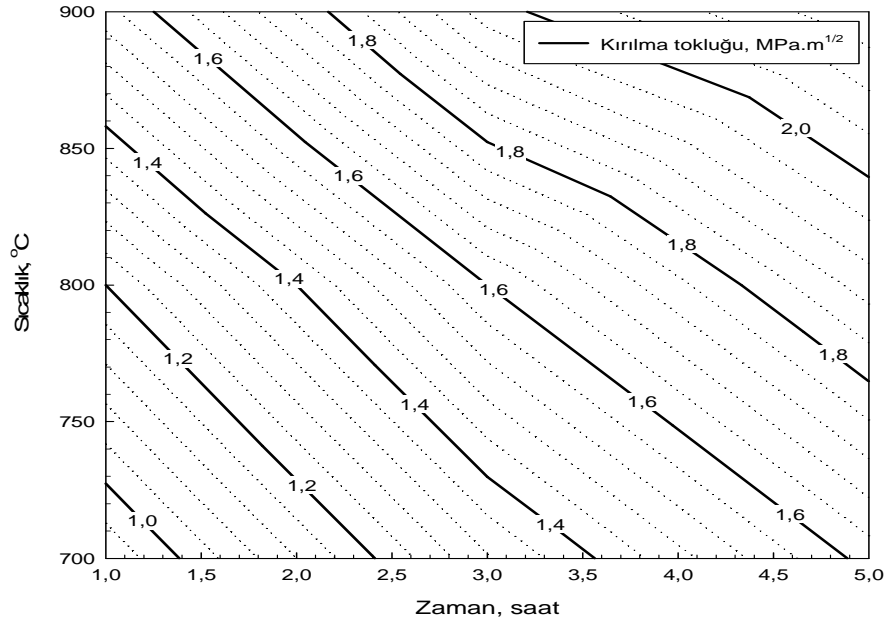
Şekil 8.37. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi



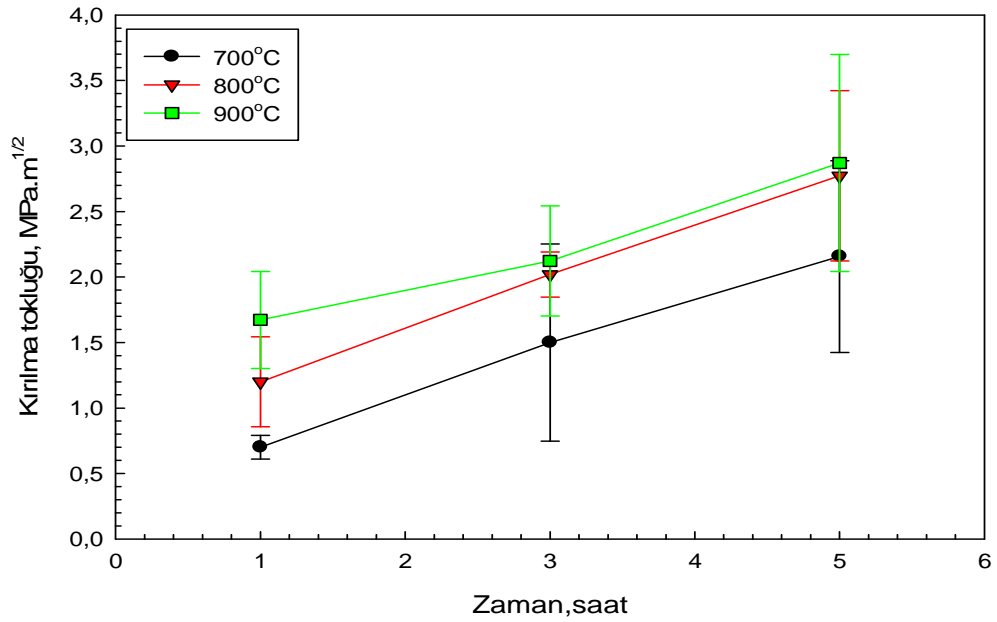
Şekil 8.38. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı



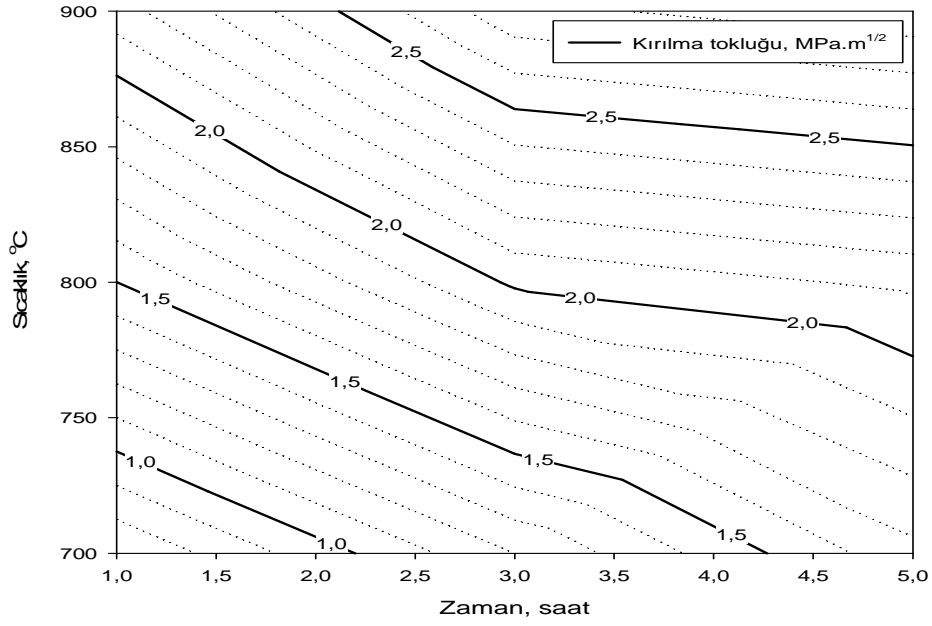
Şekil 8.39. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi



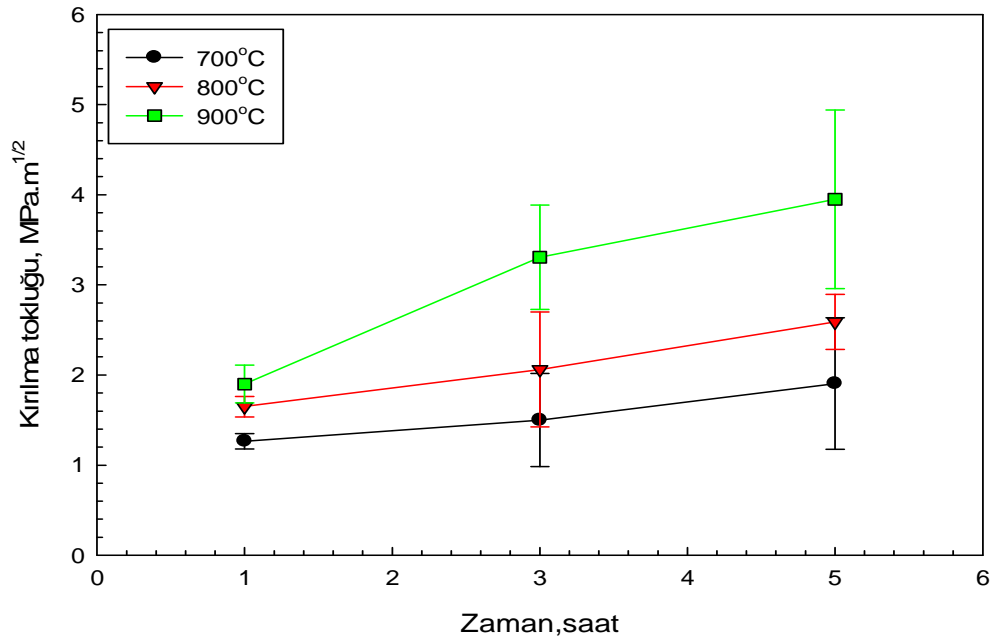
Şekil 8.40. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı



