

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ENJEKSİYON KALIPLARINDA KULLANILAN SICAK İŞ TAKIM
ÇELİKLERİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

**DOKTORA TEZİ
S. Alper YEŞİLÇUBUK**

Anabilim Dalı : Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Programı : Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

MAYIS 2010

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ENJEKSİYON KALIPLARINDA KULLANILAN SICAK İŞ TAKIM
ÇELİKLERİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

**DOKTORA TEZİ
S. Alper YEŞİLÇUBUK
(506022072)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 27 Ocak 2010
Tezin Savunulduğu Tarih : 20 Mayıs 2010**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. M. Kelami ŞEŞEN (İTÜ)
Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Okan ADDEMİR (İTÜ)
: Prof. Dr. Ercan AÇMA (İTÜ)
Prof. Dr. Arif Nihat GÜLLÜOĞLU (MÜ)
Doç. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ (YTÜ)**

MAYIS 2010

Neşe ve Nehir'e,

ÖNSÖZ

Tezimin yönetimini üstlenen, çalışmalarım sırasında değerli fikir ve katkıları ile tezimin yönlenmesinde büyük emeği geçen, kendimi evladıymış gibi hissetmemi sağlayacak derecede ilgi gösteren sayın hocam Prof. Dr. M. Kelami ŞEŞEN'e sonsuz şükranlarımı sunarım

Çalışmalarım sırasında yardımlarını esirgemeyen Dr. Gökhan BAŞMAN, Yard. Doç. Dr. C. Fahir ARISOY, Dr. İsmail ER, Doç Dr. Gültekin GÖLLER, Hüseyin SEZER, Yük Müh. Erdem ŞEŞEN, Yük. Müh. Murat ALKAN'a, TEMSA Ar-Ge ve Teknoloji A.Ş. ve adını saymadığım dostlarıma teşekkürü bir borç bilirim.

Bugün geldiğim noktaya sayelerinde eriştiğim sevgili annem Mine ve sevgili babam Hikmet YEŞİLÇUBUK için burada yazabileceğim teşekkür satırları yetersiz kalacaktır.

Tez çalışmam boyunca verdikleri motivasyonla bana destek olan Berkin-Eylül-Didar ve Levent GÜLCAN'a, kayınvalidem Fehime ve kayınpederim Nazım ŞAHİN'e teşekkür ederim.

Getirdikleri güzelliklerle hayatıma apayrı bir anlam katan, beni her konuda destekleyen, sevgilerini her zaman kalbimde hissettiğim, mutlu yuvamın güzel insanları, biricik aşkım Yard. Doç Dr. Neşe ŞAHİN YEŞİLÇUBUK ve güzeller güzeli canım kızım Nehir YEŞİLÇUBUK'a çok teşekkür ederim.

Ocak 2010

S. Alper YEŞİLÇUBUK

(Metalurji ve Malzeme Yük. Müh.)

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	V
İÇİNDEKİLER.....	vii
KISALTMALAR.....	ix
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xi
ŞEKİL LİSTESİ.....	xiii
SEMBOL LİSTESİ.....	xxi
ÖZET.....	xxiii
SUMMARY.....	xxv
1. GİRİŞ.....	1
2. TAKIM ÇELİKLERİ.....	5
3. TAKIM ÇELİKLERİNDE ALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ.....	9
3.1 Karbon (C).....	10
3.2 Mangan (Mn).....	10
3.3 Krom (Cr).....	10
3.4 Molibden (Mo).....	11
3.5 Tungsten (W).....	11
3.6 Vanadyum (V).....	11
3.7 Kobalt (Co).....	12
3.8 Nikel (Ni).....	12
3.9 Silisyum (Si).....	12
4. TAKIM ÇELİKLERİ ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	13
4.1 Geleneksel Çelik Üretimi.....	13
4.2 Cüruf Altı Ergitme.....	14
4.3 Vakum Ark Ergitme (VAR).....	16
4.4 Haddeleme.....	16
4.5 Sprey Döküm (Osprey).....	17
4.6 Toz Metalurjisi.....	18
5. TAKIM ÇELİKLERİNDE ISIL İŞLEM PRENSİPLERİ.....	21
5.1 Normalizasyon.....	23
5.2 Gerilim Giderme Tavlama.....	24
5.3 Tavlama.....	24
5.4 Takım Çeliklerindeki Karbür Yapıları.....	26
5.5 Sertleştirme.....	26
5.5.1 Ostenitleme.....	27
5.5.2 Su verme.....	28
5.5.3 Temperleme.....	28
6. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ.....	31
6.1 Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri.....	32
6.2 Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri.....	33
6.3 Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri.....	34

7. KALIP MALZEMELERİNDE HASAR MEKANİZMALARI.....	35
7.1 Çelik Üretimi ve Ön İşlemlerden Kaynaklanan Hatalar	35
7.2 Mekanik Dizayn	35
7.3 Kalıp İşleme Sırasında Oluşabilecek Hasarlar	36
7.3.1 Erozyon ile işleme	36
7.3.1.1 Dalma erozyon	37
7.3.1.2 Tel erozyon	38
7.3.2 Taşlama	38
7.4 Operasyon Koşullarında Oluşabilecek Hasarlar.....	38
7.4.1 Korozyon.....	38
7.4.2 Eroziyon aşınma.....	39
7.4.2.1 Sıvı ile eroziyon aşınma	46
7.4.2.2 Kavite oluşumu sonucu oluşan erozyon	47
7.4.2.3 Malzemelerde eroziyon aşınma dirençleri	47
7.4.3 Termal yorulma	50
7.4.4 Yapışma.....	51
7.4.4.1 Yapışmaya alıştırma elementlerinin etkileri	53
8. TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY MODİFİKASYON YÖNTEMLERİ.....	59
8.1 Oksit Kaplamalar	60
8.2 Nitritasyon	60
8.3 Fiziksel ve Kimyasal Buhar Biriktirme Yöntemleri.....	62
8.4 Lazer ve Elektron Demeti ile Yüzey Modifikasyonu.....	62
8.5 Borlama	65
9. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	67
9.1 Giriş	67
9.2 Deneyde Kullanılan Malzemeler	67
9.3 Yüzey Modifikasyonları	69
9.4 Eroziyon Aşınma Deneyleri.....	70
9.5 Korozyon Deneyleri	72
9.6 Metalografi ve SEM çalışmaları.....	73
9.7 Kırılma Tokluğu Deneyleri ve Sertlik Ölçümleri.....	74
10. SONUÇLAR VE İRDELEME.....	77
10.1 Kırılma Tokluğu Deneyi Sonuçları	77
10.2 Eroziyon Deneyi Sonuçları.....	78
10.3 Korozyon Deneyi Sonuçları	80
10.4 Sonuçların İrdelenmesi	84
11. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	89
KAYNAKLAR.....	91
EKLER.....	95
ÖZGEÇMİŞ.....	161

KISALTMALAR

HPDC	: High Pressure Die Casting
TM	: Toz Metalurjisi
AISI	: American Iron and Steel Institute
EAF	: Elektrik Ark Fırını
ESR	: Electro Slag Remelting
VAR	: Vacum Arc Remelting (Vakum Ark Ergitme)
AOD	: Argon Oksijen Dekarbürizasyon
EDM	: Electrical Discharge Machining (Tel erozyon)
NADCA	: North American Die Casting Association
CAD	: Computer Aided Design
EDM	: Electrical Discharge Machining
PVD	: Physical Vapor Deposition
CVD	: Chemical Vapor Deposition
SEM	: Scanning Electron Microscope

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Takım çeliklerinin AISI sistemine göre sınıflandırılmış ana gruplar ve bu grupları temsil eden harfler.....	6
Çizelge 7.1 : Metaller polimerler ve seramiklerin erozif aşınma dayanımları açısından karşılaştırılmaları.....	50
Çizelge 9.1 : DIEVAR ve H13 sıcak iş çeliklerinin kimyasal kompozisyonları	67
Çizelge 9.2 : ETİAL 160 kimyasal kompozisyon (%ağırlık)	68
Çizelge 9.3 : Eroziyon aşınma deneylerinin koşulları.....	72
Çizelge 10.1 : Ergimiş alüminyuma daldırma süresine bağlı olarak farklı yüzey modifikasyonu uygulanmış yüzeylerde oluşan hasar miktarları	81

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 4.1 : ESR sistemi.	15
Şekil 4.2 : VAR prosesi.	16
Şekil 5.1 : Takım çeliklerinin şekillendirme prosesi ve nihai sertleştirme işlemi öncesi ısıtma işlemleri. A ostenit, C karbürler, F ferrit, M martenzit.	22
Şekil 5.2 : Takım çeliklerinde nihai sertleştirme ısıtma işleminin basamakları.....	22
Şekil 5.3 : Karbon ve takım çeliklerinin ısıtma işlem sıcaklık aralıkları.	23
Şekil 5.4 : Hipoötektit ve hiperötektit çeliklerinin normalizasyon, tavlama, sıcak işlem ve homojenizasyon sıcaklık aralıkları.	25
Şekil 5.5 : Fe-C alaşımlarında 0,125°C/dakika ısıtma ve soğutma hızında meydana gelen sıcaklık-transformasyon dengeleri.....	27
Şekil 5.6 : Takım çeliklerinin dört ana tipinde sıcaklık karşısında sertliğin değişimleri.....	30
Şekil 7.1 : Erozyon ile işleme sırasında yüzeyde meydana gelen hasar.....	38
Şekil 7.2 : Erozyon aşınma mekanizmaları.....	41
Şekil 7.3 : Yüzeyde erozyon oluşturan bir parçacığın çarpma açısı.....	42
Şekil 7.4 : Sünek ve gevrek malzemeler için parçacık çarpma açısı ile aşınma hızı ilişkisi.	42
Şekil 7.5 : 125µm SiC parçacıkları ile 152 ms ⁻¹ hızda aşındırılmış alüminyum ve alüminanın karşılaştırılması.....	42
Şekil 7.6 : Cam, alüminyum, çelik, seramik ve grafit üzerinde farklı tane boyutlarında aşındırıcılarla yapılan deneylerde ortaya çıkan aşınma davranışları.....	44
Şekil 7.7 : Katı yüzeye çarpan sıvının ve oluşan kuvvetin zamana bağlı değişimi. (a) ilk temas, (b) etkiyen şok ile birlikte başlayan kompresif basamak, (c) şokun yüzeyden ayrılması ve yan jet basamağı.....	46
Şekil 7.8 : Malzeme sertliğinin bir fonksiyonu olarak, 15° ve 90° için farklı sertlikteki değişik metallerin erozyon aşınma dirençleri.	48
Şekil 7.9 : Çok sert ve çok elastik malzemelerin zıttan aşınma koruma mekanizmaları.....	49
Şekil 7.10 : Kaplamasız yüzeylerde yapışma evreleri.....	52
Şekil 7.11 : Kaplamalı yüzeylerde yapışma evreleri.....	53
Şekil 7.12 : Yapışma evreleri; a) alüminyumun tane sınırları arasına sızması ve yüzeyde oyuklanmalar oluşturmaları; b) oyuklar içerisinde demir-alüminyum intermetalik fazlarının oluşumu gerçekleşir; c) α-(Al,Fe,Si) üçlü bileşiklerinin η-Fe ₂ Al ₃ fazı üzerinde büyür. Alüminyum bu tabakalı yapıya yapışmaya başlar; d) intermetalik tabakaların büyümesi ve komşu oyukların birleşmesi gerçekleşir. Ergimiş alüminyum çelik yüzeyi ile çatlaklar ve birbirine yakın oyuklanmalar arasındaki boşluklardan temas eder; e) oyukların düzleşmesi ve birbirine yakın oyuklar arasındaki boşlukların kaybolması meydana gelir. İntermetalik tabaka-yapışmış	

alüminyum kalınlık oranı yaklaşık 1:5'dir. Reaksiyon mekanizması çok yavaştır	55
Şekil 7.13 : A380 alüminyum alaşımında 700°C sıcaklıkta 300 rpm'de döndürülen H21 çeliğinde oluşan morfoloji.	55
Şekil 7.14 : Fe-Al ikili denge diyagramı.....	56
Şekil 7.15 : 550°C Al-Fe-Si sisteminin üçlü denge diyagramı: (a) ölçülen, (b) hesaplanan.....	57
Şekil 7.16 : 727°C Al-Fe-Si sisteminin üçlü denge diyagramı: (a) ölçülen, (b) hesaplanan	57
Şekil 8.1 : Plazma nitrasyon sisteminin şematik gösterimi.	61
Şekil 8.2 : Lazer demeti ile sertleştirilmiş M42 çeliği yüzeyi; (a)Ergimiş ara yüzeyde kısmı ergiyen karbürler, (b) yüksek büyütmelelerdeki yapı.	63
Şekil 8.3 : Lazer sisteminin şematik gösterimi.	64
Şekil 8.4 : Farklı tarama hızlarında oluşan ergimiş bölge derinlikleri: (a) 73.2 mm/s; (b) 146.4 mm/s; (c) 219.6 mm/s; (d) 292.8 mm/s; (e) 366 mm/s.....	64
Şekil 8.5 : AISI W1 çeliğine 950°C'de 6 saat boyunca uygulanan borlama işlemi sonucunda oluşan borür tabakasının mikrografı.	66
Şekil 9.1 : Isıl işlem sonrası oluşan temperlenmiş martenzitik yapı.....	68
Şekil 9.2 : DIEVAR numunelerde ısıl işlem öncesi ve sonrasında ölçülen sertlik değerleri.	69
Şekil 9.3 : H13 numunelerde ısıl işlem öncesi ve sonrasında ölçülen sertlik değerleri.	69
Şekil 9.4 : Deneylerde kullanılan Al ₂ O ₃ aşındırıcıların SEM görüntüsü.	70
Şekil 9.5 : Erozyon aşınma deney düzeneği; 1-Titreşimli besleyici, 2-Manometre, 3-Kumlama tabancası, 4-Açılı numune tutucu, 5-Kumlama kabini.....	71
Şekil 9.6 : Korozyon deneylerinde kullanılan sistem.	73
Şekil 9.7 : Olympos optik görüntüleme sistemi.....	74
Şekil 9.8 : JEOL JSM 7000F alan emisyonlu tarama elektron mikroskobu.....	74
Şekil 9.9 : Future Tech FM 700 mikro sertlik cihazı.....	75
Şekil 9.10 : İndantasyonda oluşan plastik deformasyon ve yarı-dairesel çatlak.	75
Şekil 10.1 : Ölçülen kırılma tokluğu değerleri	77
Şekil 10.2 : (a) CrN kaplama, (b) TiN kaplama, (c) DIEVAR taban malzeme.	78
Şekil 10.3 : (a) Nitrasyon uygulanmış DIEVAR, (b) 43 µm borür tabakasına sahip H13 numunede oluşturulan çatlak görüntüleri.	78
Şekil 10.4 : 76 m/sn parçacık hızı ve 30° çarpma açısında oluşan ağırlık kayıpları. 79	
Şekil 10.5 : 76 m/sn parçacık hızı ve 60° çarpma açısında oluşan ağırlık kayıpları. 79	
Şekil 10.6 : 76 m/sn parçacık hızı ve 90° çarpma açısında oluşan ağırlık kayıpları. 79	
Şekil 10.7 : 76 m/sn parçacık hızında gerçekleştirilen erozyon test görüntüleri; (a) 30°, (b) 60°, (c) 90° püskürtme açılarında numune yüzeylerinde oluşan aşınma izleri.	80
Şekil 10.8 : DIEVAR numunelerde ergimiş alüminyumla (a) 4, (b) 6 ve (c) 8 saat temas sonucunda oluşan intermetalik yapılar; (1) DIEVAR, (2) intermetalik yapı, (3) alüminyum.	82
Şekil 10.9 : Isıl işlemlili DIEVAR numunede 8 saat alüminyum ile temas sonucunda oluşan intermetalik yapıda gerçekleştirilen çizgi tarama çalışması.....	83
Şekil 10.10 : TiN/CrN kaplamalı numunelerde oyuklanma şeklinde gelişen korozyon. (a) DIEVAR, (b) intermetalik, (c) alüminyum.....	84
Şekil A.1.1 : Isıl işlem görmüş DIEVAR çeliği numunelerde 4 (005), 6 (020) ve 8 (113) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma.	97

Şekil A.1.2 : Isıl işlem görmüş H13 çeliği numunelerde 4 (162), 6 (164) ve 8 (271) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma.....	97
Şekil A.1.3 : Nitrasyonlu DIEVAR çeliği numunelerde 4 (021), 6 (029) ve 8 (039) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma.....	98
Şekil A.1.4 : Nitrasyonlu H13 çeliği numunelerde 4 (176), 6 (180) ve 8 (181) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma....	98
Şekil A.1.5 : CrN kaplanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (043), 6 (048) ve 8 (052) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	99
Şekil A.1.6 : CrN kaplanmış H13 çeliği numunelerde 4 (191), 6 (192) ve 8 (205) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	99
Şekil A.1.7 : 15µm borlanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (099), 6 (063) ve 8 (077) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	100
Şekil A.1.8 : 15µm borlanmış H13 çeliği numunelerde 4 (248), 6 (230) ve 8 (245) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	100
Şekil A.1.9 : 43µm borlanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (086), 6 (088) ve 8 (084) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	101
Şekil A.1.10 : 43µm borlanmış H13 çeliği numunelerde 4 (226), 6 (220) ve 8 (229) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	101
Şekil A.1.11 : TiN/CrN kaplanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (103), 6 (113) ve 8 (118) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	102
Şekil A.1.12 : TiN/CrN kaplanmış H13 çeliği numunelerde 4 (256), 6 (261) ve 8 (269) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.....	102
Şekil A.2.1 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş ısıtılmış DIEVAR.....	103
Şekil A.2.2 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş ısıtılmış DIEVAR.....	103
Şekil A.2.3 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş ısıtılmış DIEVAR.....	103
Şekil A.2.4 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş nitrasyonlu DIEVAR.....	104
Şekil A.2.5 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş nitrasyonlu DIEVAR.....	104
Şekil A.2.6 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş nitrasyonlu DIEVAR.....	104
Şekil A.2.7 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş CrN kaplamalı DIEVAR...	105
Şekil A.2.8 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş CrN kaplamalı DIEVAR...	105
Şekil A.2.9 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş CrN kaplamalı DIEVAR...	105
Şekil A.2.10 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 15µm borlanmış DIEVAR.....	106
Şekil A.2.11 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 15µm borlanmış DIEVAR.....	106
Şekil A.2.12 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 15µm borlanmış DIEVAR.....	106
Şekil A.2.13 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 43µm borlanmış DIEVAR.....	107

Şekil A.2.14 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 43µm borlanmış DIEVAR.	107
Şekil A.2.15 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 43µm borlanmış DIEVAR.	107
Şekil A.2.16 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı DIEVAR.	108
Şekil A.2.17 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı DIEVAR.	106
Şekil A.2.18 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı DIEVAR.	108
Şekil A.2.19 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş ısıtılmış H13.	109
Şekil A.2.20 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş ısıtılmış H13.	109
Şekil A.2.21 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş ısıtılmış H13.	109
Şekil A.2.22 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş nitrasyonlu H13.	110
Şekil A.2.23 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş nitrasyonlu H13.	110
Şekil A.2.24 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş nitrasyonlu H13.	110
Şekil A.2.25 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş CrN kaplamalı H13.	111
Şekil A.2.26 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş CrN kaplamalı H13.	111
Şekil A.2.27 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş CrN kaplamalı H13.	111
Şekil A.2.28 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 15µm borlanmış H13.	112
Şekil A.2.29 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 15µm borlanmış H13.	112
Şekil A.2.30 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 15µm borlanmış H13.	112
Şekil A.2.31 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 43µm borlanmış H13.	113
Şekil A.2.32 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 43µm borlanmış H13.	113
Şekil A.2.33 : Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 43µm borlanmış H13.	113
Şekil A.2.34 : Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı H13.	114
Şekil A.2.35 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı H13.	114
Şekil A.2.36 : Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı H13.	114
Şekil A.3.1 : Isıtılmış DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon testi sonuçları.	115
Şekil A.3.2 : Nitrasyon uygulanmış DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon testi sonuçları.	116
Şekil A.3.3 : CrN kaplamalı DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon testi sonuçları.	117
Şekil A.3.4 : 15 µm derinliğinde borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon testi sonuçları.	118
Şekil A.3.5 : 43 µm derinliğinde borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon testi sonuçları.	119
Şekil A.3.6 : TiN/CrN kaplamalı DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon testi sonuçları.	120
Şekil A.4.1 : Nitrasyonlu DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.	121

Şekil A.4.2 : Nitrasyonlu DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b)intermetalik 1, (c) intermetalik 2, (d) intermetalik 3, (e) alüminyum.	122
Şekil A.4.3 : Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	123
Şekil A.4.4 : Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	123
Şekil A.4.5 : Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	124
Şekil A.4.6 : Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	124
Şekil A.4.7 : CrN kaplamalı DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.	125
Şekil A.4.8 : CrN kaplamalı DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan yapının SEM görüntüleri. (a) çelik, (b)alüminyum, (c) destek metali.....	126
Şekil A.4.9 : Şekil A.4.8’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	127
Şekil A.4.10 : 43 µm borlanmış DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.	128
Şekil A.4.11 : 43µm borlanmış DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b)intermetalik1, (c) intermetalik2, (e) alüminyum.....	129
Şekil A.4.12 : Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	130
Şekil A.4.13 : Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	130
Şekil A.4.14 : Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	131
Şekil A.4.15 : Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	131
Şekil A.4.16 : TiN/CrN kaplamalı DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.	132
Şekil A.4.17 : TiN/CrN kaplanmış DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b) intermetalik, (c) alüminyum.....	133
Şekil A.4.18 : Şekil A.4.17’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	134
Şeki A.4.19 : Şekil A.4.17’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	134
Şekil A.4.20 : Şekil A.4.17’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	135
Şekil A.4.21 : Isıl işlemlili DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.	136

Şekil A.4.22 : Isıl işlemlili DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b) intermetalik 1, (c) intermetalik 2, (d) alüminyum.....	137
Şekil A.4.23 : Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	138
Şekil A.4.24 : Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	138
Şekil A.4.25 : Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	139
Şekil A.4.26 : Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	139
Şekil A.4.27 : Isıl işlemlili H13 numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.	140
Şekil A.4.28 : Isıl işlemlili H13 numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri. (a) çelik, (b) intermetalik 1, (c) intermetalik 2, (d) alüminyum.....	141
Şekil A.4.29 : Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	142
Şekil A.4.30 : Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	142
Şekil A.4.31 : Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	143
Şekil A.4.32 : Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.	143
Şekil A.5.1 : CrN kaplama kırık yüzey kesit kalınlıkları SEM görüntüleri.....	145
Şekil A.5.2 : CrN kaplama kırık yüzey detay SEM görüntüleri. (a) CrN kaplama, (b) taban metal-DIEVAR.....	146
Şekil A.5.3 : TiN-CrN kaplama kırık yüzey kesit kalınlıkları SEM görüntüleri.	147
Şekil A.5.4 : TiN-CrN kaplama kırık yüzey detay SEM görüntüsü.(a) TiN, (b) CrN, (c) taban metal-DIEVAR.	148
Şekil A.6.1 : DIEVAR numunede ısıl işlem öncesi ve sonrası sertlik taramaları. ..	149
Şekil A.6.2 : H13 numunede ısıl işlem öncesi ve sonrası sertlik taramaları.....	149
Şekil A.6.3 : Nitrasyon uygulanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.	149
Şekil A.6.4 : CrN kaplanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.	150
Şekil A.6.5 : TiN/CrN kaplanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.	150
Şekil A.6.6 : 15µm borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları. ..	150
Şekil A.6.7 : 43µm borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları. ..	151
Şekil A.7.1 : Nitrasyon uygulanmış Dievar numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.....	153
Şekil A.7.2 : Nitrasyon uygulanmış H13 numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.....	153
Şekil A.7.3 : 15µ borlanmış numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.	154
Şekil A.7.4 : 43µm borlanmış numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.....	154
Şekil A.7.5 : 15µm borlanmış H13 numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.....	155

Şekil A.7.6: 43µm borlanmış numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.....	155
Şekil A.8.1 : TiN/CrN kaplamalı numunelerde gerçekleştirilen XRD çalışması sonuçları.	157
Şekil A.8.2 : CrN kaplamalı numunelerde gerçekleştirilen XRD çalışması sonuçları.	157
Şekil A.8.3 : 12 h borlanmış numunelerde gerçekleştirilen XRD çalışması sonuçları.	158
Şekil A.8.4 : 8 h borlanmış numunelerde gerçekleştirilen XRD çalışması sonuçları.	158
Şekil A.8.5 : 8h (092) ve 12 h (065) borlanmış numunelerin karşılaştırmalı XRD çalışması sonuçları.....	159
Şekil A.8.6 : Nitrülenmiş numunelerde gerçekleştirilen XRD çalışması sonuçları.	159

SEMBOL LİSTESİ

M_s	: Soğutmada ostenit-martenzit dönüşümünün gerçekleştiği sıcaklık
M_f	: Ostenit-martenzit dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık
HRC	: Rockwell-C sertliği
A_{c1}	: Ostenit oluşumunun başladığı sıcaklık
A_{c3}	: Ferritin ostenite dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık
i_e	: Tel erozyonde uygulanan akım
t_e	: Tel erozyon operasyonunda empülsiyon zamanı
m	: Kilogram bazında aşınan parçacık ağırlığı
t	: Saniye bazında işlem süresi
v	: Parçacık çarpma hızı (m/s)
n	: Hız üstü
P	: Çarpma sırasında oluşan temas basıncı
ρ	: Sıvının yoğunluğu (kg/m ³)
v_s	: Sıvının içerisindeki ses hızı (m/s)
v	: Sıvının çarpma hızı (m/s)
K_{Ic}	: Kırılma tokluğu (MPa \sqrt{m})
δ	: Sertlik ölçüm ucuna bağlı değişen geometrik faktör
E	: Elastik modül (GPa)
H	: Sertlik (MPa)
P	: Uygulanan yük (N)
a	: Çatlak yarı boyu (mm)

ENJEKSİYON KALIPLARINDA KULLANILAN SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

ÖZET

Alüminyum enjeksiyon yönteminin esasını oluşturan basınçlı döküm, düşük sıcaklıkta ergime ve metal kalıplar içerisinde kalıplanabilme özelliği olan demir dışı metal ve metal alaşımlarının basınç altında kalıp içerisinde Şekillendirildiği yöntemdir. Yüksek basınçla kalıbın içindeki boşluğa enjekte edilen ergimiş metal, kalıp içerisinde katılarak kalıp içi boşluğun şeklini almaktadır. Basınçlı döküm kalıplarında yüksek sıcaklık, basınç, termal şok gibi etkilerden dolayı termal yorulma, buna bağlı çatlak oluşumu, korozyon, erozyon gibi hasarlar oluşabilmektedir. HPDC çalışma koşullarında kalıp malzemesinden beklenen özellikler yapısal homojenite, kolay işlenebilirlik ve parlatılabilirlik, yüksek sıcaklık dayanımı, erozyon ve korozyon dayanımı, yüksek termal iletkenlik ve düşük genleşme katsayısıdır. Bu tür uygulamalarda sıcak iş takım çelikleri kullanılmaktadır.

Alüminyum enjeksiyonunda kalıp yüzeylerinin sıvı alüminyumun korozif etkisinden korunabilmesi amacı ile ince film kaplama, nitrasyon, oksidasyon gibi bir takım yüzey modifikasyonları uygulanmaktadır. Bu uygulamalarda kalıp-sıvı metal etkileşiminin geciktirilmesi amaçlanmaktadır.

Tez çalışmalarında enjeksiyon kalıplarında yoğun olarak uygulama alanı bulan AISI H13 ve alternatifi DIEVAR olmak üzere iki farklı takım çeliği kullanılmıştır. Çeliklere uygulanan ısıl işleme homojen mikro yapı ve mekanik özellik elde edilmiştir. Isıl işlem sonrasında numuneler nitrasyon, 2 farklı derinlikte borlama, CrN ve TiN/CrN kaplama uygulamalarına tabi tutulmuştur. Yüzey modifikasyonlarının kırılma tokluğu deneyleri Palmqvist metoduna göre gerçekleştirilmiştir. Yüzey modifikasyonlarının ergimiş alüminyum korozyonuna karşı dirençlerinin test edilmesi amacı ile numuneler, 4, 6 ve 8 saatlik ergimiş alüminyum temasına tabi tutulmuştur. Korozyon testi sonrasında alınan kesitlerde, yapışma oranları ve intermetalik oluşumları ışık mikroskobu ve SEM ile incelenmiştir. CrN ve TiN/CrN uygulamasının en iyi sonucu verdiği tespit edilmiştir.

Malzemelerin erozyon dayanımları ve erozif aşınma karakteristiklerinin incelenmesi için 30°, 60° ve 90° aşındırıcı parçacık çarpma açılarında erozyon testleri gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalar sonucunda, borlama uygulanan numunelerde gevrek aşınma davranışı gözlemlenirken, diğer numunelerde sünek aşınma davranışı gözlenmiştir.

SURFACE MODIFICATIONS OF HOT WORK TOOL STEEL INJECTION MOLDS

SUMMARY

High pressure molding, which is the fundamental of aluminium injection, is a production method, in which non-ferrous metals and alloys are shaped by means of high pressure injection into metal dies. With high pressure injected liquid metal or alloys solidifying in metal dies. After solidification, final products are taken out and dies will be cooled and lubricated for the next injection. During this process, molds are subjected not only to thermal shocks, but also corrosive and erosive effects of molten aluminium. In HPDC process conditions, mold material should have homogen microstructure, good machinability, good surface finishing properties, high thermal conductivity, high corrosion and erosion resistance, low coefficient of expansion. Hot work tool steels are used in this processes as die materials.

In aluminium injection molding, die surfaces are modified by means of thin films coating, nitriding, oxide coating etc., to obtain corrosive resistant surface against molten aluminium attacks. Purpose of this application is to prevent molten aluminium-die surface interaction.

In this study, AISI H13 ve DIEVAR, which is alternative for H13, hot work tool steels are used as steels to be modified. With heat treatment, microstructure and mechanical properties of steels are homogenised. After heat treatment, steels are modified by means of boriding in two different depths, nitriding, CrN and TiN/CrN thin film coating. As next step after surface modifications, fracture toughness of modified surfaces measured with Palmqvist method. In order to determine corrosion resistance, samples with modified surfaces are dipped into molten aluminium and kept for 4, 6 and 8 hours. After corrosion test, in the crosssection area soldering rates and intermetallics are observed. In this characterizations, optical microscope and SEM are used. Best results are obtained on samples which are CrN and TiN/CrN coated.

Erosive resistance and erosive wear characteristics of the samples are determined with erosion test with 30°, 60° and 90° impact angles. Based on the experimental results, it was found that borided samples have brittle wear characteristics, whereas other samples have ductile wear characteristics.

1. GİRİŞ

Döküm, metal esaslı malzemelerin üretiminde kullanılan en eski yöntemdir. İlk kullanılan döküm yöntemlerinin çoğunda (bu yöntemlerden çoğu halen kullanılmaktadır), kalıp veya form, katılaşma sonrası ürünün çıkarılabilmesi için parçalanmak zorundaydı. Sınırsız sayıda ürün üretimi için en büyük alternatif, kalıcı bir kalıp üretiminden geçmekteydi. Ortaçağ ustaları, kalay ve kurşun alaşımlarının demir kalıplarda üretimini gerçekleştirdiler [1]. 1800'lerin ortalarında gravite döküm yöntemlerinin yanı sıra enjeksiyon dökümünün ilk örnekleri görülmeye başlanmıştır. 1892 yılında fonograf ve yazarkasa parçalarının üretimi ile ilk ticari uygulamalar başlamış, 1900'lerin başında da birçok parçanın seri üretimi basınçlı döküm yöntemi ile gerçekleşmiştir. Kalay ve kurşun alaşımları, döküm yöntemlerinin uygulandığı ilk alaşımlar olmuş, ancak 1914 yılında çinko ve alüminyum alaşımlarının üretime girişiyle kalay ve kurşun üretimi azalmıştır. Alüminyum ve çinkoyu, bakır ve magnezyum alaşımlarının bu yöntemle üretimi takip etmiştir [2].

Günümüzde taşımacılık endüstrisi, robust parçaların tasarımında ve geliştirilmesinde hafif malzeme uygulaması arayışı içerisinde. Bu nedenlerle de magnezyum ve alüminyum alaşımlarının global üretiminde büyük artışlar gözlemlenmiştir [3]. Günümüzde basınçlı döküm ürünleri alüminyum, magnezyum, çinko, kurşun alaşımları ve pirinç olmak üzere geniş bir yelpaze oluşturan malzemelerden üretilmektedir [1].

Basınçlı döküm, tamamen otomatik, yüksek üretim hacimli, yüksek verimliliğe sahip, karmaşık şekilli ve ince et kalınlıklarına sahip parçaların birkaç gramdan 15 kilogramın üstüne çıkabilen ağırlıklarda üretimine imkân veren bir yöntemdir. Önceleri otomotiv sektöründe magnezyumdan üretilmiş ön ve arka yapıları ile alüminyumdan üretilmiş karkas ve direkler uygun fizibiliteye sahip ürünlerdi. Basınçlı döküm ürünleri her ne kadar otomotiv sektöründe gün geçtikçe yayılan uygulama olsa da ve pazardaki yeni segmentler için ilgi çekici olsa da, çarpışma

değerleri ve yorulma özelliklerinin geliştirilmesi, prosesin ve metal davranışlarının bilimsel olarak incelenmesi ve net olarak kavranması gerekmektedir [3].

Basınçlı döküm, düşük sıcaklıkta ergime ve metal kalıplar içerisinde kalıplanabilme özelliği olan demir dışı metal ve metal alaşımlarının basınç altında kalıp içerisinde şekillendirildiği üretim yöntemidir. Yüksek basınçla kalıbın içindeki boşluğa enjekte edilen ergimiş metal, kalıp içerisinde katılarak kalıp içi boşluğun şeklini alır [4]. Uygulanan basınç sayesinde fazla miktarda sıvı metalin katılaşmadan hızlı bir şekilde metal kalıbı doldurması sağlanır. Katılma tamamlanmaya kadar basınç uygulanmaya devam edilir. Katılma tamamlandığından kalıp açılır ve iticiler yardımı ile parça çıkartılır. Dökülecek alaşımların ergime sıcaklıkları genellikle 1000°C'in altındadır. Kompleks şekilli parçaların üretilmesine imkân tanıyan bu işlem sonucu genellikle döküm sonrası talaşlı imalata gerek kalmaz. Hızlı soğuma sonucu oluşan yüzeyler ince taneli ve mukavim olurlar. Sistemler sıcak ve soğuk kamaralı olmak üzere ikiye ayrılır. Kalay, kurşun ve çinko gibi düşük sıcaklıklarda ergiyen metallerin dökümünde sıcak kamaralı yöntem uygulanır. Bu yöntemde kamara potanın içerisinde yer alır. Ergimiş metal ile dolan piston, basınçlı hava ile ergimiş metali kalıba gönderir ve katılma sonunda döküm ürün kalıptan iticiler yardımı ile çıkartılır. Bakır, alüminyum ve magnezyum gibi ergime sıcaklığı yüksek metallerde ise soğuk kamaralı yöntem uygulanır. Bu yöntemde ocakta ergitilen metal bir kepçe yardımı ile istenilen miktarda alınarak hazneye konulur. Daha sonra piston yardımı ile haznedeki sıvı metal kalıp içerisindeki boşluğa gönderilir. Katılan malzeme sıcak hazneli yöntemde olduğu gibi kalıptan çıkartılır [5].

Basınçlı döküm kalıplarında yüksek sıcaklık, basınç, termal şok gibi etkilerden dolayı termal yorulma, buna bağlı çatlak oluşumu, korozyon, erozyon gibi hasarlar oluşabilmektedir. Bu çalışma koşullarında kullanılacak kalıp malzemesinden beklenen özellik yapısal homojenlik, kolay işlenebilme ve parlatılabilme, yüksek sıcaklık dayanımı, çalışma anında oluşabilecek deformasyonu engelleyecek derecede mukavemet, erozyon ve korozyon dayanımı, yüksek termal iletkenlik, düşük genleşme katsayısıdır. Bu tür uygulamalarda kullanılan takım çelikleri Sıcak İş Takım Çelikleridir [4].

Bu çalışmada AISI H13 ve Dievar olmak üzere iki farklı takım çeliği kullanılmıştır. Bu çeliklere ısı işlem sonrası CrN kaplama, borlama, nitrasyon, TiN/CrN kaplama

olmak üzere 4 farklı yüzey modifikasyonu uygulanmış, modifiye edilmiş çeliklerin korozyon, erozyon direnci, kırılma tokluğu değerlerinin tespiti ve optimizasyonu, kalıp ömrünün artırılması ve robust bir tasarım oluşturulması yönünde çalışmalar yürütülmüştür.

2. TAKIM ÇELİKLERİ

Takım çelikleri, döküm, dövme ve ekstrüzyon kalıbı malzemesi, aynı zamanda da plastik, demir dışı ve çelikler de dahil olmak üzere çeşitli malzemelerin şekillendirilmesi ve kesilmesi işlemlerinde kullanılan alaşımlar olarak tanımlanmaktadır. Takım çelikleri, sertleştirilme ve temperlenme özelliğine sahip karbon ve alaşımlı çelikler, aynı zamanda da yüksek hız çelikleridir. 1868 yılında havada sertleşen tungsten alaşımlı takım çeliklerinin üretimi ile başlayan süreç 1898 yılında yüksek hız çelikleri, 1904 yılında vanadyum ile alaşımlama, 1906'da elektrik ark fırını uygulamaları, 1970'de takım çeliklerinde toz metalurjisi uygulamaları ve 1980'lerle birlikte ince film kaplama uygulamaları ile devam etmiştir.

Takım çelikleri ergitme işlemleri genellikle elektrik ark ocaklarında ve istenilen özellikleri sağlayacak şartlarda gerçekleşir. El aletleri ya da kesme, boşaltma, form verme, biçimlendirme işlemlerine uygun mekanik fişürler olarak normal ve yüksek sıcaklık koşullarında kullanılabilirler [6].

Takımın, işlediği malzemeden çoğu zaman daha sert, daha yüksek dayanımlı ve aşınmaya dirençli olması gerekir. Bundan dolayı, takım imali için kullanılan malzemelerin birkaç ayrıcalık dışında, kullanım yerlerinin koşullarına uygun olarak, mümkün olduğunca yüksek sertlikte ve dayanımda, fakat yeterli süneklikte olması gerekir. Özellikle ayırma işi yapan, form veren ve form değiştiren, darbe ya da çarpma tarzında zorlanan takımlarda, oldukça yüksek sertlik, iyi aşınma dayanımı ve bunlarla birlikte yüksek süneklik ile erişilebilen en yüksek sertlikte kırılmaya karşı güvenlik istenir [7].

Geniş bir yelpazede işlev gösteren takım çelikleri, AISI (American Iron and Steel Institute) tarafından geliştirilmiş olan bir sistem ile sınıflandırılmaktadır. AISI sınıflandırma sistemi takım çeliklerini alaşımlama (örneğin molibden ya da tungsten yüksek hız çelikleri), uygulama (örneğin sıcak iş ya da soğuk iş takım çelikleri), ya da ısıl işlem (örneğin suda sertleştirilen ya da yağda sertleştirilen takım çelikleri) gibi

karakteristik özellikleri göz önünde bulundurarak gruplandırmaktadır. Çizelge 2.1’de takım çeliklerinin AISI sistemine sınıflandırılmış ana grupları ve bu grupları temsil eden harfler belirtilmiştir [6].

Çizelge 2.1: Takım çeliklerinin AISI sistemine göre sınıflandırılmış ana gruplar ve bu grupları temsil eden harfler [6].

Grup	Tanıtcı Sembol
Suda sertleştirilen takım çelikleri	W
Şok dayanımlı takım çelikleri	S
Yağda sertleştirilen soğuk iş takım çelikleri	O
Havada sertleştirilen orta alaşımlı soğuk iş takım çelikleri	A
Yüksek karbon, yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri	D
Kalıp çelikleri	P
Sıcak iş takım çelikleri; krom, tungsten ve molibden	H
Yüksek hız çelikleri; tungsten	T
Yüksek hız çelikleri; molibden	M

Farklı kullanım alanlarına sahip takım çeliklerinin genel özellikleri aşağıdaki şekilde tanımlanabilir [8]:

- Yüksek süneklik,
- Yüksek tokluk,
- Yüksek termal yorulma ve termal şok direnci,
- Homojen mikro yapı,
- Yüksek sertlik,
- Yüksek mukavemet,
- İyi işlenebilirlik,
- İyi parlatılabilirlik,
- Yüksek sertleşebilirlik,
- Isıl işlemlerde boyutsal kararlılık,
- Yüzey işlemlerine uygunluk,
- Yüksek termal iletkenlik,
- Düşük termal genişleme.

İçerdikleri alaşım elementlerine göre takım çeliklerini alaşımsız, düşük alaşımlı, yüksek alaşımlı ve hız çelikleri olarak sınıflandırmak mümkündür. Paslanmaz çeliklerin bir kısmı da takım çelikleri sınıfına girmekte ve uygulama alanları gün geçtikçe genişlemektedir. Günümüzde kullanımı yaygınlaşan diğer bir tür ise toz metalurjisi ile üretilen takım çelikleridir.

İçerdikleri alaşım elementleri sebebiyle takım çeliklerinin ergitilmesinden işlenmesine kadar her bir aşaması diğer çelik türlerinin üretiminden farklılıklar gösterir. Takım çeliğinin kalitesi üretimde uygulanan işlemlerle doğru orantılıdır. Bu işlemler çeliğin dar kimyasal bileşim, homojen kimyasal bileşim, ince taneli ve homojen mikro yapıya sahip olmasını hedeflemektedir [9].

3. TAKIM ÇELİKLERİNDE ALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ

Çelikler, demirin diğer elementlerle oluşturduğu alaşımlardır. Karbon, birçok çelik türü için majör alaşım elementidir. Takım çeliği teknolojisinde de, az karbonlu çeliklerdeki duruma benzer olarak, prosesin büyük kısmı karbonun mikro yapı ve özelliklere olan etkisinin kontrolü üzerine kurulmuştur. Takım çeliklerindeki karbon miktarı, genellikle birçok yapı çeliğinin üzerindedir. Buna ilave olarak, birkaç istisna dışında, takım çelikleri sade ve az karbonlu çeliklere göre yüksek oranda alaşım elementi içermektedir.

Takım çeliklerindeki yüksek oranda karbon ve diğer alaşım elementleri, martenzit ve çeşitli karbürler gibi kristalin fazların oluşturulması ile yüksek sertlik ve mukavemet eldesi amacı ile kullanılmaktadır. Bu fazlar mikro yapıda katılaşma ya da toz metalurjisi prosesi, sıcak şekillendirme ve ısıl işlemlerle düzenlenmektedir. Isıl işlem görmüş bir takım çeliğinde tipik mikro yapı, martenzit matriks içerisinde disperse olmuş sert karbürler şeklindedir [6].

Matris yapıdaki etkileri göz önüne alındığında alaşım elementlerini iki gruba ayırmak mümkündür;

1. Ni, Co, Mn, Cu, C ve N gibi ~~in~~ artırarak ostenik oluşumunu destekleyen elementler (bu elementler aynı zamanda ostenitik stabilizörleri olarak da adlandırılır)
2. Si, Cr, Mo, W, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, Nb, B, S ve Ce gibi ~~gibi~~ alan daraltarak ferrit oluşumunu destekleyen elementler (ferrit stabilizörleri).

Alaşım elementleri karbonla olan etkileşimlerine göre de iki gruba ayrılmaktadır;

1. Mn, Cr, Mo, W, V, Nb ve Ti gibi karbür yapan elementler
2. Ni, Co, Cu, Si, P ve Al gibi karbür yapmayan elementler [10].

3.1 Karbon (C)

Karbon, takım çelikleri de dahil olmak üzere, tüm çelik türlerinde, sertleştirilebilirlik özelliklerini etkileyen en önemli elementtir. Kural olarak, sertleştirilebilir çelikler demir matris içerisinde çözünmüş halde, ağırlıkça en az % 0,2 karbon içermek zorundadır. Ağırlıkça %1'e ulaşan karbon değerlerinde sertlik sürekli olarak artmakta ve maksimum 65 HRC değerlerine ulaşmaktadır [11].

Karbonun mukavemet artırıcı etkisi katı çözelti ve karbür oluşumu ile gerçekleşmektedir. Çelik içerisinde karbon miktarının artışı ile birlikte sertlik ve çekme dayanımı artmakta, kaynak edilebilirlik ve tokluk özellikleri azalmaktadır [10].

3.2 Mangan (Mn)

Mangan bütün çelik türleri içerisinde %0,3 veya daha fazla oranda bulunmaktadır. Deoksidan ve desülfürant görevi görmektedir. Diğer alaşım elementleri ile kıyaslandığında, daha az makrosegregasyon eğilimi göstermektedir. Manganın karbür yapıcı özelliği düşüktür. Sadece sementit içerisinde çözünür. Sertlik derinliğini artırıcı etkisi olan mangan, tane kabalaşması ve temper kırılabilirliği gibi olumsuz etkilere de yol açabilmektedir [10].

3.3 Krom (Cr)

Takım çeliklerin krom, çeliğin içerdiği krom miktarına bağlı olarak, ısıl işlem sırasında $Cr_{23}C_6$ ve Cr_7C_3 tipinde karbürler oluşturmaktadır. Bu karbürler ostenitleme sırasında $900^{\circ}C$ üzerindeki sıcaklıklarda parçalanmaya başlamakta, $1100^{\circ}C$ civarındaki sıcaklıklarda ise tamamen yapı içerisinde çözünmektedir. M_s ve M_f sıcaklıklarının düşüşüne sebep olsa da, kromun sertleşebilirlikte artışa sebep olduğu tespit edilmiştir. (M_s ve M_f sıcaklıklarındaki düşüş çekirdek oluşumu, perlit ve beyrit büyümesini engellemektedir)

Aşınma dayanımına sahip karbür oluşumu sayesinde, krom, kesme performansını ve sıcak dayanımını arttırmaktadır [11].

3.4 Molibden (Mo)

Karbür yapıcı bir element olan molibden, sementit içerisinde çok az çözünmektedir. Çelik içerisindeki molibden seviyesinin yeterli seviyede olması durumunda matriste molibden karbürler oluşmaktadır. Molibden, su verilmiş çeliklerin temperleme sırasında ikincil sertleşmesine imkân tanımaktadır. Molibdenli çeliklerde yüksek sıcaklık uygulamalarında sürünme dayanımında da artış gözlenmektedir. Yüksek miktarlardaki molibden, çeliğin dövülebilirliğini olumsuz etkilemektedir.

Tane küçültücü etkisi olan molibden, sertleşebilirlik ve yorulma dayanımını da arttırmaktadır. %0,2-0,4 arasında Mo ya da V içeriği, temper kırılgenliğini, tamamen ortadan kaldıramasa bile, geciktirmektedir [11].

3.5 Tungsten (W)

Kuvvetli karbür yapıcı elementlerden biri olan tungstenin etkileri molibden ile büyük benzerlik göstermektedir. Sementit içerisinde çözünürlüğü çok azdır. Alaşımli çelikler içerisinde tungsten miktarının artışı ile birlikte yapı içerisinde oluşan yüksek sertliğe sahip karbürler aşınma dayanımı ve su verilmiş çeliklerde temperleme sırasında ikincil sertleşme kabiliyeti artmaktadır. Yüksek sıcaklık dayanımını arttıran tungsten, yüksek sıcaklıkta tane büyümesini de engellemektedir [10].

3.6 Vanadyum (V)

Vanadyum kuvvetli bir karbür yapıcıdır. Sementit içerisinde çok az miktarda vanadyum çözünmektedir. Ostenit içerisinde çözünen vanadyum sertleşebilirlikte büyük artış sağlamakta, fakat çözünemeyen vanadyum karbürler serliği düşürmektedir. Tane küçültücü etkisi olan vanadyum, tokluk ve mukavemeti de arttırmaktadır. İnce vanadyum karbür ve nitrürler, kontrollü hadde ve soğutma sonrasında, yüksek oranda dispersiyon sertleşmesine imkân tanımaktadır. Temperleme sırasında ikincil sertleşme etkisi yapan vanadyum, sıcak dayanımı arttırmakta, bu sayede de hız çeliklerinin kesme özelliklerini geliştirmektedir. Vanadyum aynı zamanda yorulma ve çentik darbe dayanımını da geliştirmektedir.

Aşınma dayanımı, yüksek sıcaklık dayanımı, kenar-köşe kalitesi gibi özellikleri geliştirmesi sayesinde vanadyum, hız çelikleri, sıcak dövme kalıpları ve sürünme dayanımı çeliklerinde ana alaşım elementi olarak yer almaktadır [10].

3.7 Kobalt (Co)

Kobaltın karbür oluşturma özelliği yoktur. Karbon çeliğinin sertleşebilirlik özelliğini düşüren kobalt, krom ilavesi ile birlikte, Cr-Mo çeliklerinde sertleşebilirliği arttırmaktadır. Hız çeliklerinde termal kararlılığı 650°C sıcaklıklara kadar çıkartırken, ikincil sertleşmede 67-70 HRC sertlik seviyelerini sağlamaktadır. Bununla birlikte aşınma dayanımı ve toklukta düşüş gözlenmektedir.

Kobalt ilavesi ile solidüs sıcaklığı artmaktadır. Ostenitleme sırasında, kobalt içeren çeliklerde karbür çözünürlüğü artmakta, bu da sertleşebilirlik artışını sağlamaktadır. Kobaltlı alaşımlarda yüksek sıcaklık kararlılığı, sertliği, ısı iletim kabiliyetinde artış gözlenmektedir. Kobalt kullanımı genellikle hız çelikleri, sıcak iş takım çelikleri ve maraging çelikleri ile sınırlı kalmaktadır [11].

3.8 Nikel (Ni)

Nikel de kobalt gibi karbür yapma özelliği bulunmayan bir elementtir. Ostenit sahasını genişleten nikel, sertleşebilirlik ve toklukta artış sağlamaktadır. Nikel ilavesi ile latis distorsiyonu ve su verme işlemi sırasında çatlak oluşumu minimize edilmektedir [10,11].

3.9 Silisyum (Si)

Çelik üretiminde deoksidan olarak kullanılan silisyum, alaşım elementi olarak çelik matris içerisinde karbon çözünürlüğünü arttırmaktadır. Ağırlıkça %0,2 oranında silisyum ilavesinde silisyum öncelikli olarak oksijen ile reaksiyona girip deoksidan olarak davranırken, bu oranın üzerindeki silisyum, sertlik derinliğinin artmasını sağlamaktadır. Ağırlıkça %1 civarındaki silisyum ilavesiyle çekme-akma dayanımı, termal kararlılık ve sertlikte artış gözlemlenirken, süneklik özelliği azalmaktadır. Yüksek konsantrasyonlardaki silisyum kırılma dayanımına sebep olmaktadır [11].

4. TAKIM ÇELİKLERİ ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Takım çelikleri geleneksel çelik üretimi, toz metalurjisi ve Ospray prosesi gibi yöntemlerle üretilmektedir.

4.1 Geleneksel Çelik Üretimi

Üstün nitelikli çelikler olan takım çelikleri üretiminde kullanılan yöntemler de ileri teknoloji ürünü süreçlerden oluşmaktadır.

Çelik üretim prosesi iki kısımdan oluşmaktadır. İlk kısımda sadece büyük oranda ergitme, çok küçük miktarlarda rafinasyon yer almakta ya da herhangi bir rafinasyon gerçekleştirilmeden yalnızca ergitme işlemi gerçekleştirilmektedir. İkinci kısımda ise sıcak metal elektrik ark fırınından konverter potaya aktarılır. Bu kademedeki rafinasyon işleminin büyük kısmı gerçekleşmektedir. İkincil pota metalurjisi ile fırın zamanı azaltılmakta, genel kapasite artmaktadır. Verim, kalite, üretimin devamlılığı ve tekrarlanabilirlikte de artış sağlanmaktadır.

Hammaddeler, nihai ürün kütük ya da yassı haldeki takım çeliklerinin maliyetlerinde büyük önem taşımaktadır. Takım çelikleri hurdaları, hammadde girdisinin yaklaşık %75'ini oluşturmaktadır. Bu hurdalar üretim içi hurdaları olup kütük, billetler, geri dönen hurdalar gibi farklı kaynaklardan gelmektedir. Hurda hammaddelerin kullanımında nikel, kobalt ve bakır gibi ergitme sırasında cürufa alınamayan elementlerle kontaminasyona dikkat etmek gerekmektedir. Krom, tungsten, molibden, vanadyum, silisyum ve mangan ilaveleri genellikle Argon Oksijen Dekarbürizasyon (AOD) fırınlarında ferroalaşım formunda gerçekleşmektedir. Molibden, kobalt ve vanadyum aynı zamanda oksit formunda da ilave edilip AOD'de redüklenebilmektedir.

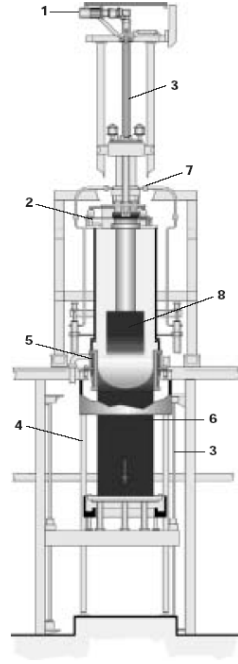
Hammadde şarjı olabildiğince hızlı bir şekilde ergitilir ve rafinasyonun gerçekleştirileceği potaya sevk edilir. Rafinasyon işlemi daldırma tüyereler yardımı

ile kontrollü bir oranlarda enjekte edilen O_2 ve Ar ya da N_2 ile gerçekleştirilir. Karbon, kükürt, fosfor, O_2 ve H_2 de dahil olmak üzere, mükemmel kimyasal kontrol sağlamak söz konusudur. AOD sisteminde sıcaklık kontrolü üfleme oranı ile kontrol edildiğinden, ilave bir ısı kaynağına gerek duyulmamaktadır. İlave ısı, egzotermik reaksiyon için kaynak olarak kullanılabilir alüminyum ya da silisyum ilavesi ile sağlanabilir.

İstenilen kimyasal bileşim elde edildiğinde, sıvı metal potaya alınır döküm istasyonuna transfer edilir. İngotlar yukarıdan ya da aşağıdan dökülebilir. Dipten döküm sisteminin avantajı segregasyonu minimize etmesidir. Bu sayede ısıl işlem ve takip eden sıcak şekillendirme operasyonlarında homojen kimyasal bileşim elde edilmiş olur. Dipten döküm aynı zamanda ingot yüzey kalitesinin artışı sağlayan dolgu flux kullanımına da imkân tanımaktadır. Takip eden döküm işlemi sonrasında ingotlara, alaşıma da bağlı olarak, çatlak oluşumunun engellenmesi için ısıl işlem uygulanmaktadır [6].