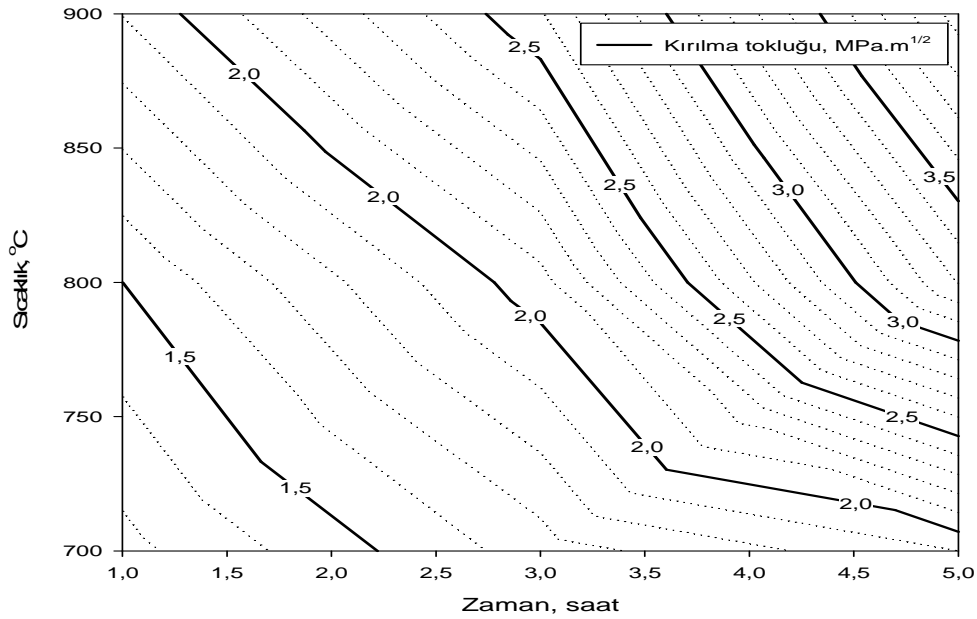
Şekil 8.41. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi



Şekil 8.42. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı



Şekil 8.43. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının işlem zamanına göre kırılma tokluğunun değişimi



Şekil 8.44. 700, 800 ve 900 °C sıcaklıklarda demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının kırılma tokluğu değişimini gösteren kontur diyagramı

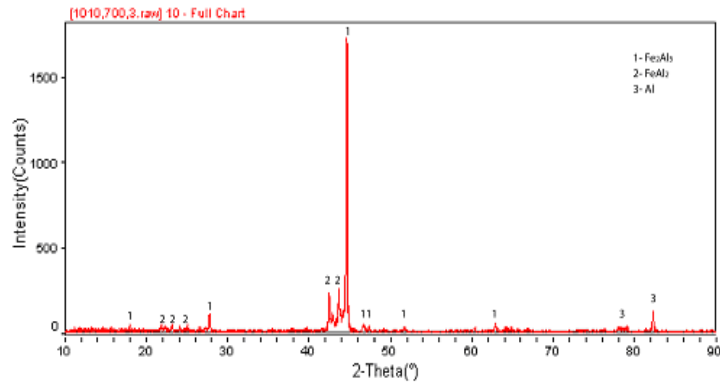
AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çelikleri için yapılan kırılma tokluğu deneyleri sonucunda, 700,800 ve 900°C leri için zamana bağlı kırılma tokluğu değerleri eşitlik 7.1 yardımıyla hesaplanmıştır.Kaplama tabakası kırılma toklukları ; AISI 1010 çeliği için ; 0,94-2,6 MPa.m^{1/2} , AISI 4140 çeliği için ; 0,92-2,15 MPa.m^{1/2} , AISI D2 çeliği için; 0,7-2,87 MPa.m^{1/2} ve AISI M2 çeliği için ; 1,26-3,95 MPa.m^{1/2} değerleri arasında sonuçlar bulunmuştur.Daha fazla alaşım elementi içeren AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinde, orta karbonlu ve sade karbonlu çeliklere oranla daha yüksek kırılma tokluğu gözlenmektedir. R.W. Hayes ve arkadaşları Fe₂Al₅ ve FeAl₃ intermetaliklerinin kırılma tokluğunu incelemiştirler ve yaklaşık 1,1 MPa.m^{1/2} değeri elde edilmiştir ve bu değerler çalışmamızdaki bulgularla uyumaktadır[33].

Tablo 8.16. 700 °C, 800 °C ve 900 °C'de 1, 3 ve 5 saat süreyle kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin zaman ve sıcaklığa bağlı olarak kırılma tokluğu değişimleri

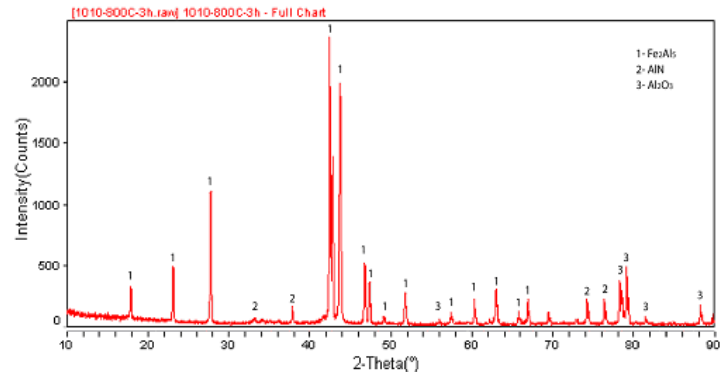
Sıcaklık (°C)	Tabaka kalınlığı (µm)								
	700			800			900		
	1	3	5	1	3	5	1	3	5
AISI 1010	0,94±0,15	1,4±100	2,19±100	1,33±0,40	1,82±0,44	2,41±1,02	1,96±0,22	2,2±0,57	2,6±0,72
AISI 4140	0,92±0,03	1,2±0,44	1,54±0,15	1,31±0,24	1,6±0,25	1,98±0,17	1,61±0,18	1,9±0,49	2,15±0,46
AISI D2	0,70±0,09	1,5±0,75	2,15±0,73	1,2±0,34	2,01±0,17	2,77±0,65	1,67±0,37	2,12±0,42	2,87±0,82
AISI M2	1,26±0,08	1,5±0,51	1,9±0,72	1,65±0,11	2,06±0,63	2,58±0,30	1,90±0,21	3,3±0,57	3,95±0,59

8.6. X-Işınları Difraksiyon Analizleri

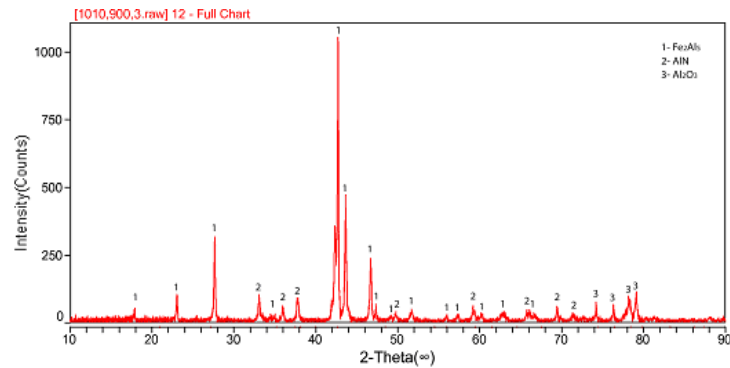
X-ışınları analizleri Cu K_{α} ışınları kullanılarak 700, 800 ve 900 °C'lerinde, 3 saat süreyle kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 numuneleri üzerinde gerçekleştirilmiştir.İlgili x-ışınları difraksiyon paternleri sırasıyla şekiller halinde Şekil 8.45-8.48 arasında verilmiştir.



(a)

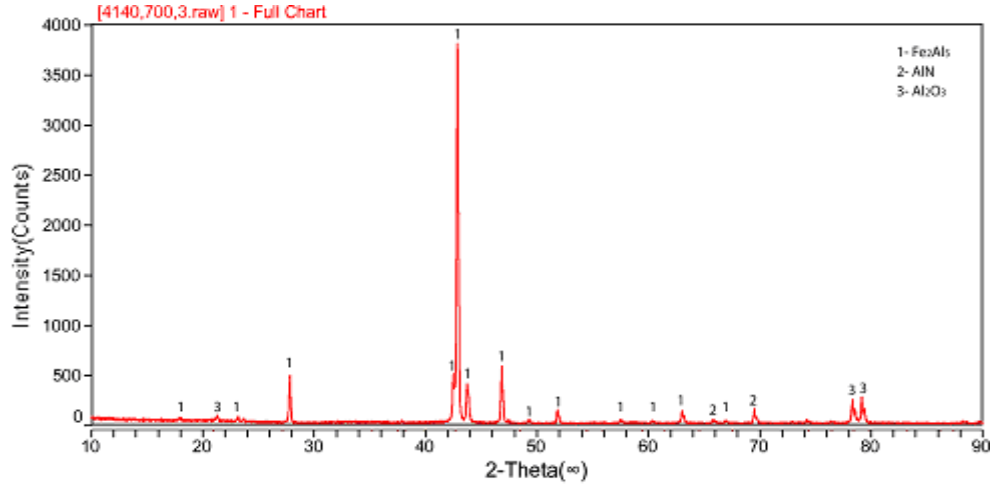


(b)

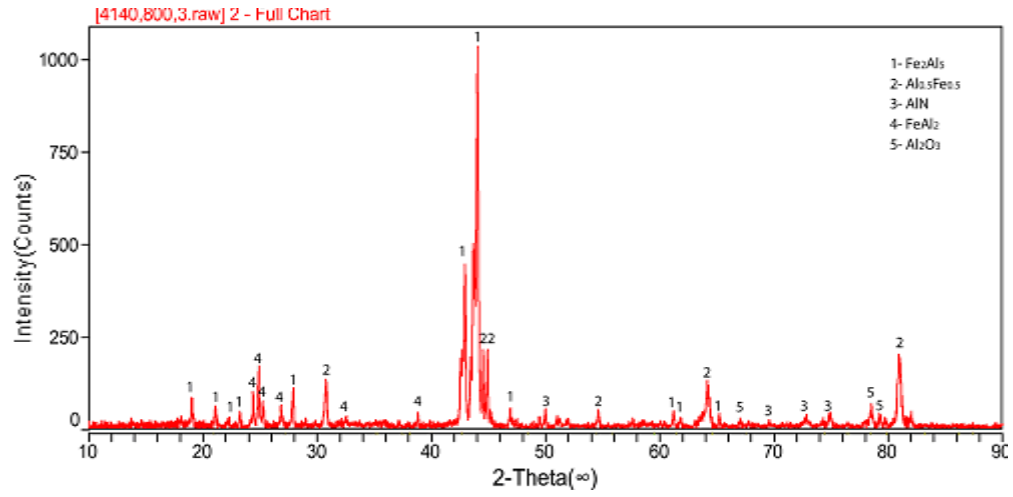


(c)

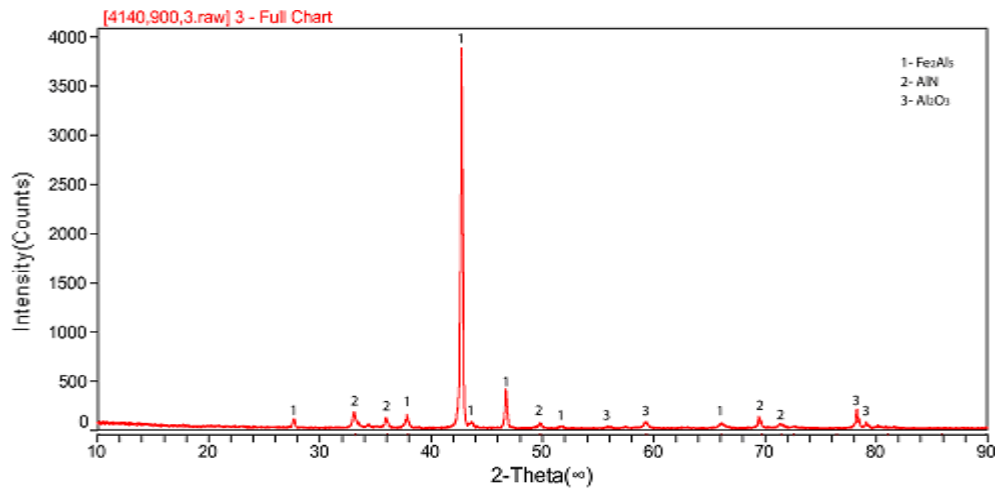
Şekil 8.45. a) 700°C, b) 800°C ve c) 900°C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI 1010 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri



(a)

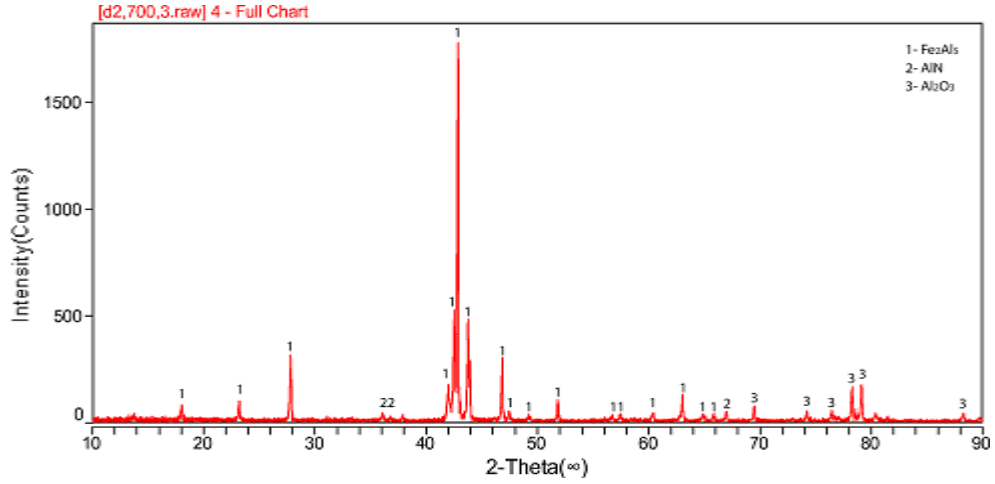


(b)