4.2 Cüruf Altı Ergitme

Cüruf altı ergitme ya da rafinasyon (ESR), AOD-EAF'ından gelen çeliğin elektrot formunda rafinasyon amacı ile elektrik iletkenliğine sahip reaktif bir cüruf içerisinde ergitilmesi şeklinde işleyen bir prosestir. Su soğutmalı bakır bir kalıp içerisinde bulunan yüksek reaktiviteye sahip ergimiş cüruf havuzuna harcanan elektrot daldırılır. Isı, ergimiş cüruftan geçen yüksek akım ile sağlanmaktadır. Cüruf sıcaklığı çeliğin ergime sıcaklığına (harcanabilir elektrot) ulaştığında, elektrotun uç kısımları damlacıklar şeklinde ergimeye ve elektrottan ayrılmaya başlar, ergimiş cüruf içerisinden süzülür ki bu sırada rafinasyon işlemi gerçekleşir, ana ünitenin alt kısmındaki metal havuzunda toplanır [12]. Şekil 4.1'de ESR sistemi gösterilmiştir [14].



- 1-Elektrot hareket sistemi
- 2-Yük hücresi sistemi
- 3-Sonsuz dişli
- 4-Bakır tüpler
- 5-Kalıp kompleksi
- 6-İngot
- 7-Hareketli temas noktaları
- 8-X-Y yönlerinde ayar

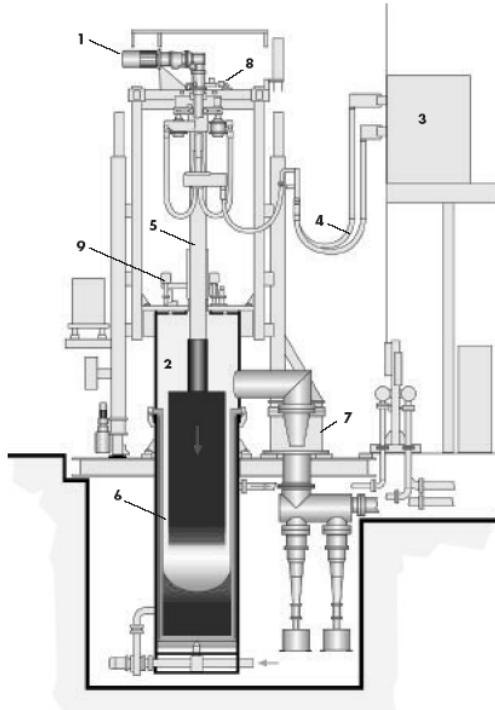
Şekil 4.1: ESR sistemi [14].

ESR prosesi, düşük kapasitelerle çalışan bir sistemdir. Üretim miktarı dakikada birkaç kilodur. Bu sebeple proses, bazı malzemeler için yüksek maliyetlidir. Bu nedenle ESR prosesi verimlilik, safiyet, düşük kükürt miktarı ve yapısal olarak geliştirme ihtiyacı duyulan takım çelikleri üretiminde uygulama alanı bulmuştur.

ESR prosesinden çıkan ingotlar düzgün bir yüzey yapısına sahiptir. Bu yüzey yapısı, prosesi takip eden sıcak şekillendirmeye imkân tanımaktadır. Bu yapı sabit ergitme oranı ve kalıp yüzeyinde katılaştıran ince cüruf tabakası ile sağlanmaktadır. Progresif katılma koşulları sayesinde porozite ya da çekinti içermeyen kusursuz bir ingot yapısı sağlanabilmektedir. Uniform ve hızlı katılma, makro yapının homojenliğini artırırken, ingot merkezinde segregasyon oluşma eğilimini azaltmaktadır. Ötektik hücre boyutu ve ötektik karbür tane boyutu da azaltılmaktadır. Reaktif yapıdaki ESR cürufları, metal damlacıklarının cüruf içerisinden süzülmesi sırasında oksit inklüzyonları metalden uzaklaştırır. Kükürt miktarı ise %70 oranlarında azaltılmaktadır. Prosesin sahip olduğu bu nitelikler sayesinde proses verimliliği, sıcak şekillendirilebilirlik, karbür bağ yapısında minimizasyon, tokluk ve yorulma dayanımı değerlerinde artış sağlanabilmektedir [6].

4.3 Vakum Ark Ergitme (VAR)

ESR mantığı ile çalışan bir prosestir. ESR'de olduğu gibi vakum ark ergitme sisteminde de mükemmel kimyasal homojenite, düzgün mikro ve makro yapı, sağlam ve düzgün bir ingot yapısı sağlanmaktadır. VAR prosesinde ısı kaynağı olarak rezistans görevi gören ergimiş cürufun yerini yüksek vakumda gerçekleşen ark almaktadır. ESR ile karşılaştırıldığında kimyasal kompozisyonda çok küçük farklılıklar yer alırken kükürt miktarında herhangi bir değişim olmamaktadır. Bununla birlikte O₂, N₂ ve mangan, kurşun ve bizmut uçucu elementler belirli seviyelere kadar uzaklaştırılabilmektedir [6]. Şekil 4.2'de VAR prosesi gösterilmiştir [14].



1. Elektrot besleme ünitesi
2. Fırın haznesi
3. Ergitme güç ünitesi
4. Kablolara, soğutucular
5. Elektrot pistonu
6. Su ceket
7. Vakum-emiş
8. X-Y ayarı
9. Yük hücresi sistemi

Şekil 4.2: VAR prosesi [14].

4.4 Haddeme

Takım çelikleri ingotlarının döküm uygulamaları nihai ürüne bağlı olarak değişim göstermektedir. Bilet, bar ve mil tipindeki uzun ürünler için proses açık kalıp hidrolik pres ya da rotary dövme cihazlarında gerçekleşir.

Haddeleme işlemleri yaklaşık 1150°C sıcaklıkta gerçekleşmektedir. Takım çeliklerinin sıcak şekillendirilebilirlik özellikleri geniş kimyasal kompozisyona bağlı olarak büyük bir yelpaze oluşturmaktadır. Yüksek alaşımlı hız çelikleri, sıcak şekillendirilebilirlikleri en zor olan sınıftır. Takım çeliklerinin sıcak şekillendirilebilirlikleri diğer çelik türleri ile kıyaslandığında kolay işlenebilir karbon ve alüminyum alaşım çelikleri ile şekillendirilmeleri oldukça zor olan nikel-demir bazlı süper alaşımlar arasında kalmaktadır.

Final üründe hedeflenen form ve boyutların yanında, sıcak şekillendirme operasyonlarında, alaşımın dolayısı ile de nihai ürünün performans özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmaktadır. Bu modifikasyon, tane boyutunun optimizasyonu ve tokluğu düşüren ve çeliği kırılğan hale getiren karbür ağ yapısının parçalanması ile sağlanmaktadır.

Sıcak şekillendirme sonrasında takım çeliklerine yapıyı homojen hale getirmek ve işleme operasyonları sırasında meydana gelebilecek çatlakları engellemek amacı ile ısıl işlem uygulanmaktadır [6].

4.5 Sprey Döküm (Osprey)

Eriyikten alaşım ya da kompozit malzemelerin hızlı katılma yolu ile üretildikleri sistem sprej döküm, sprej biriktirme ya da sprej şekil verme olarak adlandırılmaktadır. Bu yöntemde ergimiş metalin atomizasyonu ile üretilen damlacıkların püskürtülerek bir toplayıcı üzerinde biriktirilmesi sağlanır [15]. Osprey yönteminin iki önemli avantajı bulunmaktadır. Bunlardan birincisi eriyikten tek bir adımda nihai ürün elde etme şansısıdır. Partiküler düzene bağlı olarak bilet, profil ve yassı ürün gibi çeşitli formlarda ürünlerin üretimi söz konusudur. İngot metalurjisi ve toz metalurjisi yöntemlerindeki pek çok proses adımı azaltılarak önemli ölçüde maliyet indirimi sağlanabilmektedir. Sistemin getirdiği avantajlar aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Üretim zamanının kısalması,
- Hammadde maliyetinin düşürülmesi,
- Enerji tüketiminin azaltılması,
- Parça performanslarının arttırılması,
- Hurda maliyetinin düşürülmesi.

Sprey yöntemi ile üretimin diğer bir avantajı ise metalurjik ve mekanik özelliklerdeki artıştır. Osprey yönteminin avantajları toz metalurjisi ile benzerlik göstermektedir. Ayrıca Osprey yöntemi ile ince taneli, segregasyondan arındırılmış, düşük oksit içerikli ürünlerin eldesi mümkün olmaktadır [6,15].

Osprey prosesi ile üretilen takım çelikleri, çok yüksek yoğunluk değerleri (%98'in üzerinde), ince taneli, serbest karbür içermeyen yapıları ile ingot metalurjisiyle üretilmiş takım çeliklerine göre 1,6 ile 3 kat daha uzun ömre sahiptirler [6].

4.6 Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi, yüksek kaliteli ve karmaşık geometriye sahip parçaların ekonomik olarak üretilmesinde kullanım alanı bulan bir tekniktir. Farklı boyut, şekil ve paketleme özelliğine sahip metal tozlarından bu yöntemle sağlam, hassas ve yüksek performanslı parçaları üretmek mümkün olmaktadır. Toz metalurjisi ile üretim, şekillendirme ya da presleme ve daha sonra takip eden sinterleme yolu ile tozların ısı olarak bağlanması esasına göre yürüyen bir prosestir [9].

100 yılı aşkın süredir devam eden üretim süresi boyunca geleneksel ingot metalurjisi ile yüksek karbon ve yüksek alaşımlı takım çeliklerinin üretimlerinde bir takım zorluklarla karşılaşmaktadır. Geleneksel statik ingot dökümde yavaş gerçekleşen soğuma, sıcak şekillendirme ve ısı işlem sırasında deforme edilmesi güç kaba ötektik karbür yapılarının oluşmasına izin vermektedir. Bunun sonucu olarak da istenilen karbür yapısından uzak, heterojen ve aşırı büyümüş tane yapısı, heterojen ısı işlem davranışı sahip, enine özellikleri ve tokluğu zayıf bir yapı ortaya çıkmaktadır. Toz metalurjisi yöntemi ile üretim sayesinde bütün bu problemlerin üstesinden gelinmekte, atomizasyon ile hızlı katılaşmanın sonucu olarak homojen ve ince tane yapısına, üniform karbür dağılımına sahip bir yapı elde edilmektedir.

Toz metalurjisi ile takım çelikleri üretim yönteminde ergimiş metal çapı dar olan bir nozuldaki akış halindeki metali küçük damlacıklara ayırıştırarak yüksek basınçlı jetlerin bulunduğu ortama dökülür. Her bir damla haznenin tabanına doğru serbest düşerken katılaştıran mini bir ingot gibi düşünülebilir. Metal tozundaki oksijeni minimize etmek önemli bir parametredir. Bu nedenle atomizasyonda genellikle azot kullanılır. Azot, argondan çok daha düşük maliyetli bir gazdır. Azotun çelik üzerinde olumsuz bir etkisi bulunmazken, metal içerisinde hapsolabilen argon, sinterleme aşamasında poroziteye sebep olabilmektedir.

Gaz atomizasyon prosesi ile küresel yapıda üretilen tozların geleneksel presleme ve sinterleme yöntemleri ile nihai ürüne dönüşmesi mümkün değildir. Bu nedenle, toz metalurjisi ile üretiminde takım çeliklerinin üretiminde sıcak izostatik presleme yöntemi uygulanmaktadır. Bu metotta adi çelikten bir kalıp metal tozu ile sıkıştırılmadan doldurulur ve maksimum paketleme yoğunluğuna ulaşılabilmesi için vibrasyona tabi tutulur. Bu işlemi kabın vakumlanması ve sıkı bir şekilde kapatılması adımı izler. Ardından kalıp doğrudan sıcak izostatik preslenir. Bazı durumlarda ara basamak olarak, paketleme yoğunluğu ve termal iletkenliği artırmak için, soğuk izostatik presleme adımı da eklenebilmektedir. İstenilen nihai ürün ölçülerine göre, sıcak izostatik preslenmiş çıkan billet, hadde ve dövme operasyonlarından geçebilir. Sıcak izostatik presleme ile %100'e yakın yoğunluğa ulaşıldığından, bu proses sonrası işleme ihtiyaç bulunmamaktadır. Nihai ürün izotropik özellik göstermekte ve ısıl işlem sırasında dairesellikte herhangi bir değişiklik gerçekleşmemektedir.

Su atomizasyonu ile üretilen tozlar ise farklı geometrilere sahiptir ve bu sayede de ısıl işlem sonrası kalıp pres operasyonlarına uygundur. Bununla birlikte, sinterleme yöntemi ile %100 yoğunluğa sahip nihai ürün elde edilmesi zordur. Hızlı yoğunlaştırma hedeflenen sıvı faz sinterlemede, karbür oluşumu ve tane büyümesi de hızlı bir şekilde gerçekleşebilmektedir.

Gaz ve su atomizasyonu ile üretilen tozlardaki soğuma hızları, ingot dökümdeki soğuma hızlarının üsleri şeklinde yüksektir. Bu sayede de çok ince yapıda, üniform karbür dağılımı oluşmaktadır.

Bütün bu üstün özelliklerine rağmen toz metalurjisi ile üretilmiş ürünler, toplam takım çelikleri üretiminin %10'unu oluşturmaktadır. Bu düşük oranın en büyük sebebi ise yüksek üretim maliyetleridir [6].

5. TAKIM ÇELİKLERİNDE ISIL İŞLEM PRENSİPLERİ

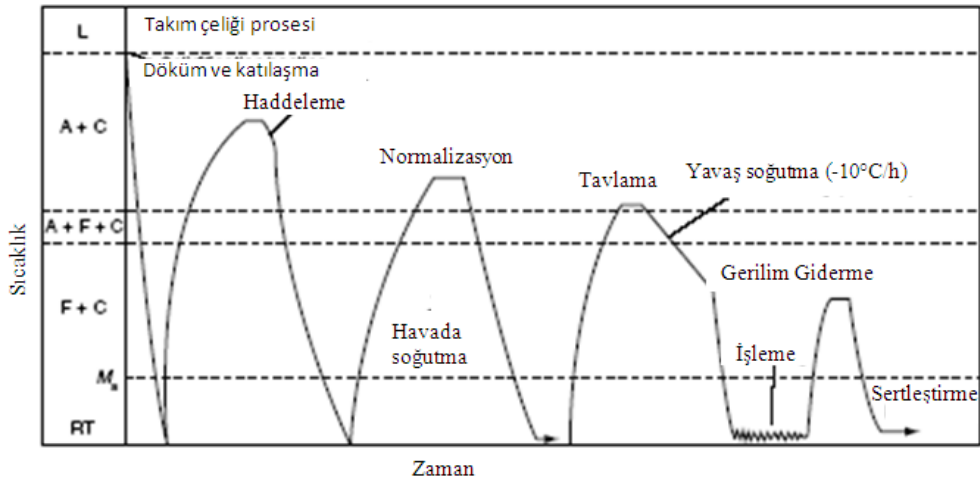
Takım çeliklerinin özellikleri birincil olarak uygulanan ısıtılma işlemine bağlıdır. Çeliklere uygulanacak ısıtılma işlemi ise çeliğin kimyasal kompozisyonu ve uygulama alanına göre belirlenmektedir. Takım çeliklerinin ısıtılma işlemi 3 aşamadan oluşan bir süreçtir. İlk aşama çeliğin ostenit sınırına ısıtılması, ikinci aşama çeliğin ostenitleme sıcaklığından ostenitin martenzite dönüştüğü sıcaklığa soğutulması, üçüncü aşama ise kalıntı ostenitin elimine edilmesi ve martenzit içerisinde karbürler oluşturmasını sağlamak üzere temperlenmesi basamaklarını içermektedir. Şekil 5.1 ve Şekil 5.2’de takım çeliği üretiminde uygulanan ısıtılma işlemleri gösterilmiştir

Döküm ya da metal tozu üretimi ve sıcak şekillendirme sonrasında ısıtılma işlemi normalizasyon, ısıtılma, işleme ve gerilim gidermeyi takip eden sertleştirme aşamalarından oluşmaktadır. Takım çeliğinin nihai şeklini alacak şekilde formlandırılması ve işlenmesi, sertleştirme işleminden geçmiş çeliğin şekillendirilmesi çok zor olduğundan, final sertleştirme işlemi öncesinde gerçekleştirilmektedir. Bununla birlikte nihai toleranslar yüksek abrazyon özelliklere sahip taşlama ekipmanları ile ya da tel erozyon yöntemi ile işlenmektedir.

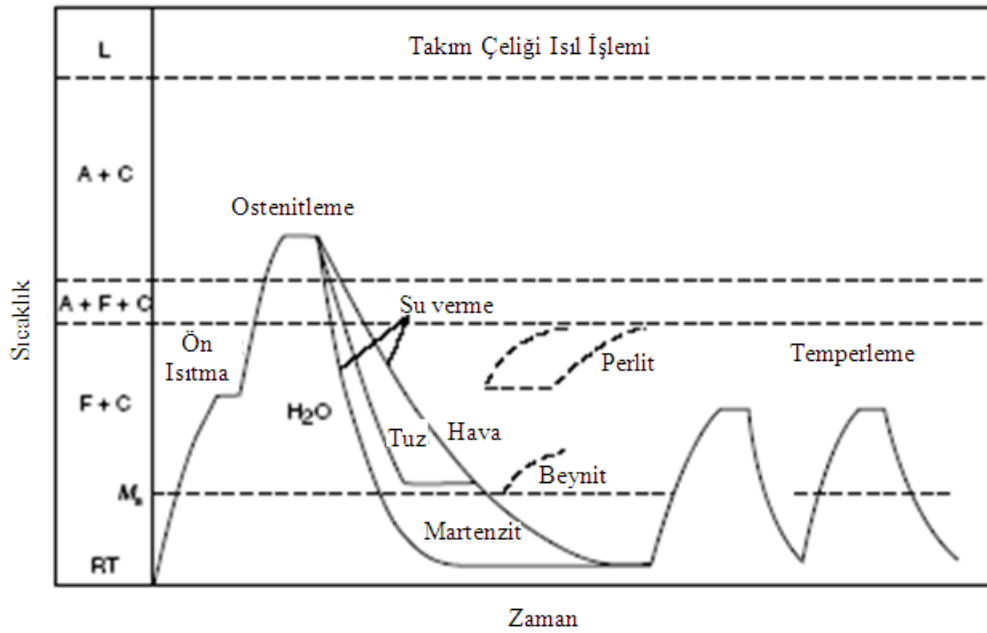
Takım çeliklerinin üretim sürecinde iki önemli nokta bulunmaktadır. Bunlardan ilki homojenizasyon ya da mikro yapıdaki heterojen yapıyı minimize etmek, ikincisi ise mekanik özelliklerin gelişmesini sağlayan ince tane yapısını sağlamaktır. Mikro yapıyı homojen hale getirmek için uygulanan ısıtılma işlemi difüzyon esasına dayanmaktadır. Bu işlem takım çeliğinin belli bir sıcaklığa ısıtılıp gerekli süre boyunca bu sıcaklıkta bekletilmesi ve kontrollü olarak soğutulması basamaklarından oluşur. Bu işlem sonrasında kaba taneli bir yapı elde edilir. Homojenleştirme tavlama tane küçültücü tavlama aşaması izler. Bu işlem hipötektik çelikler için A_{c3} sıcaklığının 50°C üstünde, hiperötektik çelikler için ise A_{c1} sıcaklığının üstünde gerçekleşmektedir. İşlem basamakları çeliğin istenilen sıcaklığa gerekli minimum süre boyunca ısıtılması, bu sürenin sonunda da beynit oluşumunu sağlamak amacıyla ile

soğutulması şeklindedir. Takım çeliklerinin ısı işleme ile aşağıdaki hedeflere ulaşmak amaçlanmıştır;

1. İşleme ve soğuk şekillendirme için gerekli mikro yapı ve mekanik özelliklerin sağlanması,
2. Termal ve mekanik uygulamalardan gelen kalıntı gerilimlerin giderilmesi,
3. Küreselleştirme tavlaması ile karbürleri küresel hale getirilmesi ve mikro yapının homojenleşmesi,
4. Takım çeliklerinin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyen intergranüler karbürlerin normalizasyon tavlaması ile dağıtılması.



Şekil 5.1: Takım çeliklerinin şekillendirme prosesi ve nihai sertleştirme işlemi öncesi ısı işlemleri. A ostenit, C karbürler, F ferrit, M martenzit [10].

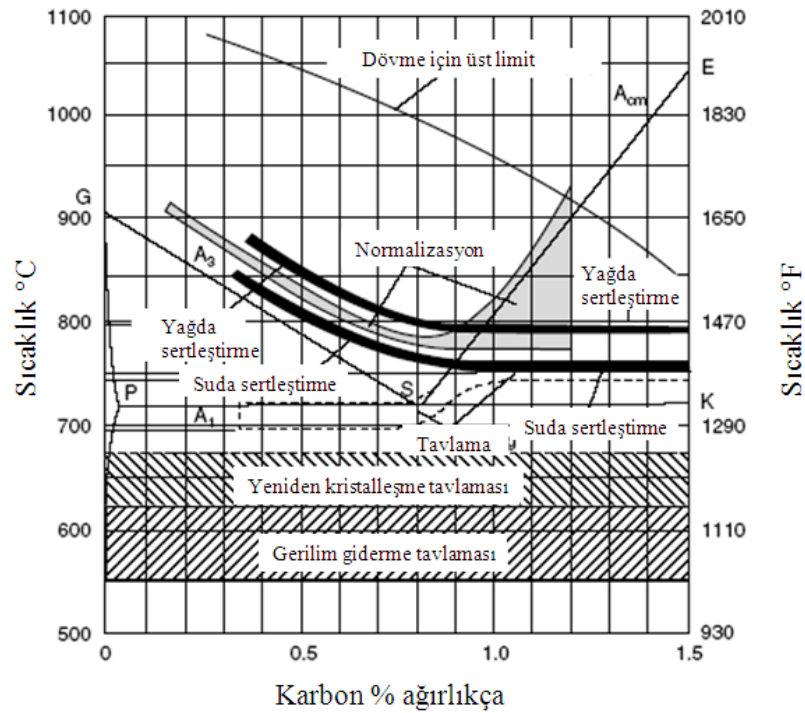


Şekil 5.2: Takım çeliklerinde nihai sertleştirme ısı işleminin basamakları [10].

5.1 Normalizasyon

Normalizasyon, haddelenmiş ya da sıcak çekilmiş takım çeliklerinde, takip eden ısı işlemler için uniform, ince taneli mikro yapı eldesi için uygulanan ısı işlemidir. Normalizasyon işlemi ile çökeltilerin üniform dağılımı da sağlanmaktadır. Cr ve W karbürler gibi kararlı karbürler, sıcak işlem doğrultusunda yönlenmekte ya da tane sınırlarında çökelmektedirler.

Normalizasyon prosesi, Şekil 5.3'de gösterilen sıcaklık aralığında gerçekleşmek ve işlem gören çelikler havada soğutulmaktadır. Normalizasyon sıcaklığında ısıtma ve bu sıcaklıkta bekletme sırasında, düşük sıcaklıklarda kararlı olan ferrit-karbür yapısı ostenite dönüşmektedir. Isıtma işlemi sırasında karbürlerin çözünmesi, çeliğin içerdiği alaşım elementleri oranına bağlı olarak değişmektedir. Soğutma işlemi sırasında ostenit, ferrit ve sementite dönüşmektedir. Soğuma sırasında ostenit, ferrit ve sementite dönüşmektedir. Az alaşımlı takım çeliklerinde karbür yapısı, normalizasyonun ardından uygulanan ısı işlemde küresel yapıya dönüşmektedir. Yüksek alaşımlı takım çeliklerinde, bu çeliklerin sertleştirilebilirlik özelliklerine bağlı olarak, havada soğutma sırasında, çatlak oluşumuna sebep olabilecek martenzitik yapı oluşabilmektedir. Bu nedenle, bu yapıdaki çeliklerde normalizasyon uygulamasından kaçınılmaktadır. [10].



Şekil 5.3: Karbon ve takım çeliklerinin ısı işlem sıcaklık aralıkları [10].

5.2 Gerilim Giderme Tavlaması

Isıl işlem genellikle kalıntı gerilim, çatlak ve distorsiyon gibi problemlere sebep olabilmektedir. Kalıntı çekme gerilimi, talaşlı imalat sırasında çatlak oluşumuna ya da servis sırasında deformasyona sebep olabilmektedir. Bununla birlikte yüzeyde oluşturulan basma gerilimi, üretim ya da servis sırasında oluşabilecek çatlakları engellerken, korozyon kaynaklı çatlak oluşumunu engellemekte, yorulma dayanımını arttırmaktadır. Gerilim giderme tavlamasının amacı, termomekanik proses, talaşlı imalat ya da taşlama sırasında gerçekleşen faz dönüşümüne bağlı olarak oluşan kalıntı gerilimi azaltmaktır. Ac_1 sıcaklığının altında gerçekleşmesi gereken bu ısıl işlem sırasında herhangi bir faz dönüşümü olmamaktadır. Gerilim giderme, toparlanma mekanizması ile gerçekleşmektedir. Bu işlem, uygulanan parçanın kesit kalınlığına bağlı olarak, 1 ya da 2 saat gibi kısa süreler içerisinde tamamlanmaktadır. Gerilim giderme tavlaması atmosfere açık fırınlarda ya da tuz banyolarında gerçekleştirilmektedir. Bu işlemde ısıtma ve soğutma oranları önemli olmamakla birlikte, yeni kalıntı gerilim oluşumunu engelleyecek şekilde yavaş soğutma oranları (saatte maksimum $300^{\circ}C$) seçilmelidir [10].

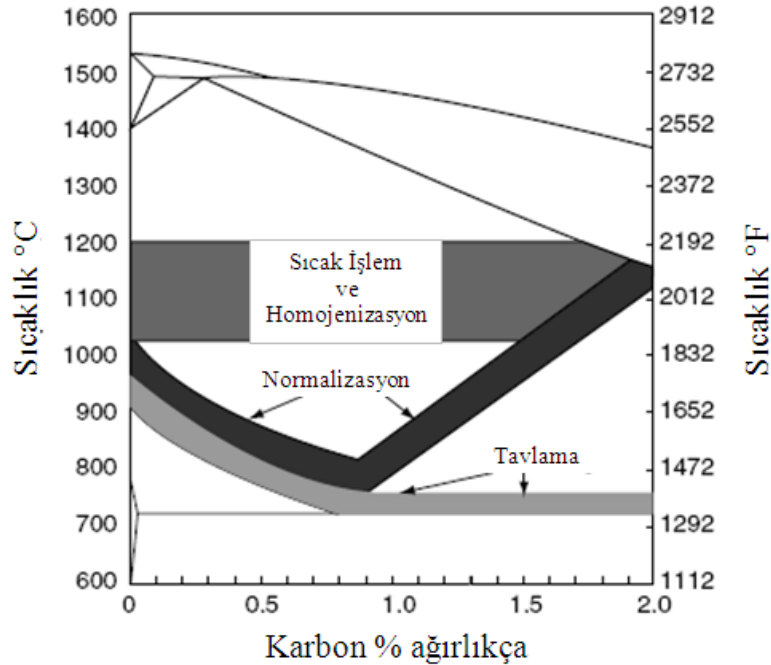
5.3 Tavlama

Tavlama, takım çeliklerinin belirli bir sıcaklığın üzerine ısıtılması ve belirli bir süre boyunca bu sıcaklıkta tutulması aşamalarından oluşan bir ısıl işlemdir. Bu basamakları, takım çeliğinin önceden belirlenmiş bir süre içerisinde, genellikle bir fırın içerisinde, soğutulması aşaması takip etmektedir. Tavlama işlemine tabi tutulmuş takım çelikleri yumuşak bir yapıya sahiptir. Bu şekilde talaşlı imalat ile kolaylıkla şekillendirmek ve ısıl işleme tabi tutulabilmek mümkün olmaktadır. Şekil 5.4'de de gösterildiği gibi tavlama işlemi, alaşım elementlerine bağlı olarak, hipötektoid ve hiperötektoid takım çelikleri üst kritik sıcaklık Ac_3 ve alt kritik sıcaklık A_{cm1} arasında uygulanmaktadır. İzotermal tavlama, küreselleştirme tavlaması ve tam yumuşatma gibi farklı tavlama türleri mevcuttur.

Tam yumuşatma işleminde hipötektoid çelikler tek faz olan ostenitin kararlı olduğu Ac_3 , hiperötektoid takım çeliklerinde ise karbürler ve ostenit olmak üzere iki fazlı yapının kararlı olduğu alan olan A_1 transformasyon sıcaklığının üzerine ısıtılır.

Hiperötektoit çeliklerin A_{cm} sıcaklığının üzerine ısıtılması durumunda, yavaş soğuma sırasında ostenit tane sınırlarında karbür oluşumu ve bunu takiben de servis sırasında hasar oluşumu gerçekleşebilmektedir. Isıl işlem sıcaklığında tutma süresi 25 mm kesit için 1 saattir. Bu süre içerisinde ostenit transformasyonu ve karbürlerin parçalanması gerçekleşmektedir. Isıl işlem sıcaklığında bekletme işlemi, takım çeliğinin fırın içerisinde çok düşük soğutma hızlarında soğutulması takip etmektedir. Soğutma basamağı ostenitik yapının ferritik yapıya dönüşmesi ve küresel yapıdaki karbürlerin oluşumuna izin verecek şekilde, saatte 25°C 'ın altındaki soğutma hızlarında gerçekleştirilmektedir. Tavlama işlemi, takım çeliğinin kimyasal kompozisyonuna da bağlı olarak, 730°C ile 900°C arasında değişen sıcaklıklarda gerçekleştirilmektedir.

İzotermal tavlama, yumuşatma tavlamaşının diğer bir uygulama şeklidir. Isıtma ve ısıl işlem sıcaklığında bekletme basamakları yumuşatma tavlamaşısı ile benzerdir. Bekletmeyi takip eden soğutma basamağı, transformasyon sıcaklığının hemen altına hızla inecek şekilde gerçekleşir. Ardından çelik bu sıcaklıkta ostenitin ferritik-perlit ya da perlit-sementite dönüşümünün tamamlanabilmesi için 1 saat ya da daha uzun süre bekletilir. Proses havada soğutma ile sonlanmaktadır [10].



Şekil 5.4: Hipoötektoit ve hiperötektoit çeliklerinin normalizasyon, tavlama, sıcak işlem ve homojenizasyon sıcaklık aralıkları [10].

5.4 Takım Çeliklerindeki Karbür Yapıları

Tavllanmış haldeki takım çeliklerindeki mikro yapı ferrit ve karbürlerden oluşmaktadır. Bu karbürlerin karakteristikleri, çeliğin kimyasal kompozisyonuna bağlıdır. Karbürlerin türü ve bazı karakteristikleri aşağıdaki gibidir;

1. M_3C , sementit tipinde ortorombik karbürlerdir. M demir, mangan ya da krom olabilir. Ender olarak da tungsten, molibden ya da vanadyumdur. Az alaşımlı soğuk şekillendirme uygulamalarında kullanılan düşük alaşımlı takım çelikleri ve sıcak şekillendirme uygulamalarında kullanılan yüksek alaşımlı takım çeliklerinde yer alırlar.
2. M_7C_3 , genellikle kromlu çeliklerde gözlemlene hegzagonal yapıdaki karbür türüdür. Yüksek sıcaklıkta kararlı yapıya sahip olan bu karbür türleri aynı zamanda da yüksek aşınma dayanımına sahiptirler. Temperlenmiş hız çeliklerinde bu karbür yapıları bulunmaktadır.
3. $M_{23}C_6$, yüzey merkezli kübik yapıya sahip bu karbür türleri yüksek kromlu çelikler ve bütün hız çeliklerinde bulunmaktadır. Kromun yerini demir, tungsten ya da molibden alabilir.
4. M_6C tipindeki yüzey merkezli kübik karbürler, tungsten ya da molibden zengin, krom, vanadyum ve kobalt da içeren hız çelikleri karbürlerdir. Çok yüksek aşınma dayanımlarına sahiptirler.
5. MC, yüzey merkezli kübik yapıdaki karbürlerdir. Kararlı yapıyı sağlayan ve karbürlerin çözünmesini engelleyen vanadyumca zengin karbürlerdir [10].

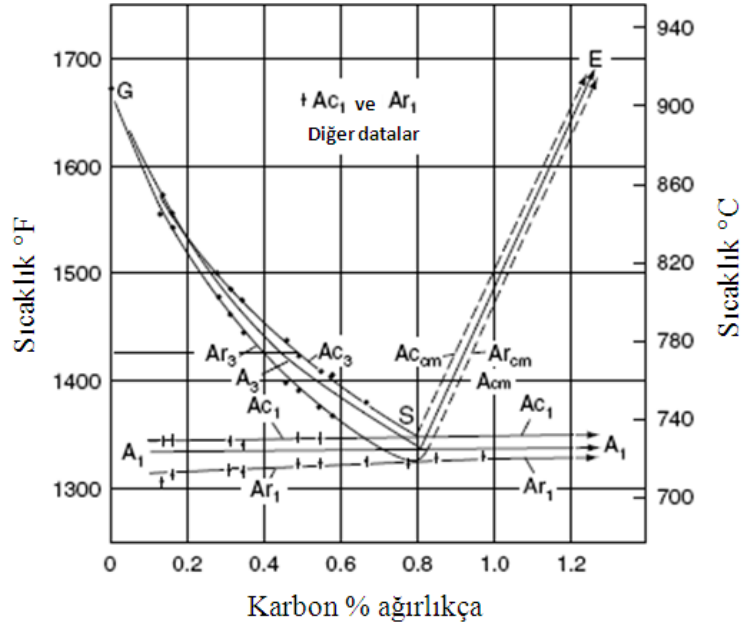
5.5 Sertleştirme

Sertleştirme ya da ıslah operasyonu üç basamaktan oluşmaktadır; ostenitleme, martenzit eldesi için su verme ve temperleme.

5.5.1 Ostenitleme

Ostenitleme ısıtma işlemi, takım çeliklerinde uygulanan işlemler içerisinde uygulanan en önemli basamaktır. Ostenitleme sırasında aşırı tane büyümesi, distorsiyon ya da toklukta azalma, sertleşebilirliği etkileyebilecek aşırı karbür çözünmesi ve yüzey özelliklerini etkileyecek dekarbürizasyondan kaçınılmalıdır. Ostenitleme sırasında sıcaklığı ve uygulama süresi çok iyi kontrol edilmelidir. Hız çelikleri gibi yüksek alaşımlı çeliklerde ostenitleme sıcaklığı solidüs sıcaklığına çok yakın olduğundan, ostenitleme sıcaklığının kontrolü özellikle önemlidir.

Şekil 5.5’de kritik transformasyon sıcaklıklarıyla ilişkilendirilmiş halde ostenitik faz bölgeleri gösterilmiştir.



Şekil 5.5: Fe-C alaşımlarında 0,125°C/dakika ısıtma ve soğutma hızında meydana gelen sıcaklık-transformasyon dengeleri [10].

Ostenit sıcaklığına tekrar ısıtma sırasında ferritik yapı ostenitik yapıya dönüşmektedir. Düşük alaşımlı çeliklerde, karbür içermeyen homojen ostenitik yapı oluşurken, yüksek alaşımlı çeliklerde ostenit ve çözünmeyen karbürlerden oluşan yapı meydana gelmektedir.

Tavlanmış düşük alaşımlı takım çeliklerinin mikro yapısı ferrit ve M₃C formundaki karbürlerden oluşmaktadır. Bu karbürler ostenitleme sahasında kolaylıkla parçalanmaktadırlar. Su verme sıcaklığı genellikle Ac₃ sıcaklığının 50°C altındadır.

Bu sıcaklık, ostenit tane büyümesinin minimize edilmesi ve karbürlerin çözünmesi arasındaki dengenin sağlanmasında optimum sıcaklıktır. Kimyasal kompozisyona bağlı olarak 750°C ile 900°C arasındaki sıcaklıklarda 25 mm kesit için 30 dakika olmak üzere gerçekleştirilen ostenitleme işlemi, homojenizasyonun sağlanması için yeterlidir.

Ledebüritik ve yüksek alaşımlı çeliklerde ostenitleme sıcaklığı düşük alaşımlı çeliklere göre daha yüksektir. Bu durumun başlıca sebebi tavllanmış çelik yapısında bulunan M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C ve MC formundaki karbürlerin zor parçalanmasıdır. Bu karbürlerin çözünmesi tavlama sıcaklığı, ostenitleme sıcaklığı ve bu sıcaklıklarda bekletme sürelerine bağlıdır [10].

5.5.2 Su verme

Ostenitleme sıcaklığındaki çeliğe su verilmesi sırasında, ostenitin martenzite dönüşümü gerçekleşmektedir. Bu dönüşüm sonrasında yapıda bir miktar kalıntı ostenit bulunabilmektedir. Bu durum ostenitin ferrit-karbür dönüşümünde çok yüksek soğutma hızlarına çıkılması ya da alaşım elementlerinin bu dönüşümü geciktirici etki göstermesi halinde ortaya çıkmaktadır. İşlem gören takım çeliğinin kesit kalınlığına ve kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak su verme ortamları su, tuzlu su, tuz banyosu, ısıtma işlem yağları, inert gaz ya da hava olabilmektedir [10].

5.5.3 Temperleme

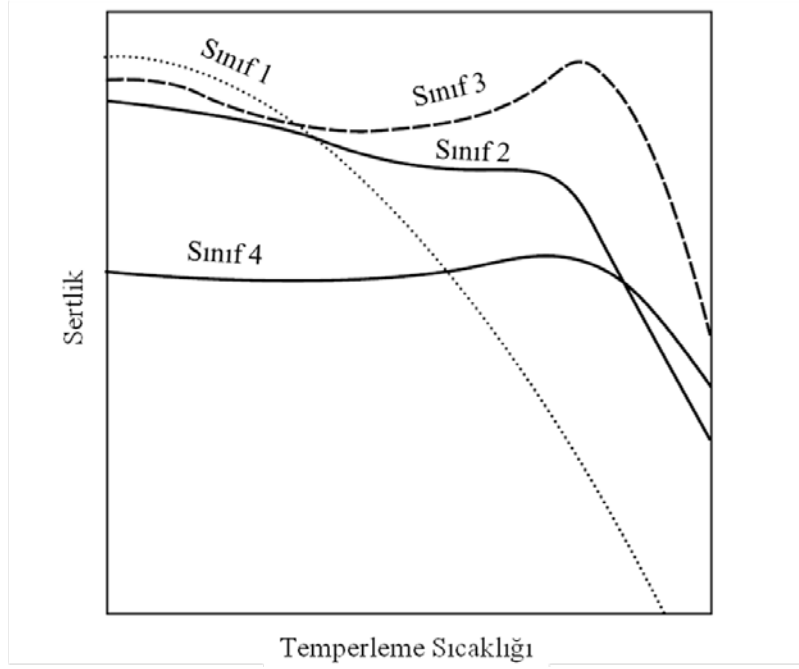
Sertleştirme ısıtma işleminin son basamağı olan temperleme, su verilmiş çeliğin Ac_1 transformasyon sıcaklığının altındaki sıcaklıklara ısıtılması şeklinde gerçekleştirilmektedir. Temperleme, martenzit, kalıntı ostenit ve karbür yapısına sahip su verilmiş çeliklere uygulanan kompleks bir işlemdir. Temperleme işlemi sırasında takım çeliklerinin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak üç ya da beş transformasyon basamağı gerçekleşebilir;

1. İlk basamak 50°C ile 200°C sıcaklıklar arasında gerçekleşmektedir. Su verilmiş yapının yumuşamasını geciktiren epsilon karbürlerin çökmesi söz konusudur. Bu basamakta hacimsel çekintiler, büzülme meydana gelmektedir.

2. 200°C ile 350°C sıcaklıklar arasında gerçekleşen ikinci basamakta epsilon karbürlerin çökmesi ve sementitin çökmesi ile birlikte sertlikte düşüş meydana gelmektedir.
3. Üçüncü basamağın sıcaklık aralığı kimyasal kompozisyon ve kalıntı ostenit kararlılığındaki azalma ile bağlantılıdır. Kararsızlıktaki bu artış karbür çökmesini oluşturmada, bunun sonucu olarak da ostenit içerisinde çözülmüş alaşım elementi oranı düşmekte, M_s sıcaklığı yükselmektedir. Kalıntı ostenitin martenzit ya da beynite dönüşmesi ile birlikte hacimde artış meydana gelmektedir.
4. Dördüncü basamak karbür yapıcı elementler içeren yüksek alaşımlı takım çeliklerinde gözlemlenmektedir. Sementit ve diğer karbürler arasında karbon alışverişi meydana gelmektedir. Bu durum hacimsel genişlemelerle birlikte ilerlemektedir.
5. Beşinci basamak yine yüksek alaşımlı çeliklerde gözlemlenmektedir. 600°C sıcaklıkta başlamakta ve Ac_1 sıcaklığına kadar devam etmektedir. Karbürlerin birleşmesi ile bağlantılı olan bu basamak tavlama mikro yapısı ile sonuçlanabilmektedir. Bu durum hacimsel bir büzölmeye sebep olmaktadır.

Takım çeliklerinde temperlemeye bağlı olarak sertlikte meydana gelen değişimler Şekil 5.6'da verilmiştir. 1. grup olarak karbon çelikleri ve düşük alaşımlı çelikler tanımlanmıştır. Bu gruptaki çeliklerde artan sıcaklıkla birlikte başlayan çökeltiler ve tane yapısı kabalaşan sementit ya da diğer düşük alaşım karbürlerine bağlı olarak sertlikte düşüş gözlemlenmektedir. 2. grup orta ve düşük alaşımlı soğuk işlem kalıp çeliklerini tanımlamaktadır. Alaşım miktarındaki artış karbür çökmesini, dolaylı olarak da sertlikteki düşüşü geciktirmektedir. 3. grup yüksek alaşımlı hız çeliklerini tanımlamaktadır. Yüksek temperleme sıcaklıklarında ikincil sertleşme gerçekleşmektedir. Bu gruptaki çelikleri de temperleme sonrası nihai sertlik, temperlenmemiş durumdaki sertliğin üzerine çıkabilmektedir. 4. grup ise orta-yüksek alaşımlı sıcak iş takım çeliklerini tanımlamaktadır. Bu grupta da, 3. grupta olduğu gibi ikincil sertleşme meydana gelmektedir. 4. gruptaki çeliklerde su verilmiş haldeki

sertlik karbon miktarının daha düşük olması sebebiyle 3. gruptaki çeliklerin sertliğinden düşüktür [10].



Şekil 5.6: Takım çeliklerinin dört ana tipinde sıcaklık karşısında sertliğin değişimleri [10].

Kuvvetli karbür yapıcı elementler olan tungsten, vanadyum, krom ve molibden genellikle ikincil sertleşmeyi sağlamak için kullanılmaktadırlar. Kuvvetli karbür yapıcı elementlerin bu karakteristiklerinden faydalanabilmek için ostenitleme işlemi sırasında, su verme operasyonu ile oluşacak olan martenzitik yapının temperleme sırasında ikincil sertleşmeyi sağlayacak şekilde doymun hale getirilmesi amacıyla, ostenit içerisinde çözünmelerini sağlamak gerekmektedir.

Karbon çelikleri ve düşük alaşımlı çeliklerde temperleme işlemi sertleştirilmiş çeliğin tokluğunu arttırmaktadır. Yüksek alaşımlı çeliklerde temperleme sonucunda sertlik artışına ilave olarak kararlı karbürlerin dispersiyonu, buna bağlı olarak da yüksek çalışma sıcaklıkları sırasında, sertliğin düşmesine, hız çelikleri ya da yüksek sıcaklık dövme kalıplarının ömürlerinin düşmesine sebep olan tane büyümesinin engellenmesi sağlanmaktadır [10].

6. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ

AISI sınıflandırma sisteminde sıcak iş takım çelikleri H grubu çelikler olarak ifade edilmektedir. Genel özellik olarak sıcak iş takım çelikleri yüksek sıcaklıkta uzun süreli ya da tekrarlı uygulamalarda sertlik düşüşüne karşı dirençli malzemelerdir. H grubu takım çelikleri yüksek sıcaklık sertliği elde etmek için kullanılan alaşım elementleri baz alınarak kromlu sıcak iş çelikleri, tungstenli sıcak iş çelikleri ve molibdenli sıcak iş çelikleri olmak üzere üç alt gruba ayrılmaktadır.

Yüksek sıcaklıkta kullanılan bütün takım ve kalıp çeliklerinin sahip olması gereken genel karakteristikler aşağıdaki gibidir;

Çalışma Sıcaklıklarında Deformasyona Dayanım: Bu özellik sıcak iş takım çeliklerini diğer takım çeliklerinden ayıran en önemli karakteristiktir. Diğer takım çelikleri oda sıcaklığı uygulamalarında yüksek performansa sahipken, yüksek sıcaklık uygulamalarında malzeme sertlikleri hızla düşmektedir.

Mekanik ve Termal Şok Dayanımı: Uygulamalar gereği çatlak oluşumundan ve telafisi mümkün olmayan hasar oluşumunun önüne geçebilmek için yüksek mekanik ve termal şok dayanımı, aynı zamanda yüksek çentik darbe dayanımına gereksinim duyulmaktadır. Bu özellikleri sağlayabilmek için sıcak iş takım çeliklerinde karbon oranı düşük ya da orta seviyelerde tutulmaktadır.

Yüksek Sıcaklık Aşınma Dayanımı: Yüksek sıcaklıklarda erozyon ya da aşınma dayanımı, uzun takım ve kalıp ömrü için önemli bir parametredir. Alaşım elementi ve uygun mikro yapının tercih edilmesi yüksek sıcaklık sertlik özelliği geliştirilebilmektedir. Ancak bu durum tokluğun düşmesine sebep olmaktadır.

Isıl İşlem Distorsiyonuna Dayanım: Üretim sırasında oluşabilecek distorsiyon ve ölçüsel değişimler, başta karmaşık yapıdaki kalıplar olmak üzere, minimize edilmelidir. Havada sertleşebilirliğe izin veren sertleştirilebilirlik özelliğine sahip

yüksek alaşımlı çeliklerde, en iyi ısı işlem distorsiyon dayanımı elde edilmektedir [6].

İşlenebilirlik: Yüksek ferrit içerikli düşük karbonlu takım çelikleri gibi çelikler gibi yumuşak çelikler, işleme takımı ve işlenecek parça arasındaki adhezyondan dolayı zor işlenebilmektedir. Bu sebeple takım çelikleri, ferrit-perlit mikro yapısına sahip normalize edilmiş halde işlenmelidir. Tam yumuşatma uygulanmış çeliklerin işlenmesi yukarıda bahsedilen sebepten dolayı çok zordur [10].

Gerilme Çatlaklarına Dayanım: Tekrarlanan ısıtma ve gerilim sonucu sıcak iş takım çelikleri yüzeyinde derin olmayan ve basınçlı döküm kalıplarının servis ömürlerini belirleyen ince çatlaklar oluşmaktadır. Uygun alaşım, işleme koşulları ve ısı işlem seçimi ile gerilme çatlaklarına dayanımda en iyi sonuçlara ulaşmak mümkündür [6].

6.1 Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri

Düşük karbon içeriğine sahip kromlu sıcak iş takım çeliklerinin ana uygulama alanları alüminyum, magnezyum ve çinko döküm ve ekstrüzyon kalıpları, dövme kalıp ve insertleri, pançlar, sıcak şekillendirme mandrelleri ve tüm sıcak iş kalıplarıdır. Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin asıl geliştirilme amacı alüminyum enjeksiyon dökümü uygulamalarıdır. Alaşım geliştirmede alüminyum erozyon dayanımı, termal yorulma ve gerilme çatlak dayanımı, havada sertleşebilirlik, soğuma sırasında minimum ölçüsel değişim eğilimi ve maliyet hedeflenmiştir. H11 başta olmak üzere, H12, H13 ve H19 kromlu çeliklerin ana karakteristik özellikleri yüksek toklukları ve şok dirençleridir. Yüksek sıcaklık sertlikleri diğer grup sıcak iş takım çeliklerine göre düşük olsa da, yüksek şok dirençleri, H tipi sıcak iş takım çeliklerinin, başta su ya da benzeri bir soğutucu yardımı ile soğutulan kalıplar olmak üzere, sıcak şekillendirme uygulamalarında tercih edilmelerinin ana sebebidir. Düşük karbon ve alaşım elementleri içeriği, kromlu sıcak iş takım çeliklerinin dövülebilirlik özelliğini geliştirmektedir. Yüksek sertleşebilirlik özellikleri sebebiyle bu çelikler, dövme işlemi sonrasında fırında soğutulmalıdır. Dövme ve ısı işlem sırasında, karbürizasyon ve dekarbürizasyonu engellemek amacı ile koruyucu atmosfer kullanmalıdır.

Molibden, tungsten ve vanadyum ilavesi ile martenzit oluşumu hızlanmakta, sertleşebilirlik ve sertlik derinliğinde artış sağlanmaktadır. Molibden ilavesi ile kalın kesitlerde bile, düşük soğuma hızlarına rağmen uygun istenilen sertlik derinliği sağlanabilmektedir. Artan molibden ve tungsten ilavesi ile yüksek sıcaklık sertlik kararlılığı artarken toklukta düşüşler gözlenmektedir. Silisyum ilavesi ile yüksek sıcaklık oksidasyon dayanımı geliştirilmektedir.

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin çalışma sertlikleri olan 44-50 HRC değerleri, ikincil sertleşme karakteristiği nedeniyle çift temperleme ile sağlanmaktadır. Termal şok ve gerilimin çok yüksek olduğu uygulamalarda, sertlik değerleri 40-44 HRC değerleri arasına çekilmektedir [6].

H11 sıcak iş takım çeliklerinin avantaj sağlayan en önemli özellikleri, 540°C'ye sıcaklığa kadar yumuşamaya karşı dirençli olmaları, oda sıcaklığında 1720-2070 MPa çekme dayanımında uygun tokluk ve sünekliği sağlamalarıdır. H11, H12 ve H13 çelikleri ise, sıcak iş uygulamalarında şekillendirme ve çalışma kolaylığı, iyi kaynaklanabilirlik, görece düşük termal genleşme katsayıları, uygun termal iletkenlik, oksidasyon ve korozyon dirençleridir [9].

6.2 Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri

H42 ve H43 çelikleri bu gruba girmektedir. H42 çeliği kimyasal kompozisyonu nominal olarak %5 Mo, %6 W, %2 V, %4 Cr ve değişen oranlarda karbon içermektedir. Yüksek orandaki karbür yapıcı element içeriği sertleştirilebilirliği kontrol etmekte, temperleme sırasında ikincil sertleşebilirlik sayesinde de yüksek sertliği mümkün kılmaktadır. Molibdenli sıcak iş takım çelikleri, dekarbürizasyona karşı olan duyarlılıklarından dolayı, tavlama ve ıslah sırasında koruyucu atmosfere ihtiyaç duyulmaktadır.

Yüksek su verme sertliği eldesi için, yüksek ostenitleme sıcaklıklarına ihtiyaç duyulmaktadır. Bu uygulama, temperleme sırasındaki ikincil sertleşme için uygun bir taban sağlamaktadır. Sertleştirme işlemi sırasında termal şoku engellemek için iki basamaklı ısıtma operasyonu önerilmektedir (540-650°C arası ilk basamak, 845-870°C arası ikinci basamak). Yüksek ostenitleme sıcaklıklarında karbür çözünme

hızı artmakta, ostenit optimizasyonu hızlanmakta, ostenitleme sıcaklığında bekleme süresi ise azalmaktadır [6].

6.3 Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Ana alaşım elementleri karbon, tungsten, krom ve bazı uygulamalarda da vanadyumdur [13]. %9-19 arasında tungsten, düşük miktarda karbon, krom ve vanadyum içeriğine sahiptirler [6]. Yüksek orandaki alaşım elementi içeriği, yüksek sıcaklıkta yumuşamayı minimize etmektedir. Kromlu sıcak iş takım çelikleri ile mukayese edildiğinde, tungstenli sıcak iş takım çelikleri bu bakımdan daha avantajlı, fakat daha gevrek yapıdadır. Normal çalışma sertlikleri 42-45 HRC arasındadır [13].

Tungstenli H tipi çelikler (H21-H26 arası), sıcak iş takımlarında kullanılan yüksek alaşımlı ilk çeliklerdir. Yüksek sıcaklıklarda maksimum yüksek sıcaklık mukavemeti, yumuşamaya karşı direnç istenilen uygulamalarda kullanılmaktadır. Termal şok dayanımı da bu çeliklerin önemli özelliklerindedir. Tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin ana kullanım alanları pirinç-bronz-çelik ekstrüzyon kalıpları, sıcak pres kalıpları, sıcak çekme ve dövme kalıpları, pançlar ve sıyırma kalıplarıdır.

Düşük orandaki karbon içeriği, tungstenli sıcak iş takım çeliklerini dövülebilir hale getirmektedir [6]. Tungsten, çelikte zor çözünebilir $(FeW)_6C$ karbürünü oluşturur. Bu karbür ancak sertleştirme sıcaklığı arttırıldığında çözünebilir ve bu şekilde sertlik ve sertleşme derinliği artar. Karbürlerin düşük çözünme hızları sayesinde tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin aşırı ısınmaya karşı hassasiyetleri düşüktür. Pirinç, nikel alaşımları ve çelik ekstrüzyonu gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan ekstrüzyon kalıplarında ve pürüzlü dizayn için sıcak dövme kalıplarında kullanılmaktadırlar [10].

7. KALIP MALZEMELERİNDE HASAR MEKANİZMALARI

Sıcak iş takım çeliklerinde oluşabilecek hasarlar çeliğin üretim koşulları, kimyasal kompozisyonu ve operasyon koşullarından kaynaklanabilir. Bu mekanizmalara ait detaylar aşağıda verilmiştir;

7.1 Çelik Üretimi ve Ön İşlemlerden Kaynaklanan Hatalar

Takım çeliklerinin mukavemetleri temperlenmiş martenzit yapı içerisinde dağılmış kaba taneli ikincil fazlardan aşırı etkilenmektedir. Hasar oluşumunu etkileyen partiküller karbürler ve inklüzyonlar olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Aşırı büyük tane boyutu ya da yoğunluğu, partiküllerin heterojen dağılımı, kalıbın ya da takımın beklenenden önce hasarlanmasına yol açmaktadır. Inklüzyonlar alümina, sülfürler ve silikatlar gibi metalik olmayan fazlardır. Oksitler gibi sertlik değerleri yüksek inklüzyonlar, sıcak işlem sırasında deformasyona karşı direnç gösterirler. Uzamış tabakalar halindeki bu yapılar sıcak iş takım çeliklerinde anizotropi oluşturmaktadırlar. Alaşım karbürler çoğu takım çeliğinde yer almaktadır. Ancak takım çeliğinin mukavemet ve kırılma dayanımının optimizasyonu için bu karbürlerin yapıda homojen dağılması gerekmektedir.