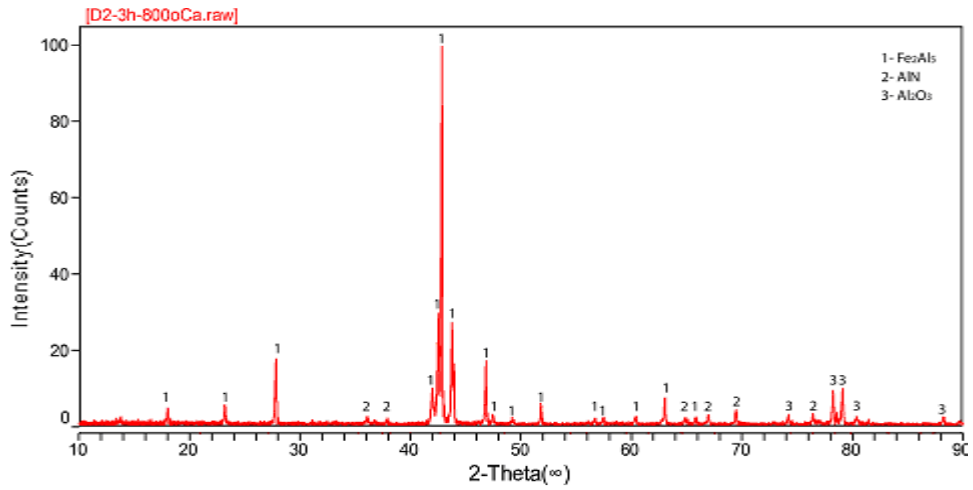


(c)

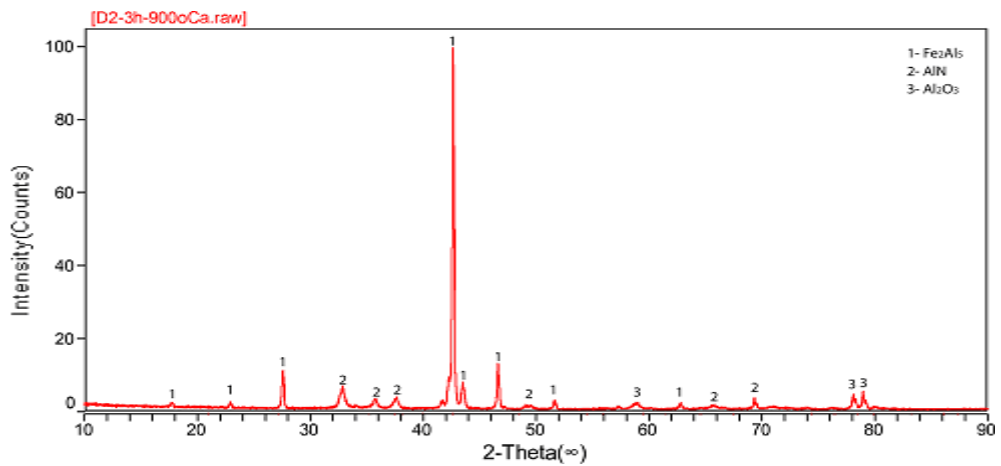
Şekil 8.46. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI 4140 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri



(a)

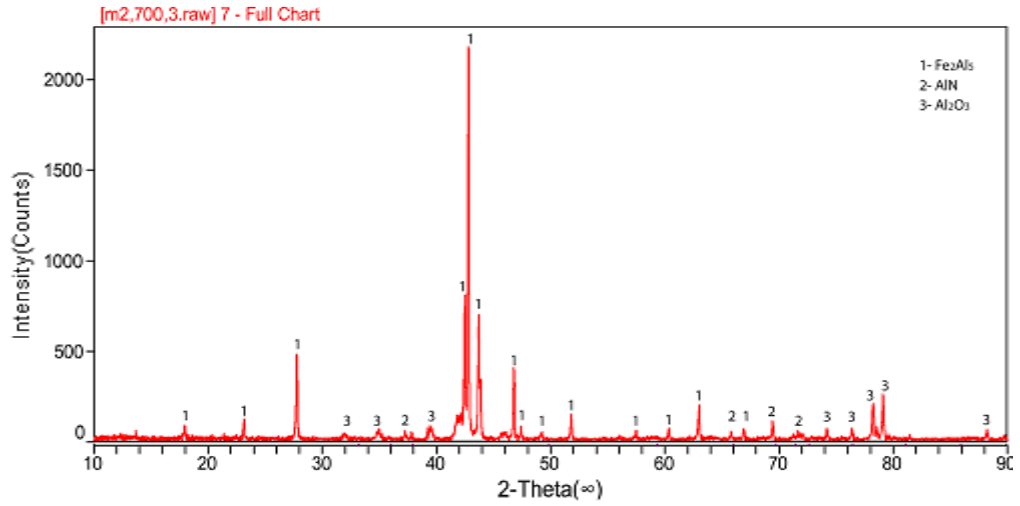


(b)

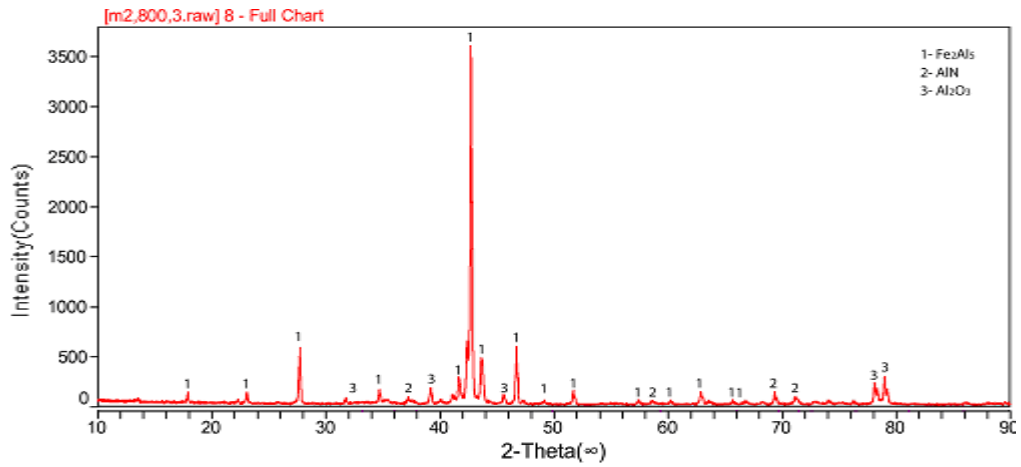


(c)

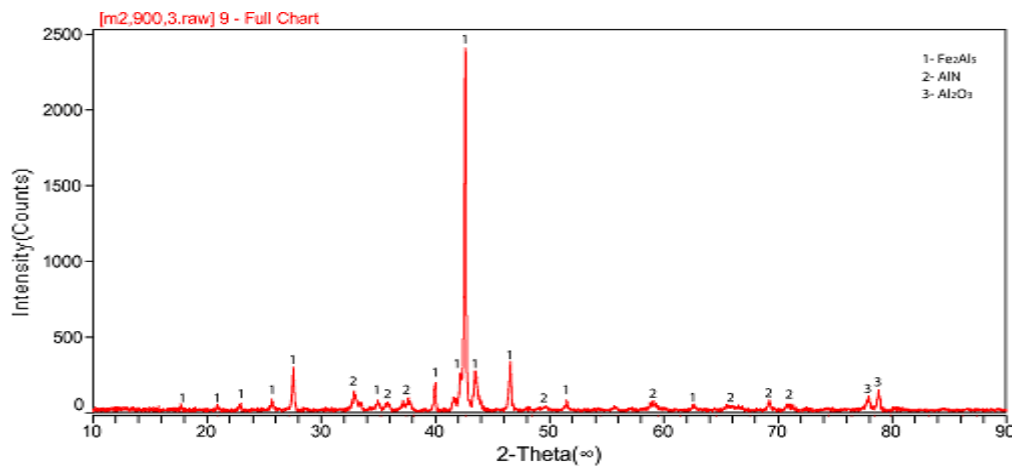
Şekil 8.47. a) 700 °C, b) 800 °C ve c) 900 °C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI D2 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri



(a)



(b)



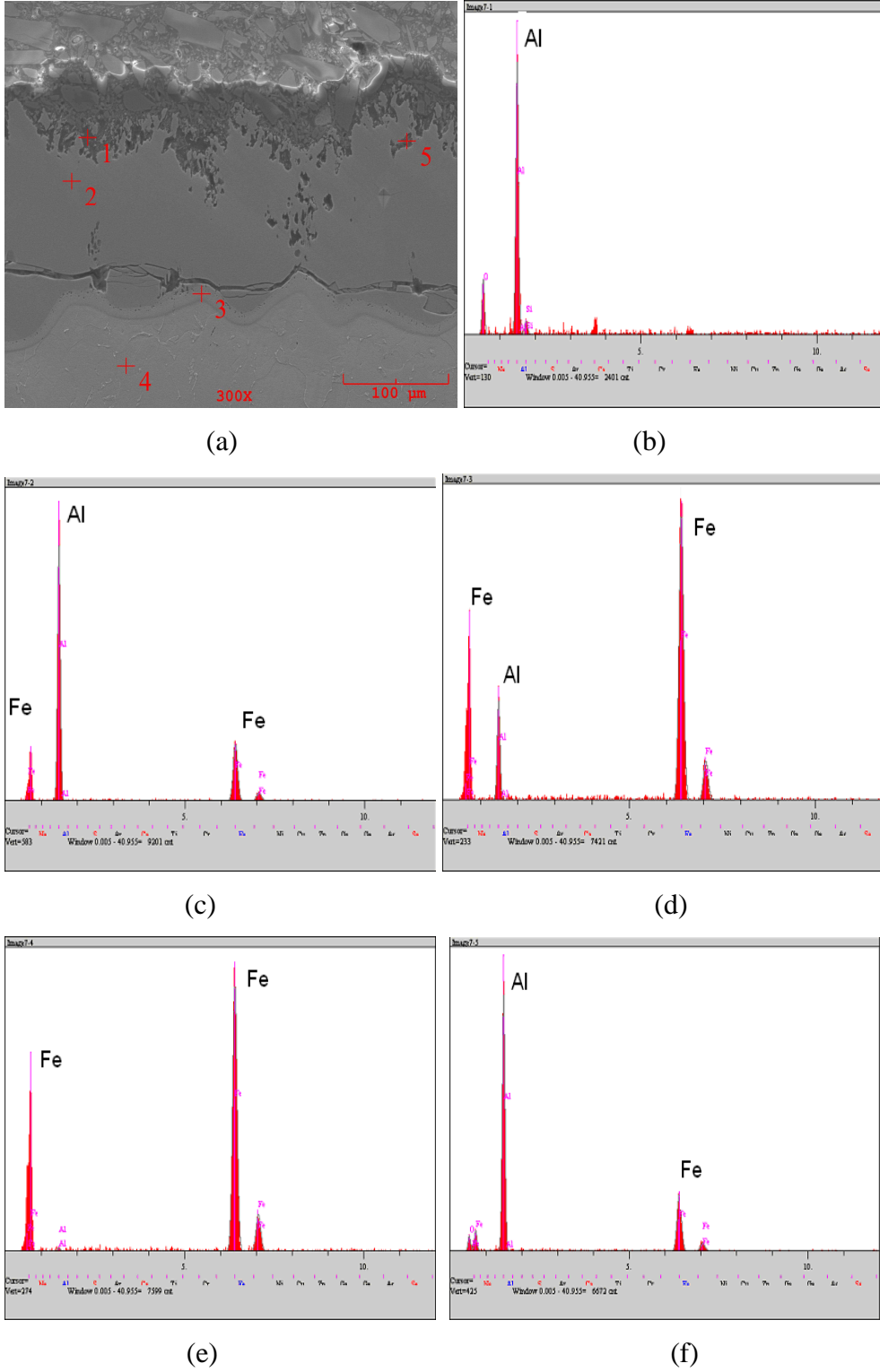
(c)

Şekil 8.48. a) 700 °C, b) 800°C ve c) 900°C sıcaklıklarda 3saat süre ile demir alüminid kaplanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyinden alınan x-ışınları difraksiyon analizleri

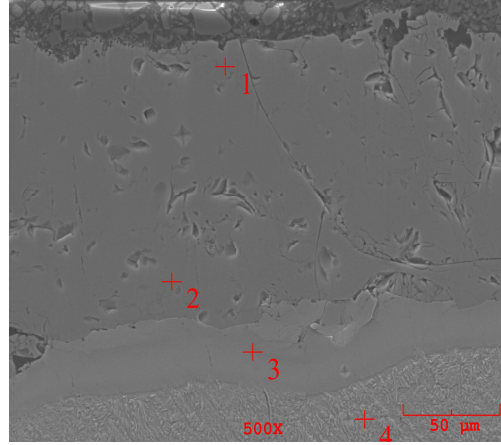
Yapılan incelemeler sonucunda AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerine x-ışını difraksiyon analizi uygulanmasıyla baskın faz olarak Fe_2Al_5 , diğer bulunan fazlar ise AlN, $FeAl_2$ ve Al_2O_3 fazları saptanmıştır. L.Levin ve arkadaşlarının 700-900°C'lerinde 1,5-2,5 saat sürelerinde kutu alüminyumlama çalışmasında da x-ışınları analizinde Fe_2Al_5 ana faz olarak elde edilmiştir[34]. Ayrıca Z.D. Xiang ve P.K. Datta'nın 550-700 °C'lerinde (9-12)Cr-1Mo içeren çelik üzerinde kutu alüminyumlama ile Fe_2Al_5 fazını kaplama yüzeyinde elde etmesi x-ışınları analizi çalışmasını desteklemektedir [35].

8.7. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Elementel Analizi İncelenmesi

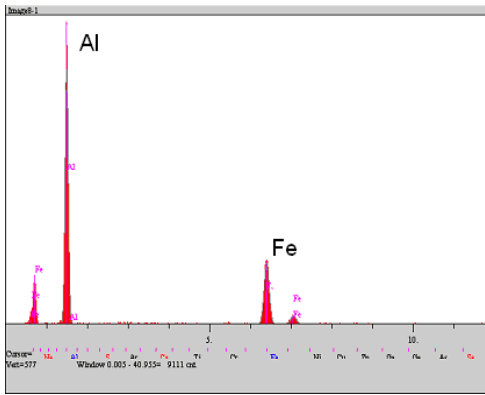
AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin 800°C'lerinde 3 saatte kaplanan numunelerin metalografik olarak incelenen yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri, taramalı elektron mikroskobunda çeşitli büyütmelemlerde ve 20 kV enerjide ikincil elektronlardan faydalanarak elde edilmiştir.Elde edilen resimlerde bakalitli bölge,kaplama tabakası ve matris açıkça görülmektedir.Ayrıca matriks ve kaplama bölgesinden bazı noktalardan EDS analizleri alınmıştır.Matrikse doğru girdikçe Al oranının azaldığı görülmektedir.EDS analizleri görüntüleri Şekil 8.49-8.52 arasında yer almaktadır.