Dövme ve sıcak çekme gibi işlemler, ostenit-karbür faz aralığında gerçekleştirildiğinden, işlem sırasında özellikle dikkatli olmak gerekmektedir. Oluşan gerilimli bölgelerde, karbürlerin etrafında boşluklar oluşabilir. Bu boşluklar karbür bantları boyunca yayılıp çatlak oluşumuna sebep olabilirler [6].

7.2 Mekanik Dizayn

Takım ve kalıp çeliklerinde ısıl işlem ya da kullanım sırasında meydana gelen hasarların çoğunluğunun ana sebebi yetersiz mekanik tasarımdır. Kesit daralmalarındaki keskin geçişler, keskin köşeler, delik açma işleminde bırakılan

yetersiz kesitler, genel tasarım hatalarındandır. Kesit kalınlıklarındaki süreksiz geçişler ve keskin köşeler, ısıl işlem basamaklarından su verme sırasında çatlak oluşturabilecek derecede gerilim yaratmaktadır [6].

Kalıp tasarımında, tasarım girdilerinden biri de kalıbın ekonomik olarak üretilebilmesi ve uzun kullanım ömrüdür. İdeal takım çeliği kullanarak uygun ısıl işlem den geçen bir kalıp, hatalı bir tasarıma sahipse, ısıl işlem operasyonları sırasında bile kırılabilir. Kalıp tasarlarken hangi parçalar esnek olmalıdır, korozyon dayanımı aranan parçalar hangileridir, parçada aşınma mı yoksa darbe mi ön plandadır gibi tasarım kriterleri göz önünde bulundurulmalıdır.

Isıl işlem sırasında çelikteki yapısal dönüşümler ve çeliğin merkezi ile yüzeyi arasındaki sıcaklık farkları, çeliğin çatlama ve kırılma riskini arttıran iç gerilmeler oluşturmaktadır [16].

7.3 Kalıp İşleme Sırasında Oluşabilecek Hasarlar

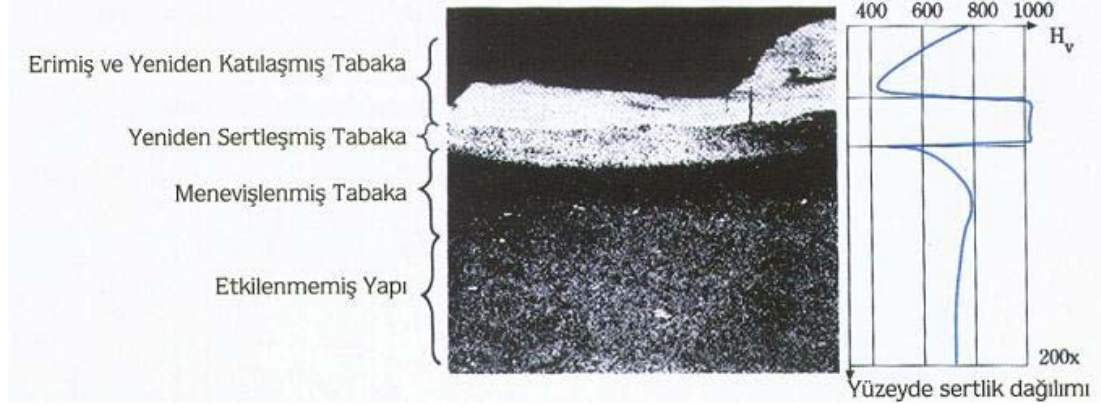
Tornalama, frezeleme, planyalama, taşlama gibi işleme takımlarında kullanılan uçlar, kalıp yüzey kalitesini doğrudan etkilemektedir. Kalitesiz uçlarla yapılan işlemlerde yüzeyden kalkan talaş toz halde olacağından, takip eden işlemlerde yüzey kalitesi bozulmaktadır. Günümüzde çok eksenli cihazlarda kaliteli ve pürüzsüz yüzeylerin eldesi mümkündür. Ancak bu cihazlardaki operasyonları yüksek maliyetleri nedeniyle alternatif prosesler geliştirilmiştir.

7.3.1 Erozyon ile işleme

Erozyon ile işleme ya da EDM teknolojisi, son derece popüler bir talaş kaldırma yöntemidir. EDM teknolojisi ile sert malzemeleri ve karmaşık şekilleri, yüksek hassasiyette işlemek mümkündür. Sistem CAD ve otomasyonla entegre çalışabilme yeteneğine sahiptir. EDM teknolojisinin dezavantajı ise işleme sırasında malzeme yüzeyine verilen hasar ve malzemeye yüklenen iç gerilmelerdir. Dalma erozyon, tel erozyon ve EDM frezesi, başlıca erozyonla işleme teknikleridir. EDM frezesi, çok koordinatlı dalma erozyon tezgâhlarının geliştirilmiş halidir. İşlemin normal frezeden farkı, kesici yerine silindirik elektrot kullanılmasıdır. Böylelikle karmaşık elektrot kullanmaya ihtiyaç duyulmamaktadır [8].

7.3.1.1 Dalma erozyon

Erozyonla yapılan işlem sonrasında çelik yüzeyinde yüksek sıcaklıktan etkilenmiş bir bölge oluşmaktadır. Şekil 7.1’de erozyon ile işleme sırasında meydana gelmiş hasar verilmiştir [8].



Şekil 7.1: Erozyon ile işleme sırasında yüzeyde meydana gelen hasar [8].

Erozyonla işlenmiş ve yüksek sıcaklıktan etkilenmiş bölge mikro çatlaklar içermektedir. Erozyon sonrası ısıl işlem sırasında ya da kalıp çalışmaya başladığında, bu çatlaklar ilerleyerek kalıbın hasarlanmasına yol açabilir. Bu mikro çatlakların ilerlemesine sebep olan diğer bir mekanizma da, erozyon sonrasında yüzeyde meydana gelen sertlik değişimleridir. Yüzeyde ısınma ve hızlı soğumadan kaynaklanan çok sert bir tabaka, yüzeyin hemen altında ise yumuşak bir tabaka oluşur. Bu bölgenin derinliği ya da yüzey pürüzlülüğü, uygulanan akıma (i_e) ve empülsiyon zamanına (t_e) bağlıdır. İşlemi hızlandırmak için ilk basamakta yüksek akımla işleme, ikinci basamakta ise ısıya maruz kalan bölgenin büyük kısmını ortadan kaldırmak ve uygun yüzey kalitesini sağlamak için küçük akım yoğunlukları kullanılarak işleme yapılır. Isıdan etkilenmiş bölgenin tamamen ortadan kaldırılması için parlatma yoluyla mekanik temizleme yapılması gerekmektedir. Kalıp geometrisi sebebiyle kenarlarda ve iç yüzeylerde temizlenememiş bölgeler kalabilir. Diğer yandan, sadece beyaz tabakanın ortadan kaldırılması yeterli değildir. Bu nedenle, sertleştirilmiş çeliklerin erozyon sonrasında son temper sıcaklığının 20-25°C altında bir temperleme ile sertleştirilmiş ve temperlenmiş tabakaların etkilerinin ortadan kaldırılması tavsiye edilmektedir [8].

7.3.1.2 Tel erozyon

Sertleştirilmiş çelik kütüklerden karmaşık şekilli parçaların kesilmesinde tel erozyon büyük kolaylıklar sağlamaktadır. Özellikle kesme kalıpcılığında, maça ve kalıpların çıkartılmasında sık kullanılan bir yöntemdir. Sertleştirildikten sonra düşük sıcaklıklarda temperlenmiş çeliklerin tel erozyonla kesilmesi sırasında çatlak oluşumu ve şekil değişimi riski söz konusudur. Bu risk nedeniyle 50 mm'den daha kalın kütüklerin EDM ile kesilmesinde, yüksek sıcaklıkta temperlenmiş kütükler tercih edilmelidir. Zimba, maça gibi basma yönünde çalışan parçaların tel erozyonla kesilmesinde, haddeleme yönü dikkate alınmalıdır. Zımbalar mutlaka hadde yönüne paralel doğrultuda çıkartılmalıdır. Aksi halde tokluk düşeceğinden, çalışma sırasında kırılmalarla karşılaşılabilir. Toz metalurjisi ile üretilmiş çeliklerde hadde yönü sorunu bulunmamaktadır [9].

7.3.2 Taşlama

Çok iyi bir yüzey ve yüksek ölçü hassasiyetinin elde edilebildiği bir yöntemdir. Kontrolsüz yapılan taşlama işlemi sertleştirilmiş kalıp ya da takımın çatlamasına veya sertliğinin düşmesine sebep olabilir. Taşlama çatlakları, taşlama yönüne dik olarak ortaya çıkmaktadır. Çeliğin sertliğinin yüksek olduğu durumlarda, yumuşak taş seçilmeli ve düşük basınçta taşlama yapılmalıdır [16].

7.4 Operasyon Koşullarında Oluşabilecek Hasarlar

Sıcak iş takım çeliklerinde, çeliğin kimyasal kompozisyonu, mekanik tasarımı ve yüzey modifikasyonuna bağlı olmak üzere temel olarak korozyon, termal yorulma, erozyon ve yapışma şeklinde tanımlanan hasarlar meydana gelmektedir [9].

7.4.1 Korozyon

Ergimiş alüminyum korozyonu, alüminyumun hemen hemen tüm metal ve metal oksitlere karşı reaktif olması sebebiyle, alüminyum üretim endüstrisindeki en büyük problemlerdendir. Pompalar, ergimiş alüminyum filtrasyonunda ve degazing işleminde kullanılan sistemler, potalar, kalıplar ve benzeri malzemeler alüminyum korozyonuna maruz kalmaktadır. Seramik ve grafit potalar, mükemmel korozyon

dayanım özelliklerinin yanında, hızlı mukavemet düşüşü ve düşük mukavemet özellikleri göstermeleri sebebiyle, yüksek kapasiteli üretimlerde kullanılamamaktadır. Demir esaslı potalar ise çok hızlı korozyona uğrayıp, koruyucu kaplamaların düşmesi ile birlikte, ergimiş alüminyumda kontaminasyona sebep olmaktadır [17].

Korozif aşınmada malzeme hem korozif hem de erozif aşınma mekanizmalarını içeren bir sistemle bozunmaya uğramaktadır. Aşınma ve korozyonun bileşim etkisi, her bir mekanizmanın tek başına meydana getirdiği etki ile kıyaslandığında, bu etkinin çok daha yüksek olduğu görülmektedir [18].

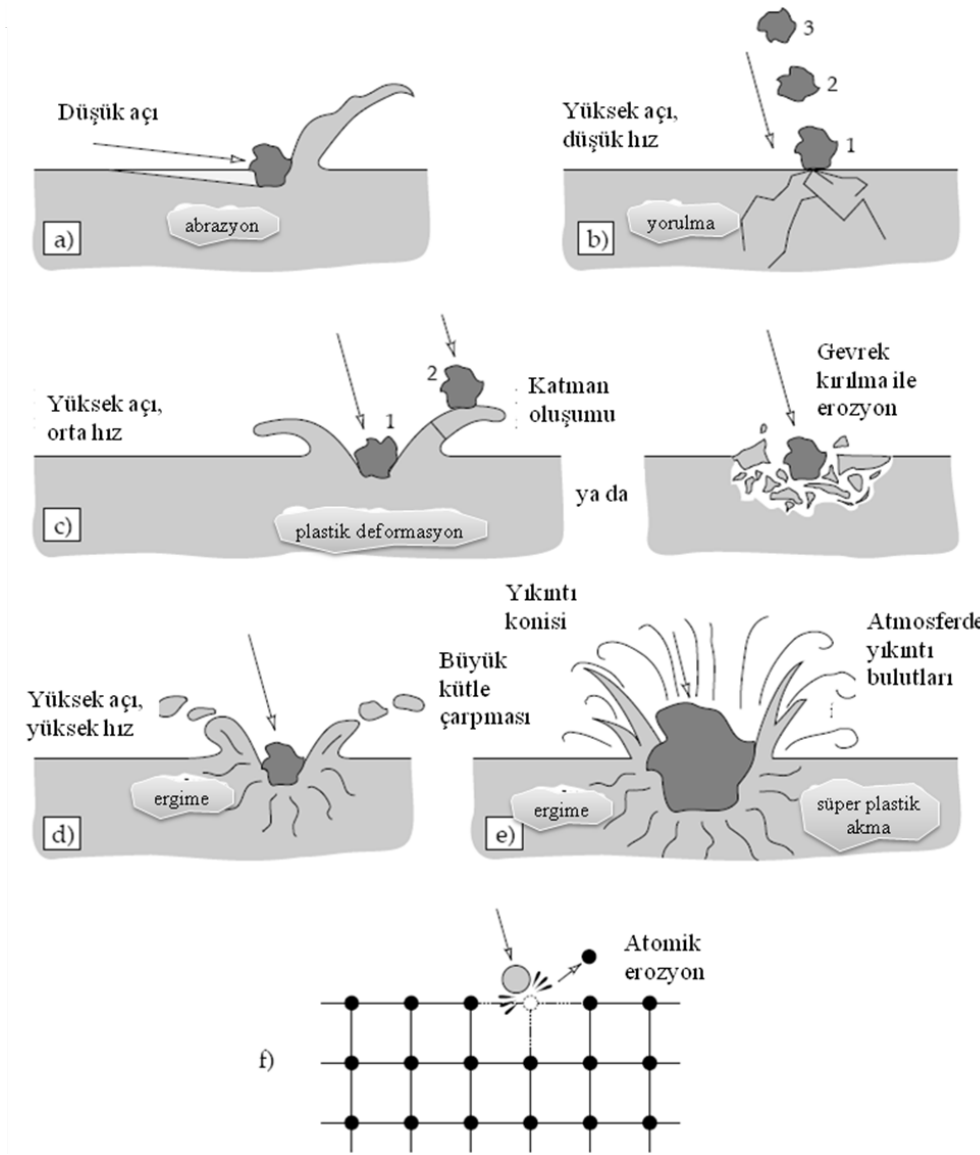
Korozyon ergimiş metal sıcaklığı, kimyasal bileşimi, kalıba uygulanan ısıl işlem ve kalıp içerisindeki sıvı metal hareketini ve akış hızını belirleyen kalıp tasarımına bağlıdır. Bu parametreler içerisinde, ergimiş metal sıcaklığı özellikle önemlidir. Alüminyum göz önüne alındığında, 720°C sıcaklığın üzerinde, korozyon şiddet logaritmik olarak artmaktadır. Kalıp ile ergimiş metal arasında meydana gelen reaksiyon sonucu, kalıp yüzeyi bozunmaya ve kalıp yüzeyinde intermetalikler oluşmaya başlamaktadır. Enjeksiyon sırasındaki erozyon etkisi ile yüksek sertlik değerlerine sahip intermetalikler kalıp yüzeyinden koparak kalıbın yüzey özelliklerini bozmakta, aynı zamanda da inklüzyon olarak nihai üründe yer almaktadırlar [9].

7.4.2 Erozif aşınma

Erozif aşınma, bir katının yüzeyinde, yüzey ve yüzey ile mekanik temas halindeki sıvı, içerisinde farklı komponentler taşıyan sıvı, yüzeye çarpan katı ya da sıvı yoluyla gelişen sürekli malzeme kaybı olarak tanımlanmaktadır [19].

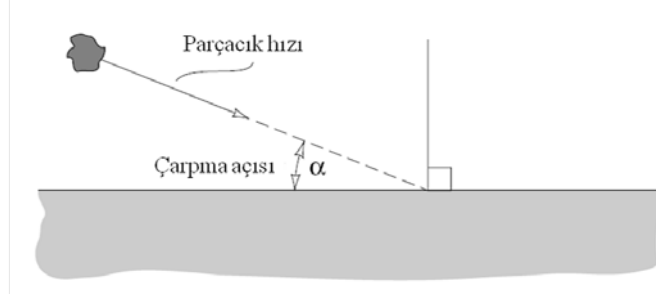
Erozif aşınma, parçacığın malzeme özellikleri, çarpma açısı, hızı ve parça boyutuna bağlı olarak değişine birçok aşınma mekanizmasını içermektedir. Yüzeye çarpan parçacığın sert ve katı olması durumunda, abrasif aşınmaya benzer bir davranış gözlemlenmektedir. Aşındırıcı parçacığın sıvı olması durumunda ise abrasif etki görünmez, aşınma mekanizmaları darbe sonucu oluşan tekrarlı gerilmelere bağlı gelişir [20].

Erozif aşınma, küçük parçacıkların kütleli parçalara çarpması sonucunda oluşan birçok mekanizmayı içermektedir. Temel aşınma bilgileri yerine daha çok deneysel çalışmalar ve pratik incelemeler sonucunda ortaya çıkmış bilgilerle tanımlanmıştır. Bilinen temel erozif aşınma mekanizmaları Şekil 7.2’de verilmiştir [21].



Şekil 7.2: Erozif aşınma mekanizmaları [21].

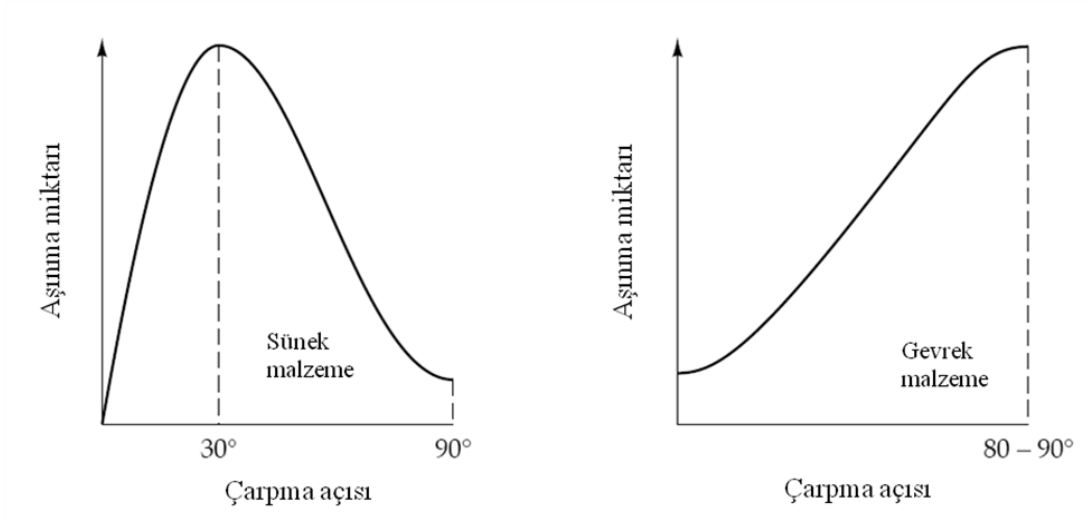
Çarpma açısı, Şekil 7.3’de de görüleceği üzere, aşınan yüzey ve parçacığın çarpma doğrultusu arasındaki açıdır. Düşük çarpma açısında erozif aşınma, parçacıklar çarpma sonrası yüzey boyunca ilerlemeye devam ettikleri için, abrasif aşınmaya benzer bir karakteristik göstermektedir. Yüksek çarpma açısı ise tamamen erozyon karakteristiği diyebileceğimiz aşınma davranışı sergilemektedir.



Şekil 7.3: Yüzeyde erozyon oluşturan bir parçacığın çarpma açısı [20].

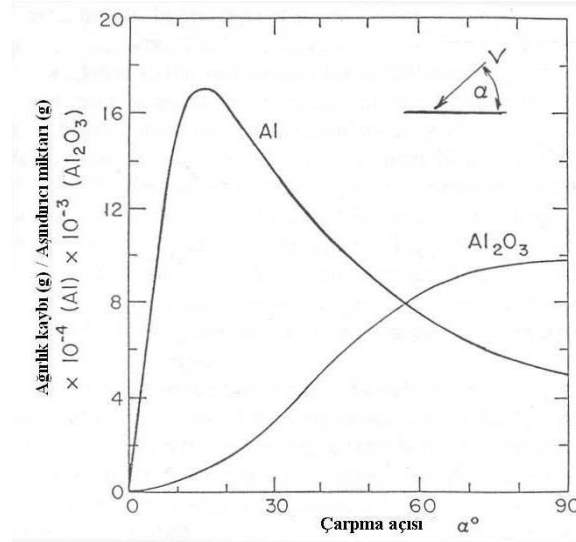
Erozif aşınmada parçacık hızı çok önemli bir etkiye sahiptir. Parçacık hızının düşük olduğu durumlarda, darbe sırasında oluşan gerilimler plastik deformasyon oluşturmaya yetmez ve aşınma yüzey yorulması şeklinde gerçekleşir. Parçacık hızının artması ile birlikte, hedef malzeme yüzeyinde plastik deformasyon oluşumu gözlemlenmeye başlar. Birçok mühendislik malzemesinde gözlemlenebilen bu aşınma, tekrarlı plastik deformasyon şeklinde gerçekleşir. Aşındırıcı parçacıkların yuvarlak uçlu ya da küresel olması durumunda, aşınan malzemeler aşınmış yüzey üzerinde ince tabakalar oluşturur. Aşındırıcı parçacıkların keskin kenarlı olmaları durumunda ise kesme ya da kırılma parçalanma gözlemlenir. Kırılmalan malzemeler yüzey altı kırılma ile aşınır. Aşındırıcı parçacık hızlarının çok yüksek olması durumunda hedef yüzeylerde kısmi ergimelerin görünmesi söz konusudur.

Erozif aşınmada parçacıkların çarpma açıları 0° ile 90° arasında değişmektedir. 0° 'deki aşınma, parçacıklar yüzeye paralel geçtiği ve dolayısı ile çarpmadığı için ihmal edilmektedir. Ancak 20° gibi düşük sayılabilecek bir açıda erozif parçacık sert ve hedef yüzey yumuşaksa, çok ciddi aşınmalar meydana gelebilir. Bu koşullarda abrasif aşınmaya benzer bir aşınma mekanizması geçerlidir. Hedef yüzeyin kırılmalan olması ve 90° gibi en yüksek hızlarda çarpışmanın gerçekleştiği çarpma açısı durumunda ise yüzey parçalanması şeklinde şiddetli bir aşınma gözlemlenir. Sünek ve gevrek malzemeler için aşınma hızı ve çarpma açısı arasındaki ilişki Şekil 7.4'de verilmiştir.



Şekil 7.4: Sünek ve gevrek malzemeler için parçacık çarpma açısı ile aşınma hızı ilişkisi [20].

Düşük çarpma açılarında eroziv aşınma hızının maksimum gerçekleştiği durumlarda, sünek eroziv aşınma modu geçerlidir. Maksimum aşınma hızının yüksek açılarda gerçekleştiği durumda ise gevrek eroziv aşınma modu geçerli olmaktadır. Sünek ve gevrek aşınma modlarına örnek olarak, metalik alüminyum ve alümina seramik üzerinde gerçekleştirilen eroziv aşınma deneyi sonuçları Şekil 7.5'de verilmiştir [18,21].



Şekil 7.5: 125µm SiC parçacıkları ile 152 ms⁻¹ hızda aşındırılmış alüminyum ve alüminanın karşılaştırılması [21].

Parçacık hızı, aşınma hızında diğer önemli etkidir. Daha düşük hızlarda aşınmanın meydana gelmeyeceği limit bir alt hız değeri vardır. Aşınma hızı ve çarpma hızı arasındaki ilişkiyi aşağıdaki kuvvet kanunu ile açıklamak mümkündür;

$$-dm/dt = kv^n \quad (7.1)$$

m: Kilogram bazında aşınan parçacık ağırlığı (negatif değer aşınmanın yol açtığı ağırlık kaybını belirtmektedir)

t: Saniye bazında işlem süresi

v: m/s bazında çarpma hızı

n: Hız üstü

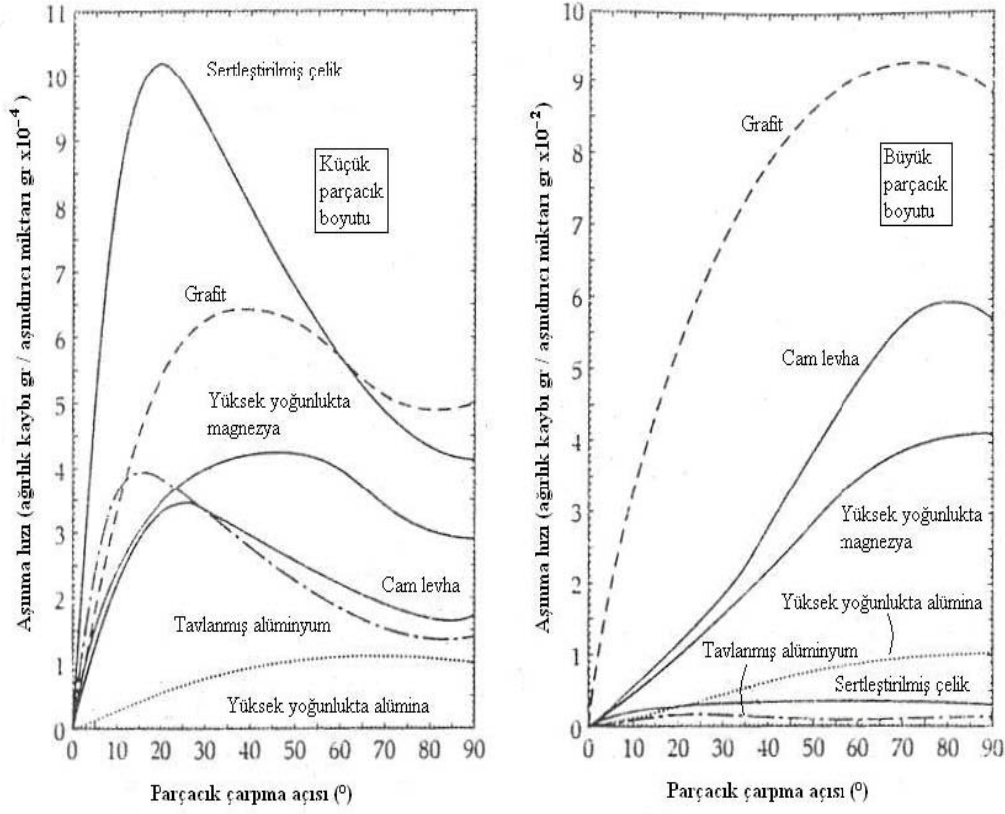
Hız üstü n'in değeri katı parçacıklar için 2 ile 3 arasında değişmektedir. Bu değer parçacıkların kinetik enerjileri temel alınarak yapılan tahminlerden fazladır. Eşitlik, k değerinin parçacık yoğunluğu ve geometrik yapısı gibi ulaşılabılır analitik dataya sahip olunamayan etkenler tarafından kontrol edilmesi nedeniyle kapsamlı değildir.. Bu eşitliğe göre örnek verilecek olursa, çarpma hızının 20 kat artması durumunda aşınma hızı 100 ile 1000 kat arasında artabilir [20].

Parçacık karakteristikleri erozyon konusunda görece az incelenmiş konulardandır. Sert parçacıkların yumuşak parçacıklara göre daha yüksek aşınma hızına sahip oldukları bilinmektedir. Parçacığın keskin köşeli bir yapıya sahip olması da erozif aşınmayı artırıcı yönde etki göstermektedir. Bu iki parametre de erozif aşınmanın sayısal modellemesine eklenmiştir. Parçacık sertliğinin aşınan malzeme sertliğine oranı kontrol parametresi olarak etkimektedir. Parçacık sertliğinin aşınmaya olan etkisi meydana gelen erozif aşınmanı sünek ya da gevrek aşınma olmasına bağlıdır. Gevrek modda parçacık sertliği sünek moda göre çok daha etkilidir [18,20].

Erozif aşınmadaki diğer önemli bir faktör de aşındırıcı parçacığın hedef malzemeye göre sertliğidir. Abrasif aşınma mekanizmasında da görüldüğü gibi, çarpan parçacığın sertliği hedef malzemenin sertliğinin altına düştüğü durumlarda aşınma hızı oldukça düşmektedir. Parçacık sertliği ile geometrisi korelasyon içerisindedir. Parçacığın sert ve bununla birlikte küresel geometride olması durumunda şiddetli erozif aşınma oluşmamaktadır. Küresel yapıdaki parçalar kıvrımlı yüzeylere ve

yumuşak geçişlere sahipken, keskin yapılı parçacıklar küçük yarıçaplı köşelerden oluşan yapıları kritik erozif aşındırıcı şekiller olarak tanımlanmaktadır [18].

Çarpan parçacığın boyutu erozyon mekanizması üzerinde önemli etkilere sahiptir. Cam, alüminyum, çelik, seramik ve grafit üzerinde farklı tane boyutlarında aşındırıcılarla yapılan çalışmaya ilişkin veriler Şekil 7.6'da verilmiştir.



Şekil 7.6: Cam, alüminyum, çelik, seramik ve grafit üzerinde farklı tane boyutlarında aşındırıcılarla yapılan deneylerde ortaya çıkan aşınma davranışları [20].

Yapılan çalışmalarda tane boyutunun 8,75 μm 'den 127 μm 'ye yükseltilmesiyle birlikte erozyon modu sünekten gevreğe dönüşmüştür. Bununla birlikte erozif aşınma pik değeri 30°'den 80°'ye kaymış, aşınma hızında yüksek bir artış gerçekleşmiştir. Her iki deneyde de 152 m/s çarpma hızında silisyum karbür aşındırıcı kullanılmıştır.

Aşındırıcı malzemenin tane boyutu, aşınma hızının yanında, malzemelerin aşınma dayanım karakteristiklerini de etkilemektedir. Aşındırıcı olarak 8,75 μm tane boyutunda silisyum karbür ile yapılan deneylerde aşınma dayanımlarına göre malzemelerin sıralanmaları yüksek yoğunlukta alümina > tavlanmış alüminyum > cam levha > yüksek yoğunlukta magnezya > grafit > sertleştirilmiş çelik şeklinde olmuştur. Tavlanmış alüminyum istisnası dışında, erozif aşınma hızının malzeme

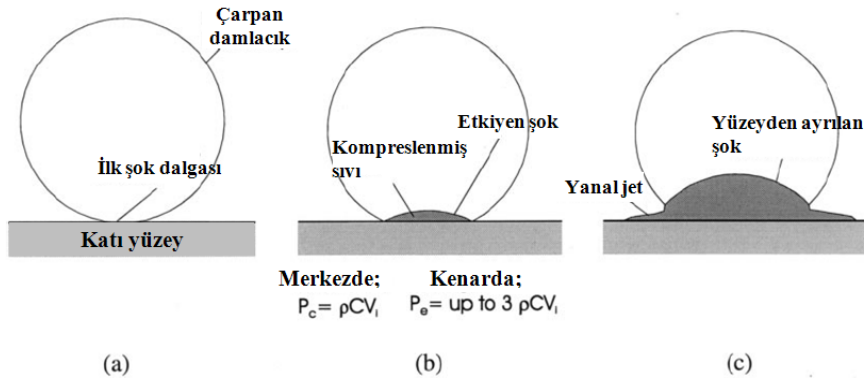
sertliğine bağlı olduğu görülmektedir. Tavlanmış alüminyumdaki istisnai durum, alüminyumun deformasyon sertleşmesi kabiliyeti ile açıklanmaktadır. Aşındırıcı olarak 127 µm boyutunda silisyum karbürün kullanıldığı çalışmada ise malzemeler aşınma dayanımlarına göre şu şekilde sıralanmıştır; tavlanmış alüminyum > sertleştirilmiş çelik > yüksek yoğunlukta alümina > yüksek yoğunlukta magnezya > cam levha > grafit. Aşındırıcı tane boyutunun arttığı durumlarda, aşınma dayanımını kontrol eden parametre malzemenin tokluğu olmuştur. Grafit gibi ne tok ne de sert olan malzemeler zayıf aşınma dayanımı göstermektedirler [20].

Katı içerisindeki porozite ya da kırık gibi hataların birbirlerine ortalama mesafeleri, aşınma modellerini belirlemektedir. Aşındırıcı parçacıkların çok küçük olması durumunda çarpma alanlarının çok azı hatalı bölgeleri barındıracaktır. Çarpışmanın meydana geldiği alan, aşındırıcı parçacığın çarptığı bölgenin tam altı, parçacık boyutuna yakın, oldukça yüksek gerilimdeki malzemelerin oluşturduğu alandır. Hata yoğunluğunun düşük olduğu bölgelerde plastik deformasyon oluşur. Bu, küçük tane boyutundaki aşındırıcılar için temel malzeme kaybı modudur. Malzeme kaybı için tekrarlı plastik deformasyonlara ihtiyaç duyulmasından dolayı, bu tip aşınmalarda aşınma hızı nispeten düşüktür. Büyük tane boyutundaki aşındırıcı parçacıklar için, genellikle her çarpışma alanında hata mevcuttur. Bu sebeple malzeme kaybı kırılma şeklinde gerçekleşir. Çatlak oluşumu çok hızlı gerçekleştiğinden, gevrek erozyon şiddetli bir aşınma türüdür [18,20].

Birim alana çarpan parçacık kütlesi ya da akı değeri ve zaman, erozif aşınma hızını kontrol eden diğer bir parametredir. Erozif aşınma hızı, belirli bir limit aşınma değerine kadar akı değeri ile doğru orantılıdır. Bu limit değer, hedef malzeme yüzeyine doğru hareket eden ve yüzeyden seken parçacıkların etkileşiminden kaynaklandığına inanılmaktadır. Limit parçacık akı değeri oldukça değişkendir. Kauçuklar için 100 kg/m²s gibi düşük değerlerden, metal yüzeylerin büyük tane boyutunda ve yüksek hızlı parçalarla aşındırılması durumunda 10000 kg/m²s gibi oldukça yüksek değerlere kadar değişim göstermektedir. Limit akı değerinin üzerine çıkıldığında aşınma hızının azalması söz konusudur [20].

7.4.2.1 Sıvı ile erozif aşınma

Çarpma hızları yeterince yüksekse, sıvılar da katılar kadar erozyon hasarına sebep olabilmektedir. Bowden ve Bruton deneylerinde, sıvı erozyonunun temel mekanizmaları ortaya konmuştur. Deneylerde, silindirik su damlaları, hedef malzemelere yüksek hızlarda çarptırılmıştır. Hızlı fotoğraflama teknikleri ile çarpma sırasında sıvı sütunu içindeki geçici şok dalgaları oluşumları tespit edilmiştir [18]. Şekil 7.7’de katı yüzeye çarpan sıvının ve oluşan kuvvetin zamana bağlı değişimi gösterilmiştir.



Şekil 7.7: Katı yüzeye çarpan sıvının ve oluşan kuvvetin zamana bağlı değişimi. (a) ilk temas, (b) etkiyen şok ile birlikte başlayan kompresif basamak, (c) şokun yüzeyden ayrılması ve yanajet basamağı [20].

Çarpmanın etkisi ile oluşan temas basıncı aşağıdaki formüle göre hesaplanmaktadır:

$$P = \rho V_s V \quad (7.2)$$

P: Çarpma sırasında oluşan temas basıncı

ρ : Sıvının yoğunluğu (kg/m^3)

V_s : Sıvının içerisindeki ses hızı (m/s)

V: Sıvının çarpma hızı (m/s)

Çarpmada oluşan basıncın sürekliliği, basınç dalgalarının damlanın merkezine ulaşma süresi ile belirlenmektedir. Şok dalgaları ses hızı ile hareket etmektedir. 3 μm çapındaki bir su damlasının şok süresi 1 μs 'dir (sudaki ses hızı 1500 m/s'dir) [18].

Oluşan en yüksek şok basıncı olan P_{max} genişleyen temas yüzeyine göre değişim göstermektedir. Yapılan deneysel çalışmalarda P_{max}/P oranı yaklaşık 2 olarak tespit

edilmiştir. Metal enjeksiyon proseslerinde ergimiş metallerdeki ses hızları 1000-2800 m/s arasında değişmektedir. Yukarıda verilen formül yüksek basınçlı alüminyum enjeksiyonu için düzenlendiğinde 676 MPa şok basıncı değeri ortaya çıkmaktadır;

$$\rho_{Al}: 2700 \text{ kg/m}^3$$

$$V_{Al}: 2500 \text{ m/s}$$

$$P_{ortalama} = 2700 \text{ kg/m}^3 \times 2500 \text{ m/s} \times 50 \text{ m/s}$$

$$P_{ortalama} = 338 \text{ MPa} \text{ olarak hesaplanır. (} P_{max} = 2P_{ortalama} \text{)}$$

$$P_{max} = 338 \times 2 = 676 \text{ MPa} \quad (7.3)$$

Yüzeyine çarpılan malzeme üzerinde meydana gelen süreksiz temas gerilimleri sonucunda aşınma meydana gelmektedir. Aşınma mekanizması, yukarıdaki formülden de görüleceği gibi, sıvının akış hızına bağlıdır. Düşük hızlarda, malzeme öncelikle pürüzlenir, ardından malzeme yüzeyinin farklı yerlerinde krater oluşumları başlamaktadır. Krater kenarlarında oluşan yükselti, takip eden darbelerde malzeme yüzeyinden koparak uzaklaşır. Yüksek hızda çarpan damlalar ise malzeme yüzeyinde delik ve çukurlar oluşturmaktadır. Kırılgan bir malzemenin yüzeyine çarpan yüksek hızlı damlalar ise yüzeyde kırılma ile aşınmaya sebep olmaktadır [18].

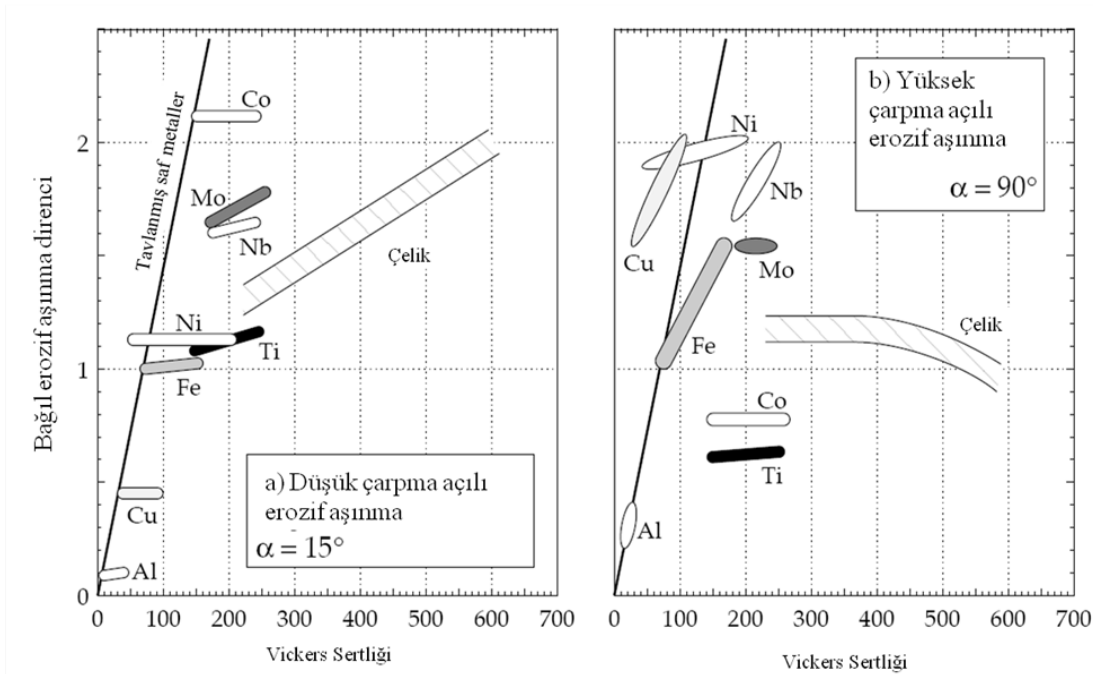
7.4.2.2 Kavitasyon sonucu oluşan erozyon

Kavitasyon oluşumu kalıp dizaynına ve ergimiş metalin hızına bağlı olarak enjeksiyon işlemi esnasında meydana gelir. Kalıpta girintili bölge sayısı ne kadar çok, metal akış hızı ne kadar yüksekse, oluşan kavitasyon sıklığı da o kadar artar. Kalıp geometrisindeki keskin açılardan kaçınılmalıdır. Kalıp yüzeyinde sıcak aşınma anlamına gelen erozyon; kalıp malzemesinin sıcak mukavemeti, kalıba uygulanan yüzey işlemi, ergimiş metalin kalıp içerisindeki ilerleme hızı, ergimiş metal sıcaklığı, ergimiş metal kimyasal kompozisyonu ve kalıbın yağlanmasına bağlıdır [9].

7.4.2.3 Malzemelerde erozif aşınma dirençleri

Malzeme özelliklerinin erozif aşınma üzerinde çok büyük etkileri vardır. Mekanik özelliklerdeki iyileştirmeler, erozif özelliklerin de iyileşeceği anlamına gelmemektedir. Malzemenin sertliğindeki artış, erozif aşınma hızının artışına da

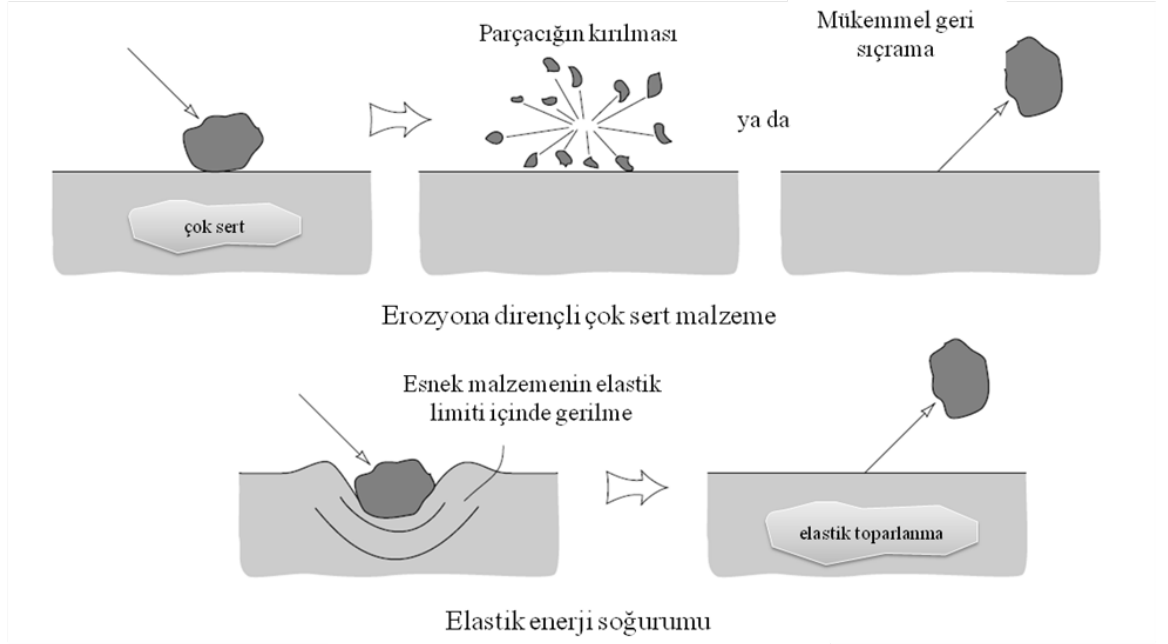
sebepe olabilmektedir. Aşınmanın azaltılması için malzeme özelliklerindeki optimizasyonunun zorluğu, aşınma hızını hem malzeme hem de aşınma karakteristiklerinin etkiliyor olmasından kaynaklanmaktadır. Metallerin bağlı erozyon dirençlerinin çarpma açısının bir fonksiyonu olarak gösterilmesi, bu duruma örnek olarak verilebilir. Çarpma açısının düşük olduğu durumlarda sertleştirilmiş çelik, yumuşak çelikten daha az aşınır. Yüksek çarpma hızlarında ise tam tersi bir durum söz konusudur. Şekil 7.8’de 15° ve 90° çarpma açıları farklı sertlik değerlerine sahip metallerin erozif aşınma direnci malzeme sertliğinin bir fonksiyonu olarak gösterilmiştir [20]. Deneysel çalışmalarda 1mm çapında silisyum karbür parçacıklar 30 m/sn hızda hedef malzeme yüzeyine çarptırılmıştır.



Şekil 7.8: Malzeme sertliğinin bir fonksiyonu olarak, 15° ve 90° için farklı sertlikteki değişik metallerin erozif aşınma dirençleri [20].

Düşük açılarda malzeme sertliği ve deformasyon sertleşmesi özelliği, aşınmayı durdurucu etki yapmaktadır. 15° çarpma açısında kobalt çok iyi aşınma dayanımı, bakır ise kötü bir aşınma dayanımı sergilerken, 90° çarpma açısında bakırın çok iyi aşınma dayanımı gösterip kobaltın zayıf bir aşınma dayanımı gösterdiği görülmektedir. Çelikte sertlik artışı düşük açılarda aşınma direncini artırırken, yüksek açılarda azaltmaktadır. Malzeme özelliklerinde gerçekleşen ufak değişiklikler bile erozif aşınma karakteristiklerinde önemli değişikliklere sebep olmaktadır. Çok yüksek erozif aşınma dayanımı için genelleme söz konusu değildir. İlk alternatif olarak, malzeme çok sert ve tok olabilir. Bu durumda aşındırıcı parçacık yüzeyde

herhangi bir aşınma izi oluşturmaz. Diğer bir alternatif olan yüksek tokluk ve düşük elastik modüle sahip bir malzemede, erozif parçacığın kinetik enerjisi hedef malzeme tarafından emilir. Bu mekanizmalar Şekil 7.9’da gösterilmiştir [20].



Şekil 7.9: Çok sert ve çok elastik malzemelerin zıt aşınma koruma mekanizmaları [20].

Erozif aşınmaya dayanıklı malzeme olarak metaller, polimerler ve seramiklerin bağlı faydaları ve zararları Çizelge 7.1’de özetlenmiştir [20].

Çizelge 7.1: Metaller polimerler ve seramiklerin erozif aşınma dayanımları açısından karşılaştırılmaları [20].

Malzeme	Erozif aşınmayı etkileyen bağıl özellikler
Metaller	Geniş bir tokluk ve sertlik değer aralığı sayesinde her parçacık türü veya çarpma açısına uyabilir. Yüksek sıcaklıkta korozyon ve yumuşama etkilerine açıktırlar; korozyif ortamlar ayrıca zararlıdır.
Seramikler	Yüksek sertliğe ve gittikçe artan tokluk değerlerine sahiptirler. Yüksek sıcaklık ve korozyif ortamlara dayanıklıdırlar. Kırılgan modda düşük erozif aşınma direnci gösterirler.
Polimerler	Sert polimerler ve kauçuklar korozyif ortamda bile iyi erozyon direnci sağlarlar. Ama düşük sıcaklık sınırı yüzünden kullanımları sınırlanmıştır.

7.4.3 Termal yorulma

Basınçlı döküm proseslerinde alüminyum, çinko, magnezyum ve bakır esaslı alaşımlar, yüksek basınç altında, yüksek hızlarda kalıp içerisinde enjekte edilmekte ve mili saniyeler gibi kısa sürelerde içten soğutmalı kalıbı doldurmaktadır. Yüksek hızdaki sıvı metal enjeksiyonu ve proses sırasındaki içten soğutma sistemi, ince kesitli ve karmaşığa yakın ağ yapısındaki ürünlerin saatte 100 parça gibi yüksek adetlerde üretimine olanak sağlamaktadır. Enjeksiyon ürünü kalıp içerisinde katılaştığında kalıp açılır ve katılaşmış ürün kalıptan çıkartılır. Bu işlemi takiben kalıp yüzeyi harici olarak soğutulur ve sonraki döküm için sprej yöntemi ile yağlanır. Alüminyum ve bakır alaşımlarının dökümünden önce kalıp 250-300 ile 300-350°C sıcaklıklarda ön ısıtmaya tabi tutulur. Alüminyum alaşımları için enjeksiyon sıcaklığı yaklaşık 700°C, ergimiş metal akış hızı ise 20-60 m/s'dir. Bakır alaşımları için enjeksiyon sıcaklığı 970°C iken enjeksiyon hızı 1-10 m/s aralığındadır.

Termal yorulma ya da yaygın adıyla ısıl çatlaklar alüminyum ve pirinç enjeksiyon döküm için kalıp ömrüne etkileyen en önemli hasar mekanizmalarındandır. Termal yorulma çatlakları, döküm çevrimleri boyunca yüzeyin hızlı soğuma ve ısınmasına bağlı gelişen plastik gerilimler sonucunda ortaya çıkmaktadır. Birkaç bin çevrimin

sonunda yüzey çatlakları oluşmaya başlamaktadır. Oksidasyon ve sürünme, termal yorulma çatlaklarının oluşumunu hızlandırmaktadır. Termal yorulma hasarları genellikle ince ağ yapısı şeklindeki kılcal çatlaklardan oluşur ve yüzeyde birkaç tabakaya nüfuz ederler. Çatlak ağı, döküm üründe de aynı şekilde belirmediği için, kalıbın yüzey kalitesini düşürmektedir. Parça iadesi sebebiyle, termal yorulma çatlakları, hayli yüksek bir üretim maliyetine sebep olmaktadır [23].

Kalıp yüzeyinin aşırı ısınıp kalıp sertliğinin düşmesi durumunda ortaya çıkan çatlaklar, yukarıda da bahsedildiği gibi, termal yorulma çatlakları (heat checking) olarak tabir edilen kılcal çatlaklardır. Kalıp yüzeyi ve çekirdeği arasında yüksek sıcaklık farkı olması ve kalıp yüzeyinde herhangi bir sertlik düşüşü yaşanmamasına rağmen, termal şok nedeni ile oluşan yüksek gerilimler sebebi ile kalıp yüzeyinden derin çatlaklar meydana gelebilir. Gerilme çatlakları (gros cracking) olarak tabir edilen bu çatlaklar kalıbın kırılmasına kadar ilerler. Kalıplarda termal yorulmayı önlemek için sıcak akma mukavemeti ve tokluğu yüksek çeliklerin tercih edilmesi gerekmektedir.

Termal yorulmayı geciktirmek için aşağıdaki önlemlerin alınmasında fayda vardır;

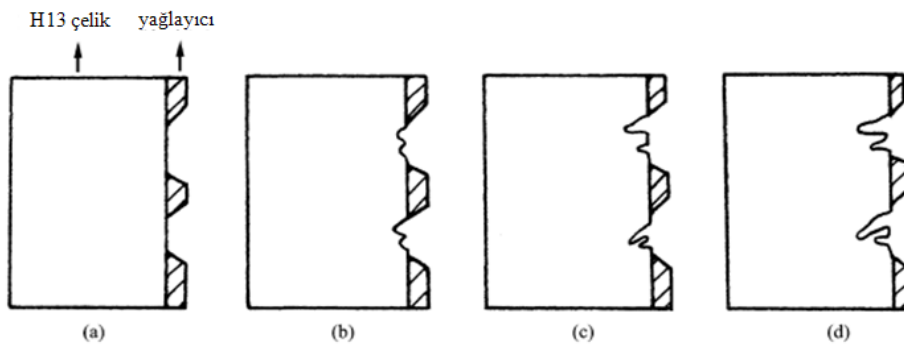
- Kalıpta yağ ile ön ısıtma uygulanmalı, soğutma kanalları yüzeyin 25 mm altında yer almalıdır,
- Döküm sonrası süre ve sıklığı optimize edilmiş yüzey soğutma gerçekleştirilmelidir,
- Döküm sıcaklığı olarak mümkün olan minimum sıcaklık seçilmelidir,
- Döküm süresi kısa tutulmalıdır,
- Kalıbı rejime alırken ilk 20 baskı düşük hızda gerçekleştirilmelidir [9].

7.4.4 Yapışma

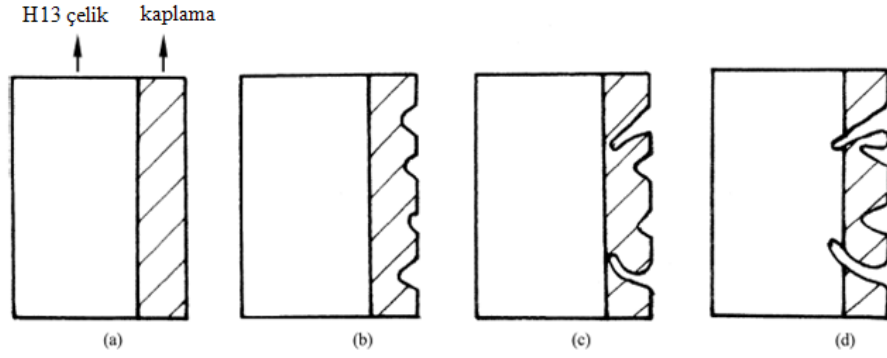
Kalıp hasarları termal yorulma ve şok çatlakları, erozyon ve yapışma ile korozyonun da dahil olduğu grup olan kimyasal ataklardır. Termal yorulma çatlakları ve yapışma, alüminyum enjeksiyon prosesinde iki majör hasar mekanizmasıdır. Bugüne kadar yapılmış çalışmalar genellikle termal yorulma çatlakları üzerine odaklanmıştır.

Gelişen endüstri ile birlikte, enjeksiyon döküm prosesinin verimlilik ve üretkenliğini olumsuz etkileyen yapışma problemi üzerine gerçekleştirilen çalışmaların sayısı gün geçtikçe artmaktadır.

Son dönemlerde birçok araştırmacı yapışma fenomeni üzerine deneysel çalışmalar yapmaktadır. Üretim koşullarında gerçekleştirilen çalışmalar çok uzun sürdüğü ve yüksek maliyetli olduğundan, laboratuvar ölçekli çalışmalar ön plana çıkmıştır. Bu çalışmalar sürtünme kaynağı, hızlandırılmış testler ve sıcak daldırma alüminyumlama şeklinde üç ana grupta devam etmektedir. Deneysel çalışmalardan çıkan sonuçlara göre, çelik kalıp yüzeyinde intermetalik tabakalar oluşmaktadır. Çelik kalıba yapışma eğilimleri, farklı alüminyum alaşımlarına göre değişkenlik göstermektedir. Enjeksiyon sıcaklığı ve basıncı ile birlikte yapışma oranı da artmaktadır. Yapışma yoluyla kalıp hasarının önüne geçebilmek amacı ile çeliklere farklı yüzey işlemleri uygulanmaktadır. Zhu ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen çalışmalarda, yapışma bölgesinde, yapışma mekanizmasını anlamak adına, elementel dağılımlar ve oluşan intermetalikler incelenmiştir. Yapılan çalışmalarda, yapışma bölgesinde çok sayıda mikro boşluk, mikro kavitasyon ve çatlak tespit edilmiştir. Yapışmanın mekanizmasına göre fizikokimyasal, mekanik ve karışık olarak üç farklı yapıda yapışma şekli belirlenmiştir. Deneysel çalışmalarda kaplamalı ve kaplamasız yüzeyler kullanılmıştır. Kaplamasız yüzeylerde yapışmanın çok daha erken evrelerde ortaya çıktığı tespit edilmiştir. Kaplamalı ve kaplamasız yüzeylerde yapışma mekanizmasının evreleri Şekil 7.10 ve Şekil 7.11’de verilmiştir [24].



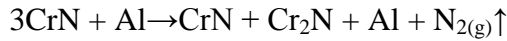
Şekil 7.10: Kaplamasız yüzeylerde yapışma evreleri [24].



Şekil 7.11: Kaplamalı yüzeylerde yapışma evreleri [24].

J. Lin ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen çalışmada, H13 sıcak iş takım çeliğine farklı kaplamalar uygulanmış ve kaplamaların performansları korozyon ve aşınma dirençleri açısından incelenmiştir. CrN, TiN, TiAl(N), ZrN, Ti-B-C, inert oksit kaplamalar, çalışma kapsamında gerçekleştirilen yüzey modifikasyon uygulamalarından bir kısmıdır. Alüminyum tarafından ıslatılma özellikleri göz önünde bulundurulduğunda, CrN kaplamalar, herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış H13 çeliğine göre çok iyi sonuç vermiştir. TiAl(N) ise, arayüzeyde oluşan pasif Al₂O₃ yapısı sayesinde, yüksek sıcaklıkta oksidasyon ve korozyon direnci sağlamaktadır. Aşınma açısından incelendiğinde ise yine CrN, TiAl(N), Ti-B-C kaplamaların diğer modifikasyon yöntemleri ve herhangi bir modifikasyon uygulanmamış çelikle karşılaştırıldığında çok az aşındığı gözlemlenmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda CrN, TiAl(N) ve nitrasyon uygulamalarının bir arada kullanıldığı kaplamaların, alüminyum enjeksiyonunda kullanılan sıcak iş takım çeliklerinin servis ömürlerini uzatmada etkin uygulamalar olduğu belirlenmiştir [25-27].

CrN-Al sistemin oluşabilecek temel reaksiyon aşağıdaki şekilde gelişmektedir;

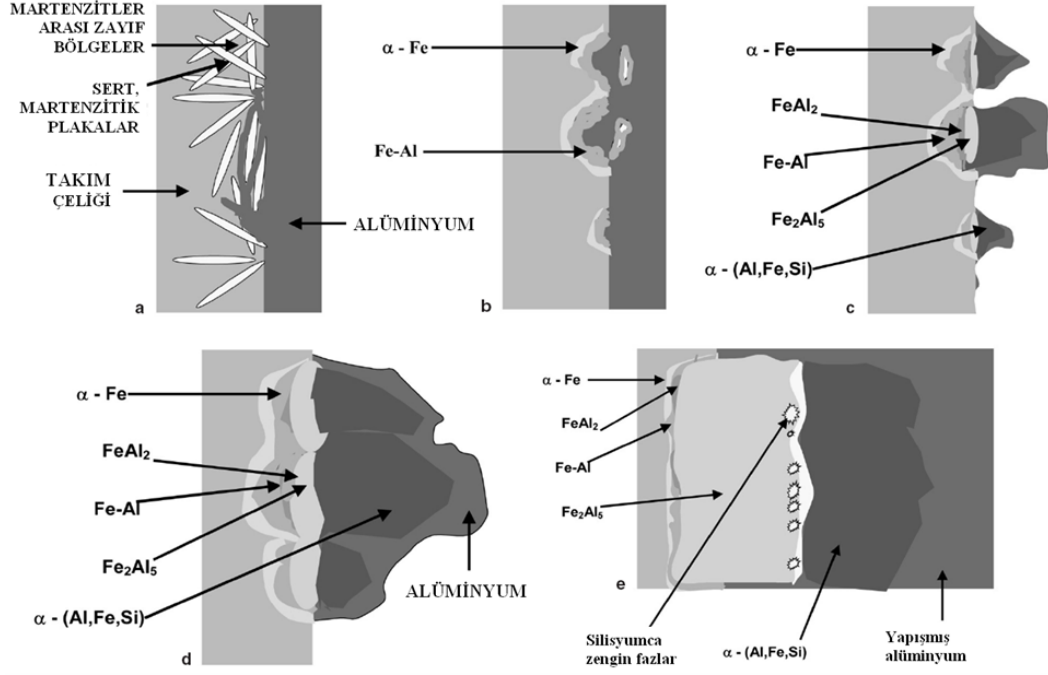


7.4.4.1 Yapışmaya alaşım elementlerinin etkileri

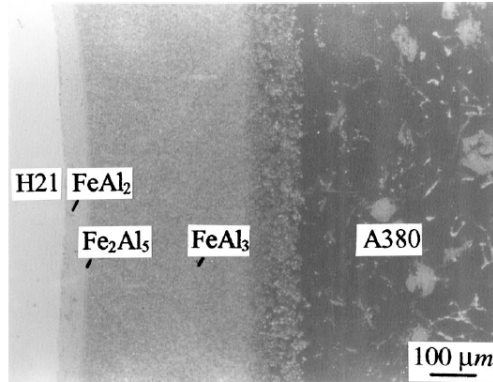
Yapışma, ergimiş alüminyum ile çalışılan proseslerde, alüminyumun çelik içinde bulunan demir ve diğer alaşım elementlerine olan ilgisi nedeniyle çelik yüzeyi ve ergimiş alüminyum arasında intermetalik yapıların oluşması olarak tanımlanmaktadır. Ergimiş alüminyum ortamında çalışacak metallere seçiminde, alaşımı oluşturan elementlerin alüminyum ile yaptıkları üçlü denge diyagramları, bu

elementlerin ergimiş alüminyum içerisindeki çözünürlükleri ve ergime sıcaklıkları önem taşımaktadır. Ti, Nb, W, V ve Zr gibi peritektik yapıcılarının alüminyum içerisindeki çözünürlükleri düşüktür. Fe, Ni, Co ve Cu gibi ötektik yapıcılarının ise ergimiş alüminyum içerisindeki çözünürlükleri yüksektir. Bu durumda eriyiğin serbest enerjisi düşmekte ve çözünme eğilimi artmaktadır. Ergimiş alüminyum ile temas halindeki metal yüzey ile ergimiş alüminyum arasındaki ara yüzeyde intermetalik bileşikler oluşmaktadır. Bu intermetalik yapı, kalıp malzemesi ve reaksiyon koşullarına bağlı olarak bir ya da birden fazla fazdan oluşabilir. Farklı fazların oluşması durumunda bölge farklı katmanlardan oluşur. Taban malzemeye yakın tabaka, alaşımı oluşturan ana elementçe zengin, ergimiş alüminyum tarafı ise alüminyumca zengindir [26].

Alüminyum döküm endüstrisinde kullanılan kalıpların büyük çoğunluğu çelik esastır. Dolayısıyla ile yapılan çalışmaların çoğunluğu çelik türleri üzerine yoğunlaşmıştır. Ergimiş metal ile temas sonucunda, kalıp yüzeyi ve ergimiş metal ara yüzünde demir alüminat tabakaları oluşur. İntermetalik oluşumuna bağlı olarak gelişen yapışma, düşen kalıp yüzey kalitesi, oyuklanma ve kalıpta giderilemeyen hasar oluşumu ile sonuçlanabilmektedir.[26,27]. Şekil 7.12’de yapışma evreleri gösterilmiştir [28].Çelik yüzeye yakın bölgede η -Fe₂Al₅, ergimiş alüminyuma yakın bölgede ise θ -FeAl₃ fazı görülmektedir. H13 ve H21 takım çeliklerinde ζ -FeAl₂ fazı da görülmektedir. H21 takım çeliğinde yapılan çalışmalarda tespit edilen morfoloji Şekil 7.13’de verilmiştir [26].



Şekil 7.12: Yapışma evreleri; a) alüminyumun tane sınırları arasına sızması ve yüzeyde oyuklanmalar oluşturması; b) oyuklar içerisinde demir-alüminyum intermetalik fazlarının oluşumu gerçekleşir; c) α -(Al,Fe,Si) üçlü bileşiklerinin $-Fe_2Al_5$ fazı üzerinde büyür. Alüminyum bu tabakalı yapıya yapışmaya başlar; d) intermetalik tabakaların büyümesi ve komşu oyukların birleşmesi gerçekleşir. Ergimiş alüminyum çelik yüzeyi ile çatlaklar ve birbirine yakın oyuklanmalar arasındaki boşluklardan temas eder; e) oyukların düzleşmesi ve birbirine yakın oyuklar arasındaki boşlukların kaybolması meydana gelir. Intermetalik tabaka-yapışmış alüminyum kalınlık oranı yaklaşık 1:5'dir. Reaksiyon mekanizması çok yavaştır [28].

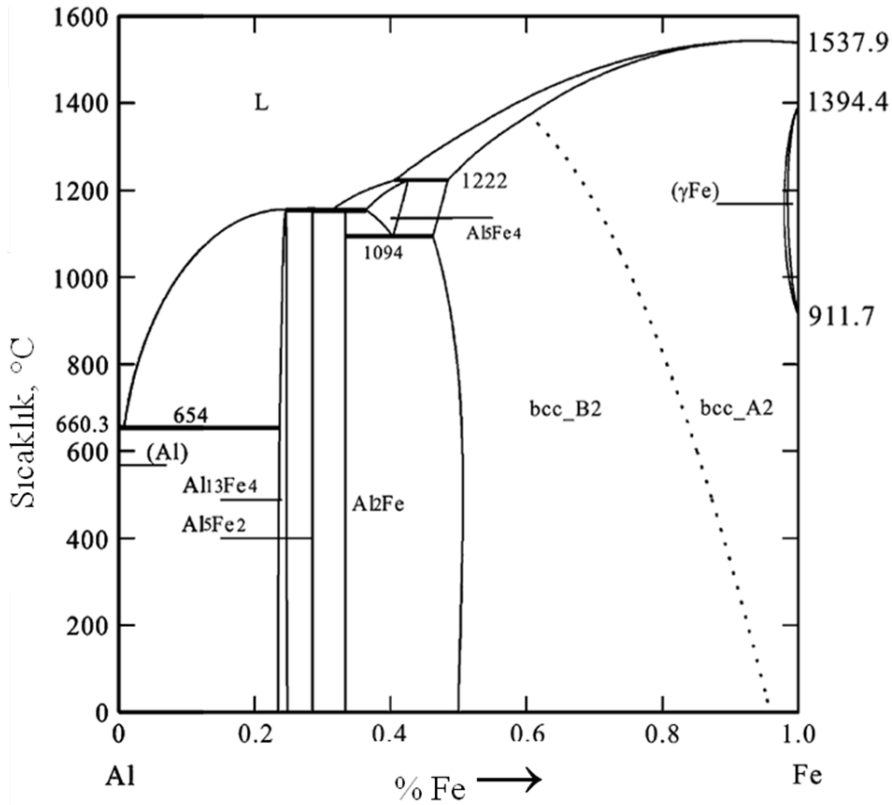


Şekil 7.13: A380 alüminyum alaşımında 700°C sıcaklıkta 300 rpm'de döndürülen H21 çeliğinde oluşan morfoloji [26].

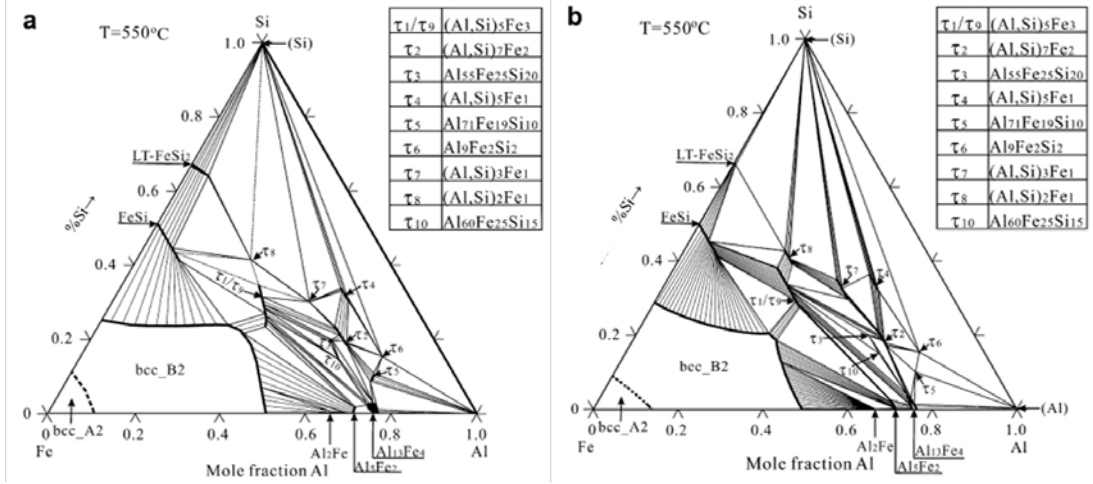
Fe-Al intermetalik bileşikleri belirgin kristal yapılardır. Bu intermetalik yapılar, çelikteki elementlerine bağlı olarak geniş bir kompozisyon oluşturabilirler. Cr, Ni gibi demir atomları ile kısmi yer değiştirir, ancak kristal yapının değişmesine sebep olmazlar. Çeliğin alüminyum içerisinde çözünmesi selektif değildir. İlk reaksiyon

basamağından sonra difüzyon kontrollü ilerler. Si, Cr, Ni, Mn ve Cu gibi alaşım elementleri, ergimiş alüminyum-çelik ara yüzünde yer alıp intermetalik tabaka kalınlığını düşürücü etki gösterirler. Bu alaşım elementleri içerisinde en etkin olanı silisyumdur. Fe_2Al_5 fazı içerisindeki yapısal boşluklarda yer alan silisyum atomları ile oluşan Al-Fe-Si bileşiklerinin tespiti her zaman mümkün olmamaktadır [26].

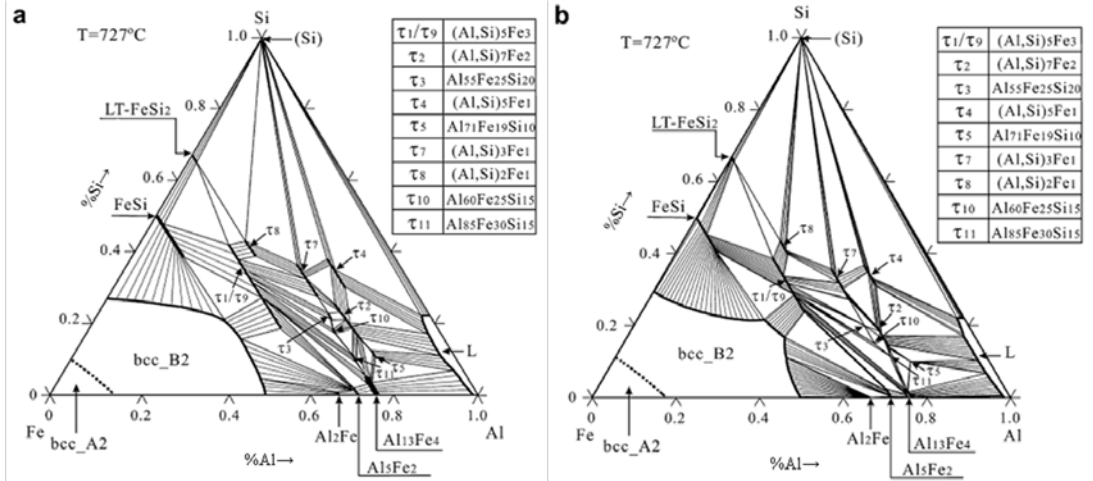
Yong Du ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen çalışmalarda kullanılan Fe-Si ikili denge diyagramı Şekil 7.14, 550° ve 727°C sıcaklıklar için ölçülen ve teorik olarak hesaplanan Al-Fe-Si üçlü denge diyagramları Şekil 7.15 ve 7.16'da verilmiştir [29].



Şekil 7.14: Fe-Al ikili denge diyagramı [29].



Şekil 7.15: 550°C Al-Fe-Si sisteminin üçlü denge diyagramı: (a) ölçülen, (b) hesaplanan [29].



Şekil 7.16: 727°C Al-Fe-Si sisteminin üçlü denge diyagramı: (a) ölçülen, (b) hesaplanan [29].

8. TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY MODİFİKASYON YÖNTEMLERİ

Takım çelikleri, şiddetli aşınma, yüksek gerilim, yüksek sıcaklık ve korozif etmenlere maruz kalmaktadır. Kimyasal kompozisyonu, uygulanan termomekanik işlemler, ısıl işlemler göz önünde bulundurularak gerçekleştirilen çelik dizaynında, takım-ürün ara yüzeyinin dışında, bu ara yüzeyin altında kalan yapı da dikkate alınmaktadır. Homojen sertlik dağılımı ve mekanik özelliklere rağmen, takım çeliklerinde servis ömürleri boyunca en fazla hasar verici etkene maruz kalan bölgeler yüzey ve yüzeye yakın kısımlardır. Bu sebeple takım çeliklerinin yüzey özelliklerinin geliştirilmesine ilişkin çalışmalar uzun zamandır gerçekleştirilmektedir. Nitrürleme üzerine gerçekleştirilmiş akademik çalışmalara 1930'lu yıllardan itibaren rastlanmaktadır. Sementasyon ise çok uzun zamandır uygulanan bir yöntemdir.

Günümüzde çeliklerin yüzey özelliklerini geliştirmek adına pek çok yeni yöntem üzerine çalışılmaktadır. Yüzey modifikasyon yöntemleri implantasyon, kaplama, termomekanik ve termal olmak üzere dört ana grupta toplanmıştır. İmplantasyonda, diğer termomekanik işlemlere benzer şekilde, yüzey kimyası değiştirilmektedir. Ancak kendine has proses yöntemi ve bu teknikle çok ince bir sertleştirilmiş tabaka oluşturulması sebebiyle diğerlerinden farklı bir yüzey modifikasyon yöntemi olarak tanımlanmaktadır. Kimyasal buhar biriktirme (CVD) ve fiziksel buhar biriktirme (PVD) esaslarına göre uygulanan kaplama yönteminde ise takım çeliklerinin yüzeylerine karbürler, nitrürler ya da borürler şeklinde sert kaplamalar uygulanmaktadır. Nitrasyon ve sementasyon gibi termomekanik işlemlerde ise, karbon ya da azot atomlarının takım çeliğine difüzyonu ile yüzey kimyasının değiştirilmesi söz konusudur. Termal yöntemlerde ise yüzey kimyasında herhangi bir değişiklik söz konusu değildir. Bölgesel olarak ısıtılan yüzeyde oluşan ostenitik yapı hızlı soğutma ile martenzit yapısında dönüşmekte ve bu şekilde yüzey sertliğinde artış sağlanmaktadır.

8.1 Oksit Kaplamalar

Oksit kaplamalar, sıcak iş ve hız çeliklerinin performanslarının artırılması amacı ile uygulanmaktadır. Sıcak iş takım çeliklerinde ısıtım sırasında siyah bir oksit tabaka oluşur. Bu tabaka aşınmaya karşı dirençlidir. Aynı zamanda da yağlayıcıların yüzeye tutunmasını sağlamaktadır. Bu tabakanın taşlama ya da parlatma işlemi sırasında yüzeyden kaldırılması durumunda, takım çeliğinin final temper sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa atmosfere açık ortamda ısıtılması durumunda tekrar oluşur [6].

8.2 Nitrasyon

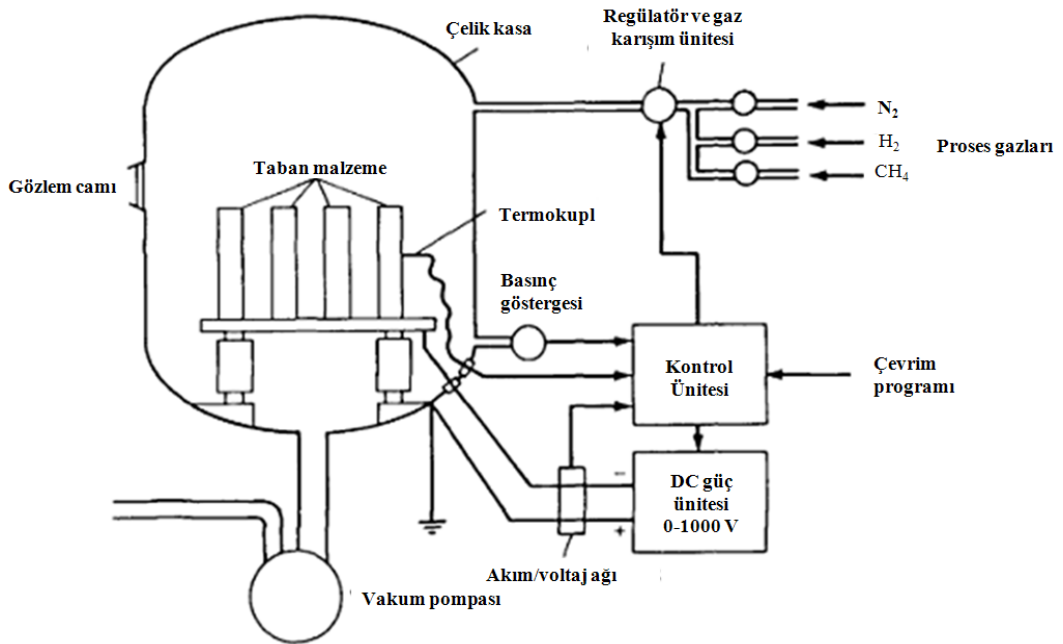
Nitrasyon işlemi, metalik malzemelerin yorulma, aşınma, korozyon dayanımlarını artırmak ve yüzey sertliklerini arttırmak için uygulanan, malzeme yüzeyine azot difüzyonu mekanizmasına dayanan termomekanik bir işlemdir. Nitrasyon işlemi sırasında malzemenin yüzeyinden çekirdeğine doğru, nitrür ve difüzyon tabakası olmak üzere, iki farklı tabaka oluşur. İlk tabaka ϵ faz (ϵ -Fe₂₋₃N), gama faz (γ -Fe₄N) ya da karma faz (ϵ + γ) demir nitrür yapılarından oluşmaktadır. Oluşan yapılara bağlı olarak aşınma karakteristikleri de değişim göstermektedir. Difüzyon tabakasında ise azot atomları ferritik latis içerisinde yer alarak nitrür oluşumunu arttırmaktadır. Difüzyon tabakası yorulma dayanımını arttırmaktadır [30].

Karbon atomlarının ostenitik yapıya yüksek sıcaklıkta difüzyona uğradığı ve martenzitik dönüşüm için su verme ihtiyacı duyulan, dolayısı ile de hacimsel değişimlerin meydana geldiği karbürizasyon işleminin aksine, temperlenmiş martenzit koşullarında uygulanan nitrasyon işleminde çok küçük ölçüsel değişim ve distorsiyon meydana gelmektedir. Nitrasyon genellikle orta karbonlu, krom, alüminyum, vanadyum, tungsten ve molibden gibi nitrür yapıcı element içeren çeliklere uygulanmaktadır. Bilindiği gibi bu elementler takım çeliklerin kimyasal kompozisyonundaki ana elementleri oluşturmaktadır.

Nitrasyon işlemi gaz nitrasyon, tuz banyosu, plazma nitrasyon ya da ion-nitrasyon şeklinde uygulanmaktadır. Genel uygulama amonyak gaz atmosferinde 495-565°C arasında uygulanmaktadır. Uygulama sıcaklıklarında amonyak (NH₃) azot ve hidrojene ayrılmaktadır. Reaksiyon sonucu ortaya çıkan azot, metal yüzeyden difüze olmaktadır. Yavaş gelişen difüzyon sonucunda genellikle 0,5 mm²'nin altında

nitasyon tabakası oluşur. Nitasyon işlemi öncesinde, uzun süren nitasyon işlemi sırasında meydana gelebilecek yumuşamayı önlemek amacı ile çelik, nitasyon sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda temperleme işlemine tabi tutulmalıdır. Bu işlem, ikincil sertleşme mekanizması ile de örtüşmektedir [6].

Plazma ya da ion nitasyon, nitasyon işleminde son dönemde geliştirilmiş ve teknik literatürde dikkat çeken çalışmalarla öne çıkmış bir prosestir. Şekil 8.1'de plazma nitasyon sistemi gösterilmiştir [6]. Mühendislik malzemelerinin yüzey ve yüzey altı dizaynında, plazma destekli yüzey modifikasyon teknikleri arasında plazma nitasyon, endüstriyel uygulama anlamında kendini ispat etmiş ve yaygın olarak kullanılan birkaç uygulamadan biridir. Plazma nitasyon yöntemi ile takım çeliklerine aşınma ve korozyon dayanımı, aynı zamanda da termal yorulma dayanımı kazandırılmaktadır. Uma Devi ve O.N Mohanty tarafından yapılan çalışmalarda, H13 çeliklerinde 15kW'lık plazma nitasyon sisteminde nitasyon uygulaması gerçekleştirmişlerdir. Yapılan çalışmalarda farklı potansiyel ve sıcaklıklar uygulanmıştır. Uzun nitasyon süreleri uygulanmasına rağmen nitasyon sıcaklığının düşük tutulması durumunda (480°C) 2-3 μm tabaka kalınlığı elde edilmiştir. Kısa nitasyon sürelerinde $-\text{Fe}_{2-3}\text{N}$ fazı görülürken, artan nitasyon sürelerinde, artan porozitenin potansiyel kaynağı olabileceği düşünülen moleküler azot salınımı ile N_2 birlikte $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ fazı yapılanmaktadır [31].



Şekil 8.1: Plazma nitasyon sisteminin şematik gösterimi [6].

8.3 Fiziksel ve Kimyasal Buhar Biriktirme Yöntemleri

Yüzey mühendisliğinde son 20 yılda yapılan çalışmalar gözden geçirildiğinde, gaz ve plazma nitrasyon, CVD-PVD sert seramik kaplamaların en popüler konular olduğu göze çarpmaktadır. Sert seramik kaplamalar yüzeye yüksek aşınma dayanımı kazandırırken, sürtünme özelliklerini düşürmekte, yağlayıcı etki yapmaktadırlar. Bununla birlikte sert kaplamaların birtakım dezavantajları da söz konusudur. Kaplama ve taban malzeme sertlik değerleri arasındaki farkın yüksek olması en önemli dezavantajlardandır. Sertlik değerleri arasındaki bu fark, kaplama hatalarının oluşmasına sebep olmaktadır. Tabakalı kaplamalarla, sertlik geçişlerindeki farkı azaltmakta, adhezyonu geliştirip takımın ömrünü arttırmaktadır [32].

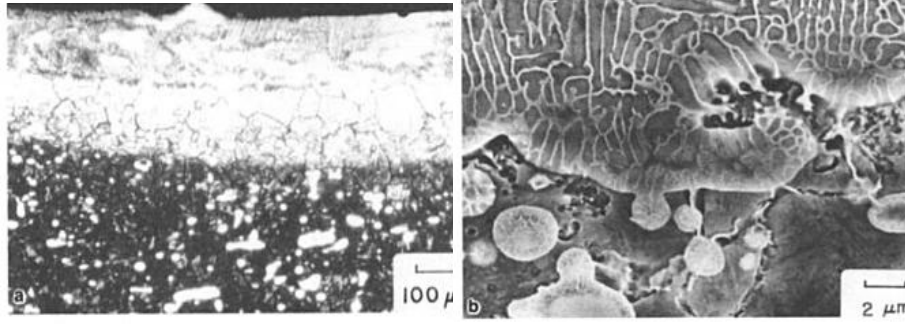
Fiziksel buhar biriktirme yönteminde yüksek vakum altında fiziksel olarak üretilmiş atom ya da moleküllerin hedef malzeme üzerinde biriktirilmesi söz konusudur. Kimyasal buhar biriktirme yönteminde ise gaz fazdaki reaktanlar taban malzeme üzerinde reaksiyona girerek yüzey kaplamasını oluşturur. Titanyum nitrür kaplamaların PVD yöntemi ile uygulanması durumunda taban malzeme sıcaklığı 500°C iken CVD yönteminde 1000°C'lere ulaşmak gerekmektedir. Bu nedenle takım çelikleri PVD yöntemi ile kaplanmaktadır. CVD yöntemi ile yapılan kaplamalar sonrasında takım çeliklerinin ıslah işlemine tabi tutulmaları gerekmektedir.

CVD ve PVD kaplamalar, hızlı soğumaya bağlı olarak çok ince mikro yapıya sahiptirler. Bununla birlikte kaplama morfolojisi, yapı ve adhezyon, taban malzeme sıcaklığı, reaktif gaz sıcaklığı, sıçratılan atomların enerjisi gibi proses parametrelerine karşı hassastır. Kaplamalar çekirdeklenme ve büyüme prosesine göre gerçekleşmektedir. İlk basamakta adatomlar olarak tanımlanan sıçratılan atomların taban malzeme yüzeyine absorpsiyonu gerçekleşmektedir. İkinci adımda adatomlar malzeme yüzeyindeki boşluk ya da çıkıntı gibi tercihli bölgelere difüzyonu gerçekleşir. Bu bölgeler büyüme aşamasının başlangıcını teşkil eden çekirdekleri oluşturur ve çekirdekler üzerinde kaplamanın büyümesi gerçekleşir [6].

8.4 Lazer ve Elektron Demeti ile Yüzey Modifikasyonu

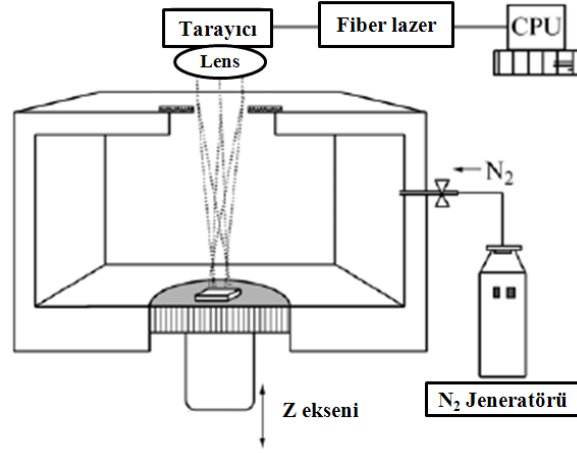
Lazer ve elektron demeti, çok yüksek enerji sağlayan ve bu enerji ile yüksek ısı oluşturmak sureti ile pek çok yüzey modifikasyonunda kullanılmaktadır. Yüksek

enerjili lazer demetleri, kesme, kaynak, yüzey ergitme ve alaşımlama ve bölgesel yüzey sertleştirme gibi pek çok işlemde kullanılmaktadır. Lazer ve elektron demeti ile yüzey modifikasyonları arasında en yaygın kullanılan işlem bölgesel yüzey sertleştirmedir. Elektron ve lazer demeti ile ısıtmada, yüzeye çarpan radyasyonun taban malzemede elektron yapısı ile foton interaksiyonuna girmesi sonucu gerçekleşmektedir [6]. Lazer demeti ile yüzey-ısıtma işlemi, işlem gören yüzeyin herhangi bir soğutma suyuna ihtiyaç duyulmadan kendi kendine soğuması prensibine dayanmaktadır. Malzemenin yüzeyinin sertleştirilmesi ile birlikte, yüzeyde oluşan yoğun ve homojen yapı sayesinde aşınma ve korozyon dayanımları da artmaktadır [33]. Şekil 8.2’de lazer demeti ile sertleştirilmiş yüzeye ait yapı görülmektedir [6].



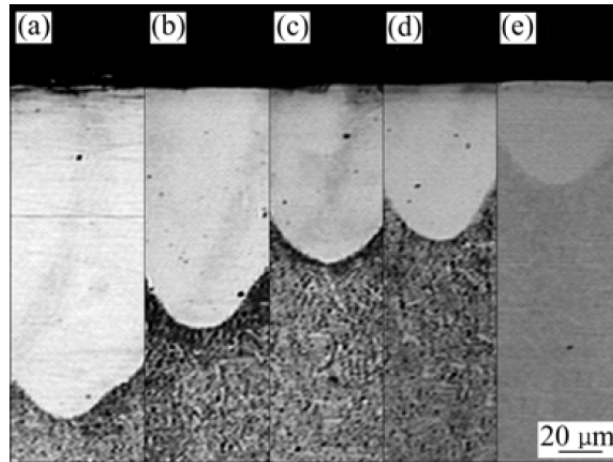
Şekil 8.2: Lazer demeti ile sertleştirilmiş M42 çeliği yüzeyi; (a)Ergimiş ara yüzeyde kısmi ergiyen karbürler, (b) yüksek büyütmelelerdeki yapı [6].

Lazer demeti ile yüzey sertleştirmenin iki önemli avantajı vardır. Bunlardan ilki giren enerjinin çok yüksek olmaması nedeniyle deformasyon miktarının düşük olması, ikincisi ise lazerle sertleştirme sonrasında malzeme yüzeyinde pürüzlülük oluşmaması, dolayısı ile takip eden parlatma işlemlerine gerek duyulmamasıdır. İstenilen yüzey sertliği ve derinliği için proses koşullarının çok iyi araştırılması ve optimizasyonu gerekmektedir. Jae-Ho Lee ve arkadaşları tarafında gerçekleştirile çalışmalarda, H13 tipi sıcak iş takım çeliği kullanılmıştır. Çalışmalarda kullanılan fiber lazer sisteminin şeması Şekil 8.3’de verilmiştir [33].



Şekil 8.3: Lazer sisteminin şematik gösterimi [33].

N₂ Yapılan çalışma sonucunda kısmi ergitmenin gerçekleştirildiği bölgelerde 480-500HV sertlik değerleri elde edilmiştir. Lazer enerji yoğunluğunun artışı ile birlikte, ergimiş bölge derinliğinin de arttığı gözlenmiştir. Farklı lazer enerji yoğunluğunda gerçekleştirilen deneyler sonucunda oluşan yapılar Şekil 8.4’de verilmiştir. Yüksek yoğunluktaki lazer demetinin çarptığı ostenitik yüzey, karbürlerin çözünmesine yetecek zaman bırakıldığında, martenzit mukavemetine ulaşmaktadır. Ergimiş bölgenin sertliği, Vickers sertlik değeri olarak çekirdekte ölçülen sertliğin iki katıdır. Lazer odaklama noktasının 2-4 mm olduğu durumda, en derin nüfuziyet elde edilmiştir. Bu sonuç da, sistem optimizasyonunun önemini göstermektedir [33].

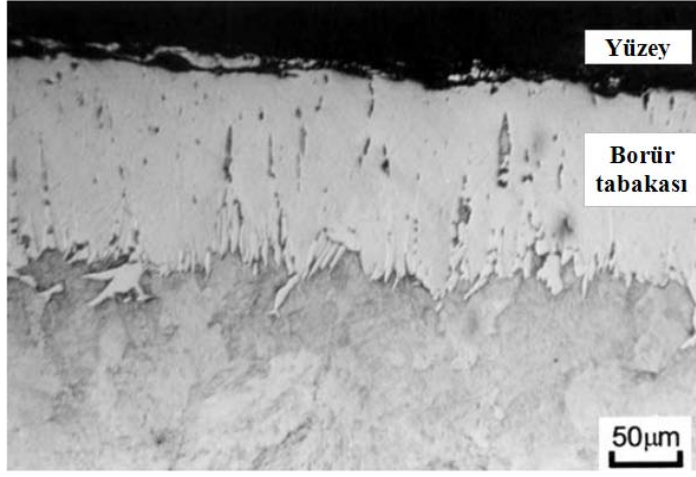


Şekil 8.4: Farklı tarama hızlarında oluşan ergimiş bölge derinlikleri: (a) 73.2 mm/s; (b) 146.4 mm/s; (c) 219.6 mm/s; (d) 292.8 mm/s; (e) 366 mm/s [33].

8.5 Borlama

Borlama, takım çelikleri, karbon ve alaşımlı çeliklere aşınma dayanımı kazandırmak için uygulanan termomekanik bir işlemdir. Bor kaynağı gaz, sıvı, plazma ya da katı olabilir. Katı borlama ajanlarının kullanıldığı borlama yönteminde, borlanacak malzeme, toz ya da pasta formundaki borlama ajanı tarafından örtülür. İşlem 850-950°C gerçekleşir. İşlem sonunda yüzeyde Fe₂B ve FeB yapıları oluşmaktadır. FeB, tabakalar halinde dökülme eğiliminden dolayı tercih edilen bir yapı değildir. FeB oluşması durumunda, difüzyon ısıl işlemi ile giderilmektedir. Cr, Mo, Ni, Mn, V ve Co gibi elementler, borür tabakası içerisinde çözünürlüğe sahipken, C, Si, Al ve Cu gibi borür tabaka içerisinde çözünürlüğü olmayan elementler, çelik içerisinde difüze olurlar. Bu sebeple çelik içerisindeki birçok element borür tabakası gelişimini geciktirici, borür tabakası kalınlığını düşürücü etki yapmaktadır [6].

Proses sıcaklığı, taban malzemenin kimyasal kompozisyonu, proses süresine bağlı olarak Fe₂B fazı tek başına ya da Fe₂B ve FeB intermetalik fazları bir arada görülebilir. Borlama prosesi, yüksek sıcaklıklarda difüzyon kontrollü devam eden bir prostedir. Elde edilmesi beklenen borür tabakasının faz yapısı, sertliği ve kalınlığı için proses parametrelerinin çok iyi belirlenmesi gerekmektedir. Borlama üzerine gerçekleştirilen çalışmalarda, artan proses sıcaklığı ile birlikte sertlik ve borür tabakasının kalınlığının arttığı tespit edilmiştir. Borlama süresinin artışı ile birlikte çift faz yapısı oluşumu gözlemlenmektedir. Borür tabaka kalınlığının 300µm'un üzerine çıktığı durumlarda, FeB ve Fe₂B fazları arasında çatlakların oluştuğu da yapılan gözlemler arasındadır. Fe₂B fazının kırılma tokluğu, FeB fazının dört katıdır. Şekil 8.5'de W1 çeliğine 950°C sıcaklıkta 6 saatlik proses süresinde gerçekleştirilen borlama işlemi sonrasında elde edilen borür tabakası görülmektedir [34,35].



Şekil 8.5: AISI W1 çeliğine 950°C’de 6 saat boyunca uygulanan borlama işlemi sonucunda oluşan borür tabakasının mikrografı [34].

9. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

9.1 Giriş

Bu çalışmada yüzey modifikasyonlarının, alüminyum enjeksiyon döküm operasyonlarında sıcak iş takım çeliklerinin maruz kaldığı erozyon ve korozyon gibi tahrip edici koşullara karşı etkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Deneysel çalışmalar, H13 ve alternatifi olan DIEVAR sıcak iş takım çeliklerinde kalıp ömürlerini arttırmak amacı ile ısıtma işlemi mekanik özelliklerin optimize edilmesini takip eden borlama, nitrasyon, CrN ve TiN/CrN yüzey modifikasyon uygulamaları ve bu uygulamaların, operasyon şartlarının simüle edildiği ortamlara maruz bırakıldığı deneyleri ve karakterizasyon çalışmalarını kapsamaktadır.

9.2 Deneyde Kullanılan Malzemeler

Deneylerde Çizelge 9.1’de kimyasal kompozisyonları verilmiş olan DIEVAR ve H13 sıcak iş takım çelikleri kullanılmıştır. Numuneler 15x15x10 mm boyutlarında hazırlanmış, 1000 mesh’e kadar zımparalama ve ardından parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Malzemelerin korozyon davranışını incelemek için Çizelge 9.2’de kimyasal kompozisyonu verilmiş olan ETİAL 160 alüminyum alaşımı kullanılmıştır.

Çizelge 9.1: DIEVAR ve H13 sıcak iş çeliklerinin kimyasal kompozisyonları.

ÇELİK TİPİ	% ağırlık						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo
DIEVAR	0,372	0,259	0,53	5,02	0,067	0,340	2,53
H13	0,390	1,15	0,341	5,13	0,165	0,55	1,320

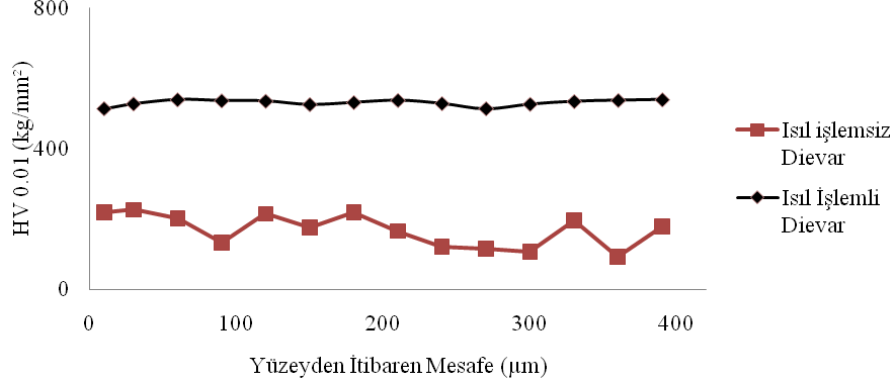
Çizelge 9.2: ETİAL 160 kimyasal kompozisyon (%ağırlık).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn
9,00	1,00	3,20	0,32	0,29	1,06	0,02	0,01	0,07	0,12	0,03

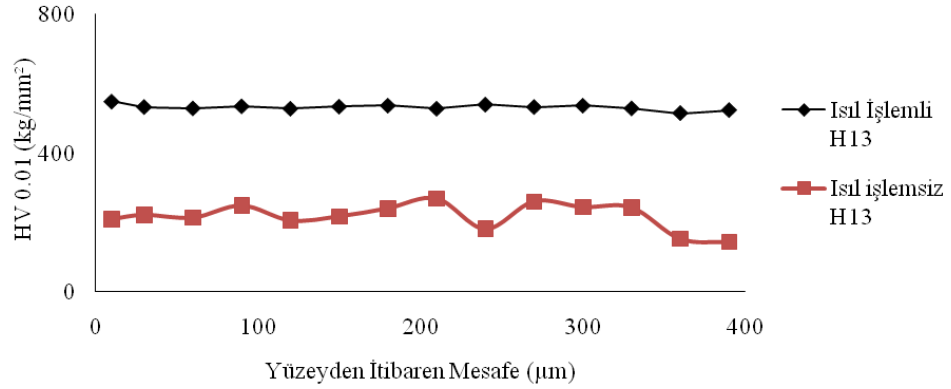
Çeliklerin ısıtıl işlemleri ve nitrasyon uygulamaları ASSAB Korkmaz ısıtıl işlem tesislerinde gerçekleştirilmiştir. Çeliklerin ısıtıl işlemi vakum sertleştirme fırınında gerçekleştirilmiştir. Numuneler iki basamaklı ön ısıtmanın ardından 1050°C sıcaklıkta ostenitlenmiştir. Yapının tamamen ostenit fazına dönüşmesini takiben su verme işlemi gerçekleştirilmiş, çift temperleme ile yapıda kalan kalıntı ostenit giderilmiş ve ikinci temperleme basmağında ikincil sertleştirme ile çelikler çalışma sertlikleri olan 45-50 HRC sertlik aralığına getirilmiştir. Isıl işlem sonrasında çelikler martenzitik mikro yapıya sahiptir. Isıl işlem sonrası oluşan mikro yapı Şekil 9.1’de verilmiştir. Isıl işlem öncesi ve sonrasında yapılan ölçümlerde tespit edilen sertlik değerleri Şekil 9.2 ve Şekil 9.3’de verilmiştir.



Şekil 9.1: Isıl işlem sonrası oluşan temperlenmiş martenzitik yapı.



Şekil 9.2: DIEVAR numunelerde ısıl işlem öncesi ve sonrasında ölçülen sertlik değerleri.



Şekil 9.3: H13 numunelerde ısıl işlem öncesi ve sonrasında ölçülen sertlik değerleri.

Isıl işlemleri tamamlanmış çeliklerin nitrasyon işlemleri gerçekleştirilmiştir.

CrN ve TiN/CrN kaplamaların uygulanacağı numuneler, kaplama işlemi öncesinde nitrasyon işlemine tabi tutulmuştur. Yüzyde oluşan gevrek beyaz tabakanın (FeN) ortadan kaldırılması ve kaplamanın yüzeye tutunma kabiliyetinin geliştirilmesi için kaplama işlemi öncesi kumlama işlemi gerçekleştirilmiştir CrN ve TiN/CrN kaplamalar, vakum altında PVD yöntemi ile gerçekleştirilmiştir.

9.3 Yüzey Modifikasyonları

Deneysel uygulamalar için yüzey modifikasyonları borlama, nitrasyon, CrN kaplama ve TiN/CrN kaplama uygulamalarından oluşmaktadır.

Borlama işlemi, argon gazı ile atmosfer kontrolü sağlanan atmosfer kontrollü fırında, 900°C sıcaklıkta 8 ve 12 saatlik sürelerde gerçekleştirilmiştir. Borlama ajanı olarak,

yüksek borlama kabiliyeti göz önünde bulundurularak, toz halde ticari EKABOR 2 kullanılmıştır.

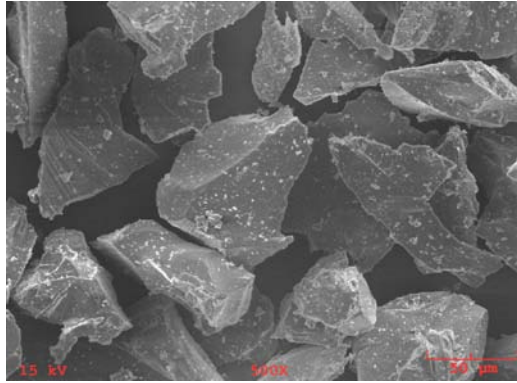
Nitrasyon işlemi ASSAB Korkmaz tesislerinde, 560°C sıcaklıkta gaz nitrasyon yöntemi ile gerçekleştirilmiştir.

CrN ve TiN/CrN kaplamadan işlemi önce numunelere nitrasyon işlemi uygulanmıştır. Nitrasyon sonrasında, kaplamanın yüzeye yapışmasını olumsuz etkileyen beyaz tabakanın kaldırılması amacı ile numune yüzeylerine kumlama işlemi uygulanmıştır. CrN ve TiN/CrN kaplama uygulamaları Ionbond TinKap tesislerinde 300°C sıcaklıkta PVD yöntemi ile gerçekleştirilmiştir.

Modifikasyonlar sonrası gerçekleştirilen sertlik taramaları sonuçları Ek A.6'da verilmiştir.

9.4 Eroziyon Aşınma Deneyleri

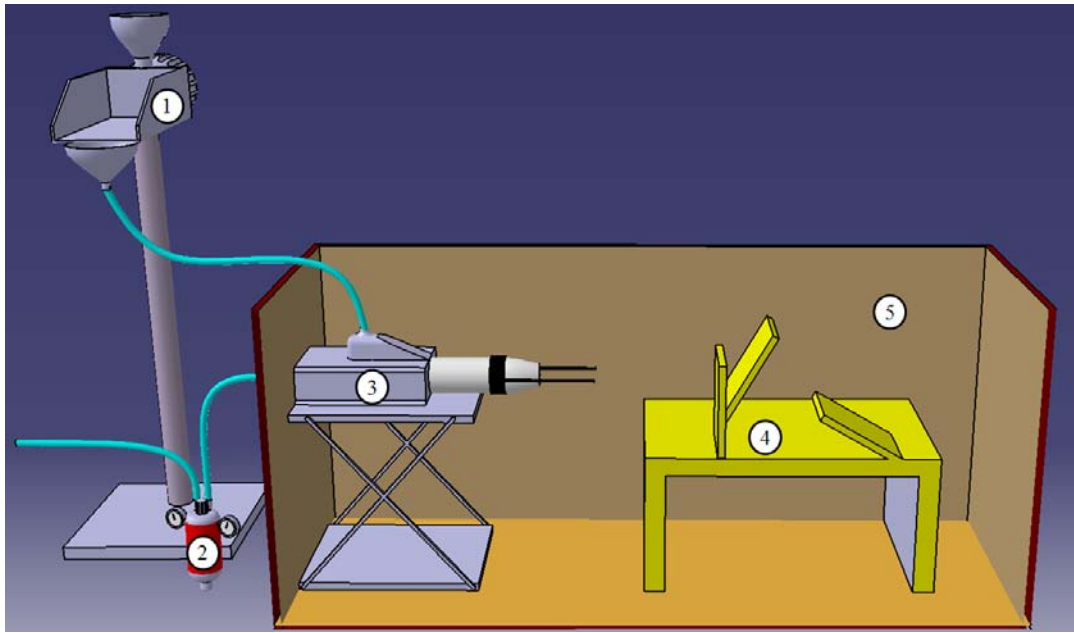
Bu çalışmada 70µm boyuta, 1875 Vickers sertliğe ve 3,96 gr/cm³ yoğunluğa sahip aşınma Al₂O₃ parçacıkları kullanılmıştır. Al₂O₃ parçacıklarının SEM görüntüsü Şekil 9.4'de verilmiştir.



Şekil 9.4: Deneylerde kullanılan Al₂O₃ aşındırıcıların SEM görüntüsü.

Boyutlandırma, ısıl işlem öncesi yüzey hazırlama, ısıl işlem, ısıl işlem sonrası yüzey hazırlama ve yüzey modifikasyon işlemleri tamamlanan numuneler, alkol ile temizlenip kurutulduktan sonra 0,1 mg hassasiyette tartıldıktan sonra aşınma deneyine geçilmiştir. Eroziyon aşınma deneylerinde Şekil 9.5'de gösterilen kum püskürtme cihazı kullanılmıştır. Püskürtme tabancası, 30-60-90° açılara sahip numune tutucu ve kabinden oluşan sisteme, kum besleme miktarının kontrolünü

sağlayan titreşimli besleyici ilave edilmiştir. Kum püskürtme hızını belirlemek amacı ile de yüksek basınçlı hava kompresörü ve manometre bağlantısı gerçekleştirilmiştir. Manometreden kontrol edilen hava basıncı ile aşındırıcı parçacıklar istenilen hızda numune yüzeyine çarptırılmıştır. Titreşimli besleyici üzerindeki frekans ayarı ile dakikada beslenen aşındırıcı miktarı, yani parçacık akısı (particle flux) kontrol altına alınmıştır. Alümina aşındırıcılar, her bir püskürtmede 25 gr/dk besleme hızı sağlanacak şekilde ayarlanmış titreşimli besleyiciye yüklenmiştir. Kumlama tabancasında 4,2 mm çapında üfleci olan alümina nozul kullanılmıştır. Sisteme beslenen hava şartlandırıcıdan geçirilerek yağ ve sudan arındırılmıştır.



Şekil 9.5: Eroziyon aşınma deney düzeneği; 1-Titreşimli besleyici, 2-Manometre, 3-Kumlama tabancası, 4-Açılı numune tutucu, 5-Kumlama kabini.

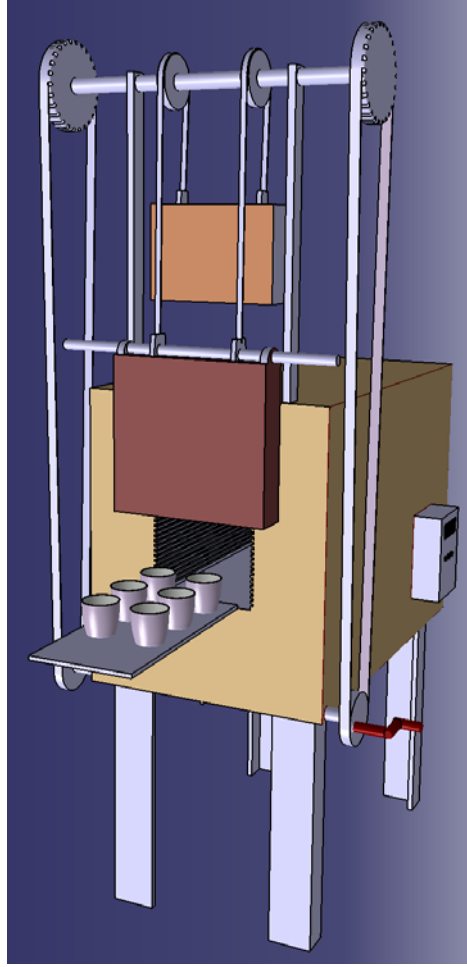
Her püskürtme sonrası numune önce kuru hava ile temizlenmiş, daha sonra izopropil alkol ile yıkanıp kurutulduktan sonra 0,1 mg hassasiyetle tartılarak ağırlık kaybı ölçülmüştür. Çarpma hızı, cihaza giren havanın basıncı ile kontrol edilmiştir. Yapılan çalışmalarda hız tespiti için Ruff ve Ives'in 1975 yılında geliştirdiği "double disc" metodu kullanılmıştır [36]. Deney koşulları Çizelge 9.3'te verilmiştir.

Çizelge 9.3: Eroziyon aşınma deneylerinin koşulları.

DENEY KOŞULLARI	
Malzemeler	H13, DIEVAR
Yüzey Modifikasyonları	Modifikasyonsuz, Nitrasyon, CrN kaplama, TiN/CrN kaplama, 15 ve 43 µm derinliğinde Borlama
Aşındırıcı Parçacık	70µm 1875HV Al ₂ O ₃
Çarpma açıları	30°, 60°, 90°
Çarpma hızı	76 m/s
Parçacık besleme hızı	25 g/dk
Nozul	4,2 mm iç çaplı Al ₂ O ₃
Nozul-hedef arası	10 mm
Sıcaklık	Oda sıcaklığı
Ağırlık kaybı ölçüm hassasiyeti	0,1mg

9.5 Korozyon Deneyleri

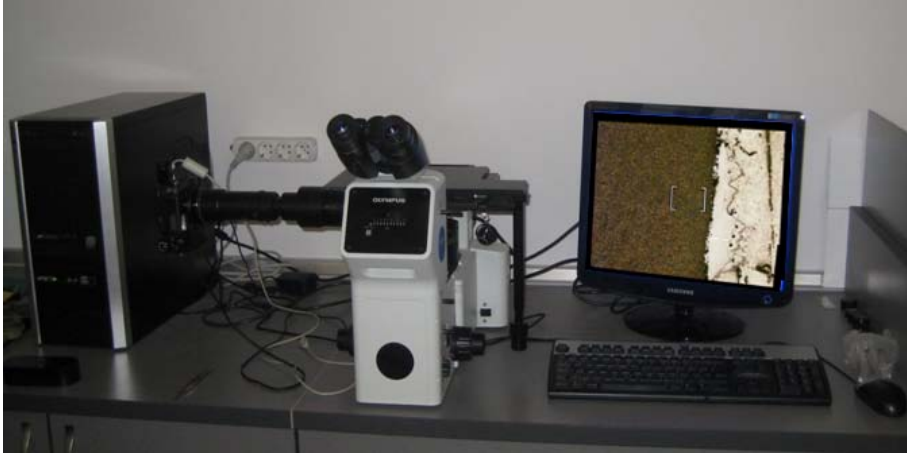
Yüzey modifikasyonları tamamlanmış numuneler, 680°C'ye ayarlanmış fırında, paslanmaz çelik potalarda bekletilen ergimiş alüminyum içine daldırılmış, 4, 6 ve 8 saat bekleme süreleri sonunda ergimiş alüminyumdan çıkartılmış ve atmosfere açık ortamda soğutulmuştur. Korozyon deneylerinde kullanılan sistem Şekil 9.6'da, gösterilmiştir. Soğutulan numunelerin alüminyum ile temas eden yüzeylerinin kesitleri alınmış, metalografik numune hazırlama teknikleri ile ışık mikroskobu ve SEM incelemeleri için hazırlanmıştır.