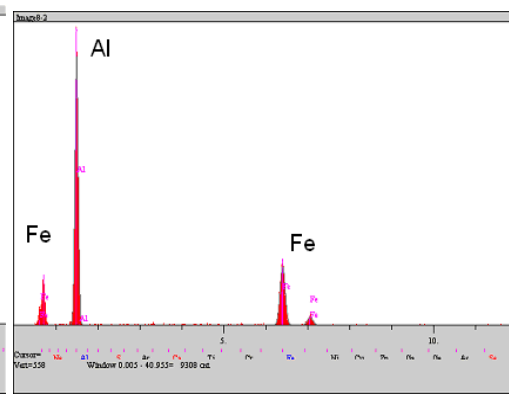
Şekil 8.49. 800 °C’de 3 saat süreyle kaplanan AISI 1010 çeliğinin a) SEM görüntüsü, b, c, d, e ve f kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri



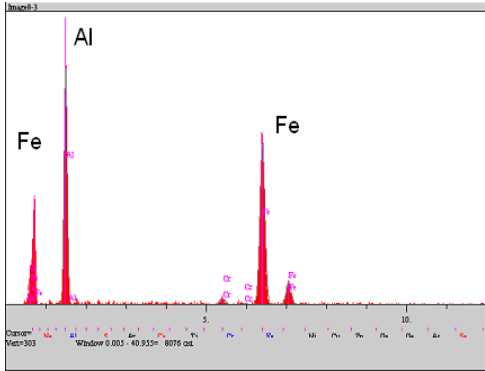
(a)



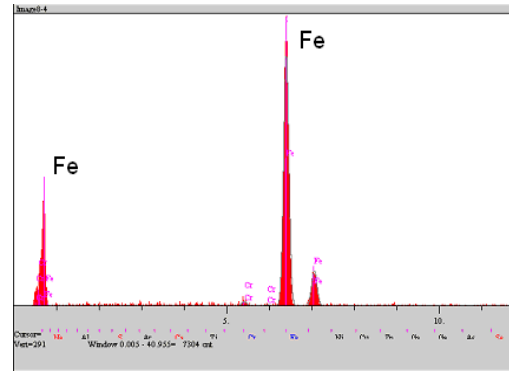
(b)



(c)

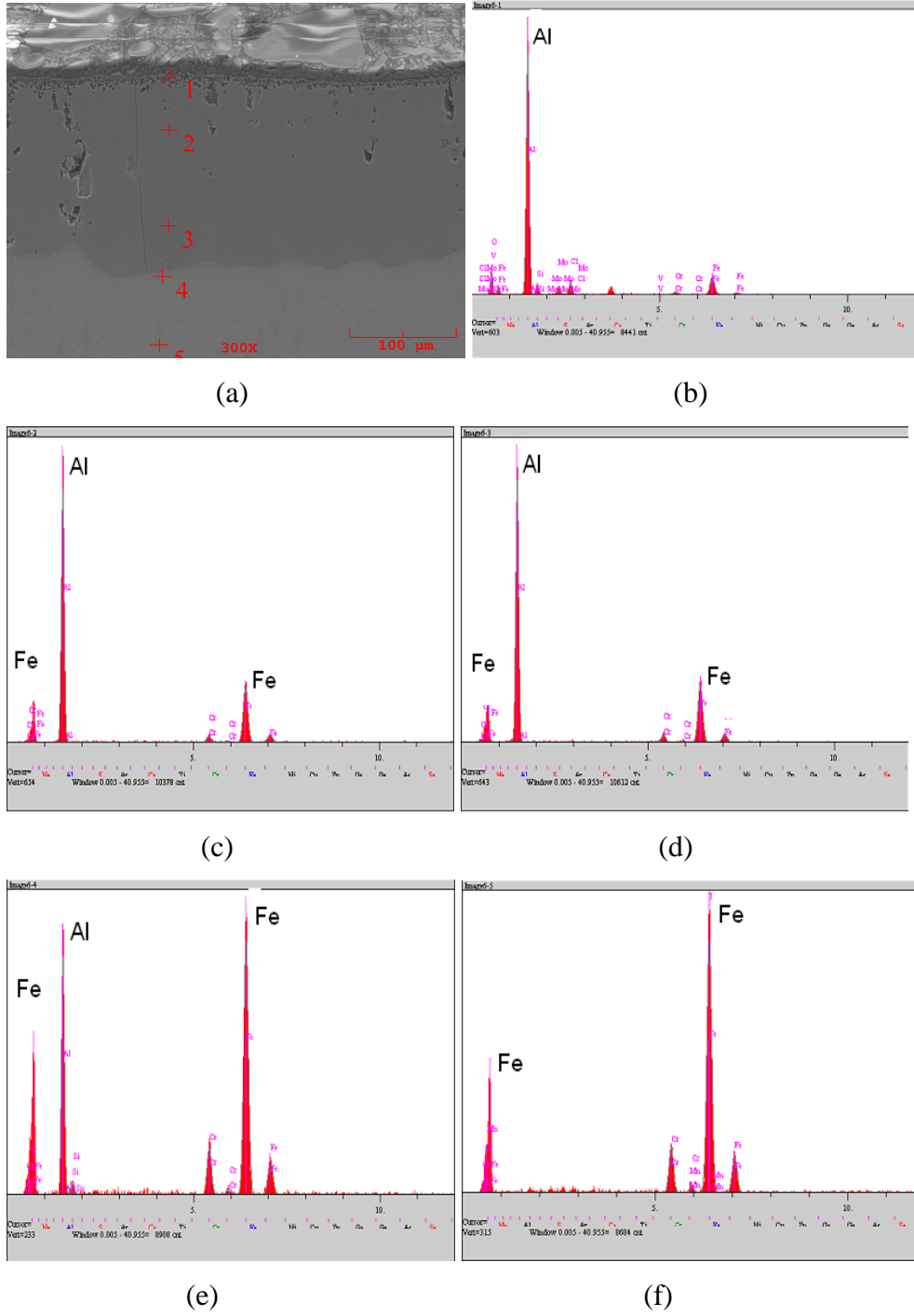


(d)

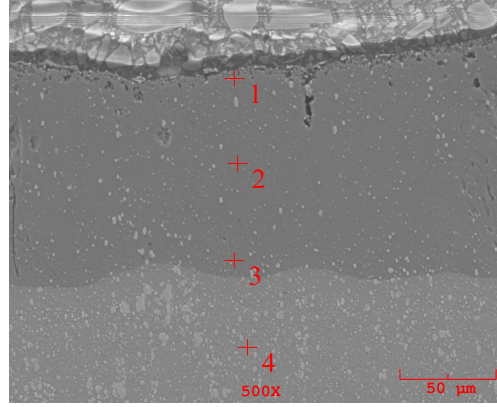


(e)

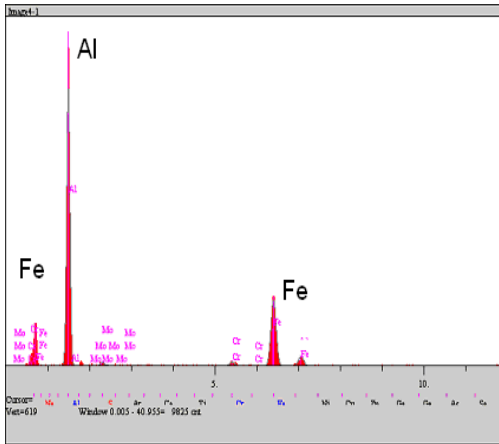
Şekil 8.50. 800 °C'de 3 saat süreyle kaplanan AISI 4140 çeliğinin a) SEM görüntüsü, b, c, d ve e kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri



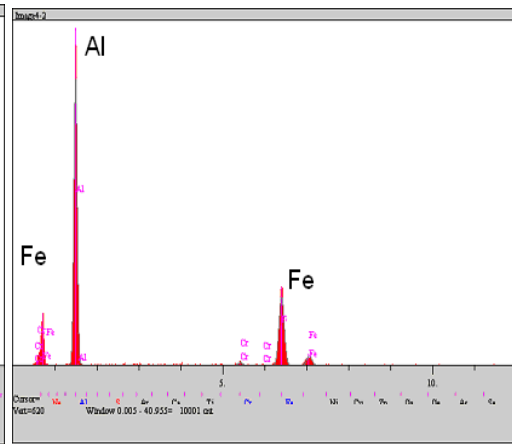
Şekil 8.51. 800 °C'de 3 saat süreyle kaplanan AISI D2 çeliğinin a) SEM görüntüsü, b, c, d, e ve f kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri



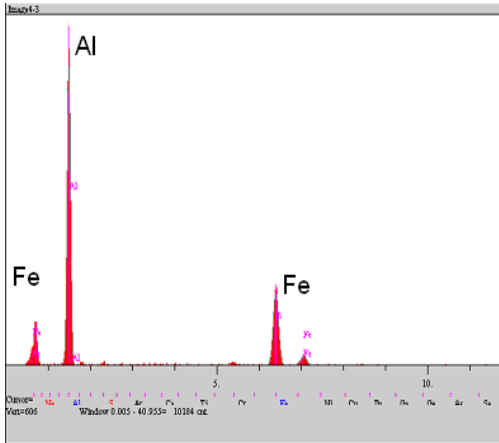
(a)



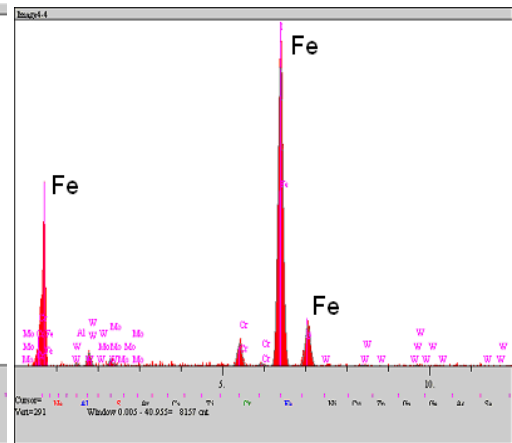
(b)



(c)



(d)



(e)

Şekil 8.52. 800 °C'de 3 saat süreyle kaplanan AISI M2 çeliğinin a) SEM görüntüsü, b, c, d ve e kaplama tabakası ve matrisin çeşitli bölgelerinden alınan EDS analizleri

AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin 800°C'lerinde 3 saatte kaplanan numunelerin metalografik olarak incelenen yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri, taramalı elektron mikroskobu ile bakalit, kaplama tabakası ve matriks açıkça görünmektedir. Ayrıca bakalit ve matrikse yakın bölgelerde farklı fazların oluştuğu renk farklılıklarından düşünülmektedir. Alınan EDS analizleri matrikse doğru gidildikçe demir oranının arttığı ve alüminyum oranının azaldığını göstermektedir

BÖLÜM 9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

9.1. Sonuçlar

1) Termoreaktif difüzyon kaplama yöntemi ile alüminyumlama işlemine tabi tutulan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin yüzeylerinde demir alüminid tabakaları başarıyla oluşturulmuştur.

2) 700, 800 ve 900 °C'lerinde, 1, 3 ve 5 saat sürelerinde kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin x-ışınları analizleri sonucunda kaplama tabakalarında baskın faz olarak Fe_2Al_5 fazı bulunmuştur, diğer tespit edilen fazlar AlN, $FeAl_2$ ve Al_2O_3 fazlarıdır.

3) 700, 800 ve 900 °C'lerinde, 1, 3 ve 5 saat sürelerinde kaplanan AISI 1010, AISI 4140, AISI D2 ve AISI M2 çeliklerinin sertlik ölçümleri sonucunda kaplama tabakalarında 900-1178 HV arası sertlikler bulunmuştur.

4) 700, 800 ve 900°C'lerinde 1,3 ve 5 saat sürelerinde oluşan kaplama tabakaları ; AISI 1010 çeliği için 13-257 μm , AISI 4140 çeliği için 37-280 μm , AISI D2 çeliği için 35-346 μm ve AISI M2 çeliği için 33-336 μm aralıklarında kalınlıklar elde edilmiştir.

5) 700,800 ve 900°C leri için zamana bağlı kaplama tabakası kırılma tokluğu değerleri; AISI 1010 çeliği için; 0,94-2,6 $MPa.m^{1/2}$, AISI 4140 çeliği için ; 0,92-2,15 $MPa.m^{1/2}$, AISI D2 çeliği için; 0,7-2,87 $MPa.m^{1/2}$ ve AISI M2 çeliği için; 1,26-3,95 $MPa.m^{1/2}$ değerleri arasında sonuçlar bulunmuştur.

6) 700-900 °C sıcaklıklar arasında AISI 1010 çeliği için difüzyon katsayısı $2,1388 \times 10^{-13}$ ile $3,8818 \times 10^{-12}$ m^2/sn , AISI 4140 çeliği için $3,8204 \times 10^{-13}$ ile

$4,3693 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{sn}$, AISI D2 çeliği için $3,0431 \times 10^{-13}$ ile $6,9063 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{sn}$ ve AISI M2 çeliği için $3,015 \times 10^{-13}$ ile $6,415 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{sn}$ arasında değişmektedir.

7) AISI 1010, AISI 4140, AISI M2 ve AISI D2 çelikleri için aktivasyon enerjileri değeri sırasıyla ; 139,45 kJ/mol, 116,76 kJ/mol, 146,06 kJ/mol ve 148,84 kJ/mol olarak tespit edilmiştir, frekans faktörleri sırasıyla; $7,99 \times 10^{-6}$, $7,97 \times 10^{-7}$, $2,32 \times 10^{-5}$ ve $3,20 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ hesaplanmıştır.

9.2. Öneriler

- 1) Alüminyumlama işlemi farklı yöntemler (sıcak daldırma, püskürtme, vb.) kullanılarak yapılabilir.
- 2) Termoreaktif difüzyon yöntemiyle alüminyumlama işlemi daha düşük sıcaklıklarda (400-600 °C) ve daha kısa difüzyon sürelerinde uygulanabilir.
- 3) İçerisinde farklı oranlarda alaşım elementi bulunan farklı türdeki çeliklere demir alüminid kaplanabilir.
- 4) Demir alüminid kaplamaların yüksek oksidasyon ve korozyon dirençleri nedeniyle, bu özelliklerinin incelenmesinde fayda vardır.