Şekil 9.6: Korozyon deneylerinde kullanılan sistem.

9.6 Metalografi ve SEM çalışmaları

Işık mikroskobu ile yapılan incelemeler Şekil 9.7’de verilen Olympos optik görüntüleme sistemi, SEM çalışmaları ise Biyomalzeme Araştırma ve Karakterizasyon Laboratuvarında yer alan ve Şekil 9.8’de gösterilen JEOL JSM 7000F model Alan Emisyonlu Tarama Elektron Mikroskobunda (FESEM) gerçekleştirilmiştir [37]. SEM çalışmaları, X-Ray haritalama, çizgi tarama (line-scan), nokta analiz ve geri saçınan elektron (back-scattered) görüntüleme uygulamalarını kapsamaktadır.



Şekil 9.7: Olympus optik görüntüleme sistemi.



Şekil 9.8: JEOL JSM 7000F alan emisyonlu tarama elektron mikroskobu [37].

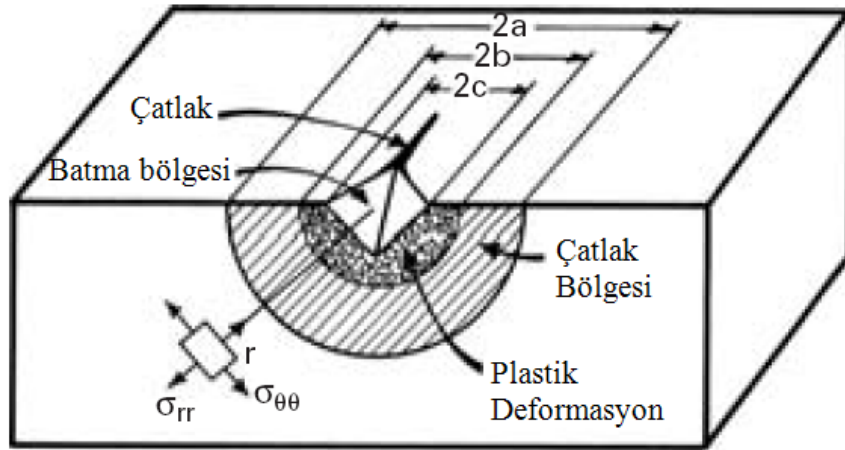
9.7 Kırılma Tokluğu Deneyleri ve Sertlik Ölçümleri

Sertlik taramaları ve kırılma tokluğu deneylerinde Şekil 9.9'da gösterilen Future Tech FM 700 marka mikro sertlik cihazı kullanılmıştır. Deneyler 10-1000 gram yük aralığında, Vickers uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 9.9: Future Tech FM 700 mikro sertlik cihazı.

Cam, seramik gibi gevrek malzemelerde indentasyon sırasında oluşan gerilmeler çatlak oluşumuna sebep olabilmektedir. Oluşan bu çatlakların uzunlukları kırılma tokluğu hesaplamalarında kullanılabilir. İndentasyon sırasında oluşan plastik deformasyon ve yarı-dairesel çatlak Şekil 9.10'da gösterilmiştir.



Şekil 9.10: İndentasyonda oluşan plastik deformasyon ve yarı-dairesel çatlak [38].

Gevrek malzemelerde indentasyon çatlaklarının kantitatif kırılma tokluğu tahmininde kullanılabileceği ilk olarak Palmqvist tarafından ortaya konmuştur. Lawn, Wilshaw, Evans ve arkadaşları, Palmqvist'in çalışmalarını detaylandırmıştır. Bu çalışmalar sonucunda, çatlak ilerlemesinin durduğu noktadaki kalıntı gerilmelerin yoğunluk faktörü olarak tanımlanan kırılma tokluğu aşağıdaki gösterildiği gibi formülize edilmiştir;

$$K_{Ic} = \delta(E/H)^{1/2}(P/a^{3/2}) \quad (9.1)$$

K_{Ic} : Kırılma tokluğu (MPa√m)

δ : Sertlik ölçüm ucuna bağlı değişen geometrik faktör

E: Elastik modül (GPa)

H: Sertlik (MPa)

P: Uygulanan yük (N)

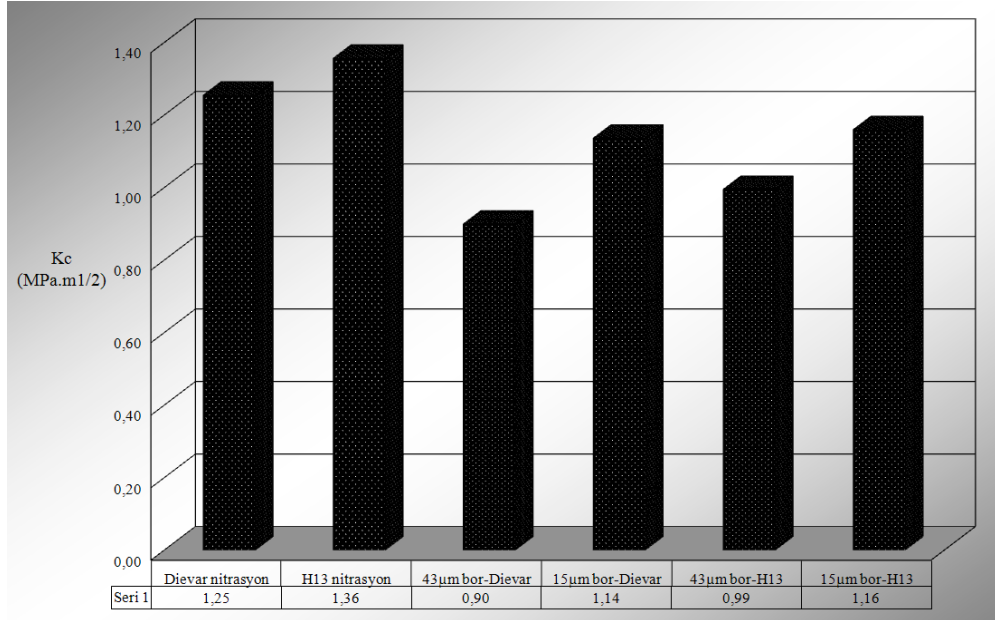
a: Çatlak yarı boyu (mm)

Kırılma tokluğu hesaplamalarında geometrik faktör, Anstis bağıntısına göre 0,016 \pm 0,004 olarak alınmıştır [38].

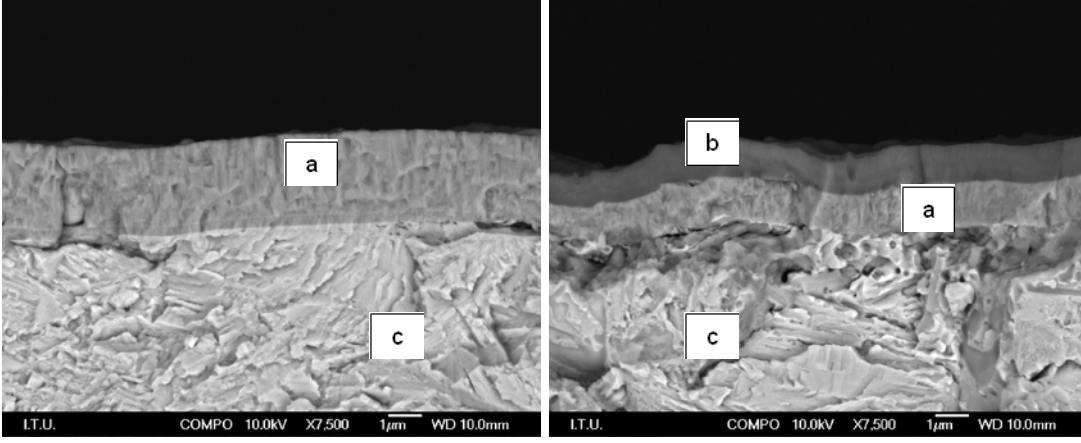
10. SONUÇLAR VE İRDELEME

10.1 Kırılma Tokluğu Deneyi Sonuçları

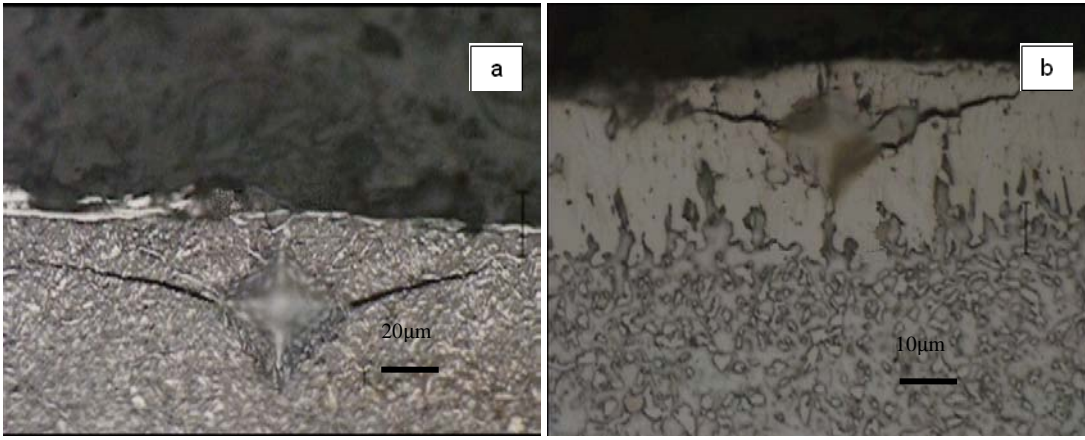
Nitrasyonlu, 15 μ m ve 43 μ m bür tabakasına sahip numunelerin kırılma toklukları Palmqvist metodu ile ölçülmüştür. Şekil 10.1’de ölçülen kırılma tokluğu değerleri grafiklerle verilmiştir. Nitrasyon uygulanmış malzemeler yüksek kırılma tokluğu göstermişlerdir. Yapılan ölçümlerde oluşan izlerin ışık mikroskobu görüntüleri Ek A.7’de verilmiştir. CrN ve TiN/CrN kaplamalı malzemelerde, kaplama kalınlıklarının 3 μ m olması sebebiyle kırılma tokluğu ölçümü gerçekleştirilememiştir. CrN ve TiN/CrN kaplamaların SEM-composition görüntüleri Şekil 10.2’de, kırılma tokluğu ölçümleri sırasında oluşturulan çatlak görüntüleri ise Şekil 10.3’de verilmiştir.



Şekil 10.1: Ölçülen kırılma tokluğu değerleri.



Şekil 10.2: (a) CrN kaplama, (b) TiN kaplama, (c) DIEVAR taban malzeme.

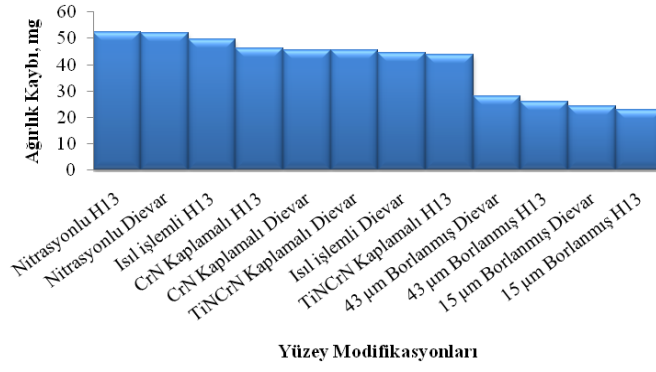


Şekil 10.3: (a) Nitrasyon uygulanmış DIEVAR, (b) 43 µm borür tabakasına sahip H13 numunede oluşturulan çatlak görüntüleri.

10.2 Erozyon Deneyi Sonuçları

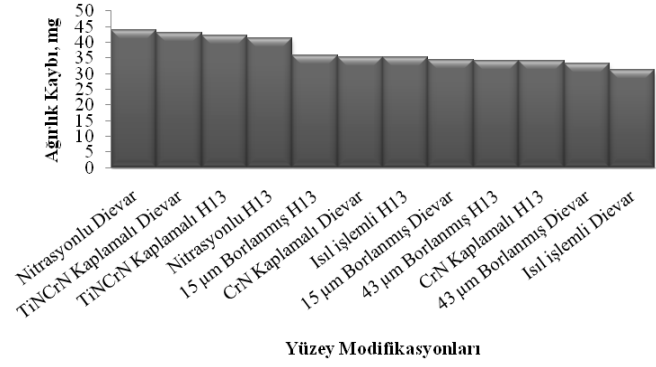
Yapılan erozyon testleri ile farklı yüzey modifikasyonları uygulanmış numunelerin aşınma dirençleri ölçülmüştür. Parçacık çarpma açlarına bağlı olarak, numunelerde gerçekleşen ağırlık kayıpları Şekil 10.4, Şekil 10.5 ve Şekil 10.6'da gösterilmiştir.

76 m/s 30° Kumlama Hızı ve Açısında Ağırlık Kayıpları



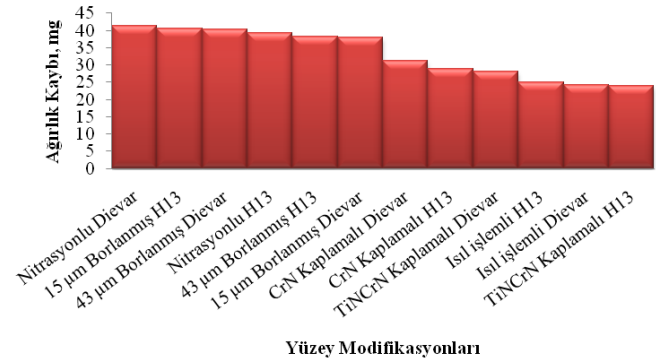
Şekil 10.4: 76 m/sn parçacık hızı ve 30° çarpma açısında oluşan ağırlık kayıpları.

76 m/s 60° Çarpma Hızı ve Açısında Ağırlık Kayıpları



Şekil 10.5: 76 m/sn parçacık hızı ve 60° çarpma açısında oluşan ağırlık kayıpları.

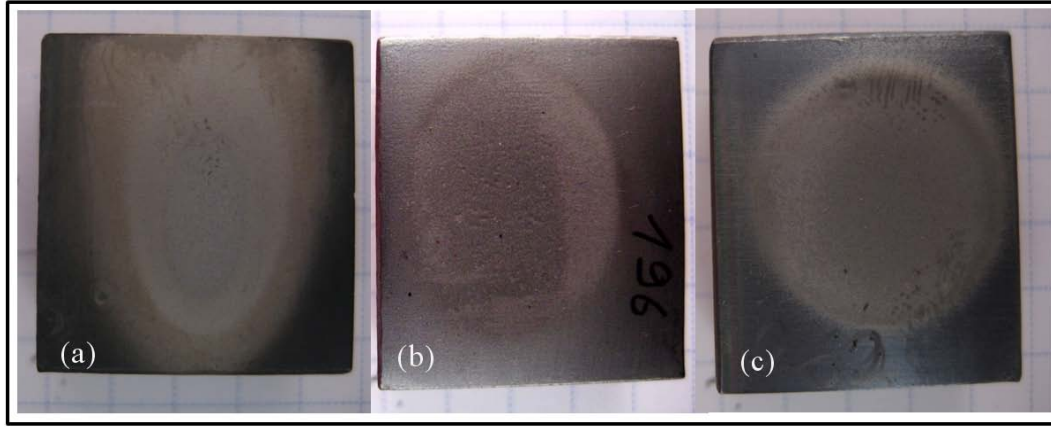
76 m/s 90° Kumlama Hızı ve Açısında Ağırlık Kayıpları



Şekil 10.6: 76 m/sn parçacık hızı ve 90° çarpma açısında oluşan ağırlık kayıpları.

Ek A.3'te verilen erozyon grafikleri incelendiğinde, uygulanan en düşük çarpma açısı olan 30° çarpma açısında, borlama yüzey modifikasyonu işleminin en düşük ağırlık kaybı değerlerini verdiği, dolayısı ile en yüksek aşınma direnci sağladığı görülmektedir. 60°'lik parçacık çarpma açısında, görece yüksek erozyon direncine, borlanmış numunelere ek olarak CrN kaplamalı ve ısıl işlemlili numuneler de dahil

olmuştur. 90° parçacık çarpma açısında ise, en yüksek erozyon direncini, CrN, TiN/CrN yüzey modifikasyonlarına sahip ve ısıl işlemlenmiş numuneler göstermiştir. 90° parçacık çarpma açısında, borlanmış numunelerin direnci daha düşüktür. Nitratlı numuneler, her üç parçacık çarpma açısında da düşük erozyon direnci göstermiştir. Artan çarpma açısı ile birlikte ağırlık kaybı artan borlanmış numuneler gevrek kırılma, artan çarpma açısı ile ağırlık kaybı azalan diğer numuneler ise sünek kırılma davranışı göstermektedir. Şekil 10.7’de farklı çarpma açılarında aşındırılmış erozyon test numuneleri gösterilmiştir.



Şekil 10.7: 76 m/sn parçacık hızında gerçekleştirilen erozyon test görüntüleri; (a) 30°, (b) 60°, (c) 90° püskürtme açılarındaki numune yüzeylerinde oluşan aşınma izleri.

10.3 Korozyon Deneyi Sonuçları

Alüminyum korozyonu deneylerinde, farklı yüzey modifikasyonları uygulanmış numunelerin süreye bağlı korozyon davranışları incelenmiştir. Yapılan yüzey modifikasyonları ve çelik türüne göre oluşturulan Çizelge 10.1’de, süreye bağlı gelişen korozyon oranları verilmiştir.

Çizelge 10.1: Ergimiş alüminyuma daldırma süresine bağlı olarak farklı yüzey modifikasyonu uygulanmış yüzeylerde oluşan hasar miktarları.

Yüzey Modifikasyonu	Modifiye Edilmiş Yüzey Kesit Kalınlığı (µm)	Ergimiş Alüminyuma Daldırma Süresine Bağlı Korozyon Hasarı		
		4 Saat	6 Saat	8 Saat
Isıl İşlemlili H13	0	*****	*****	*****
Isıl İşlemlili DIEVAR	0	*****	*****	*****
Borlama-15 µm H13	15	***	****	*****
Borlama-15 µm DIEVAR	15	***	****	*****
Borlama-43 µm H13	43	*	**	****
Borlama-43 µm DIEVAR	43	*	**	****
Nitrasyon H13	120	*	**	****
Nitrasyon DIEVAR	120	*	**	****
CrN H13	3	*	*	*
CrN DIEVAR	3	*	*	*
TiN/CrN H13	2,5	*	*	***
TiN/CrN DIEVAR	2,5	*	*	***

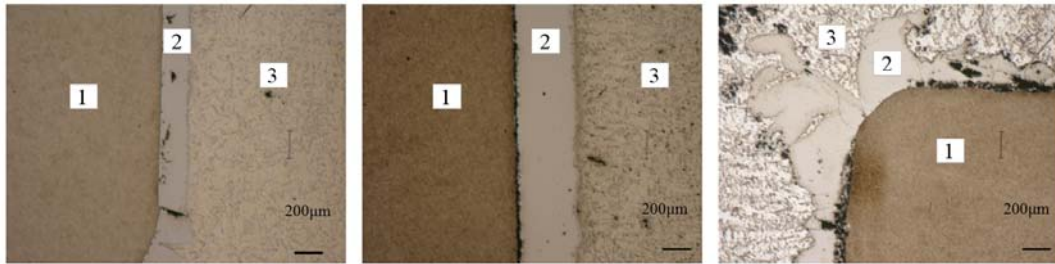
(***** ağır hasar, ****orta-ağır hasar, *** orta hasar, ** orta-hafif hasar, * hafif hasar)

Çizelge 10.1 incelendiğinde, CrN kaplamanın, malzeme yüzeyini korozyona karşı çok iyi koruduğu görülmektedir. CrN uygulamasının getirdiği alüminyum korozyonuna karşı koruyucu özelliği, TiN/CrN ve nitrasyon uygulamaları takip etmektedir.

Sıvı alüminyum ile numunelerin yüzeyleri arasında meydana gelen reaksiyonlar sonucunda oluşan intermetalik bileşikler ışık mikroskopunda incelenmiştir. Bunlar arasından seçilen numunelerdeki intermetalik tabakalar SEM çalışmaları ile incelenmiştir.

Yapılan incelemelerde, yüzey modifikasyonu uygulanmamış numunelerde, 4 saatlik ergimiş alüminyum teması sonucunda numune yüzeylerinde intermetalik bileşiklerin oluşumu ve ağır hasar gerçekleştiği tespit edilmiştir. Borlama işlemi uygulanmış numunelerde, borlama derinliklerine de bağlı olarak, yüzey modifikasyonu uygulanmamış numunelere göre daha yüksek korozyon direnci tespit edilmiştir. 6 saatlik ergimiş alüminyum ile temas sonrasında, 43 derinliğinde borlanmış numunelerde hafif-orta hasar olduğu tespit edilmiştir. TiN/CrN çoklu tabakalı kaplamalar, korozyon direnci bakımından nitrasyon uygulanmış numunelere benzer karakteristik davranışlar göstermiştir. Ancak TiN/CrN kaplamalı malzemelerde, kaplamada meydana gelen kısmi deformasyon, oyuklanma şeklindeki korozyon hasarı ile sonuçlanmıştır. 120µm derinliğe sahip nitrasyon işlemlili numunelerde ise oyuklanma şeklindeki korozyon hasarına rastlanmamıştır. Uygulanan CrN kaplama en iyi korozyon direncini göstermiştir. 8 saatlik ergimiş alüminyum ile temas sonrasında kısmi yapışmalar dışında herhangi bir hasar gözlenmemiştir.

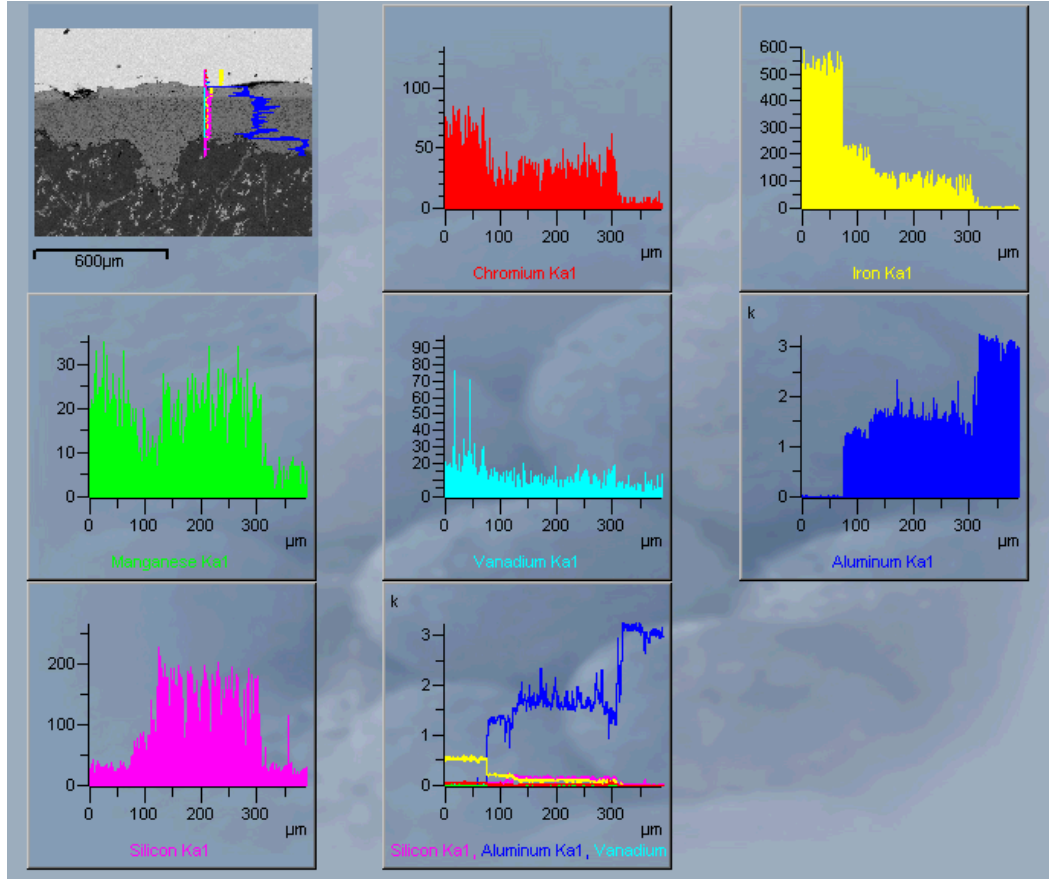
Herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış DIEVAR numunelerde, ergimiş alüminyumla 4, 6 ve 8 saat temas sonucunda oluşan intermetalik yapıların ışık mikroskobu görüntüleri Şekil 10.8’de verilmiştir. Ek B’de de ışık mikroskobu çalışmaları ile tespit edilen ergimiş alüminyum-çelik numune ara yüzlerinde intermetalik bileşiklerden oluşan tabaka ve hasara uğramış bölge görüntüleri verilmiştir.



Şekil 10.8: DIEVAR numunelerde ergimiş alüminyumla (a) 4, (b) 6 ve (c) 8 saat temas sonucunda oluşan intermetalik yapılar; (1) DIEVAR, (2) intermetalik yapı, (3) alüminyum.

Yapılan SEM çalışmalarında, ısıl işlem dışında herhangi bir modifikasyon uygulanmayan DIEVAR ve H13 çeliklerde, farklı Fe-Al-Si kompozisyonlarına sahip 2 farklı intermetalik bileşik alanının olduğu tespit edilmiştir. EDS çalışmaları ile bu alanlardaki demir, alüminyum ve silisyum oranları belirlenmiştir. Çelik yüzeyinden uzaklaştıkça, intermetalik alanlarda çelik yüzeyinden uzaklaştıkça demir oranı

azalmakta, alüminyum ve silisyum oranı artmaktadır. Şekil 10.9'da ısıl işlemlili DIEVAR numunede 8 saat sıvı alüminyum ile temas sonucunda oluşan intermetalik yapıda gerçekleştirilen çizgi tarama çalışması verilmiştir.



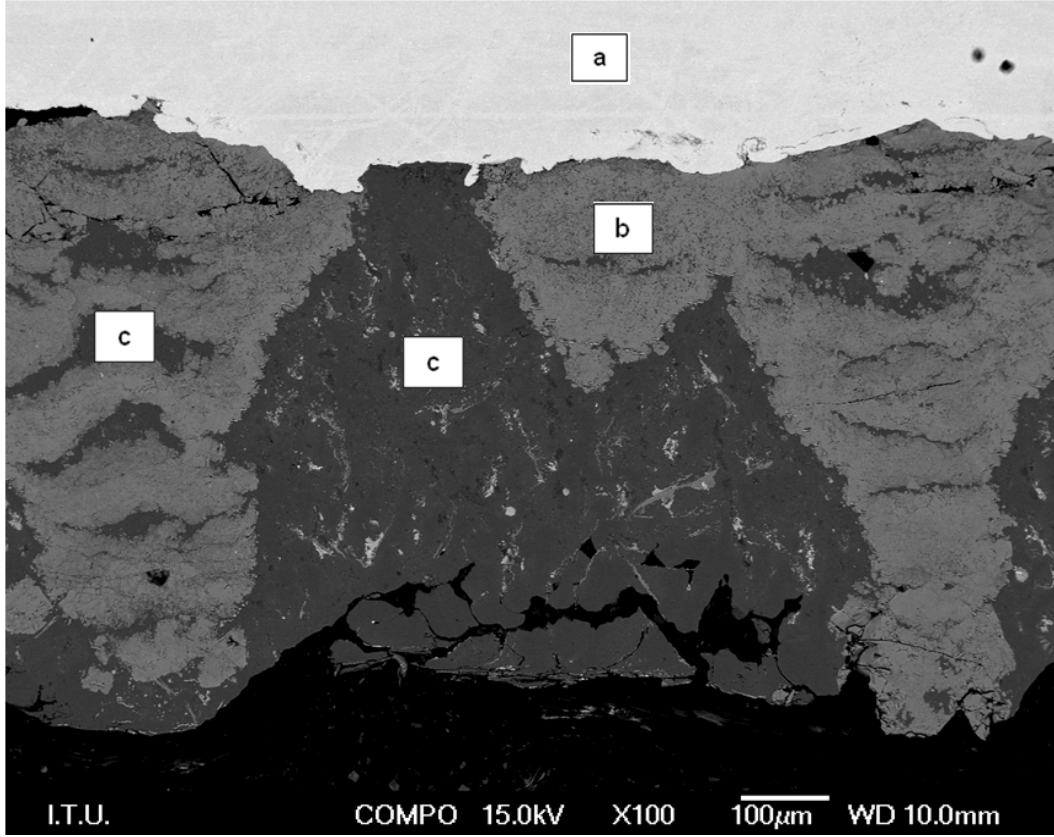
Şekil 10.9: Isıl işlemlili DIEVAR numunede 8 saat alüminyum ile temas sonucunda oluşan intermetalik yapıda gerçekleştirilen çizgi tarama çalışması.

Nitrasyon uygulanmış numunede, 8 saatlik alüminyum teması sonrasında, 2 farklı intermetalik yapı tespit edilmiştir. Bu numunelerde oluşan intermetalik yapılarda, çelik yüzeyinden uzaklaştıkça demir oranı azalmakta, alüminyum ve silisyum oranı ise artmaktadır.

CrN kaplamalı numunede, makro çalışmalarda kısmi yapışmalar dışında hasar gözlenmemiştir. SEM çalışmalarında herhangi bir intermetalik yapıya rastlanmamıştır.

TiN/CrN kaplamalı numunede, kaplamanın bölgesel olarak ortadan kalktığı alanlarda, oyuklanma şeklinde intermetalik bileşiklerin oluşumu tespit edilmiştir. Oyuklanma şeklinde gelişen korozyonu gösteren SEM görüntüsü Şekil 10.10'da verilmiştir. Süreksizlik göstermekle birlikte, bu numunelerdeki intermetalik yapılarda

da çelik yüzeyinden uzaklaştıkça demir oranı azalmakta, alüminyum ve silisyum oranı artmaktadır.



Şekil 10.10: TiN/CrN kaplamalı numunelerde oyuklanma şeklinde gelişen korozyon. (a) DIEVAR, (b) intermetalik, (c) alüminyum.

43 µm borür tabakasına sahip numunede, borür tabakasının ortadan kalktığı, çelik – alüminyum ara yüzeyinde 2 farklı intermetalik yapının oluştuğu tespit edilmiştir. Bu intermetalik yapılarda, çelikten uzaklaştıkça demir oranı azalmakta, alüminyum ve silisyum oranı artmaktadır.

Kompozisyona bağlı back-scattered görüntüleme, çizgi-tarama, nokta tarama ve X-ışını haritalama çalışmalarını içeren görüntüler Ek A.4'te verilmiştir.

10.4 Sonuçların İrdelenmesi

Isıl işlem dışında herhangi bir yüzey işleminin uygulanmadığı numunelerde, çelik bileşimindeki değişimlerin, numune yüzeylerinde oluşan hasar oranları incelendiğinde, bu iki çelik arasındaki bileşim farklılığının korozyon direncine belirgin bir etkisi olmadığı görülmektedir. Mo oranı artırılarak karbürlerin yüksek

sıcaklıktaki stabilizasyonu sağlanan DIEVAR sıcak iş takım çeliği, alüminyum korozyonunda H13 çeliğine göre farklılık göstermemiştir.

Erozyon deneyleri sonuçları incelendiğinde, DIEVAR numunelerin, H13 numunelere göre daha düşük ağırlık kaybına, dolayısı ile daha yüksek erozyon direncine sahip olduğu görülmektedir. DIEVAR çeliklerde, Mo oranının yüksek olması nedeniyle görece fazla olan karbürler, alümina aşındırıcılarla yapılan erozyon deneyinde, erozyon direncini yükseltmiştir.

H13 ve DIEVAR malzemelerin bileşimlerinin, borür tabakası kalınlığını etkilemediği, 8 ve 12 saatlik uygulamalarda, her iki çelikte de aynı derinliklerde borür tabakası oluştuğu görülmüştür. Nitrasyon, CrN ve TiN/CrN kaplama uygulamaları için de aynı durum söz konusudur.

Yüzey modifikasyonları gerçekleştirilen DIEVAR ve H13 çeliklerinde, kırılma tokluğu açısından farklı sonuçlar elde edilmiştir. Nitrasyon uygulanan çeliklerin kırılma tokluğu değerleri incelendiğinde, H13 çeliğinin kırılma tokluğunun DIEVAR'a göre %8,8 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Borlanan numunelerde ise, borlama süresinin artmasına bağlı olarak artan borür tabakasının kalınlığı, kırılma tokluğunu düşürmektedir. Hem H13 hem de DIEVAR çeliklerde paralel sonuçlar elde edilmiştir. Kırılma tokluğundaki bu düşüşün nedeni, uzun süreli borlama işlemine bağlı olarak numunelerin dış yüzeyinde oluşan gevrek yapıdaki borür fazlarından kaynaklanmaktadır. Ancak her iki borür tabakası kalınlığı için de H13 çeliklerinin kırılma tokluğu daha yüksektir. H13 numunelerin okunan kırılma toklukları DIEVAR numunelere göre, 8 saatlik borlama işlemi sonrasında 43 borür tabakasına sahip numunelerde %1,7, 12 saatlik borlama işlemi sonrasında 43 µm derinliğinde borür tabakasına sahip numunelerde %10 daha yüksektir.

Erozyon deney sonuçları, nitrasyonlu numunelerin, her 3 çarpma açısında da yüksek ağırlık kaybı ve düşük erozyon direnci gösterdiğini ortaya koymaktadır. 30° çarpma açısında DIEVAR, H13'e göre daha yüksek erozyon direnci gösterirken, 60°ve 90° çarpma açılarında, H13'ün erozyon direnci DIEVAR'a göre daha yüksektir. Her iki çeliğin aşınma karakteristiği de sünek aşınma şeklindedir.

Korozyon deneylerinde, nitrasyonlu numuneler 4 saat sonunda hafif, 6 saat sonunda hafif-orta hasara uğrarken, 8 saatin sonunda orta-ağır hasar ve yapışma bölgesinde intermetalik yapı oluşumları tespit edilmiştir.

Alüminyum tarafından ıslatılma özelliği düşük olan CrN kaplama uygulanmış numuneler, sıvı alüminyuma karşı yüksek korozyon direnci göstermiştir. CrN kaplamalı numuneler, 30° çarpma açısında orta, 60° ve 90° çarpma açılarında ise yüksek erozyon direnci göstermiştir. CrN kaplamalı numunelerin aşınma karakteristiği sünek aşınma şeklindedir.

TiN/CrN katmanlı kaplamalı numunelerde gerçekleştirilen korozyon deneyleri sonunda, 4 ve 6 saatlik ergimiş alüminyum teması sonucunda hafif hasara uğradığı, 8 saatin sonunda malzeme yüzeyinde oyuklanma şeklinde hasarların olduğu ve yüzeyin kısmi yapışmalarla orta derecede hasara uğradığı görülmektedir. TiN kaplama yüksek sıcaklıkta oksidasyon ve korozyon direnci sağlarken, CrN kaplama, malzemenin alüminyum tarafından ıslatılmama özelliğini geliştirmektedir [25,27].

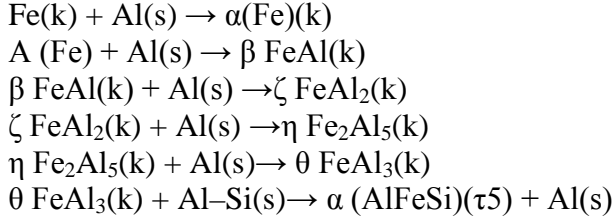
TiN/CrN kaplamalı numunelerde erozyon testlerinde 30°'de orta-yüksek, 60°'de yüksek, 90°'de ise düşük ağırlık kaybına uğramıştır. Sünek aşınma karakteristiği göstermişlerdir.

Borlanan numunelerde gerçekleştirilen korozyon deneylerinde, 43 µm'lik boür tabakasına sahip numunelerde sıvı alüminyumla 4 saatlik temas sonrasında orta hasar, 6 saat sonrasında orta-ağır, 8 saat sonunda ise ağır hasara uğradığı tespit edilmiştir. 43 µm derinliğinde boür tabakasına sahip numunelerin sıvı alüminyumla 4 saatlik temas sonrasında hafif hasar, 6 saatlik temas sonrasında hafif-orta hasar, 8 saatin sonunda ise orta-ağır hasara uğradığı gözlemlenmiştir. 43 µm'lik boür derinliğinin korozyon direncine etkisinin zayıf, 43 µm boür tabakası derinliğinin oluşturulduğu borlama işleminin sağladığı korozyon direncinin ise nitrasyon işleminin sağladığı korozyon direnci ile eşdeğer olduğu görülmektedir.

Erozyon testi sonuçlarına göre borlanmış numuneler gevrek aşınma karakteristiği göstermiştir. Borlanmış numuneler 30° ve 60° çarpma açılarında gerçekleştirilen erozyon deneylerinde yüksek erozyon direnci gösterirken, 90° çarpma açısında gerçekleştirilen deneylerde zayıf erozyon direnci göstermiştir.

Borlanmış numunelerde borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri, nitrür tabakasına göre yaklaşık % 20-30 daha düşüktür.

Tartışılan bu sonuçlar, yüzey modifikasyonlarının ergimiş alüminyum korozyonuna karşı 4 saatin üzerinde bir direnç sağladığı, modifikasyonsuz numunelerde ise bu sürenin 4 saatin altında olduğunu göstermektedir. Sıvı alüminyum, modifikasyonsuz çelik yüzeyindeki demir ile reaksiyona girerek;



reaksiyon basamaklarıyla yüzeyden itibaren alüminyum oranları artan intermetalik bileşikler oluşmaktadır [28]. SEM nokta analiz çalışmaları sonucunda, stokiometrik oranlar da göz önünde bulundurularak, oluşan intermetaliklerin $\theta\text{FeAl}_3(\text{k})$ ve $\alpha(\text{AlFeSi})(\tau 5)+\text{Al(k)}$ fazlarından meydana geldiği görülmüştür. Yüzey modifikasyonları ile oluşturulan tabakaların alüminyumla reaksiyonlarının serbest enerjisinin, demirin alüminyumla yapacağı reaksiyonların serbest enerjisinden daha büyük olması ve ayrıca alüminyum-demir arasındaki teması önleyecek bariyerleri oluşturması gerekir.

Enjeksiyon kalıplarındaki hasar mekanizması korozyon-erozyon birlikteliği ile ilerlemektedir. Kalıp yüzeyinde kimyasal açıdan homojenitenin bozulması, yani koruyucu bariyerin süreksiz hale gelmesi, kalıp yüzeyinde farklı korozyon karakteristikleri gösteren bölgelerin oluşumuna sebep olmaktadır. Erozyon ile birlikte kalıp yüzeyinden uzaklaştırılan modifikasyon tabakası, TiN/CrN kaplamalı numunede de görüleceği gibi, kaplamanın kalktığı bölgede oyuklanma şeklinde korozyon hasarının meydana gelmesine sebep olmaktadır. Bu nedenlerle, hasarın oluşum mekanizmasında rol oynayan hem korozyon hem de erozyonu önleyici-geciktirici yüzey modifikasyonlarının uygulanması, kalıp ömrünün artmasını sağlar. Sıralama yapılacak olursa, korozyon direnci açısından en iyi modifikasyon yöntemi olarak CrN, TiN/CrN ince kaplama, erozyon direnci açısından en iyi modifikasyon yöntemi olarak borlama, CrN ve TiN/CrN ince film kaplama uygulamaları başta gelmektedir. Dolayısı ile sıralanan yüzey modifikasyonu işlemlerinin uygulamasıyla, alüminyum enjeksiyon kalıplarının servis ömürleri arttırılabilir.

11. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

H13 çeliklerin ve Mo içeriği yükseltilmiş DIEVAR çeliklerde bileşim farkı, alüminyum korozyon direnci açısından farklılık yaratmamaktadır.

Mo oranı yüksek olan DIEVAR çeliklerde, Mo oranına bağlı görece fazla olan karbürlerin etkisi ile erozyon direnci H13 çeliklere göre yüksektir.

H13 ve DIEVAR çeliklerdeki bileşim farklılığı, kaplama kalınlığı ve difüzyon tabakası derinliklerini etkilememektedir.

Yüzey modifikasyonlu DIEVAR ve H13 çeliklerde, kırılma tokluğu değerleri farklılıklar göstermiştir. Nitrasyon ve borlama işlemi uygulanmış H13 çeliğinin kırılma tokluğu DIEVAR'a göre yüksektir.

Borlanmış numunelerde borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri, nitrür tabakasına göre düşüktür.

Borlama süresinin artmasına bağlı olarak artan borür tabakasının kalınlığı, her iki çelik tipinde de kırılma tokluğunu düşürmektedir.

Nitrasyon yüzey işlemi uygulaması, erozyon direncinde diğer yüzey işlemlerine göre en düşük değeri vermektedir.

Alüminyum korozyon direnci açısından sıralama " $CrN > TiN / CrN_{43\mu m}$ borür tabakası ve nitrasyon $> 15\mu m$ borür tabakası" şeklindedir. $43\mu m$ borür tabakası ve nitrasyon yüzey işlemlerinin korozyon dirençleri birbirine yakındır.

Modifikasyonsuz, nitrasyon uygulanmış, TiN/CrN ve CrN kaplamalı numuneler sünek aşınma karakteristiği gösterirken, borlanmış numuneler gevrek aşınma karakteristiği göstermektedir.

Yüzey modifikasyonları ergimiş alüminyum korozyonuna karşı 4 saatin üzerinde direnç sağlamaktadır. Modifikasyonsuz numunelerde ise korozyon direnci süresi 4 saatin altındadır.

Çelik yüzeyinde kimyasal açıdan homojenitenin bozulması, yüzeyde mikro korozyon hücresi oluşturmakta ve enjeksiyon kalıplarındaki korozyon-erozyon birlikteliği ile yürüyen hasara neden olmaktadır. Bu bakımdan uygulanacak yüzey modifikasyonunun hem korozyon ve hem de erozyonu önleyici-geciktirici etki yapması gerekmektedir.

En iyi modifikasyon yöntemi korozyon direnci açısından sırasıyla; CrN ince film kaplama, TiN/CrN ince film kaplama, erozyon direnci açısından ise sırasıyla borlama, CrN ve TiN/CrN ince film kaplama uygulamaları şeklindedir.

H13 ve DIEVAR çeliklerinde, uygulanan borlama koşullarında oluşan borür tabakası FeB fazını içermektedir. Gevrek yapıdaki FeB fazı, kontrollü ısıl işlem ile Fe₂B fazına dönüştürülebilir.

KAYNAKLAR

- [1] <<http://media.wiley.com>>, alındığı tarih 25.10.2008.
- [2] <<http://www.metalworld.co.in/focus0507.pdf>>, alındığı tarih 25.10.2008.
- [3] <<http://arsiv.mmo.org.tr/pdf/0000032D.pdf>>, alındığı tarih 30.11.2008.
- [4] <<http://www.turk-cad.com/content/view/292/224/>>, alındığı tarih 30.11.2008.
- [5] <<http://www.mkn.itu.edu.tr/bolumler/imalat/baglanti/dokum>>, alındığı tarih 04.01.2009.
- [6] **G. Roberts, G. Krauss, R. Kennedy**, 1998. *Tool Steels*, ASM International, Materials Park, Ohio.
- [7] <<http://www.cadcamsektoru.com>>, alındığı tarih 08.01.2009.
- [8] <<http://www.assab.com.tr>>, alındığı tarih 08.01.2009.
- [9] **Ö. İlter**, 2008. Alüminyum enjeksiyon döküm kalıplarında sıvı metal-kalıp etkileşimine yüzey işlemlerinin etkisi, *Yüksek Lisans Tezi*, İTÜ Fen Bil. Enst.
- [10] **G.E. Totten**, 2007, *Steel Heat Treatment Handbook*, CRC Press, 6000 Broken Sound Parkway NW Suite 300, BocaRaton, Florida.
- [11] <<http://www.risoe.dtu.dk/rispubl/AFM/afmpdf/ris-r-1244.pdf>>, alındığı tarih 20.07.2009.
- [12] <<http://www.metcocal.com/electroslagremeltingprocess.htm>>, alındığı tarih 15.06.2009.
- [13] <<http://steel.keytometals.com>>, alındığı tarih 15.06.2009.
- [14] <www.ald-vt.de>, alındığı tarih 15.06.2009.
- [15] **E. Salamcı**, 2004. Sprey döküm, *G.Ü. Fen Bilimleri Dergisi*, **2**, 155-173.
- [16] **N. Y. Sarı, M. Yılmaz**, 2006. Investigation of abrasive + erosive wear behaviour of surface hardening methods applied to AISI 1050 steel, *Materials & Design*, Volume **27**, Issue 6, Pages 470-478.
- [17] **D. C. Lou, O. M. Akselsen, M. I. Onsøien, J. K. Solberg, J. Berget**, 2006, Surface modification of steel and cast iron to improve corrosion

resistance in molten aluminium, *Surface and Coatings Technology*, Volume **200**, Issues 18-19, 8 May 2006, Pages 5282-5288.

- [18] **V. E. Erdem**, 2006. AISI 1060 çeliğinin erozif aşınma özelliklerinin incelenmesi ve geliştirilmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İTÜ Fen Bil. Enst.
- [19] Standard terminology relating to wear and erosion, ASTM Designation:G40-02.
- [20] **G. W. Stachowiak, B. Andrew**, 2001. *Engineering Tribology*, Butterworth Heinemann, US.
- [21] **I. Finnie**, 1995. Some reflections on the past and future of erosion, *Wear*, Volumes **186-187**, 1-10.
- [22] **Z. W. Chen and M. Z. Jahed**, 1999. Die erosion and its effect on soldering formation in high pressure die casting of aluminum alloys. *Materials and Design*, **20**, 303-309.
- [23] **A. Persson, S. Hogmark, J. Bergström**, 2005. Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels; *Surface and Coatings Technology*, Volume **191**, Issues 2-3, Pages 216-227.
- [24] **H. Zhu, J. Guo, J. Jia**, 2002. Experimental study and theoretical analysis on die soldering in aluminum die casting, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume **123**, Issue 2, Pages 229-235.
- [25] **J. Lin, S. Carrera, A. O. Kunrath, D. Zhong, S. Myers, B. Mishra, P. Ried, J. J. Moore**, 2006. Design methodology for optimized die coatings: The case for aluminum pressure die-casting: Invited paper B7-1-1, ICMCTF, presented Monday May 2nd, 2005, San Diego *Surface and Coatings Technology*, Volume **201**, Issue 6, Pages 2930-2941.
- [26] **M. Yan and Z. Fan**, 2001. Review durability of materials in molten aluminum alloys. *Journal of Materials Science* , Volume **36**, 285-295.
- [27] **E. K. Tentardini, A. O. Kunrath, C. Aguzzoli, M. Castro, J. J. Moore, I. J.R. Baumvol**, 2008. Soldering mechanisms in materials and coatings for aluminum die casting, *Surface and Coatings Technology*, Volume **202**, Issue 16, Pages 3764-3771.
- [28] **S. Shankar, D. Apelian**, 2002. Mechanism and preventive measures for die soldering during Al casting in a ferrous mold, *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, Volume **54**, Number 8, Pages 47-54.
- [29] **Y. Du, J. C. Schuster , Z-K. Liu, R. Hu,P. Nash, W. Sun, W. Zhang, J. Wang, L. Zhang, C. Tang, Z. Zhu, S. Liu, Y. Ouyang, W. Zhang, N. Krendelsberger**, 2008. A thermodynamic description of the Al–Fe–Si system over the whole composition and temperature ranges via a hybrid approach of CALPHAD and key experiments, *Intermetallics*, Volume **16**, Issue 4, Pages 554-570.

- [30] **G. Castro, A. Fernández-Vicente, J. Cid**, 2007. Influence of the nitriding time in the wear behaviour of an AISI H13 steel during a crankshaft forging process, *Wear*, Volume **263**, Issues 7-12, Pages 1375-1385.
- [31] **M. Uma Devi, O. N. Mohanty**, 1998. Plasma-nitriding of tool steels for combined percussive impact and rolling fatigue wear applications, *Surface and Coatings Technology*, Volume **107**, Issue 1, Pages 55-64.
- [32] **R. Rodríguez-Baracaldo, J. A. Benito, E. S. Puchi-Cabrera, M. H. Staia**, 2007. High temperature wear resistance of (TiAl)N PVD coating on untreated and gas nitrided AISI H13 steel with different heat treatments, *Wear*, Volume **262**, Issues 3-4, Pages 380-389.
- [33] **J.-H. Lee, J.-H. Jang, B.-D. Joo, Y.-M. Son, Y.-H. Moon**, 2009. Laser surface hardening of AISI H13 tool steel, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Volume **19**, Issue 4, Pages 917-920.
- [34] **K. Genel, I. Ozbek, C. Bindal**, 2003. Kinetics of boriding of AISI W1 steel, *Materials Science and Engineering A*, Volume **347**, Issues 1-2, Pages 311-314.
- [35] **I. Ozbek, C. Bindal**, 2002. Mechanical properties of boronized AISI W4 steel, *Surface and Coatings Technology*, Volume **154**, Issue 1, Pages 14-20.
- [36] **A. W. Ruff, L. K. Ives**, 1975. Measurement of solid particle velocity in erosive wear, *Wear*, Volume **35**, 195-199.
- [37] <<http://www.biomaterials.itu.edu.tr>>, alındığı tarih 10.12.2009.
- [38] **M. Meyers, K. Chawla**, 2009. *Mechanical Behaviour Of Materials; Metals, Ceramics, Polymers and Composites*, Cambridge University Press, New York.

EKLER

EK A.1: Korozyon deneyi numuneleri makro görüntüleri.

EK A.2: Korozyon deneyi numuneleri mikro yapı görüntüleri.

EK A.3: Erozyon deneyinde ölçülen ağırlık kaybı sonuçları.

EK A.4: SEM Çizgi tarama (line-scan), X-ışın haritalama, kompozisyon, nokta analiz çalışmaları.

EK A.5: İnce film kaplamalarda gerçekleştirilen SEM çalışmaları.

EK A.6: Sertlik taramaları.

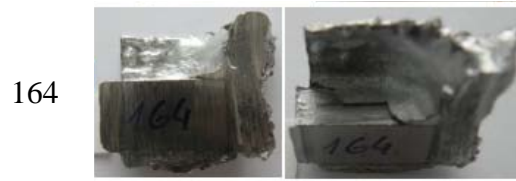
EK A.7: Kırılma tokluğu deneyinde oluşan çatlak görüntüleri.

EK A.8: XRD çalışmaları.

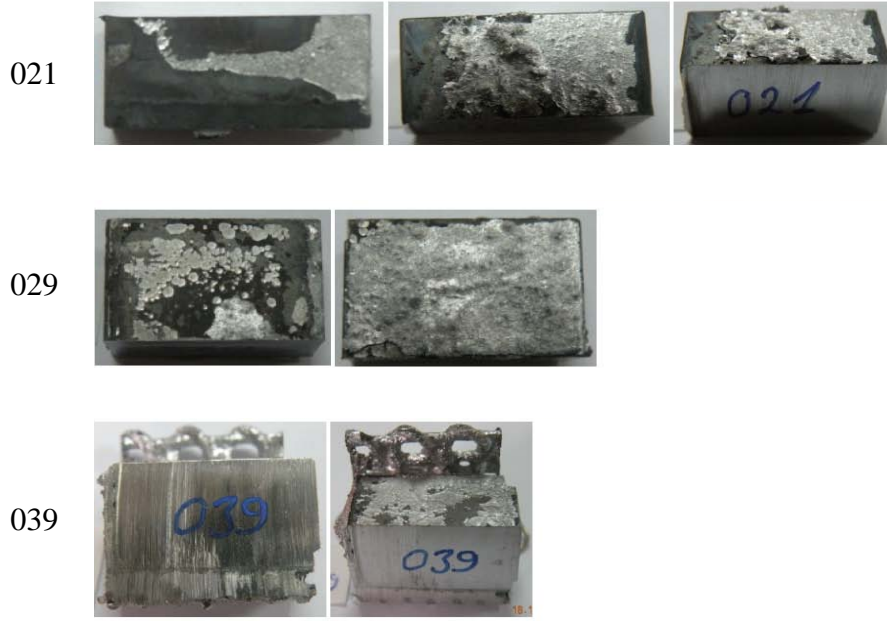
EK A.1



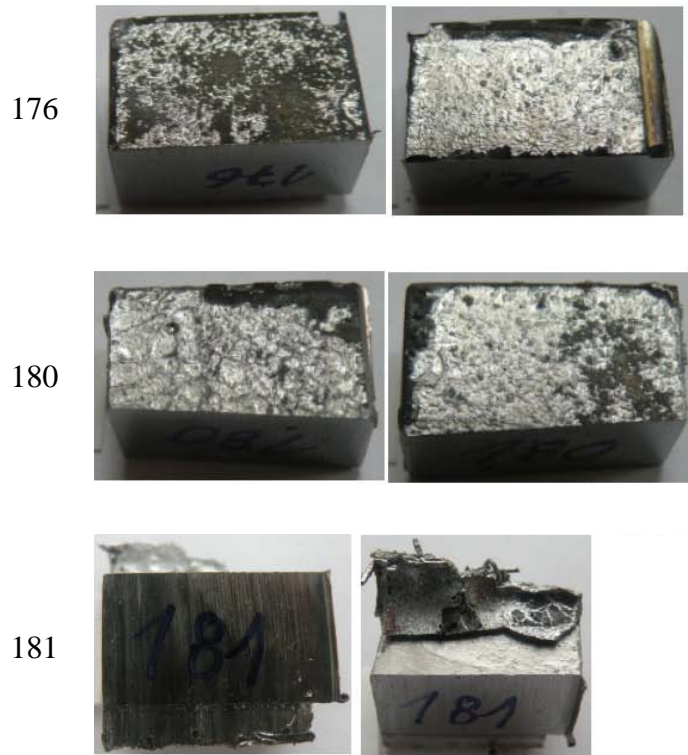
Şekil A.1.1: Isıl işlem görmüş DIEVAR çeliği numunelerde 4 (005), 6 (020) ve 8 (113) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma.



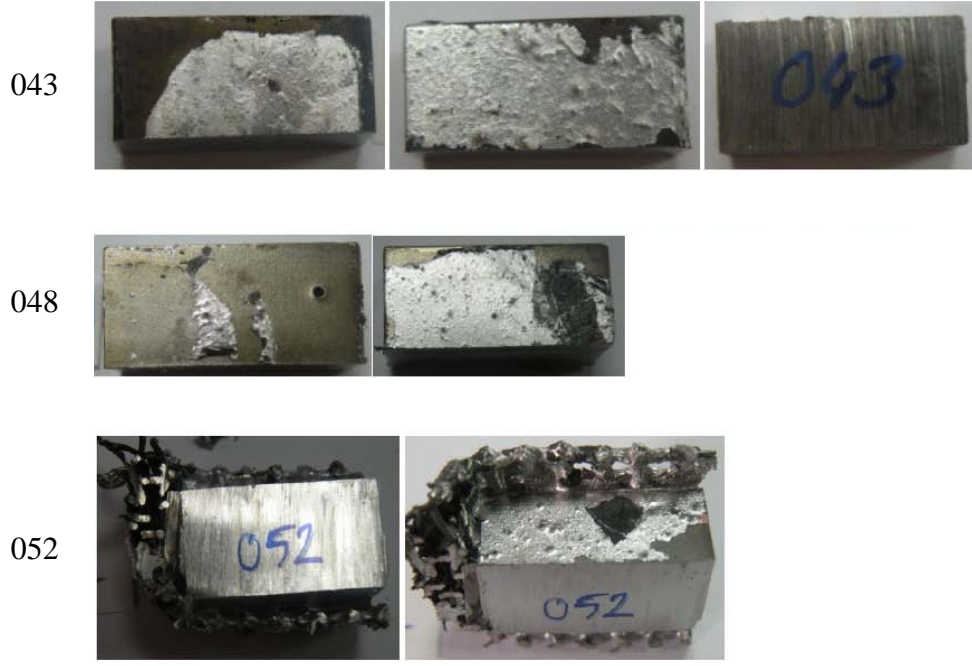
Şekil A.1.2: Isıl işlem görmüş H13 çeliği numunelerde 4 (162), 6 (164) ve 8 (271) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma.



Şekil A.1.3: Nitrasyonlu DIEVAR çeliği numunelerde 4 (021), 6 (029) ve 8 (039) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma.



Şekil A.1.4: Nitrasyonlu H13 çeliği numunelerde 4 (176), 6 (180) ve 8 (181) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan yapışma.



Şekil A.1.5: CrN kaplanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (043), 6 (048) ve 8 (052) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.



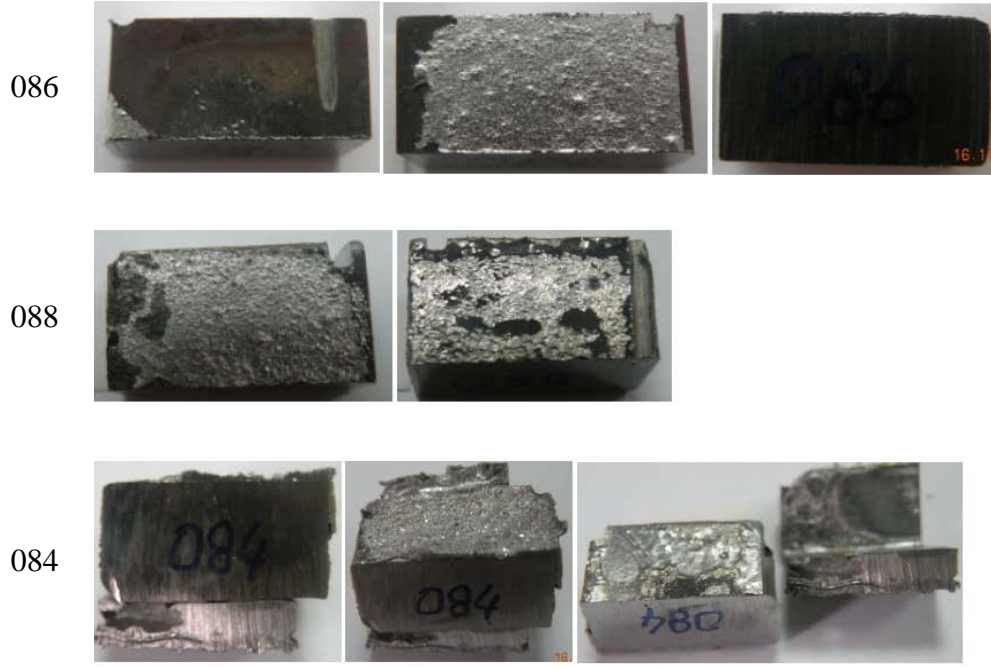
Şekil A.1.6: CrN kaplanmış H13 çeliği numunelerde 4 (191), 6 (192) ve 8 (205) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.



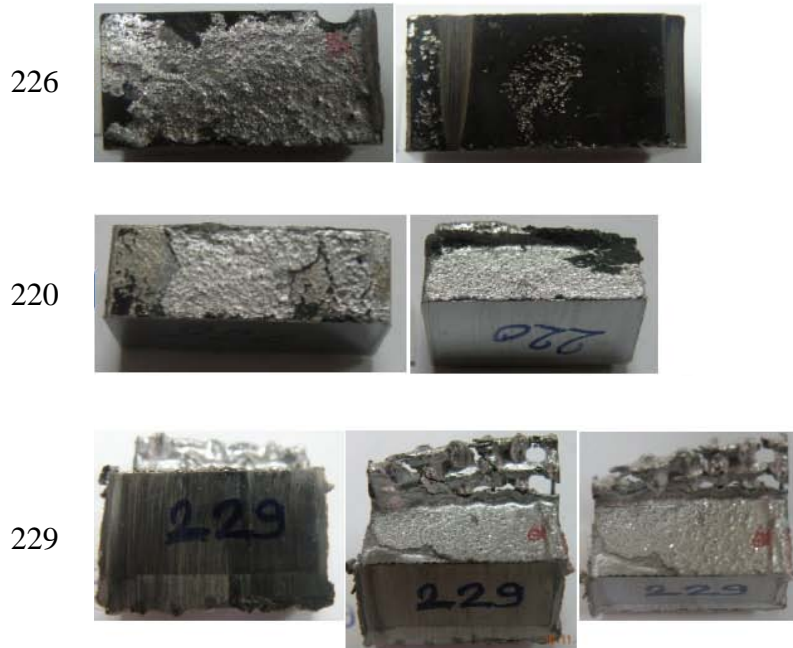
Şekil A.1.7: 15µm borlanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (099), 6 (063) ve 8 (077) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.



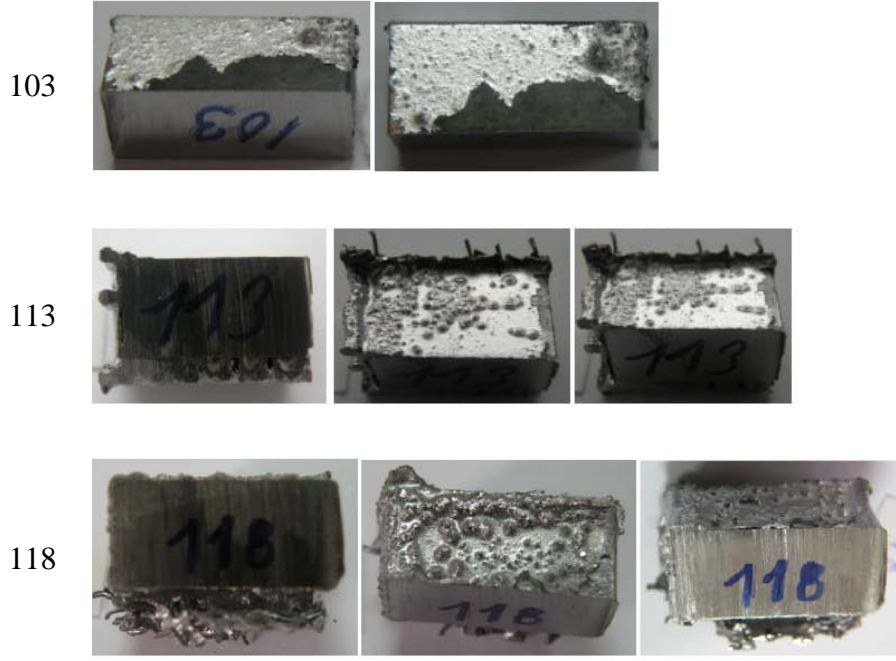
Şekil A.1.8: 15µm borlanmış H13 çeliği numunelerde 4 (248), 6 (230) ve 8 (245) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.



Şekil A.1.9: 43µm borlanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (086), 6 (088) ve 8 (084) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.



Şekil A.1.10: 43µm borlanmış H13 çeliği numunelerde 4 (226), 6 (220) ve 8 (229) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.



Şekil A.1.11: TiN/CrN kaplanmış DIEVAR çeliği numunelerde 4 (103), 6 (113) ve 8 (118) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.

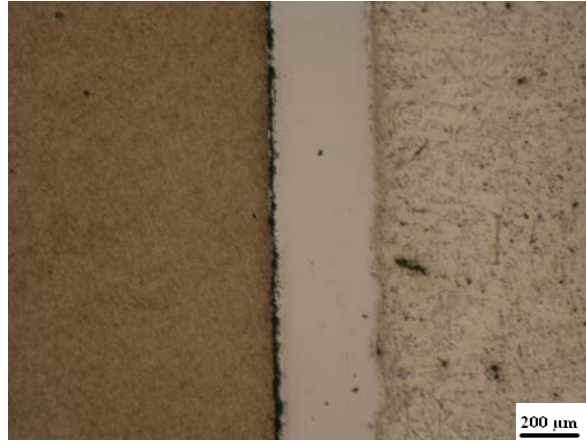


Şekil A.1.12: TiN/CrN kaplanmış H13 çeliği numunelerde 4 (256), 6 (261) ve 8 (269) saat ergimiş alüminyum içerisinde bekleme sonucunda oluşan korozyon yapısı.

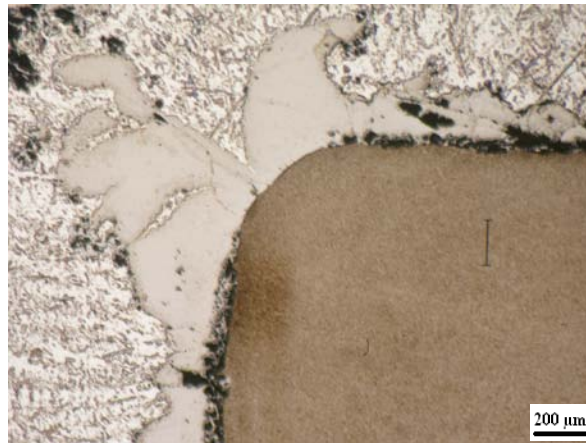
EK A.2



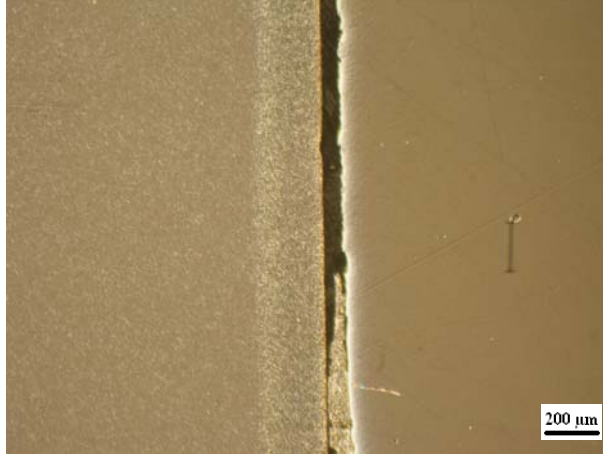
Şekil A.2.1: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş ısıtılmış DIEVAR.



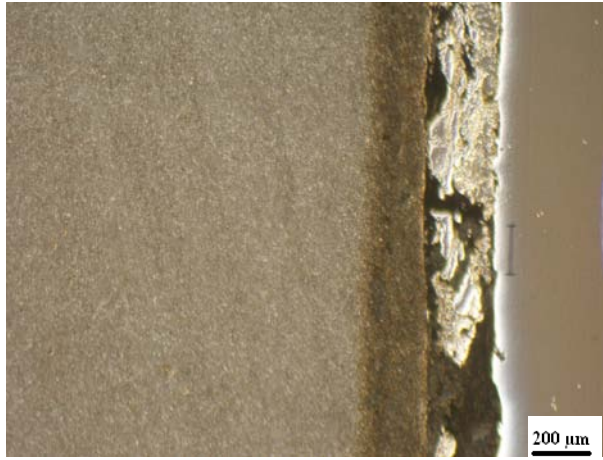
Şekil A.2.2: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş ısıtılmış DIEVAR.



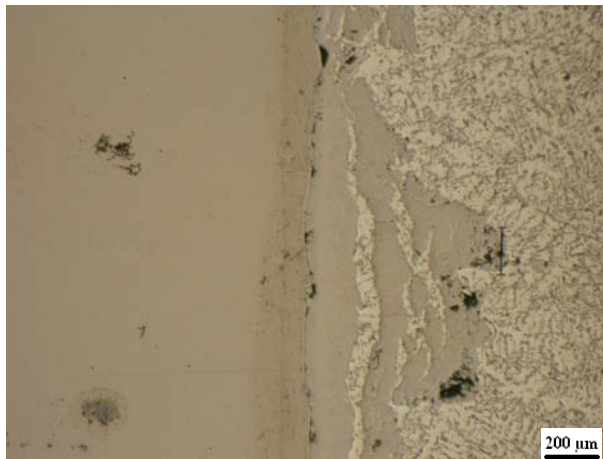
Şekil A.2.3: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş ısıtılmış DIEVAR.



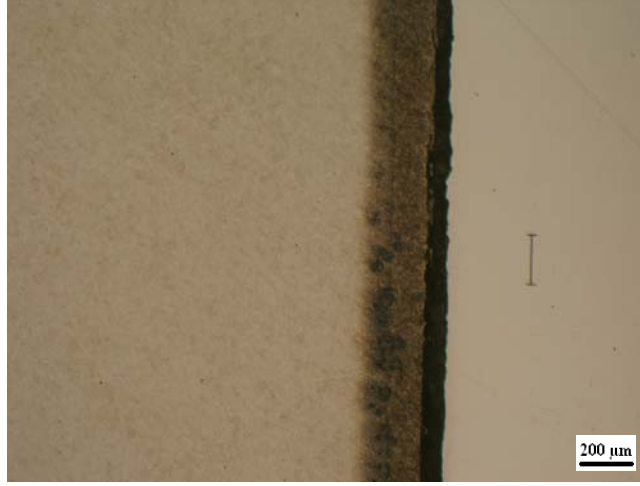
Şekil A.2.4: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş nitrasyonlu DIEVAR.



Şekil A.2.5: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş nitrasyonlu DIEVAR.



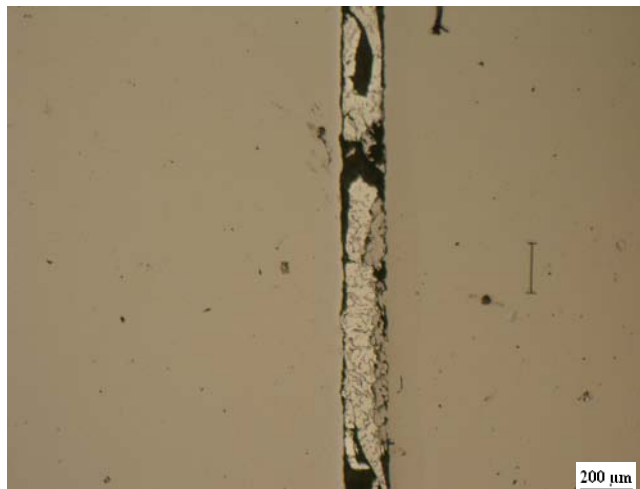
Şekil A.2.6: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş nitrasyonlu DIEVAR.



Şekil A.2.7: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş CrN kaplamalı DIEVAR.



Şekil A.2.8: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş CrN kaplamalı DIEVAR.



Şekil A.2.9: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş CrN kaplamalı DIEVAR.



Şekil A.2.10: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 15 µm borlanmış DIEVAR.



Şekil A.2.11: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 15µm borlanmış DIEVAR.



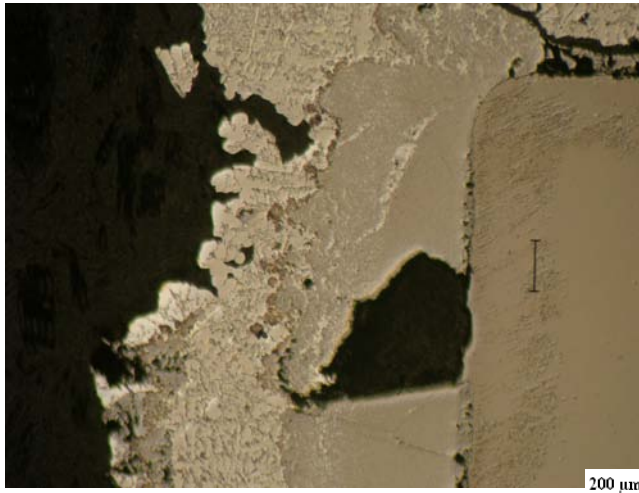
Şekil A.2.12: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 15µm borlanmış DIEVAR.



Şekil A.2.13: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 43µm borlanmış DIEVAR.



Şekil A.2.14: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 43µm borlanmış DIEVAR.



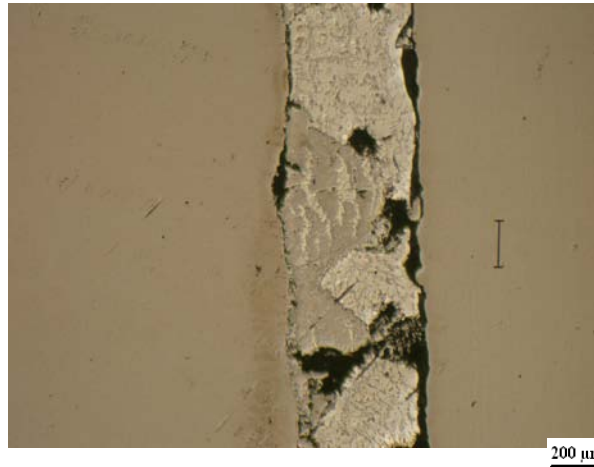
Şekil A.2.15: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 43µm borlanmış DIEVAR.



Şekil A.2.16: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı DIEVAR.



Şekil A.2.17: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı DIEVAR.



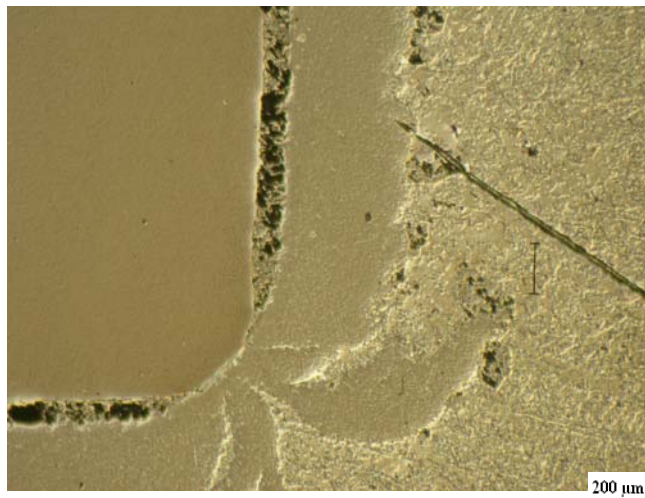
Şekil A.2.18: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı DIEVAR.



Şekil A.2.19: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş ısıtılmış H13.



Şekil A.2.20: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş ısıtılmış H13.



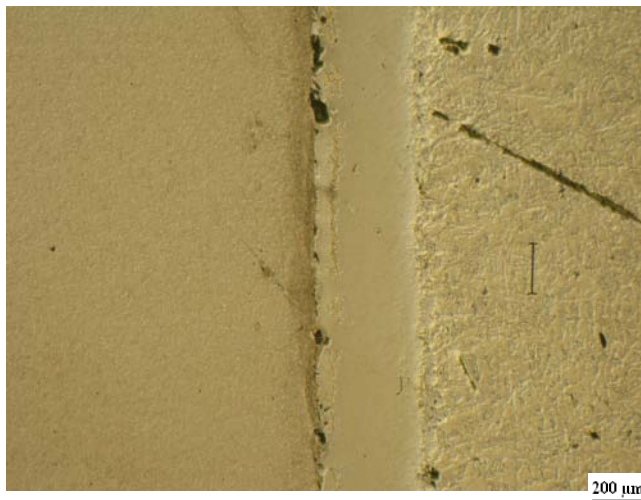
Şekil A.2.21: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş ısıtılmış H13.



Şekil A.2.22: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş nitrasyonlu H13.



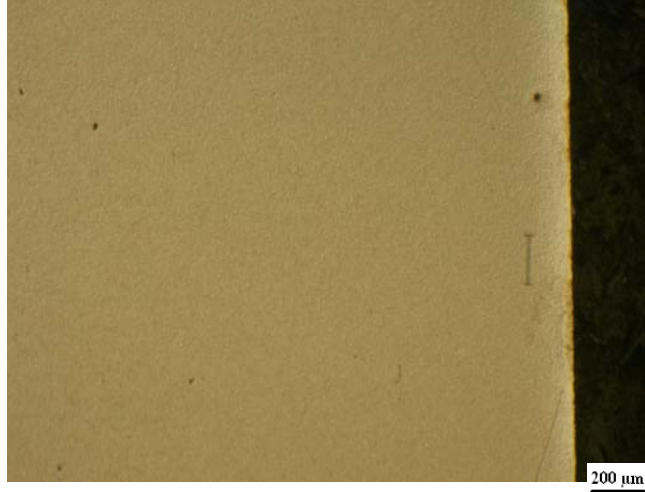
Şekil A.2.23: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş nitrasyonlu H13.



Şekil A.2.24: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş nitrasyonlu H13.



Şekil A.2.25: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş CrN kaplamalı H13.



Şekil A.2.26: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş CrN kaplamalı H13.



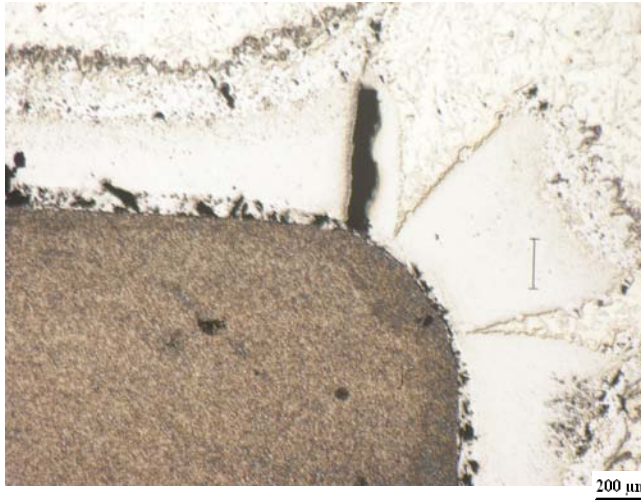
Şekil A.2.27: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş CrN kaplamalı H13.



Şekil A.2.28: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 15µm borlanmış H13.



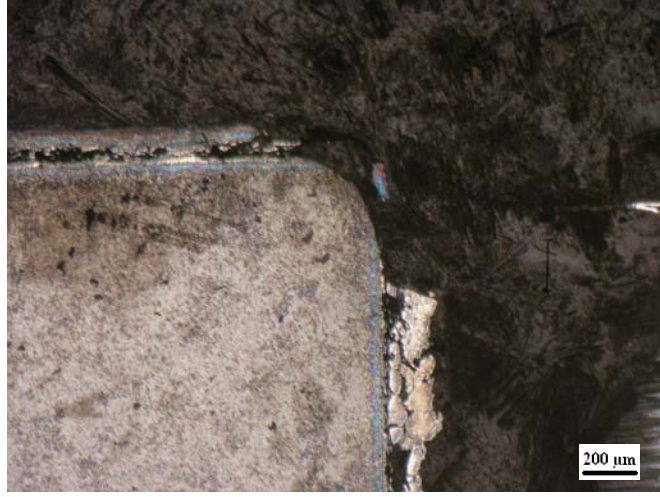
Şekil A.2.29: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 15µm borlanmış H13.



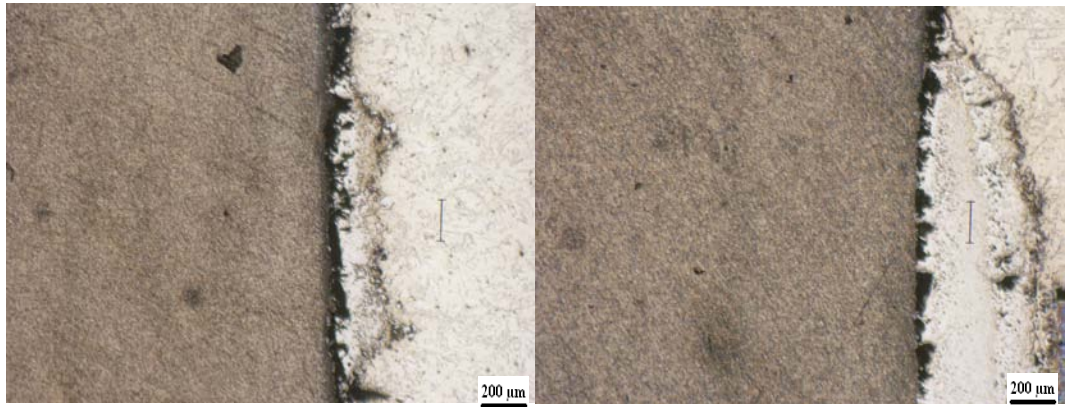
Şekil A.2.30: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 15µm borlanmış H13.



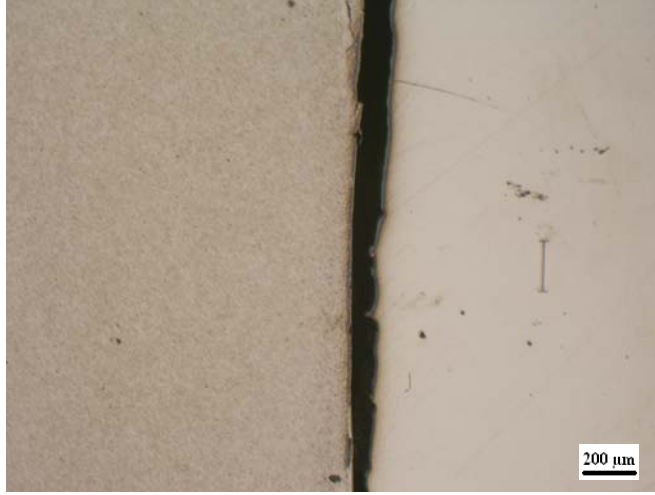
Şekil A.2.31: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş 43μm borlanmış H13.



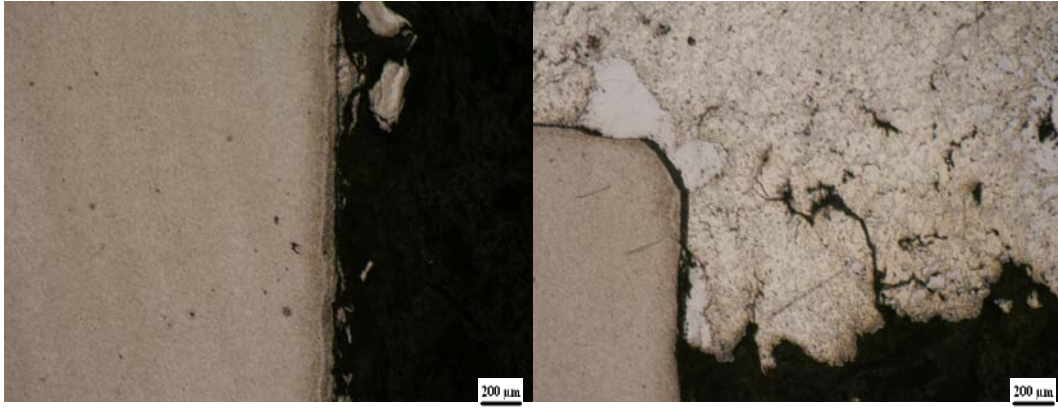
Şekil A.2.32: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş 43μm borlanmış H13.



Şekil A.2.33: Ergimiş alüminyumda 8 saat bekletilmiş 43μm borlanmış H13.



Şekil A.2.34: Ergimiş alüminyumda 4 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı H13.

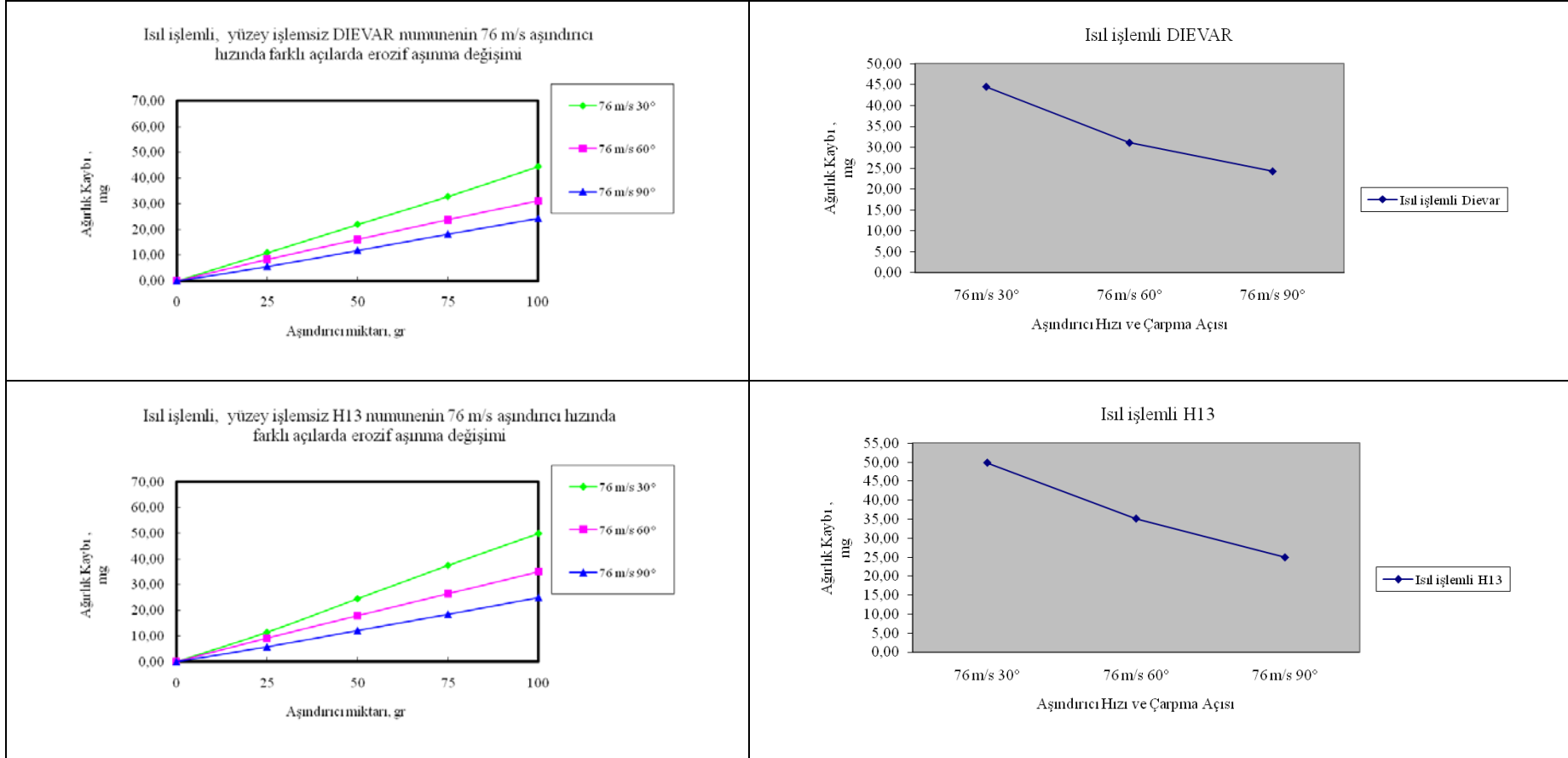


Şekil A.2.35: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı H13.

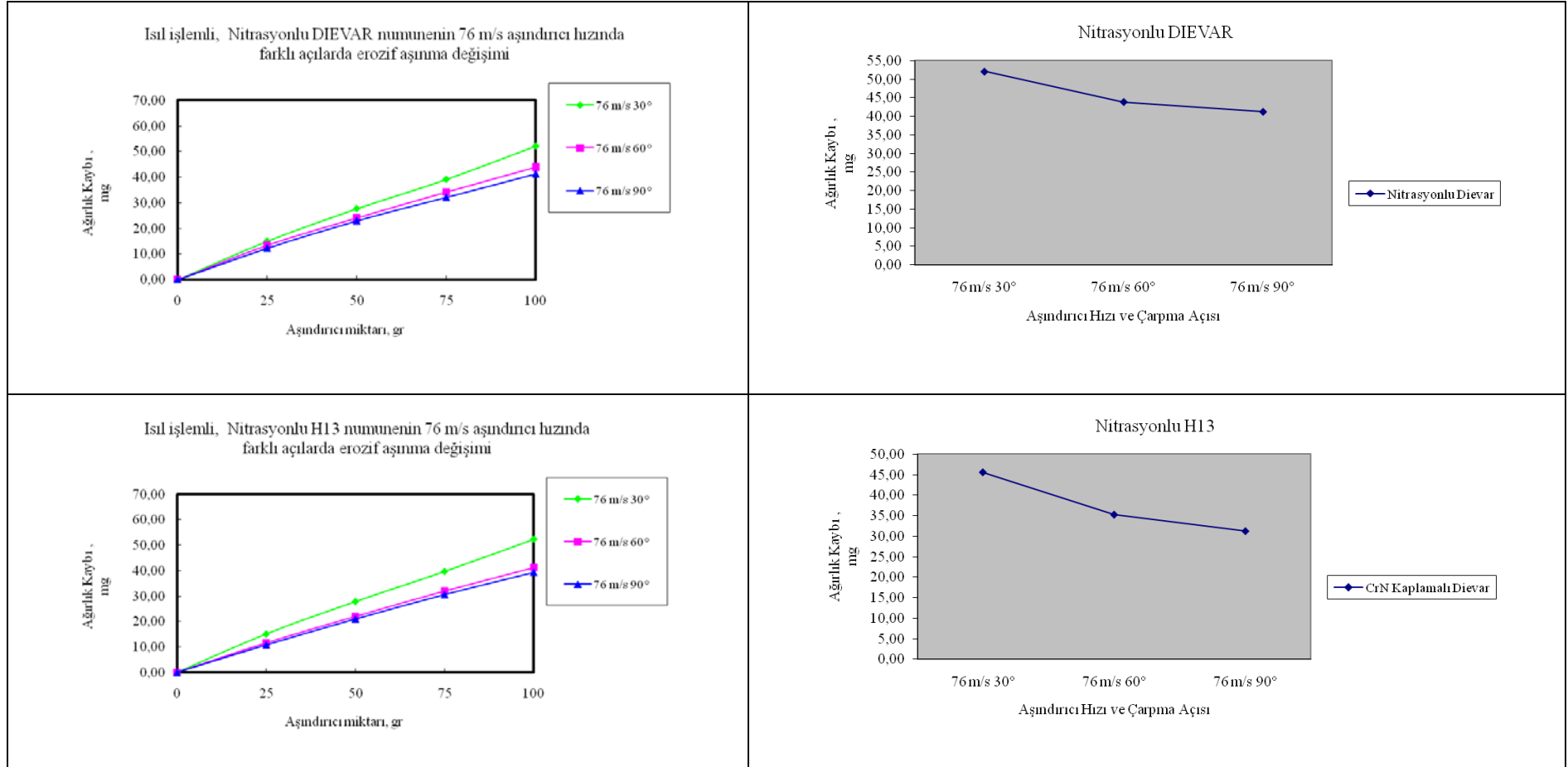


Şekil A.2.36: Ergimiş alüminyumda 6 saat bekletilmiş TiN/CrN kaplamalı H13.

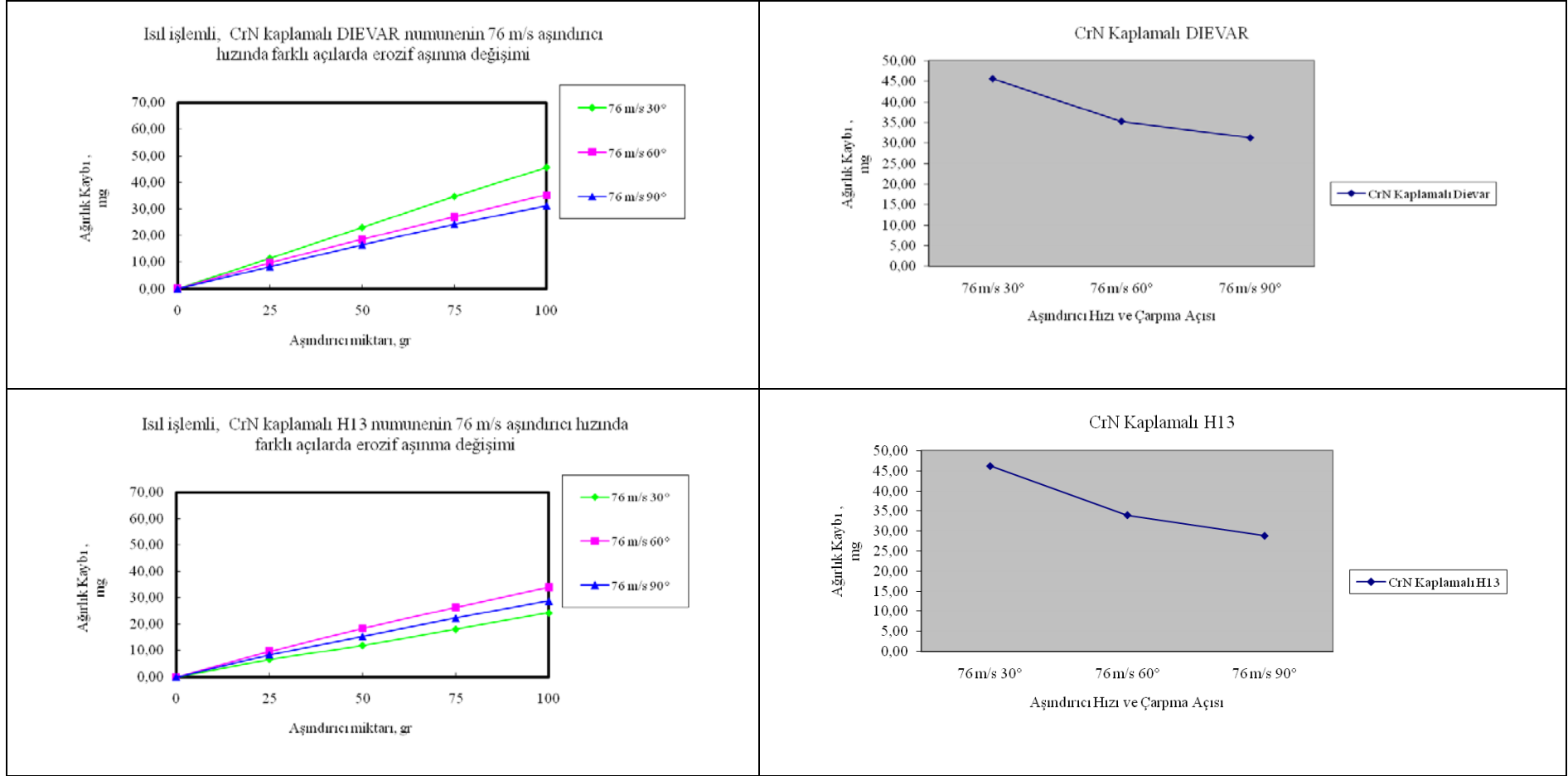
EK A.3



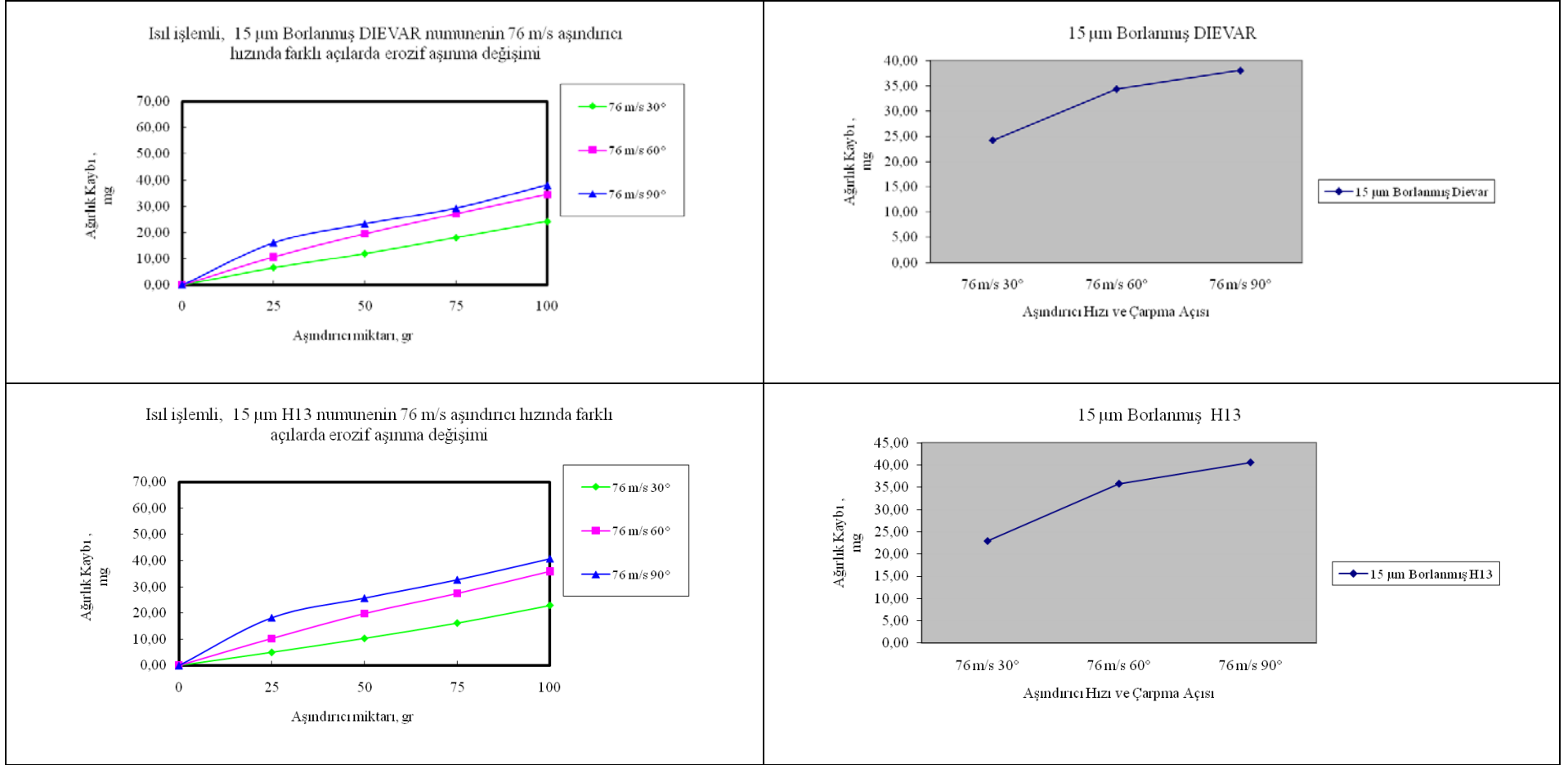
Şekil A.3.1: Isıl işlemlı DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon deneyi sonuçları.



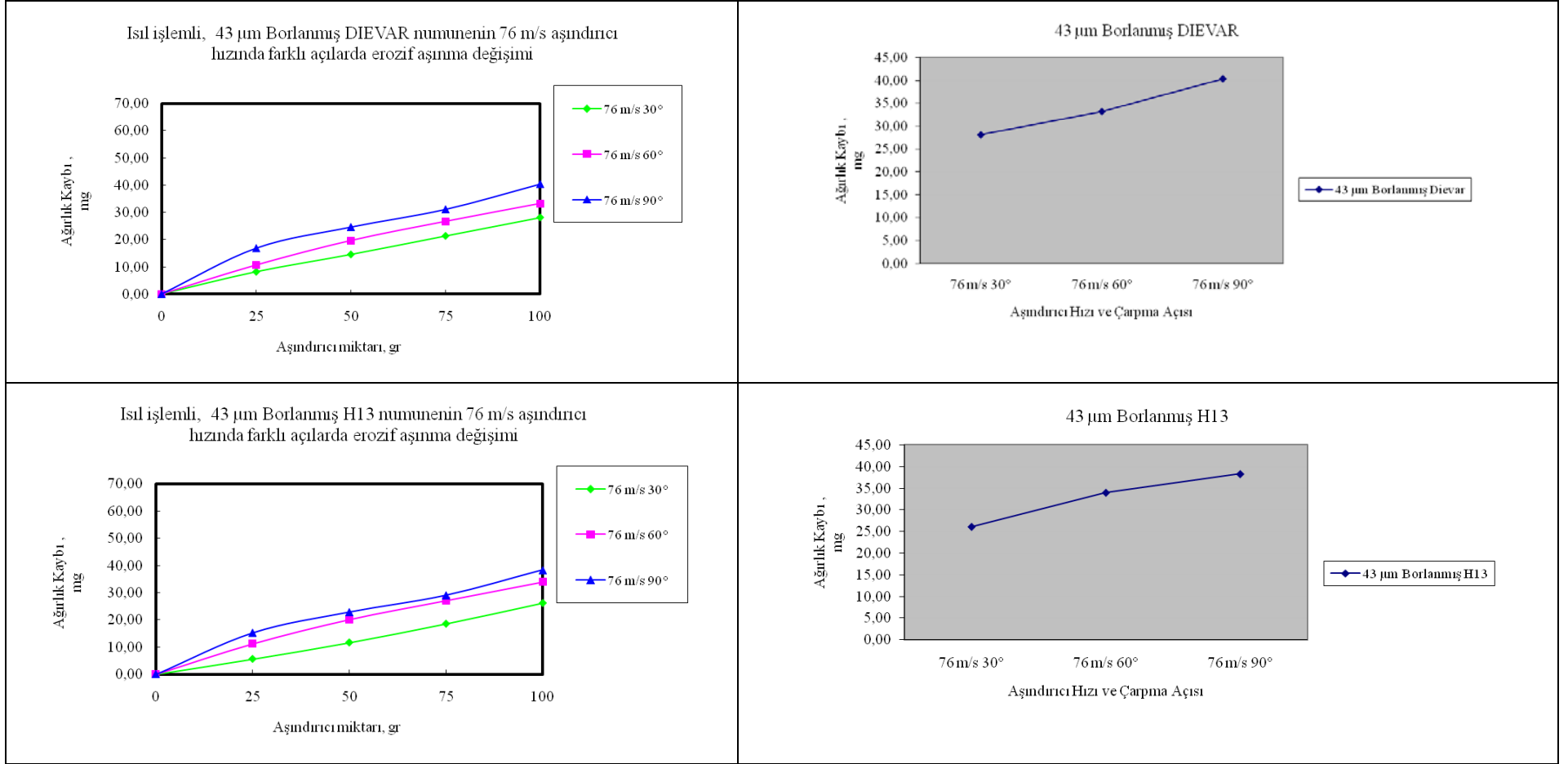
Şekil A.3.2: Nitrasyon uygulanmış DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon deneyi sonuçları.



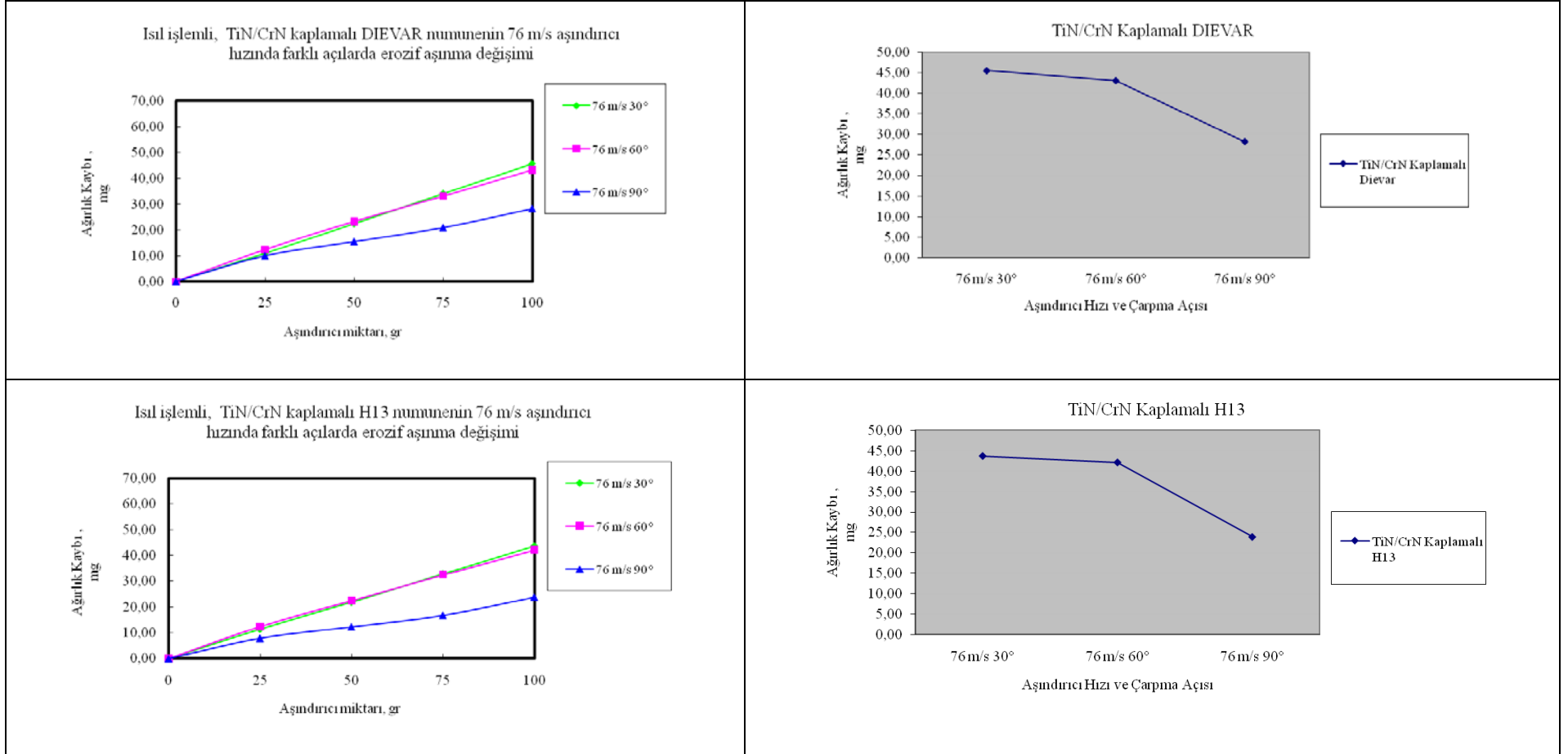
Şekil A.3.3: CrN kaplamalı DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon deneyi sonuçları.



Şekil A.3.4: 15 µm derinliğinde borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon deneyi sonuçları.

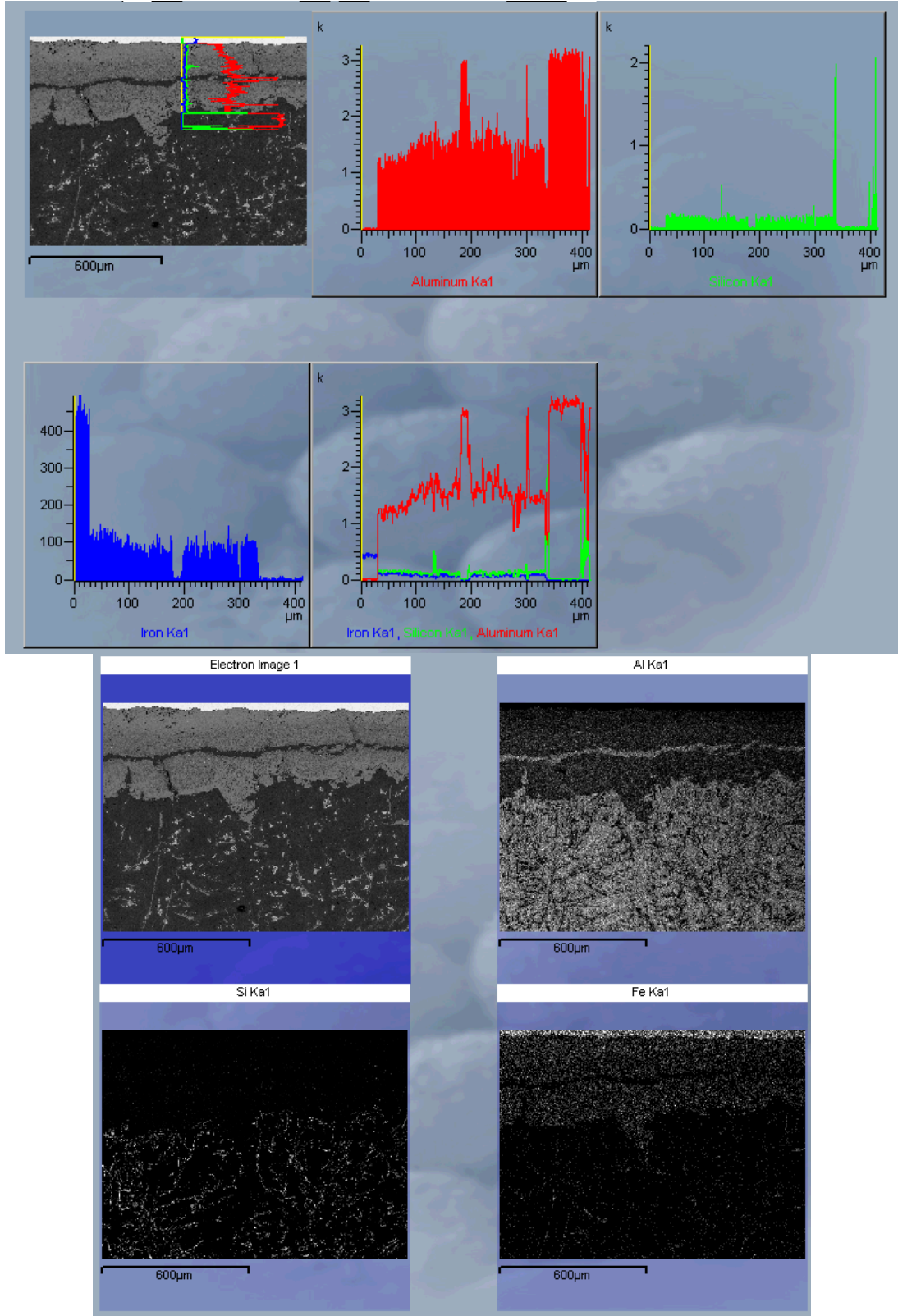


Şekil A.3.5: 43 µm derinliğinde borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon deneyi sonuçları.