KAYNAKLAR

- [1] KON,O., Termo-Reaktif Difüzyon Yöntemiyle TiBCN Kaplanmış WC-Co Kesici Takımların ve Çeliklerin Aşınma Özellikleri,Yüksek Lisans Tezi, SAÜ Metal Eğitimi, Temmuz 2006
- [2] ŞEN,Ş., Termokimyasal Kaplama Teknikleri Ders Notları, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Sakarya Üniversitesi, 2006
- [3] EVCİN,A., Kaplama Teknikleri Ders Notları, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Seramik Mühendisliği Bölümü, 2006
- [4] HOLMBERG,K., MATTHEWS,A., Coating Tribology, Elsevier Pres, Netherlands, pp.8,9,170. , March 1994
- [5] ÖZDEMİR,Ö., Ni-Al İntermetalik Malzemeler, Metalurji Mühendisleri Odası Yayın Organı, Sayı 137, say. 57-63, Nisan 2004
- [6] ÖZDEMİR,Ö., İntermetalik Bileşikler Ders Notu, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, SAÜ, 2007
- [7] MEDDA,E., DELOGU,F., CAO,G., Combination of Mechanochemical Activation and Self-propagation Behaviour for the Synthesis of Ti Aluminide, Materials Science and Engineering, A361, pp.23-28,2001
- [8] MARTİNEZ,M., VİGUER,B., MAUGIS,P., LACAZE,J., Relation Between Composition Microstructure and Oxidation in Iron Aluminidies, Intermetallics, 14, PP.1214-1220, 2006
- [9] POTESER,M.,SCHOEBERL,T.,ANTREKOWİTACH,H.,BRUCKNER,J., The Characterization of İntermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Weldings, EPD Congress, The Minerals, Metals Society, pp.168. ,2006

- [10] NIGAM,A.,BALASUBRAMAIAI,R., BHARGAVA,S., BALIGIDAD,R., Electromechanical Impedance Spectroscopy and Cyclic Voltammetry Study of Carbon Alloyed Iron-Aluminides in Sulfuric Acid, Corrosion Science, Vol.48, India, pp. 1666-1678. ,2006
- [11] WESTBROOK,J.H. AND FLEISCHER,R.L, VEDULA,K., Intermetallic Compounds Structural Applications of Intermetallic Compounds, Iowa University, Ames, IA 50011, USA, Chapter 9, pp.203-212,1995
- [12] ARABACI E., Çelik Bantların Sıcak Daldırma Yöntemiyle Alüminyum Kaplanması, Yüksek lisans tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, 2006.
- [13] www.thefabricator.com/metallurgy/metallurgy_article.cfm?ID=676, Haziran, 2008
- [14] JONES,S.G., THOMAS,R.D., Hot Dip, Aluminising of Steel Strip, Iron and Steel International , pp. 241-252., June 1975
- [15] LIU,C.T.,GEORGE,E.P, MAZIASZ,P.J., SCHNEIBEL,J.H., Recent Advances in B2 Iron Aluminide Alloys; Deformation, Fracture and Alloy Design, Materials Science and Engineering A258, pp.84-98. , 1998
- [16] GARCÍA ALONSO,M.C., LOPEZ,M.F., MESCUDERO,M.L., GONZALEZ, MORRIS,D.G., Corrosion Behavior of an Fe₃Al-type Intermetallic in a Chloride Containing Solution, Intermetallics, Vol. 7,Switzerland, pp.185-191. ,1999
- [17] ZHAN,Z., HE,Y, WANG,D., GAO,W., Aluminide Coating Formed on Fe-13Cr Steel at Low Temperature and Its Oxidation Resistance, Oxid Met, China, pp.243. , 2007
- [18] ALMAN,D.E., HAWK,J.A., TYLCZAK,J.H., DOĞAN,C.P., WILSON,R.D., Wear of Iron-Aluminide Intermetallic-Based Alloys and Composites by Hard Particles, Wear 251USA , pp.875-884. ,2000
- [19] PEREZ,F.J., HIERRO,M.P., TRILLEROS,J.A., CARPINTERO,M.C., SANCHEZ,L., Iron Aluminide Coating on Ferritic Steels by CVD-FBR Technology, Intermetallics, Vol.14, Spain, , pp.811-817. ,2006

- [20] KARAKAŞ,Y., SOYKAN,H.Ş,MAHMUTOĞLU M.Z., Çelik Yüzeylerin Kaplanması, Erdemir Bilim ve Teknoloji Serisi, Bölüm 5, ERDEMİR, Kdz Ereğli, say.95-96. ,2006
- [21] PASİNLİ,A., KÖKSAL,S., Alüminyum Kaplanan ÇelikMalzemelerde Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi, Mühendislik ve Makine, cilt 45, sayı 536, say. 42-43.
- [22] HOCKİNG,M.G., VASANTASREE,V., SİDKY,P.S., Metallic and Ceramic Coatings, London,pp.475-476. , 1989
- [23] ÇAPAN,L. ,ÖZTEM,Z. ,ÇEP, H.,Termoreaktif Difüzyon Yöntemiyle Çelik Yüzeylerin Karbür Kaplanması, Metal Dünyası Dergisi, sayı 19, Kasım 1994.
- [24] ÇEĞİL,Ö., AISI 8620 Çeliğinin Bor-Vanadyumlanması ve Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek lisans tezi, SAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, Haziran 2002.
- [25] İPEK,M., Kutu Sementasyon Yöntemiyle Çelik Yüzeylerin TiC Kaplanması, Yüksek lisans tezi, SAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, Haziran 1996.
- [26] ÜSTEL,F. Kutu Sementasyon Tekniği ile Yüksek Hız Çeliği Yüzeyinde TiC_xNL_{-x} Türü Yüksek Sert Tabakalarının Üretilebilirliğinin Araştırılması, Doktora Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, SAÜ, 1998.
- [27] ATİK,E., Farklı Bir Yüzey Sertleştirme Yöntemi : Borlama, Makine-Metal, Sayı 117, , say.416., Eylül 2001
- [28] ÇİMENOĞLU,H. ,GEÇKİNLİ,E., Çelik ve Dökme Demirlerin Metalografisi ve Mekanik Muayenesi, Metalurji Mühendisleri Odası, KOSGEB İMES, İstanbul ,say.32,34. ,16-18 Mayıs 2001

- [29] KAYALI,S., ENSARI,C., DIKEÇ,F., Metalik Malzemelerin Mekanik DeneYleri, İTÜ Kimya-Metalurji Fak., say.117., İst.1996
- [30] www.fisita.com/students/congress/sc06papers/F2006C13.pdf,Haziran, 2008
- [31] NAOİ,D., KAJİHARA,M., Growth Behavior of Fe₂Al₅ During Reactive Diffusion Between Fe and Al at Solid-State Temperatures, Japan, Materials Science and Engineering A459, pp.375-382., 2007
- [32] JOHN,J.T., SRİNİVASA,R.S., DE,P.L., A Kinetic Model for Iron AluminideCoating by Low-Pressure Chemical Vapor Deposition Part 1.Deposition Kinetics, India, Thin Solid Films 466, pp.339-346. , 2004
- [33] HAYES,R.W., JENG,L., LAVERNİA,E.J., AND WOLFENSTİNE,J., Preliminary Characterization of the Room Temperature Fracture Behavior of Monoclinic and Composite FeAl₃-Fe₂Al₅, Metals Technology Inc. 19801 Nordhoff Streer, Northridge, Ca 91324 U.S.A., 24 July 2000
- [34] LEVİN,L., GİNZBURG,A., KLİNGER,L., WERBER,T., KATSMAN,A., SCHAAF,P., Controlled Formation of Surface Layers by Pack Aluminization, Germany, Surface and Coating Techonology 106 pp.209-213,1998
- [95] XİANG,Z.D., AND DATTA,P.K., Shot Speening Effect on Aluminide Diffusion Coating Formation on Alloy Steels at Low Temperatures, China, Scripta Materialia 55 pp.1151-1154,2006

ÖZGEÇMİŞ

07.01.1983 tarihinde Ankara'da doğmuştur.İlkokul eğitimini Ankara Apdi İpekçi İlköğretim Okulu'nda, Ortaokul eğitimini Ankara Anadolu İlköğretim Okulu'nda, Lise eğitimini Ankara Halide Edip Süper Lisesi'nde tamamlamıştır.2002 senesinde SAÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nü kazanmış, 2006 yılında bölüm 3.sü olarak mezun olup, Metalurji ve Malzeme Mühendisi ünvanını almıştır.

Metalurji ve Malzeme Müh. Eren YILMAZ