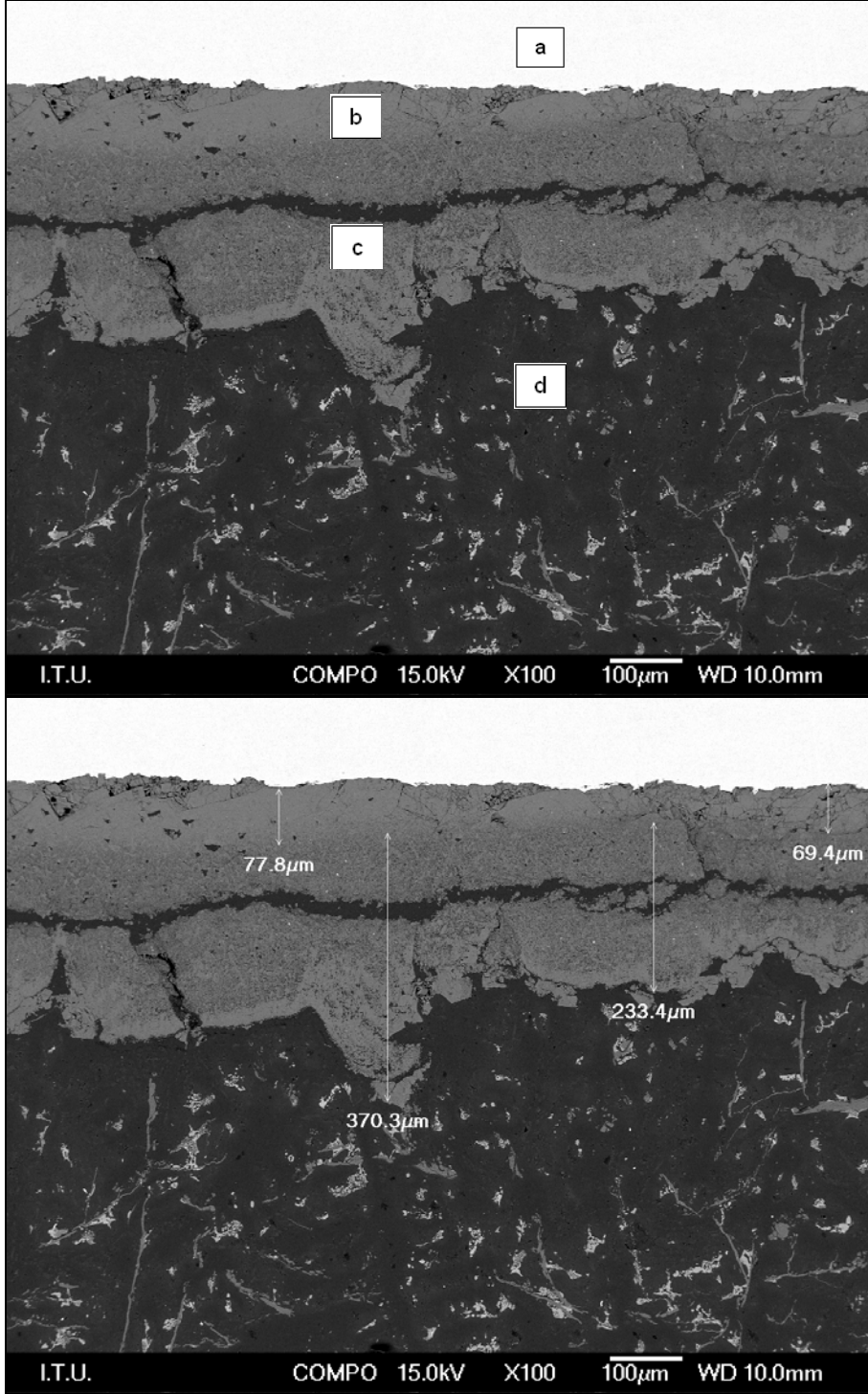


Şekil A.3.6: TiN/CrN kaplamalı DIEVAR ve H13 numunelerin 76 m/sn hızdaki aşındırıcı parçacıklarla 30-60-90° açılarda gerçekleştirilen erozyon deneyi sonuçları.

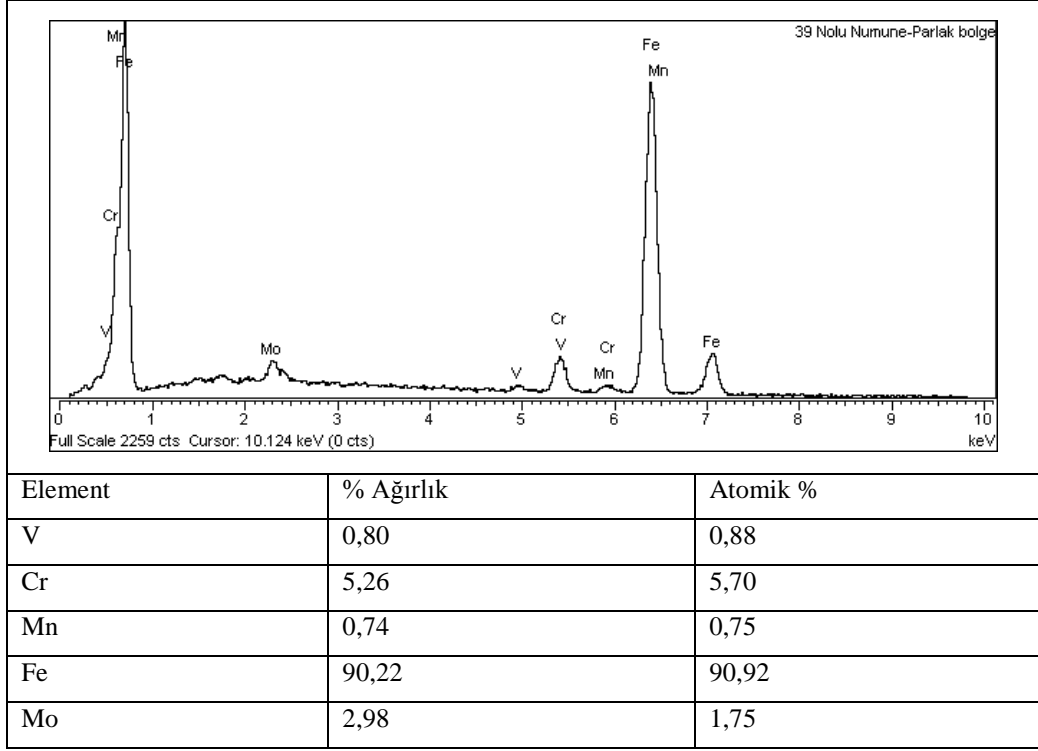
EK A.4



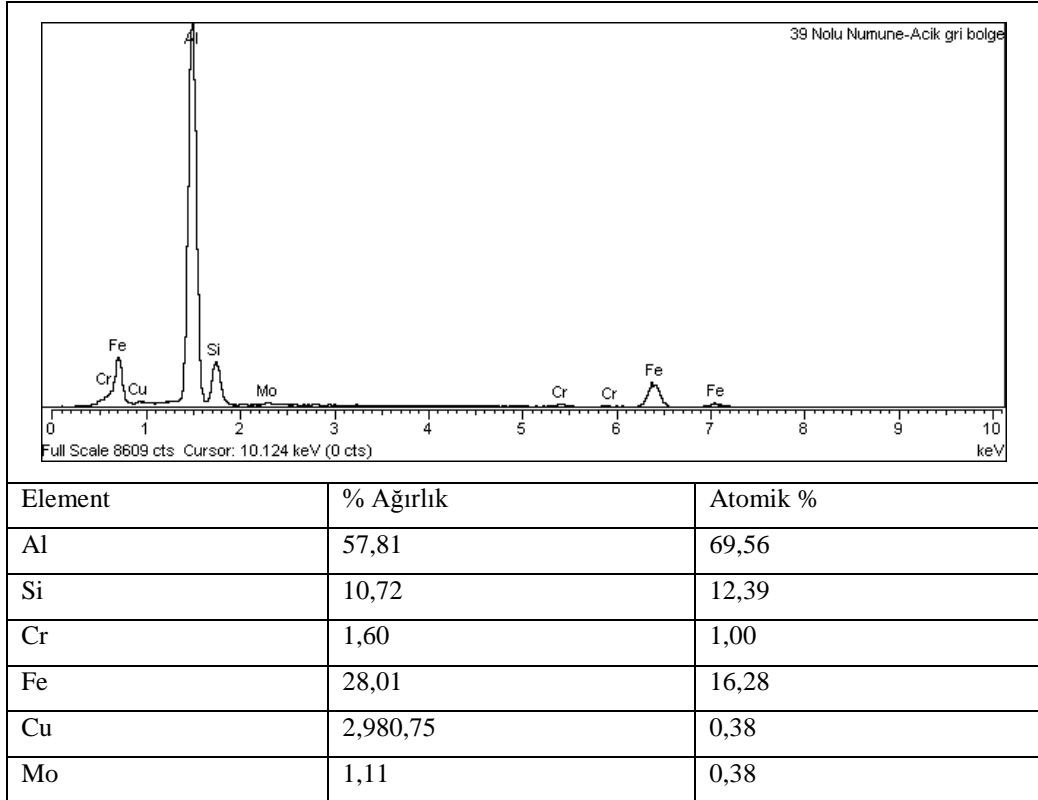
Şekil A.4.1: Nitrasyonlu DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.



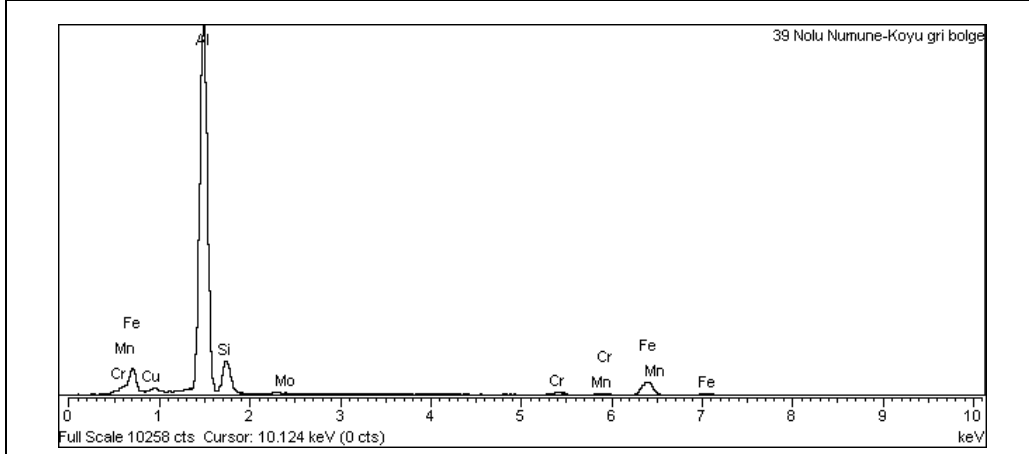
Şekil A.4.2: Nitrasyonlu DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b)intermetalik 1, (c) intermetalik 2, (d) alüminyum.



Şekil A.4.3: Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.

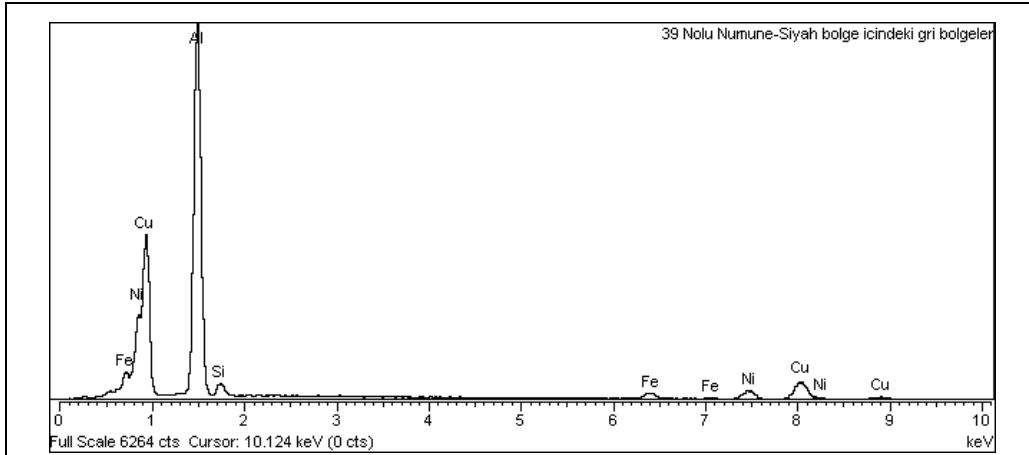


Şekil A.4.4: Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



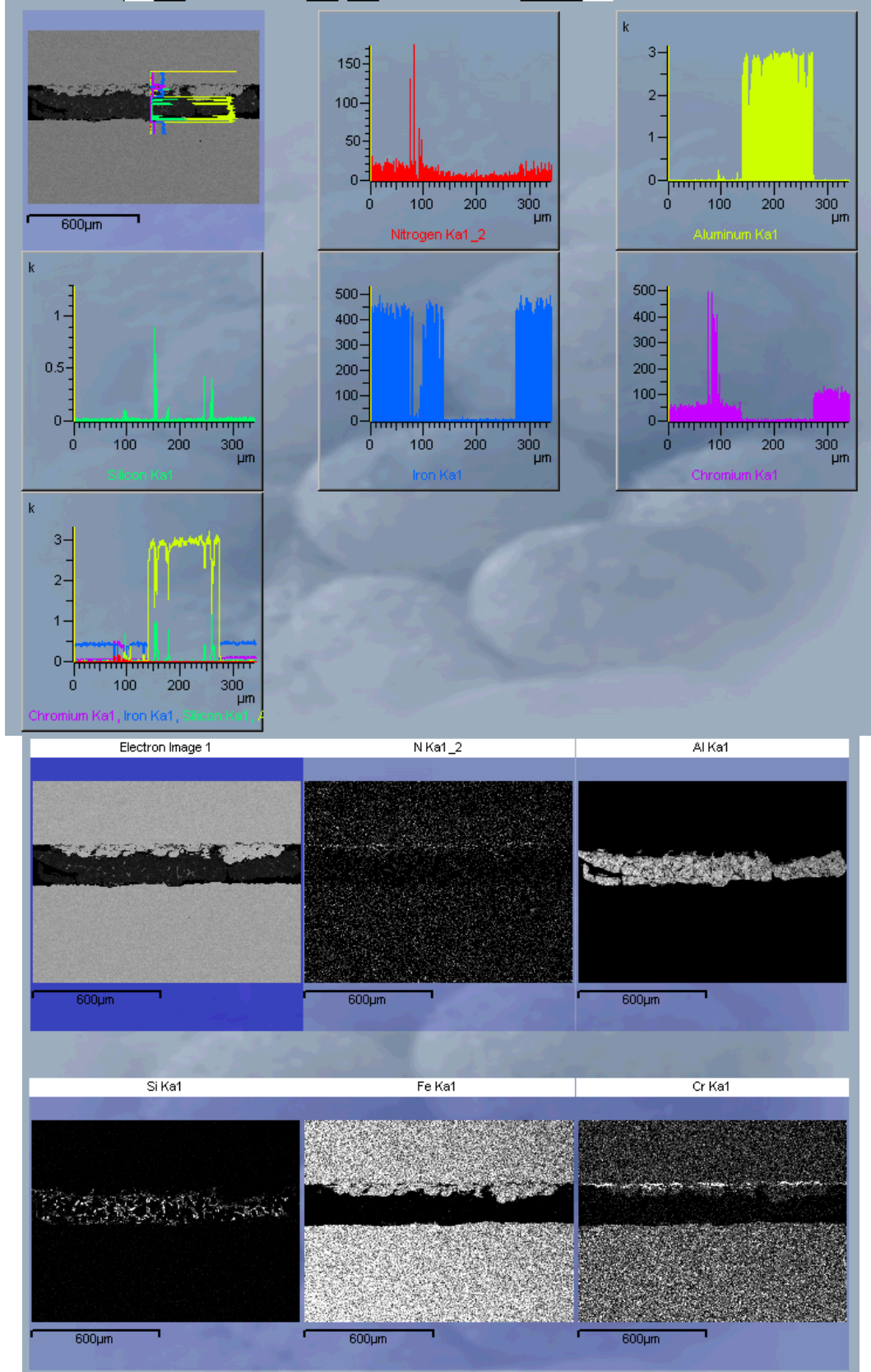
Element	% Ağırlık	Atomik %
Al	64,75	74,91
Si	10,06	11,18
Cr	2,66	1,60
Mn	1,23	0,70
Fe	19,19	10,73
Cu	1,25	0,61
Mo	0,86	0,28

Şekil A.4.5: Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.

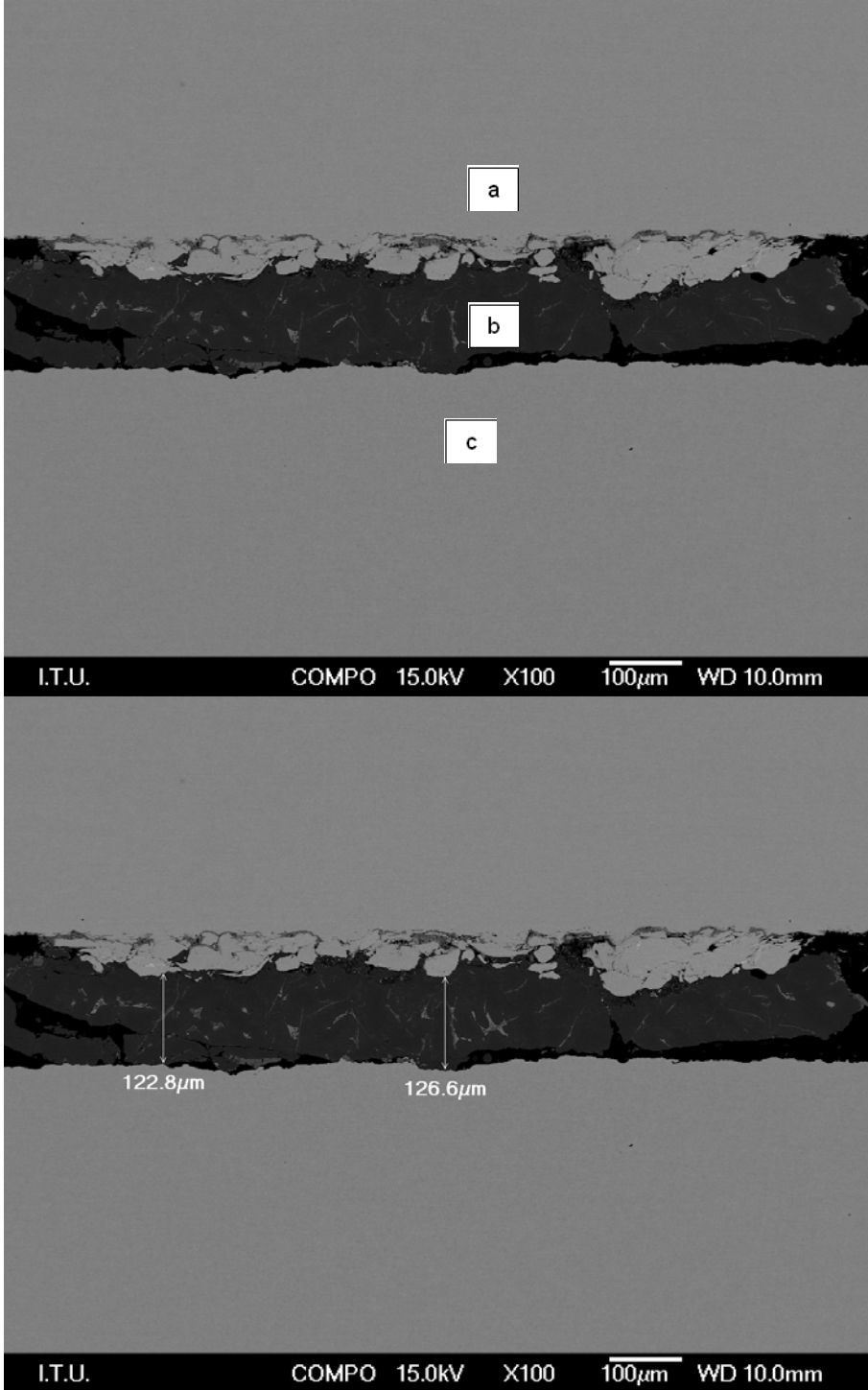


Element	% Ağırlık	Atomik %
Al	49,59	68,01
Si	2,33	3,07
Fe	4,33	2,87
Ni	11,82	7,45
Cu	31,93	18,59

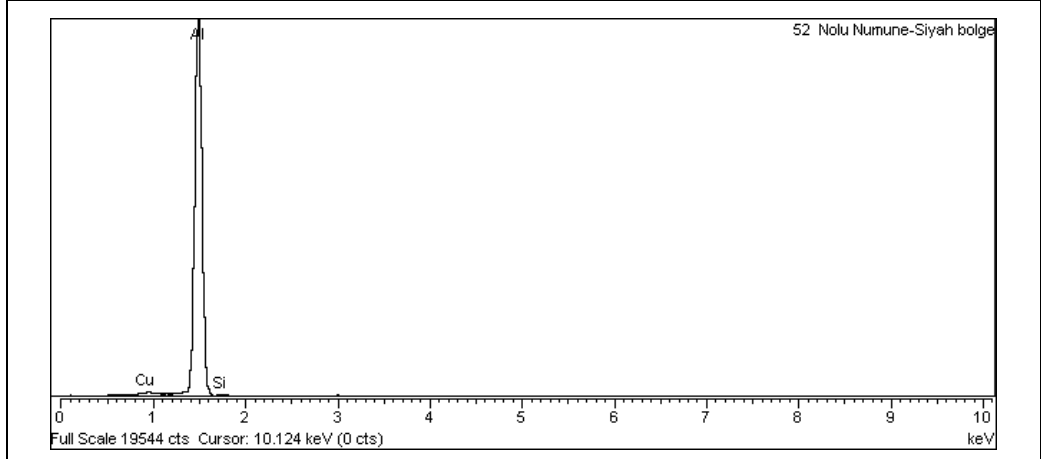
Şekil A.4.6: Şekil A.4.2’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



Şekil A.4.7: CrN kaplamalı DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.

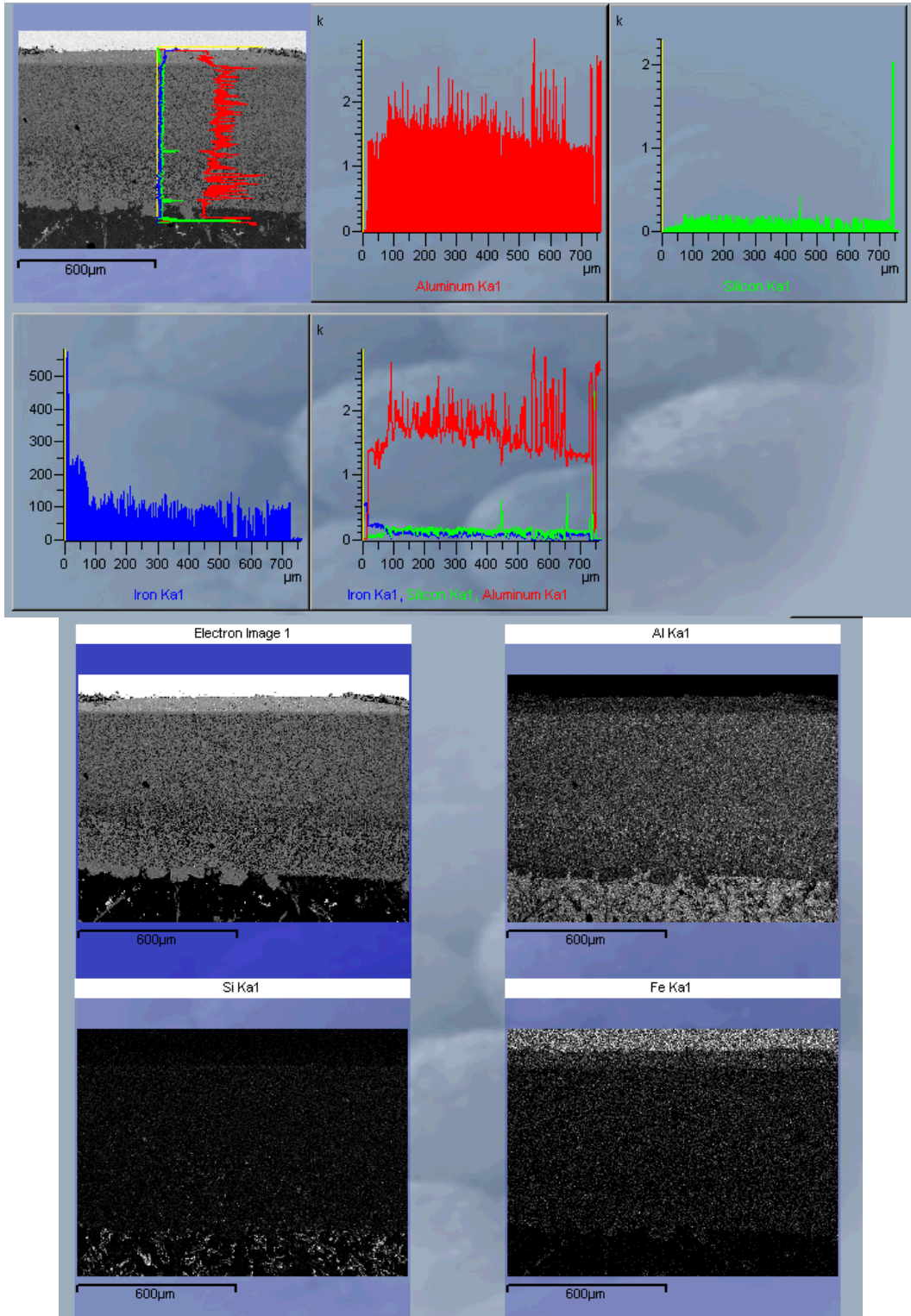


Şekil A.4.8: CrN kaplamalı DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan yapının SEM görüntüleri. (a) çelik, (b) alüminyum, (c) destek metali.

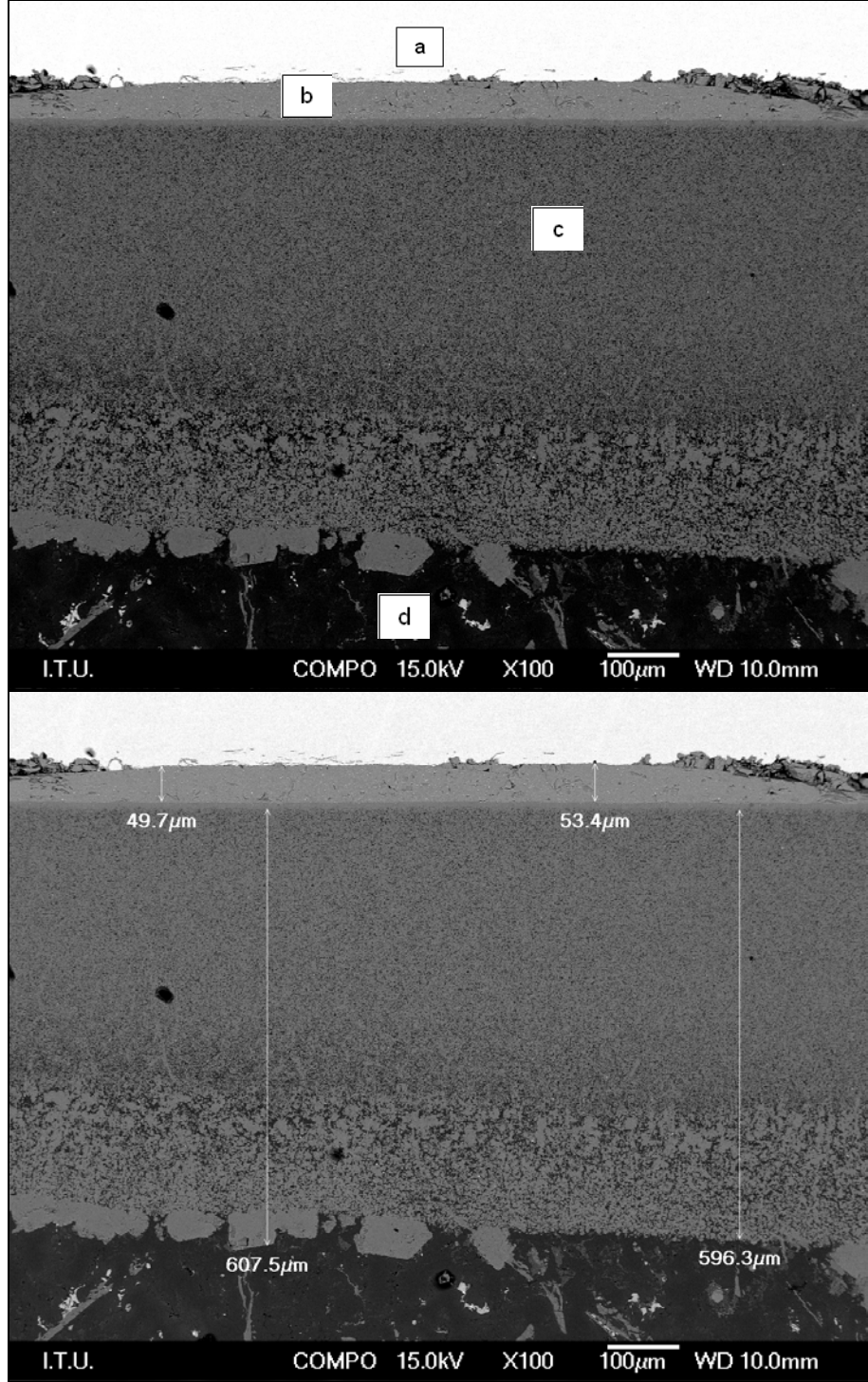


Element	% Ağırlık	Atomik %
Al	97,54	98,24
Si	1,32	1,28
Cu	1,14	0,49

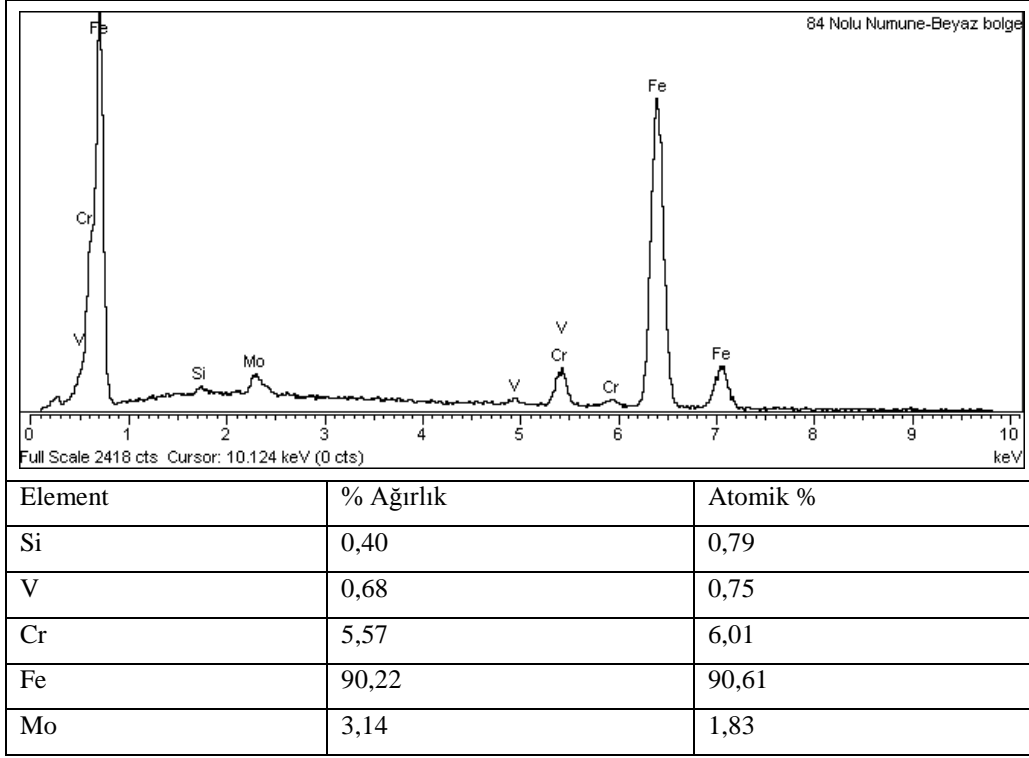
Şekil A.4.9: Şekil A.4.8’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



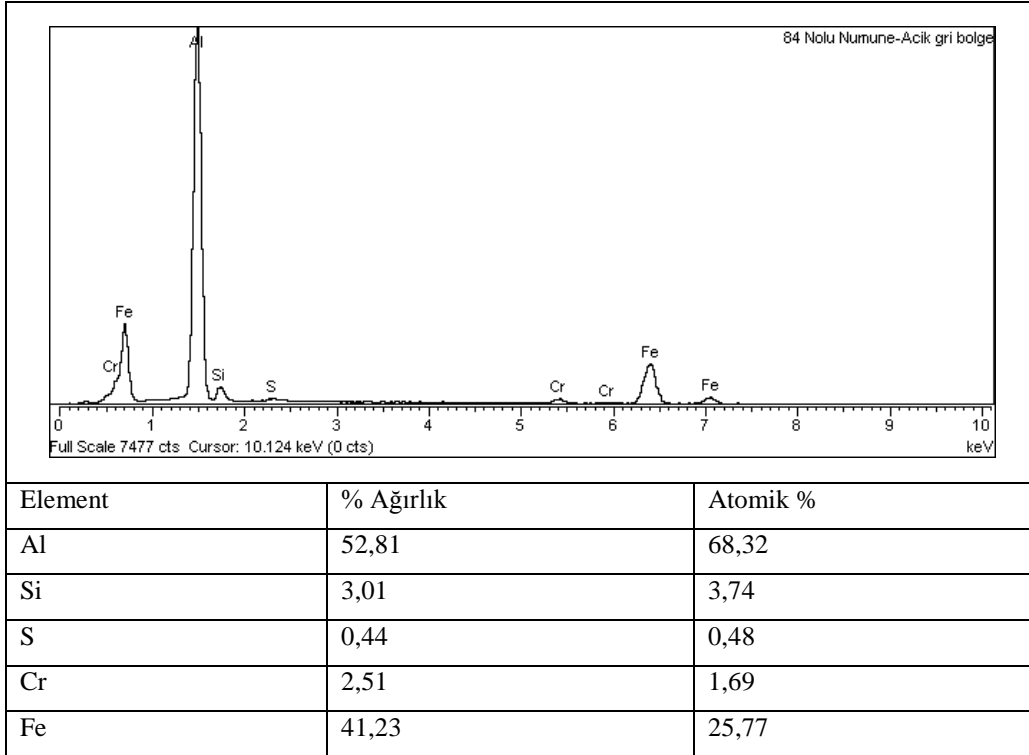
Şekil A.4.10: 43 μm borlanmış DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.



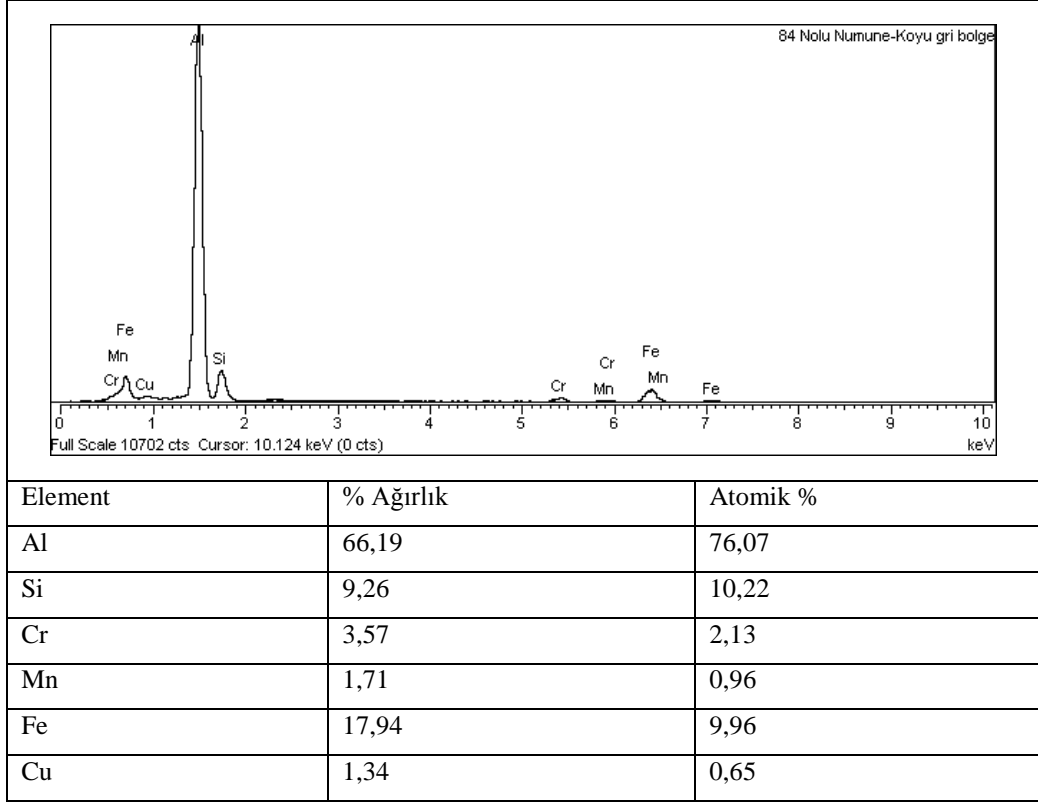
Şekil A.4.11: 43μm borlanmış DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b)intermetalik 1, (c) intermetalik 2, (d) alüminyum.



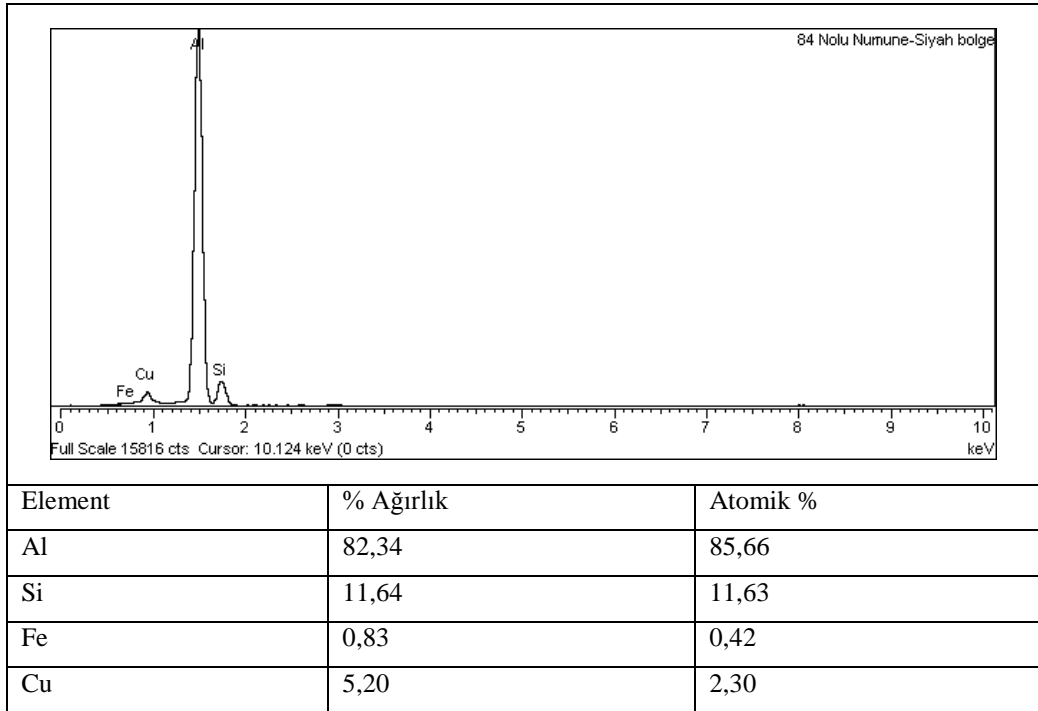
Şekil A.4.12: Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



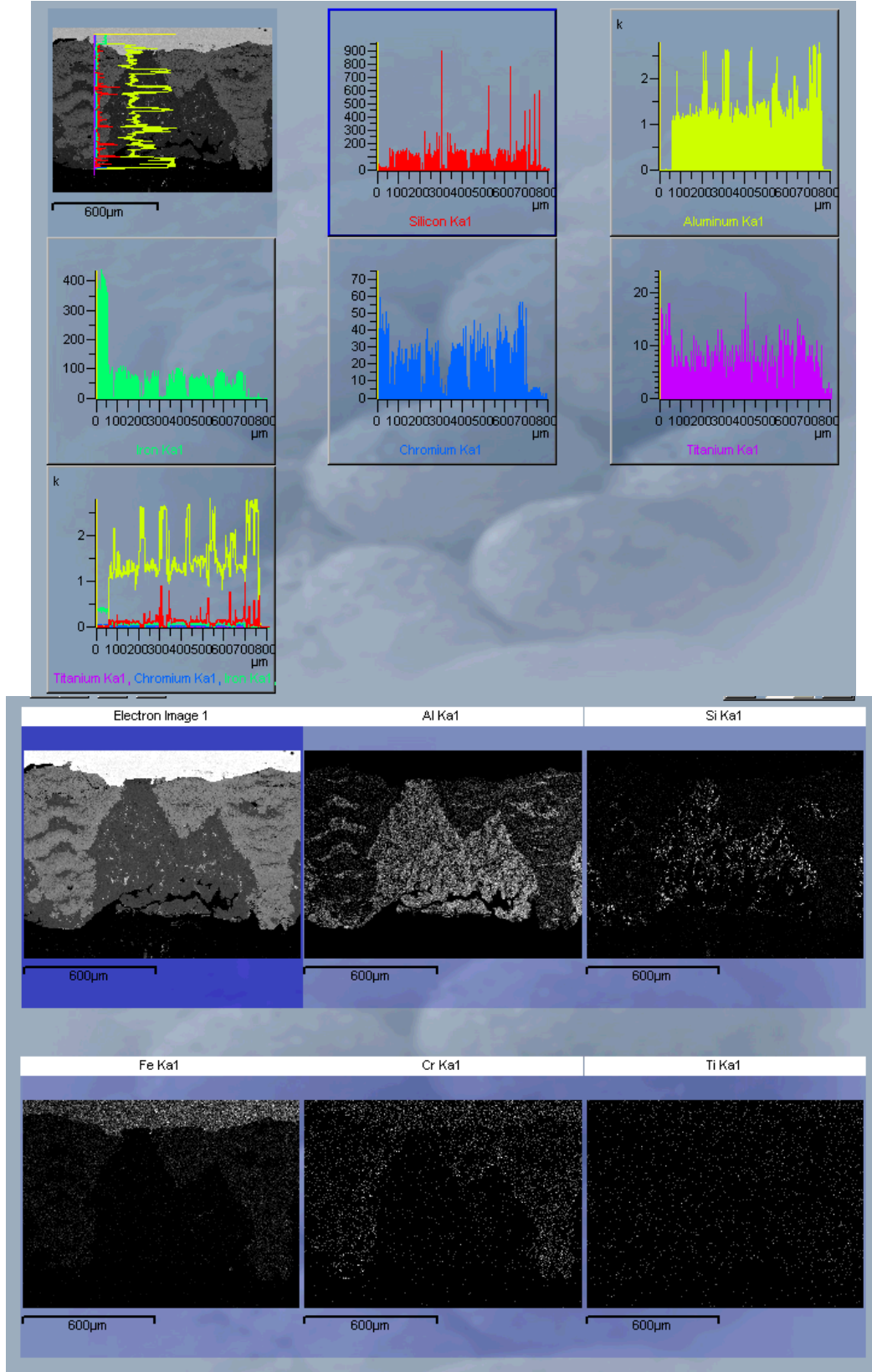
Şekil A.4.13: Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



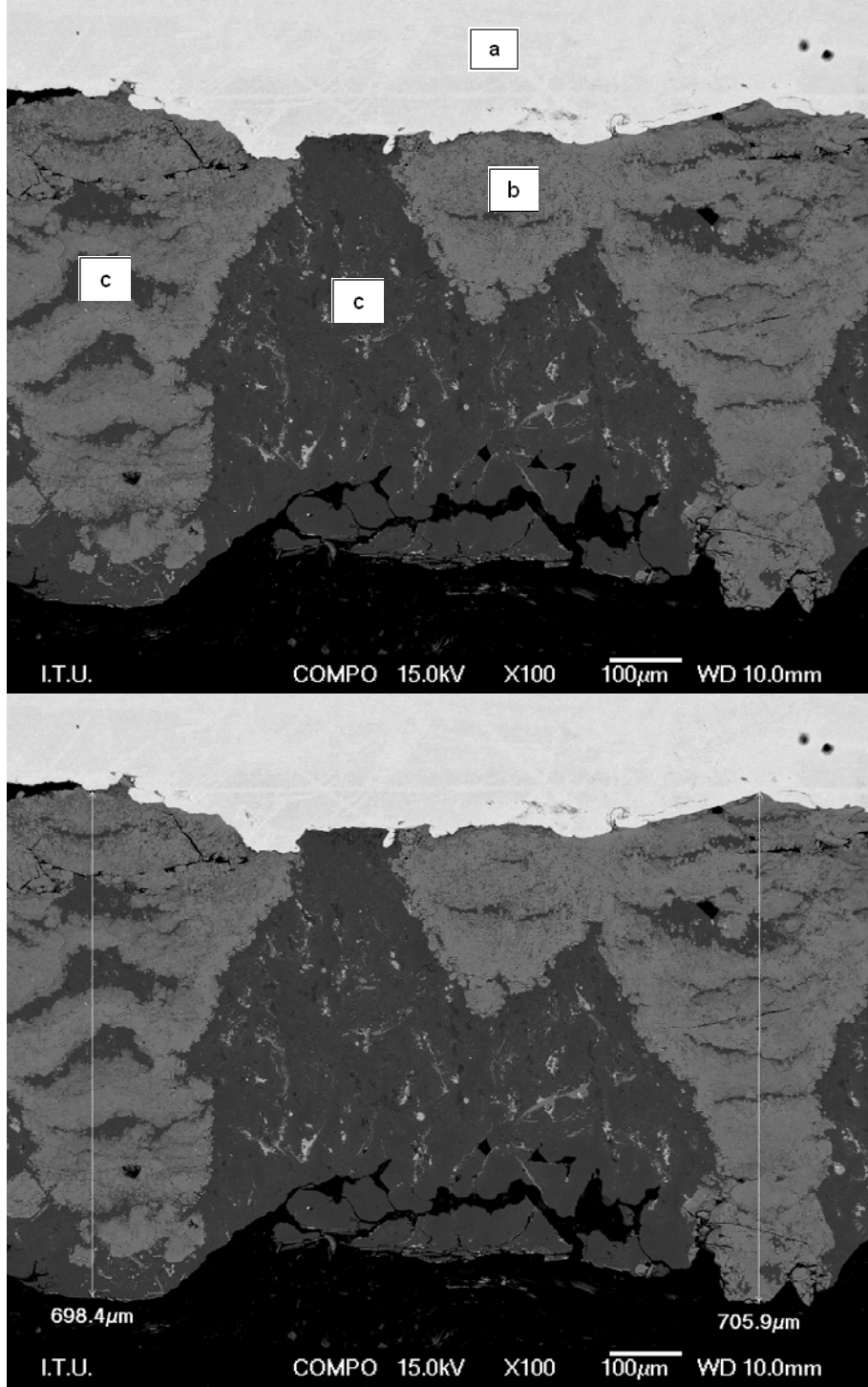
Şekil A.4.14: Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



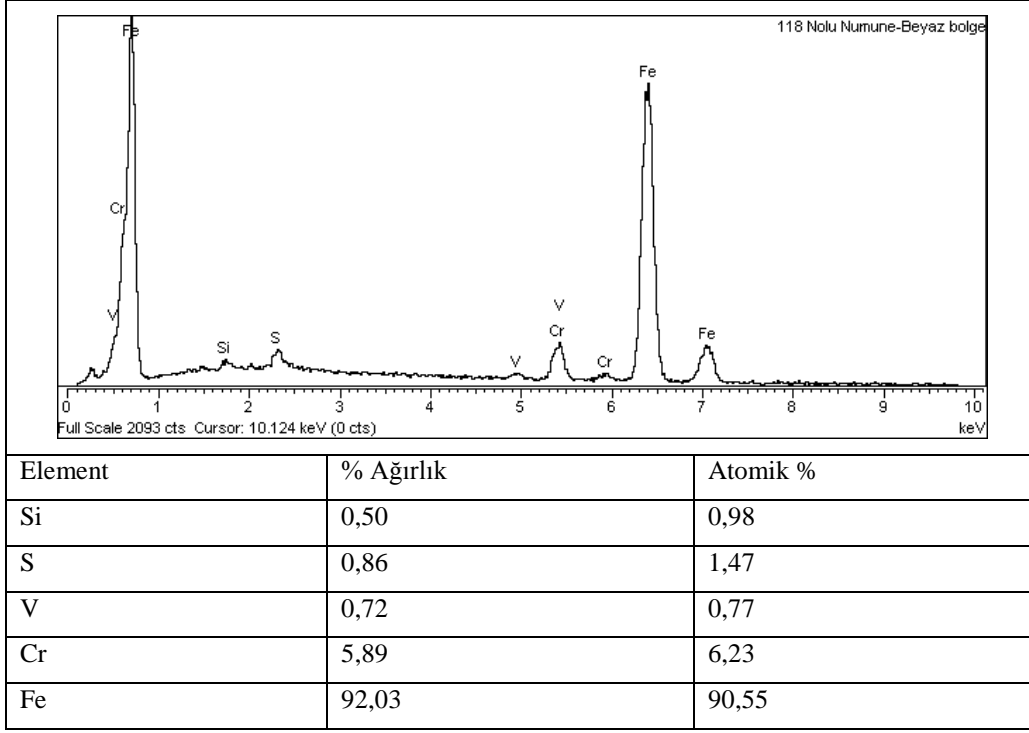
Şekil A.4.15: Şekil A.4.11’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



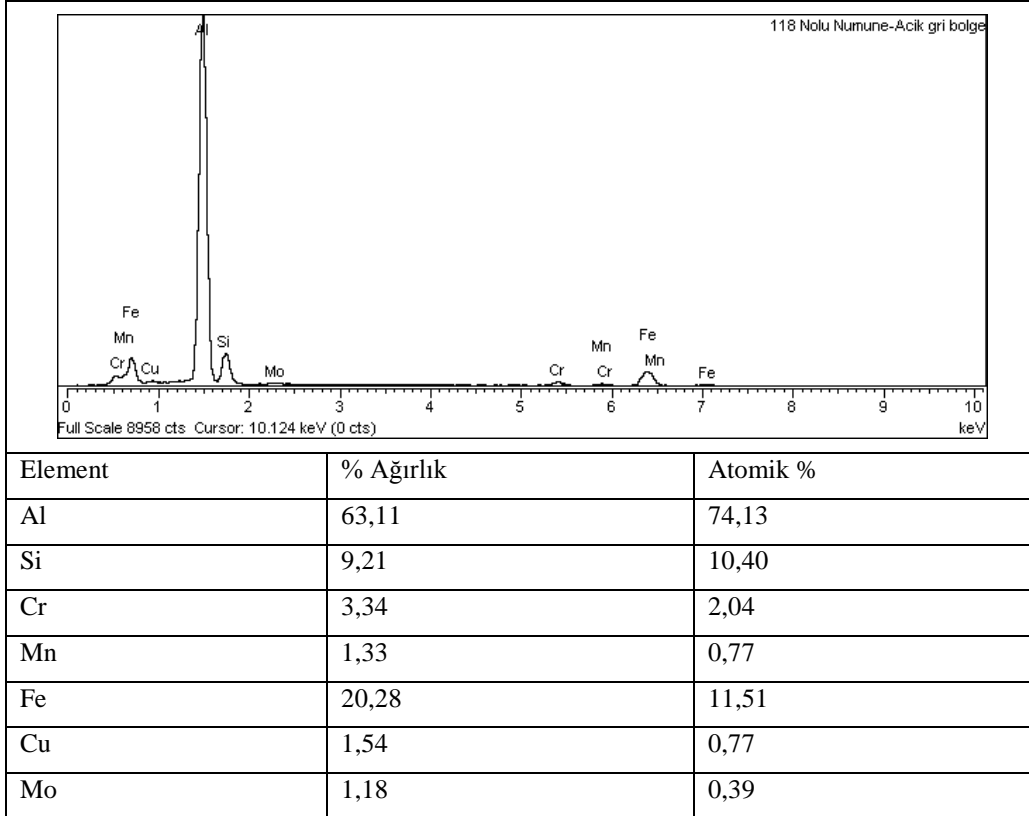
Şekil A.4.16: TiN/CrN kaplamalı DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.



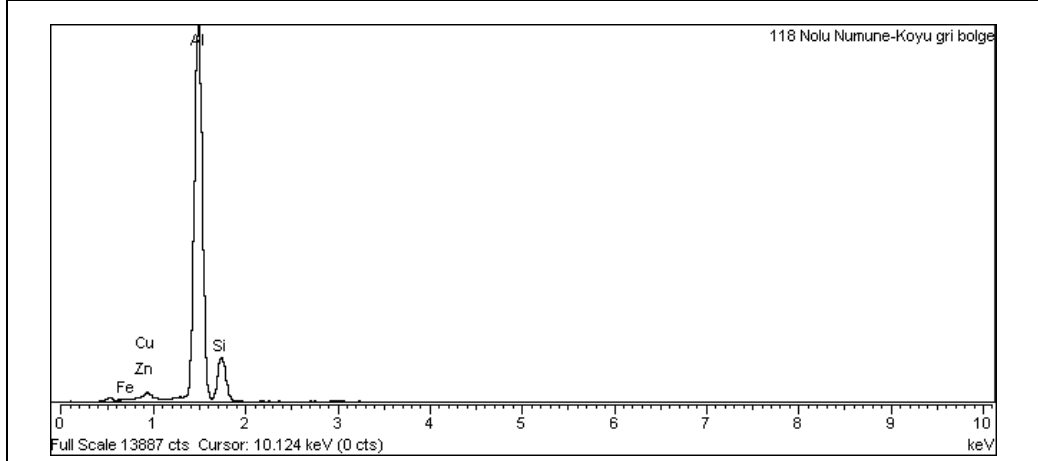
Şekil A.4.17: TiN/CrN kaplanmış DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b) intermetalik, (c) alüminyum.



Şekil A.4.18: Şekil A.4.17’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.

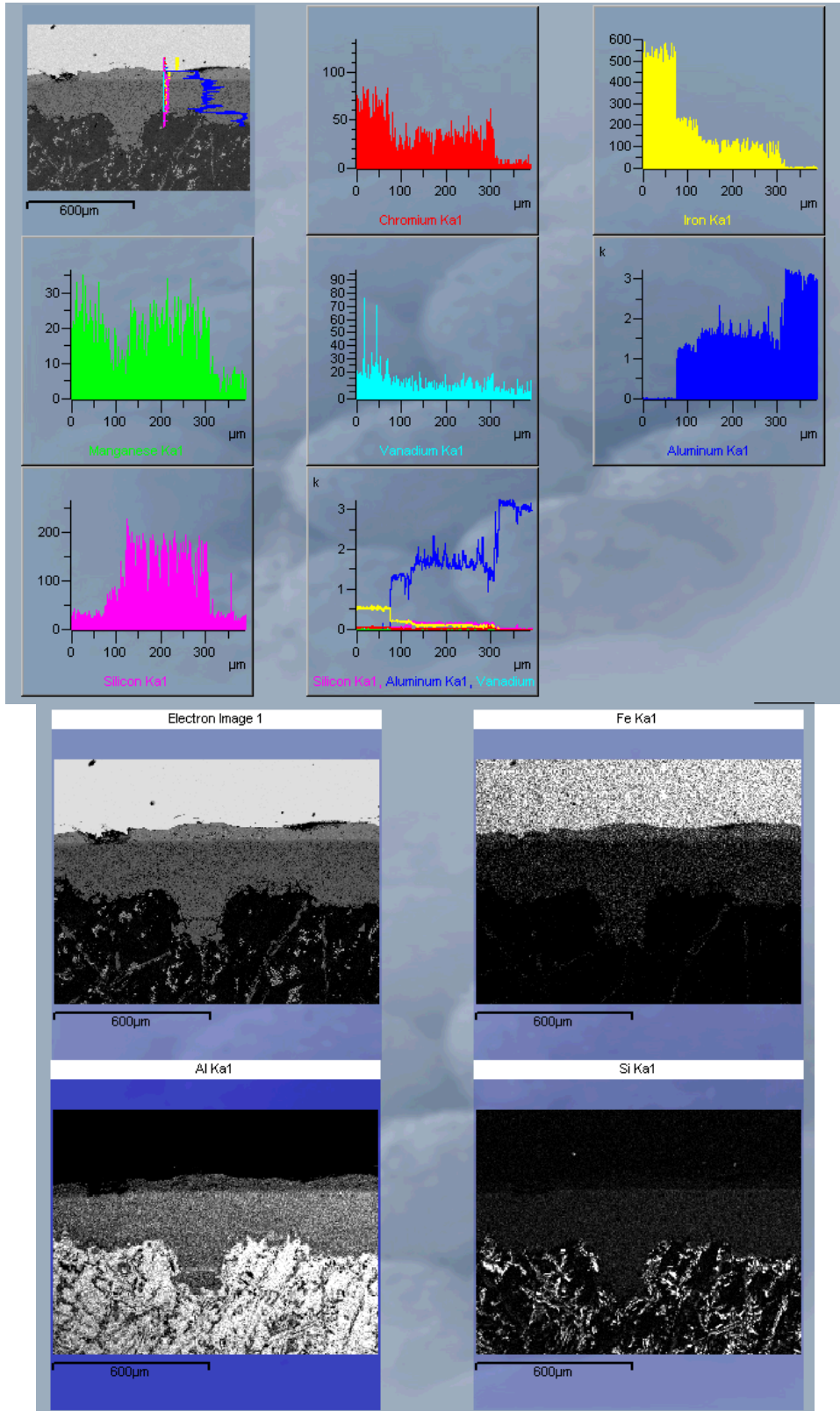


Şekil A.4.19: Şekil A.4.17’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.

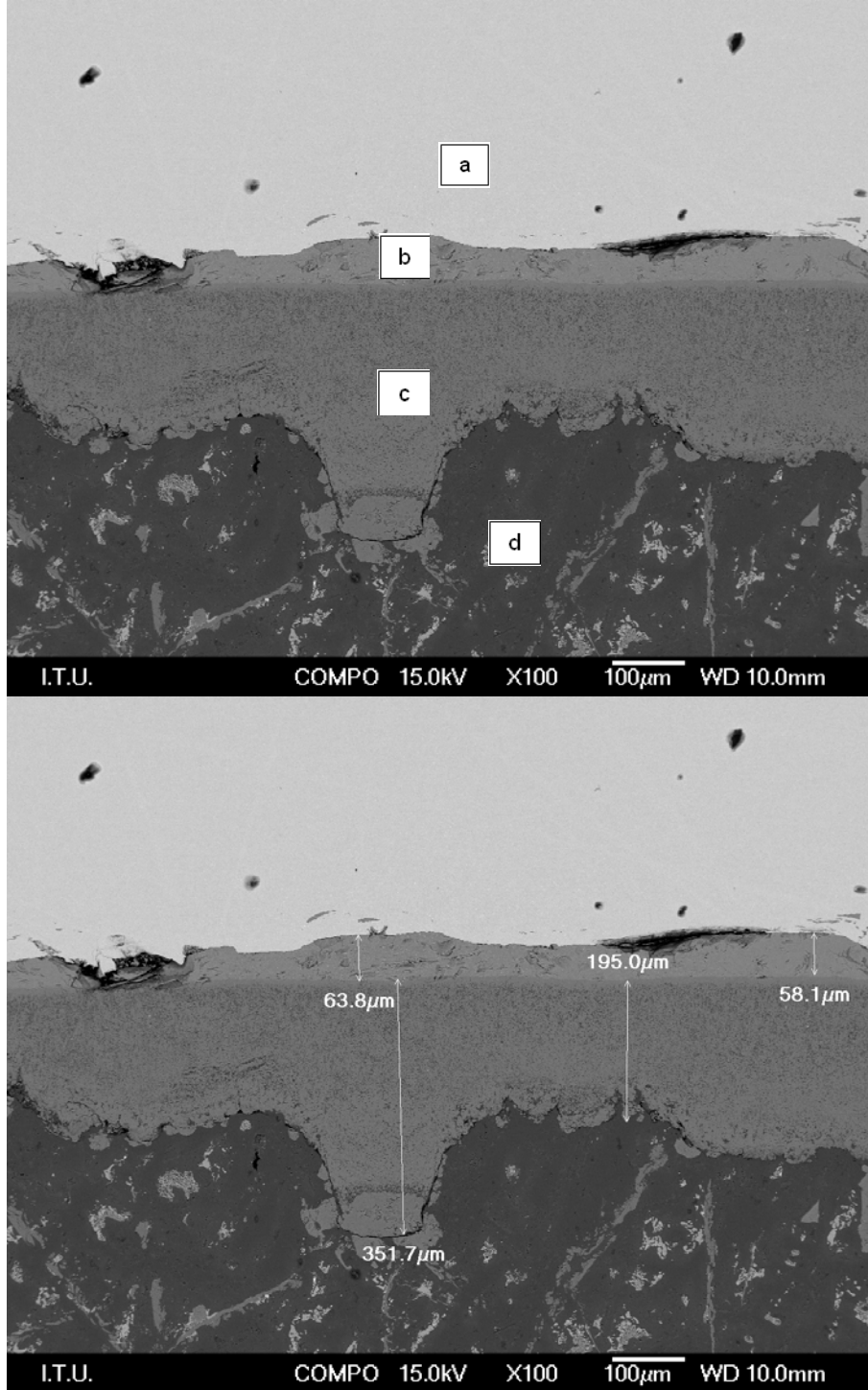


Element	% Ağırlık	Atomik %
Al	76,09	78,79
Si	19,21	19,11
Fe	0,80	0,40
Cu	2,65	1,17
Zn	1,24	0,53

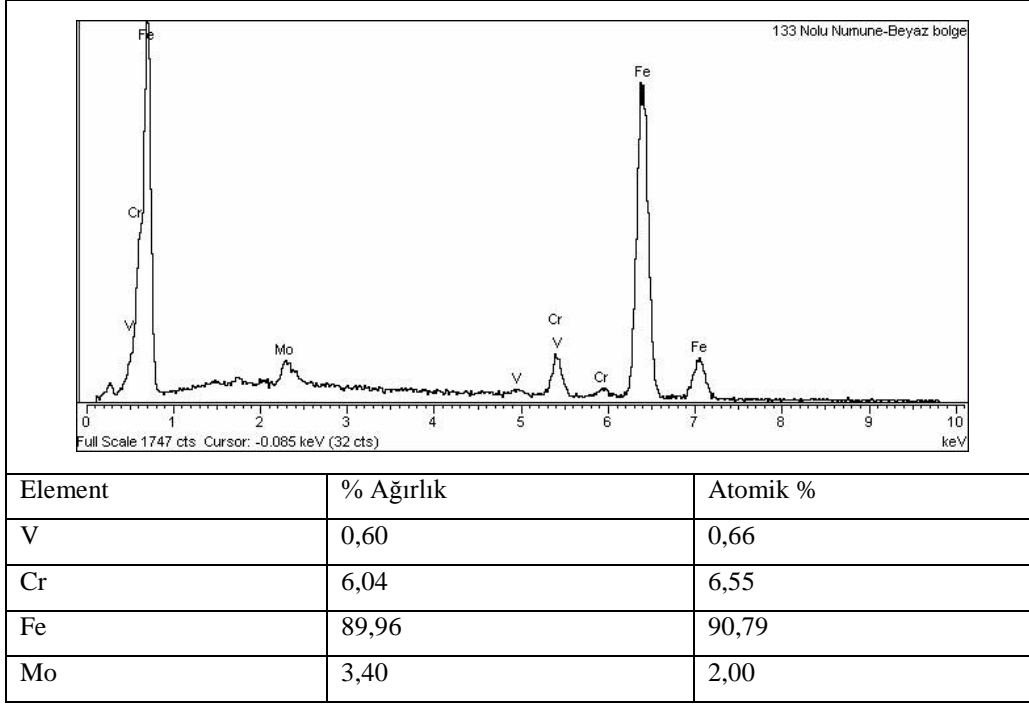
Şekil A.4.20: Şekil A.4.17’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



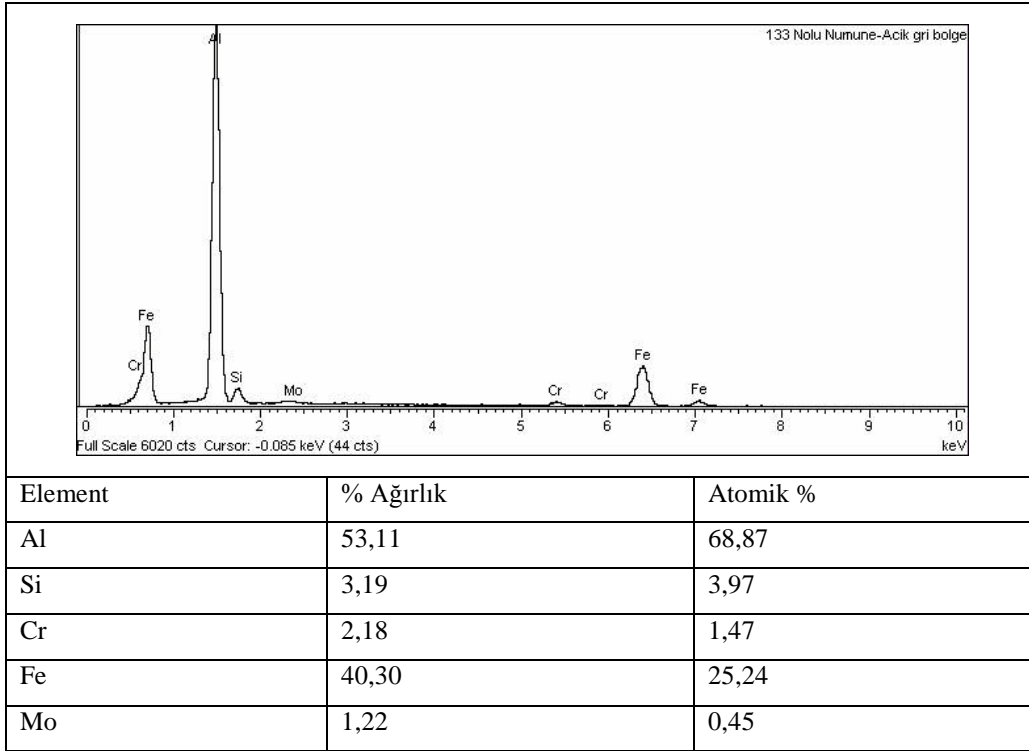
Şekil A.4.21: Isıl işlemlı DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.



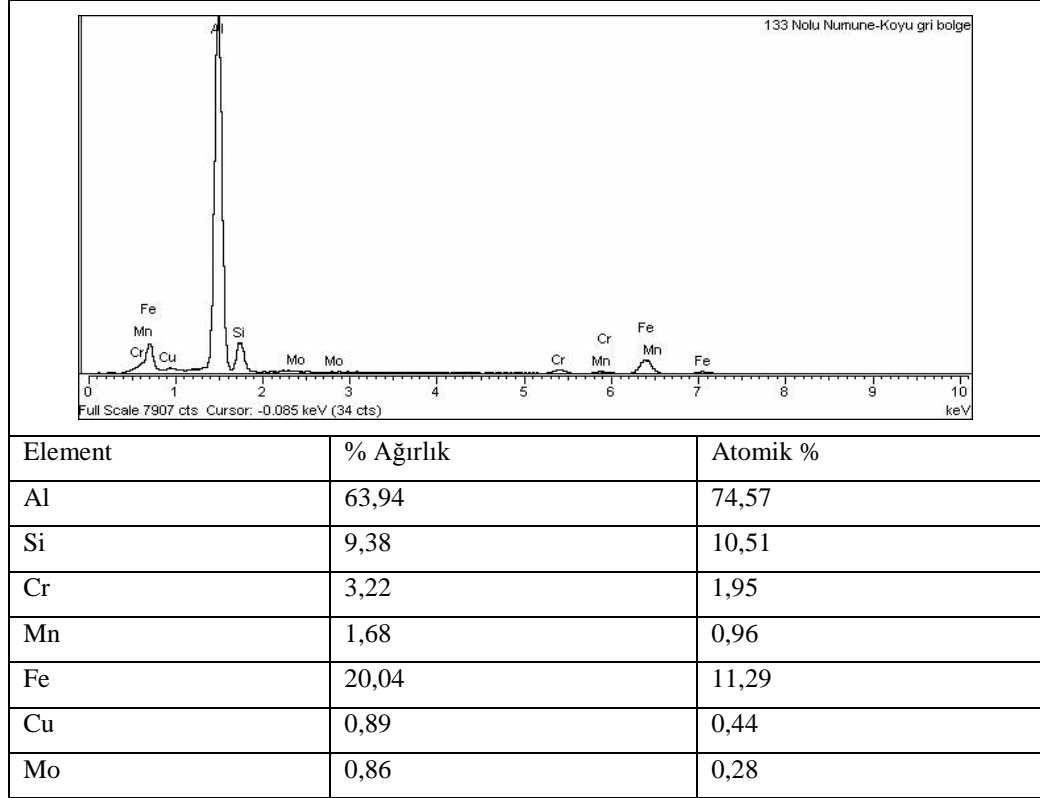
Şekil A.4.22: Isıl işlemlili DIEVAR numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri.(a) çelik, (b) intermetalik 1, (c) intermetalik 2, (d) alüminyum.



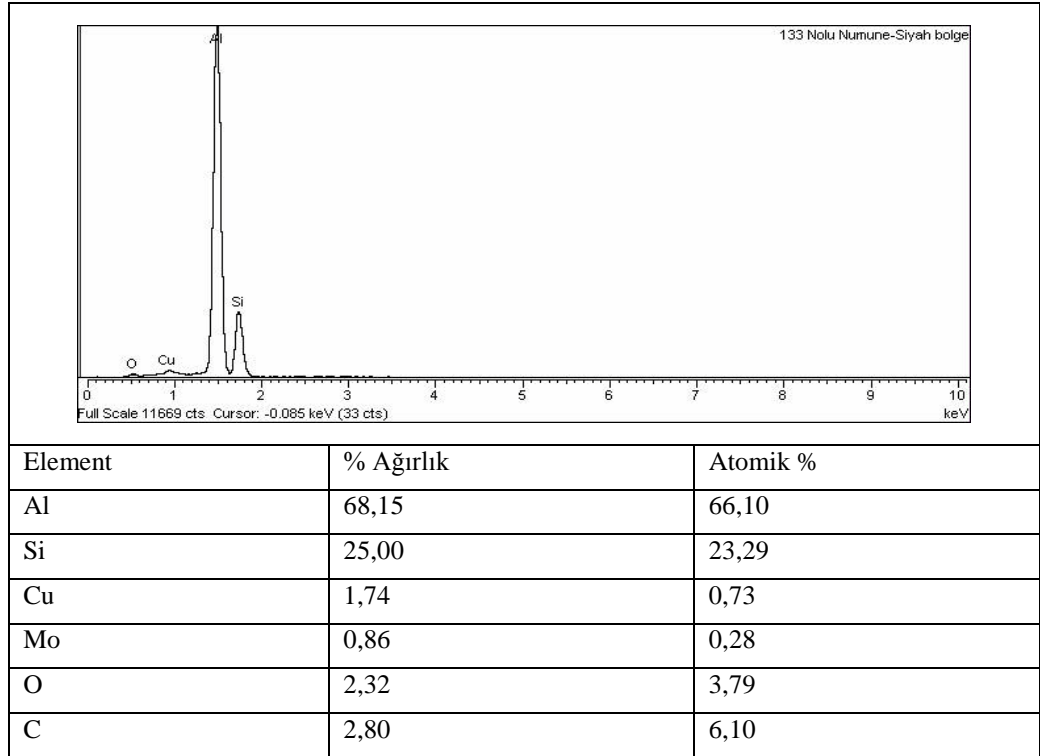
Şekil A.4.23: Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



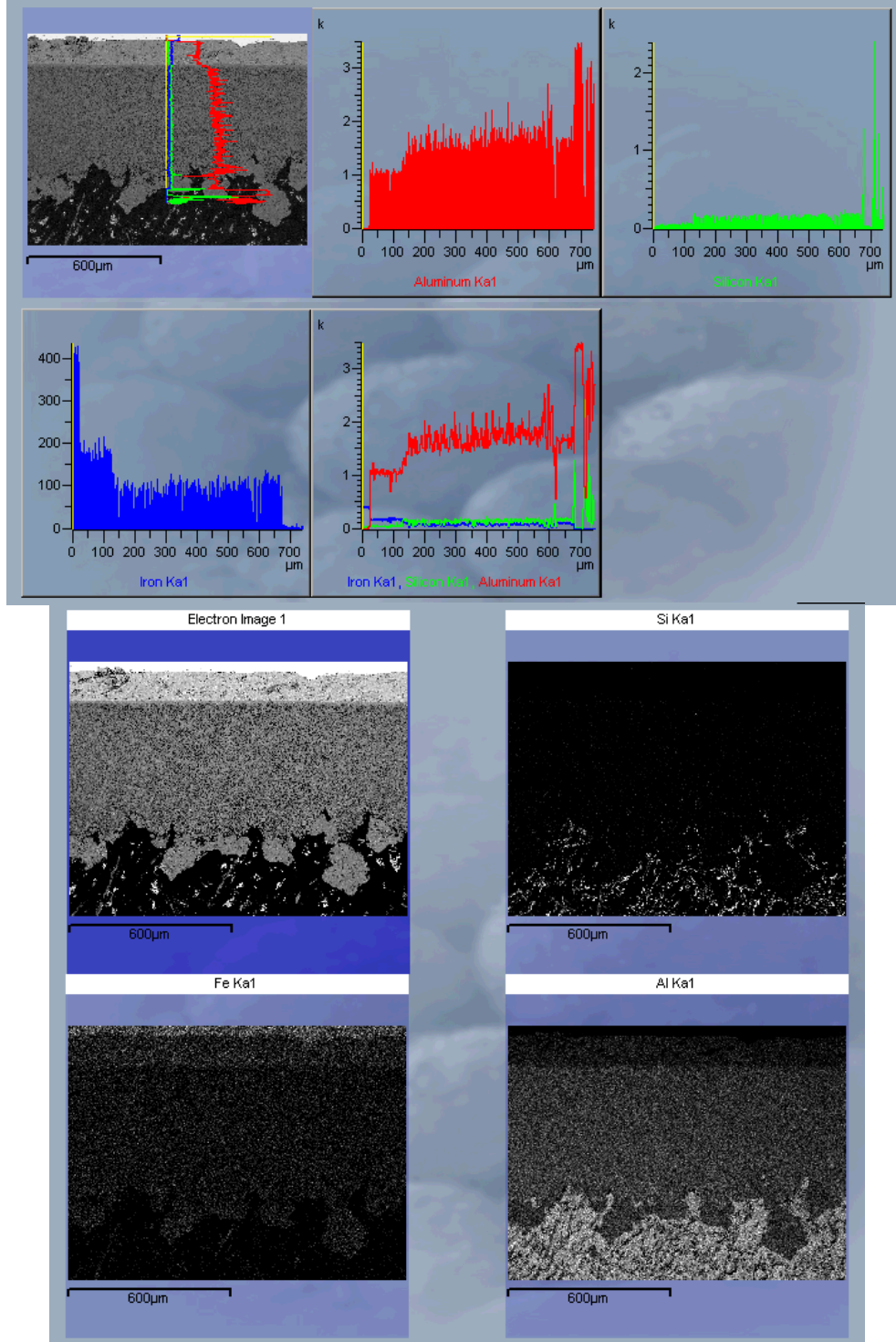
Şekil A.4.24: Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



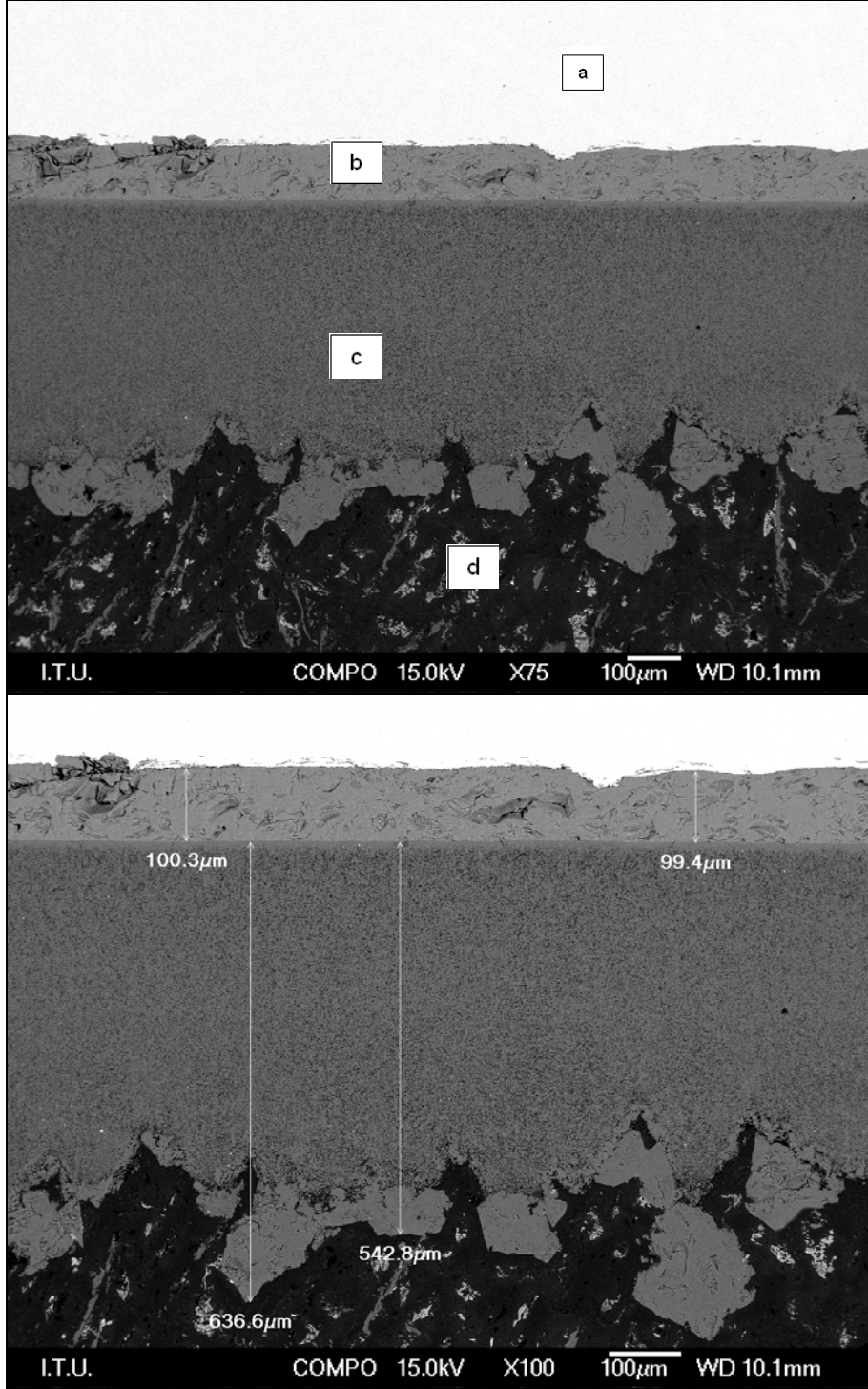
Şekil A.4.25: Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



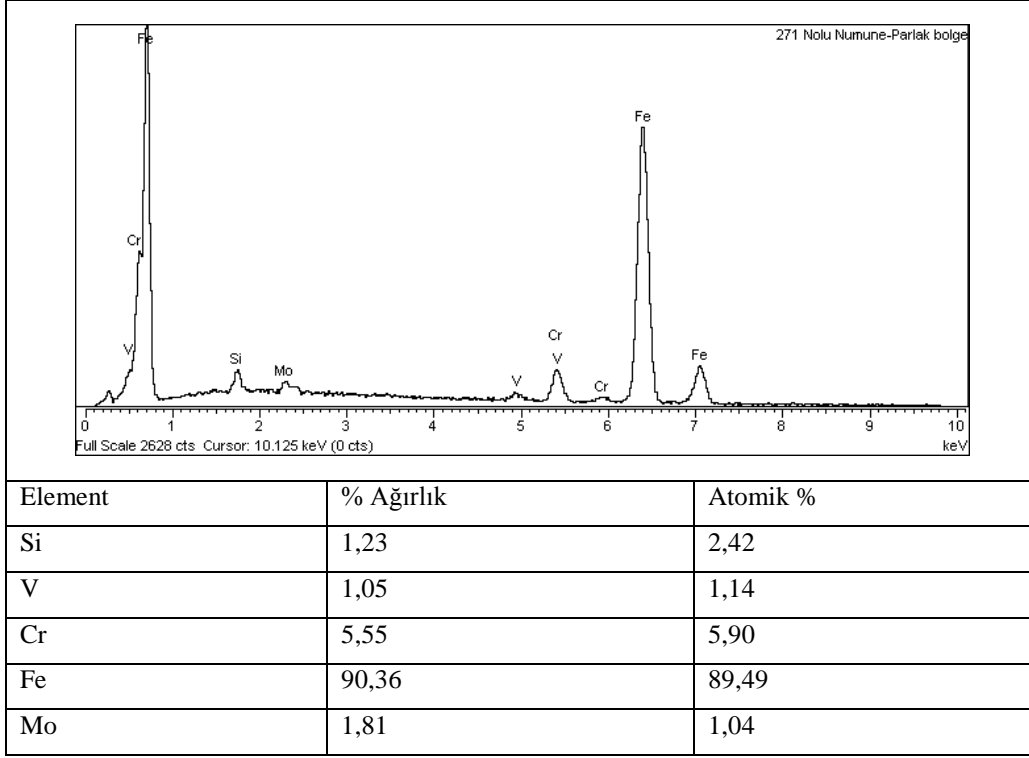
Şekil A.4.26: Şekil A.4.22’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



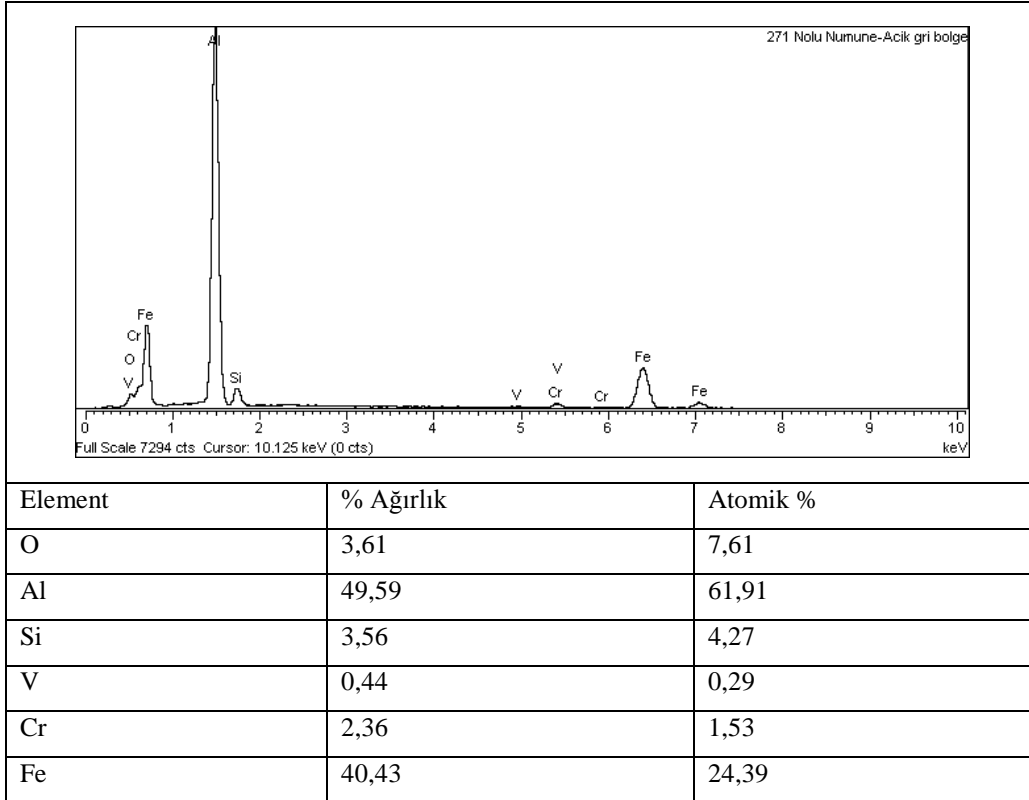
Şekil A.4.27: Isıl işlemlili H13 numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının line-scan ve X-ışın haritalama analizleri.



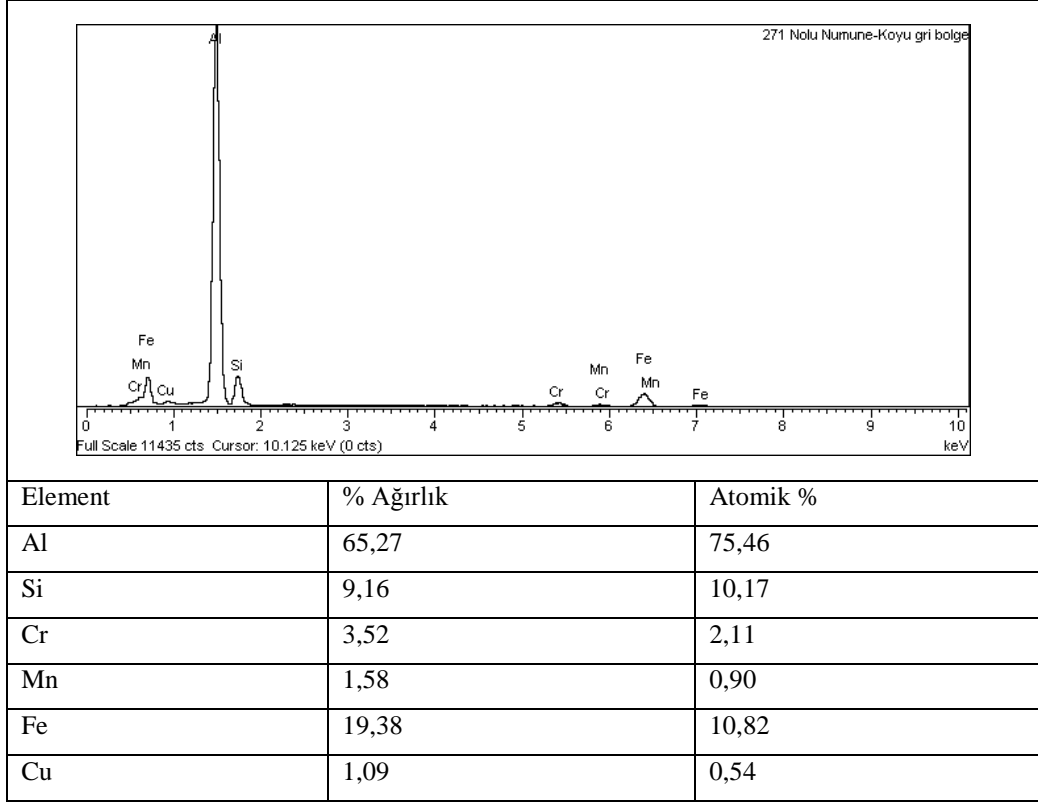
Şekil A.4.28: Isıl işlemlü H13 numunede 8 saat ergimiş alüminyum teması sonucunda oluşan intermetalik yapının SEM görüntüleri. (a) çelik, (b) intermetalik 1, (c) intermetalik 2, (d) alüminyum.



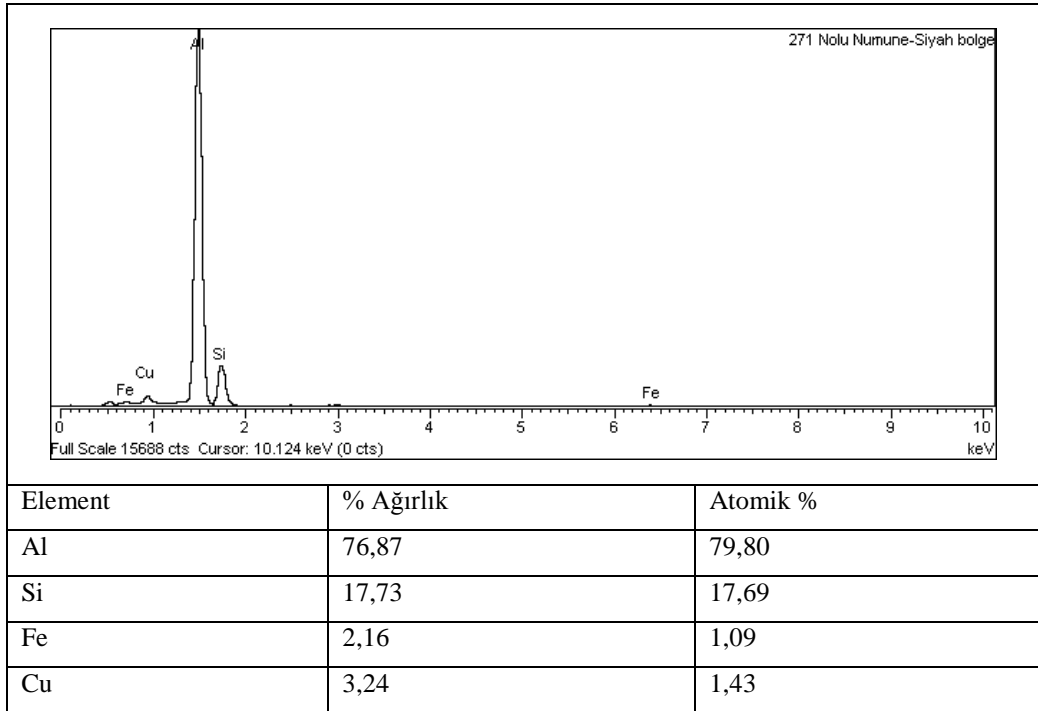
Şekil A.4.29: Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (a) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.



Şekil A.4.30: Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (b) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.

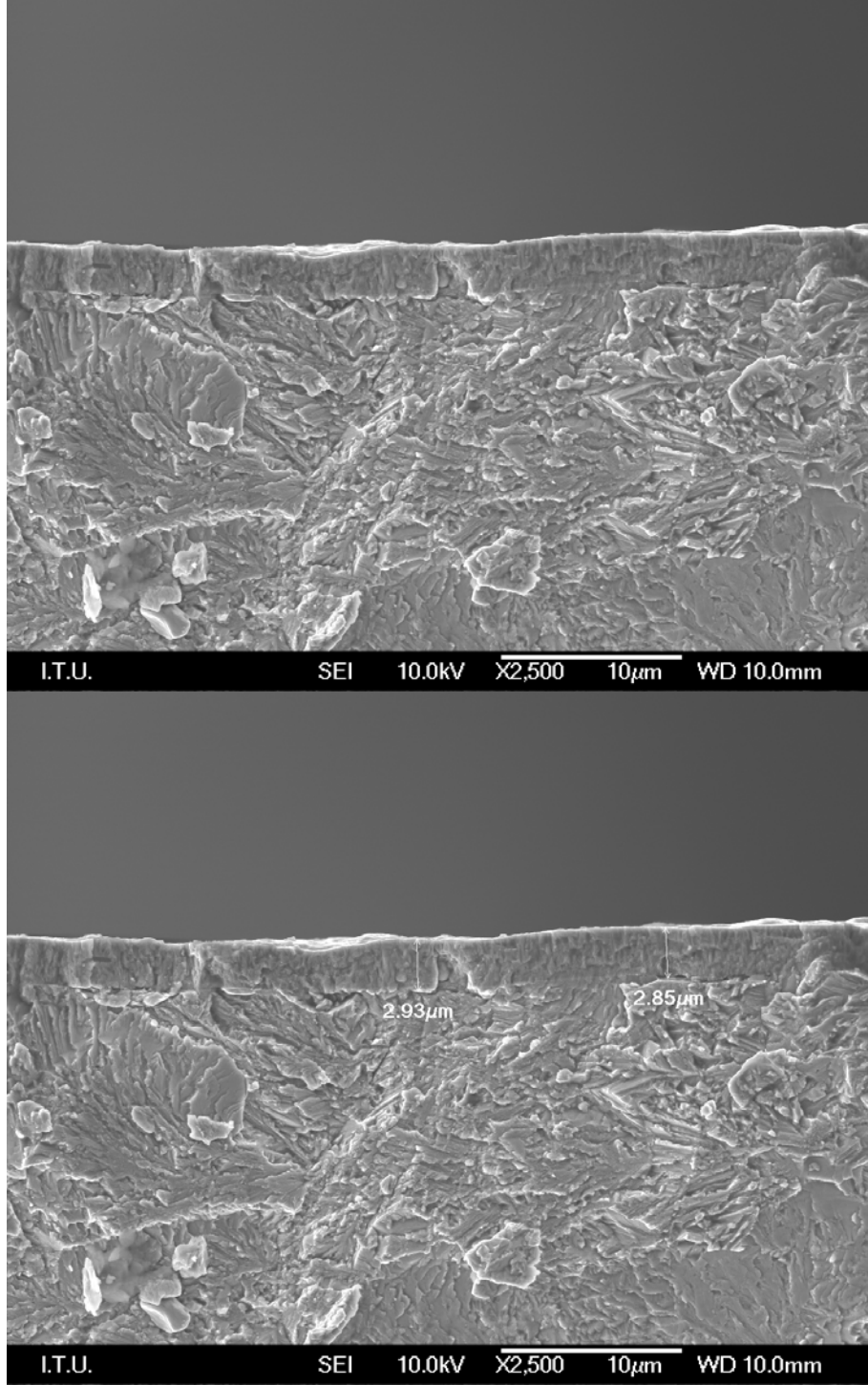


Şekil A.4.31: Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (c) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.

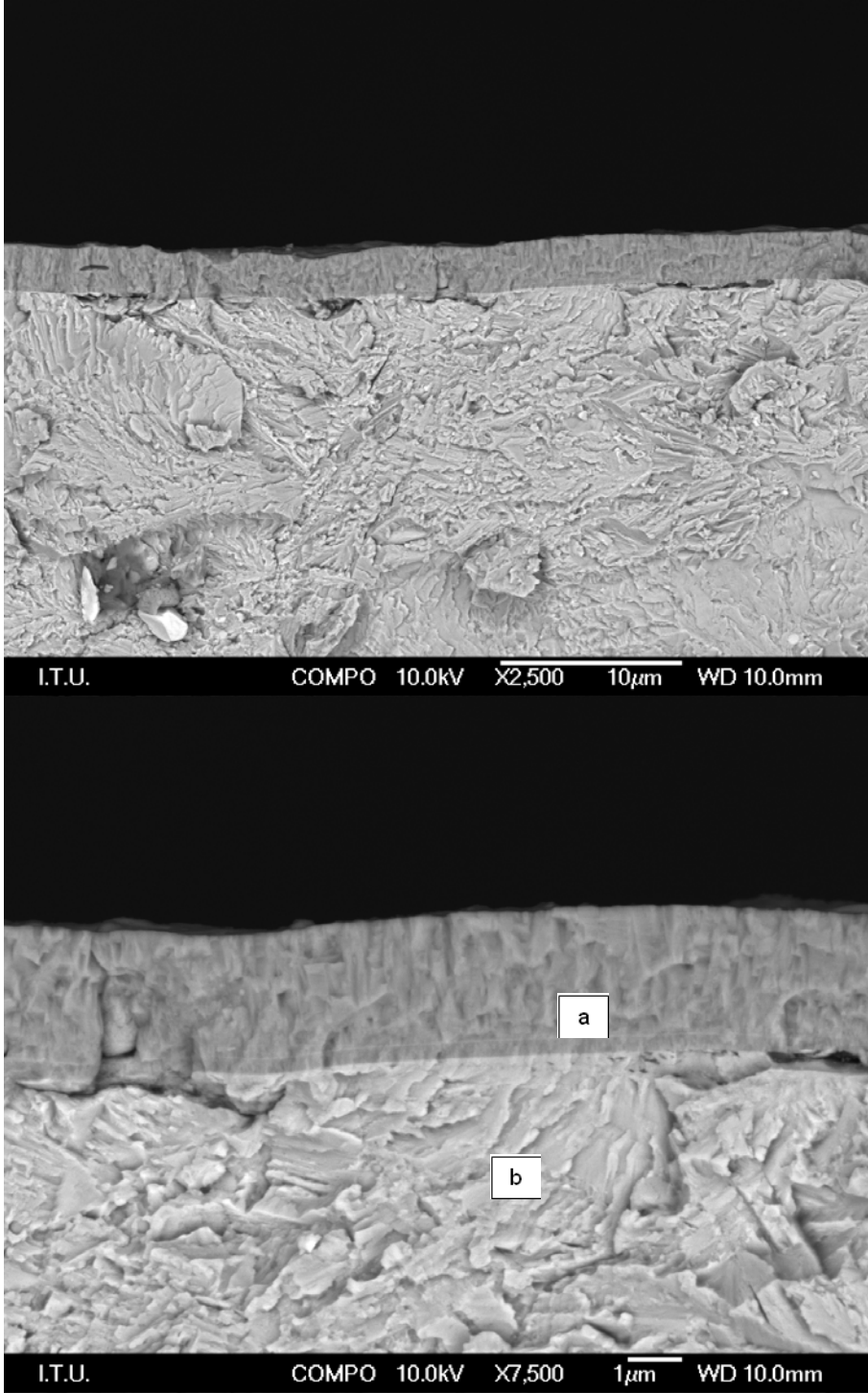


Şekil A.4.32: Şekil A.4.28’de verilen SEM görüntüsünde (d) ile gösterilmiş bölgenin nokta EDS analizi.

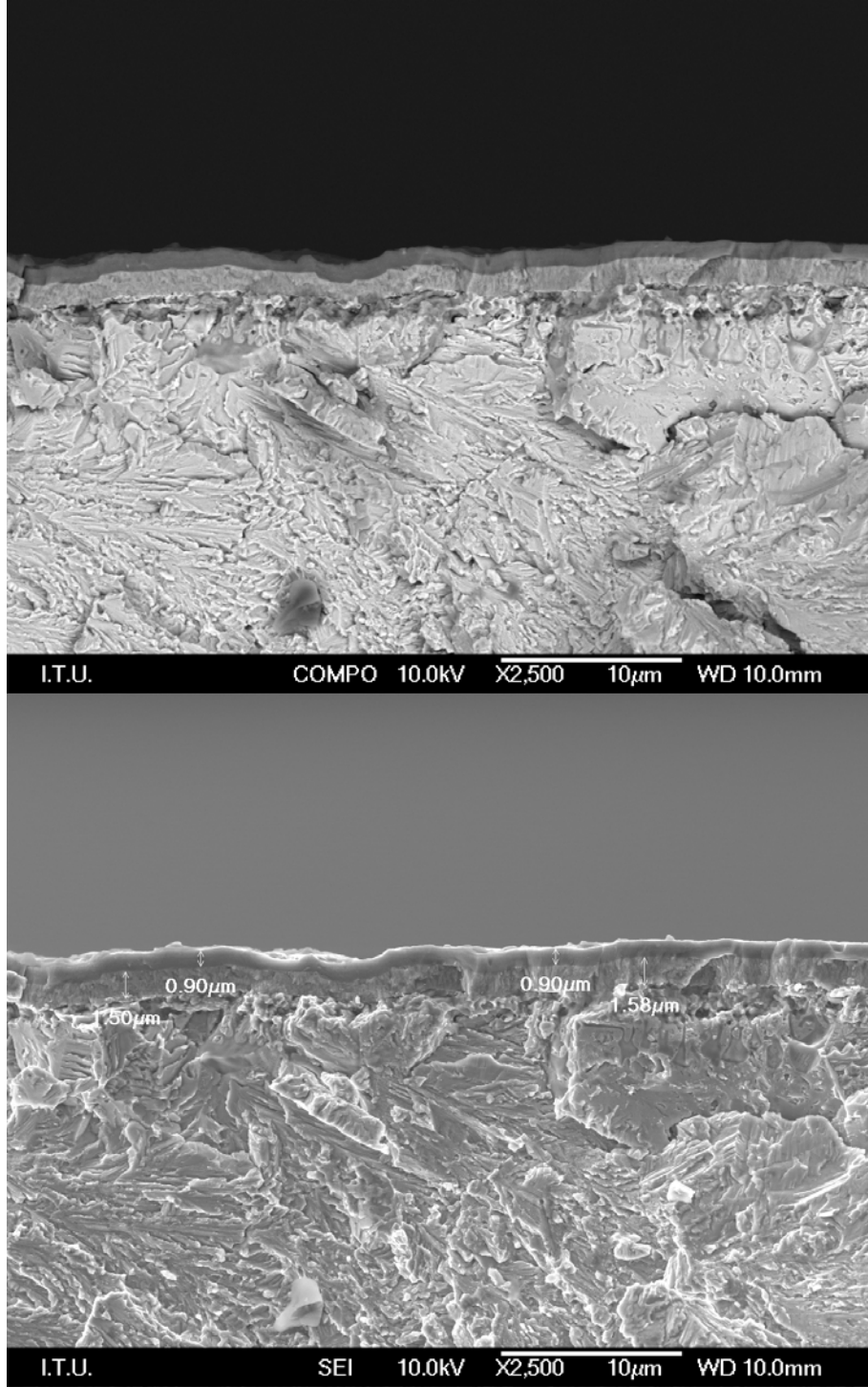
EK A.5



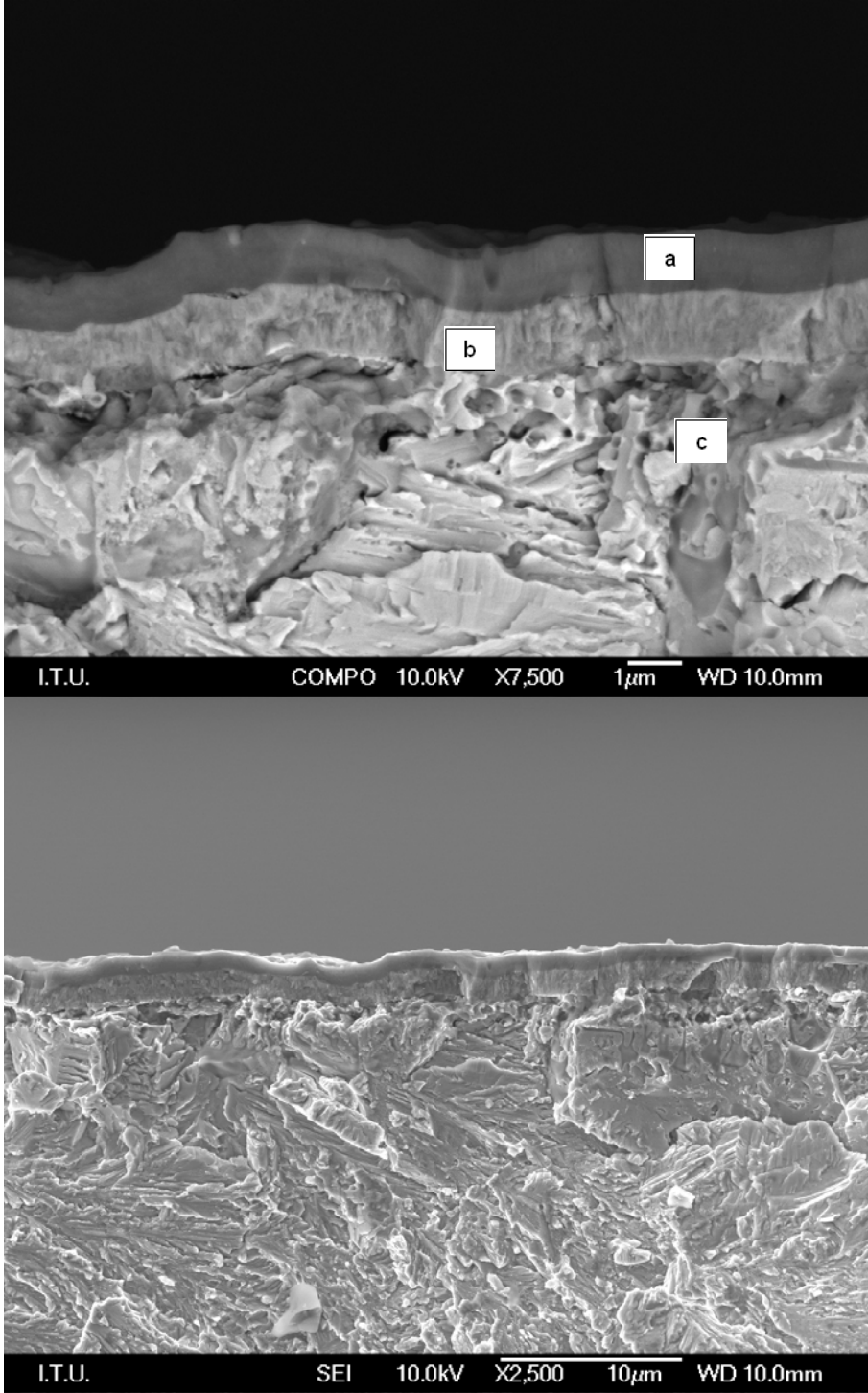
Şekil A.5.1: CrN kaplama kırık yüzey kesit kalınlıkları SEM görüntüleri.



Şekil A.5.2: CrN kaplama kırık yüzey detay SEM görüntüleri. (a) CrN kaplama, (b) taban metal-DIEVAR.

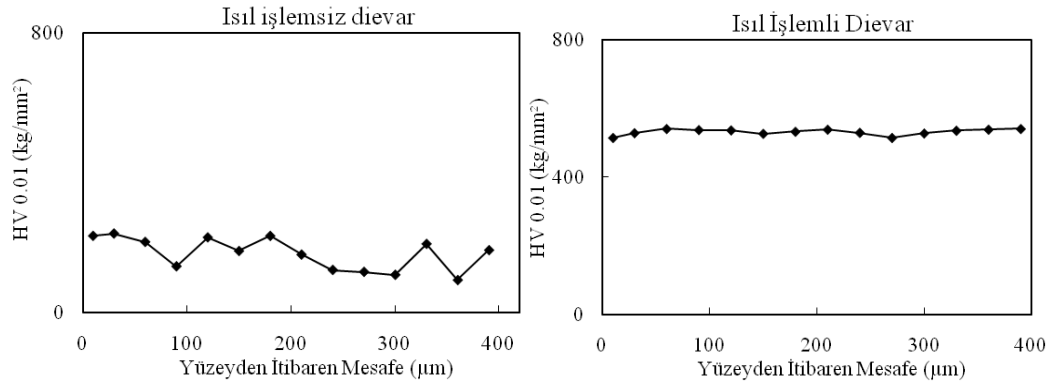


Şekil A.5.3: TiN-CrN kaplama kırık yüzey kesit kalınlıkları SEM görüntüleri.

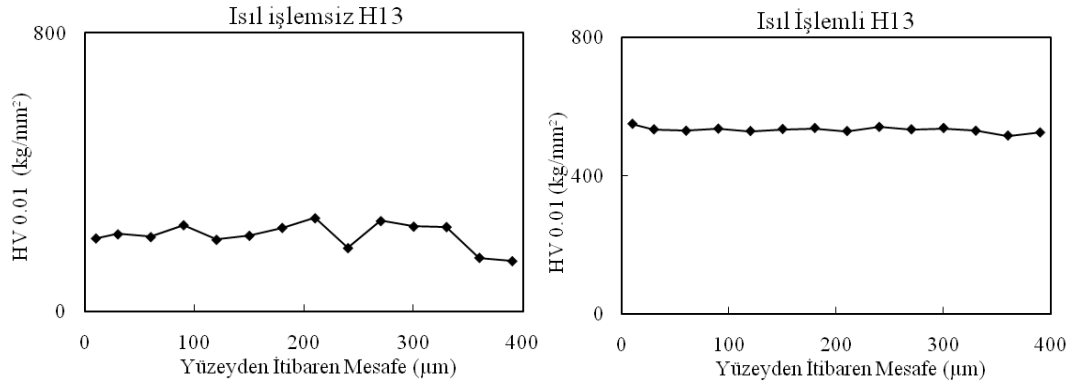


Şekil A.5.4: TiN-CrN kaplama kırık yüzey detay SEM görüntüsü.(a) TiN, (b) CrN, (c) taban metal-DIEVAR.

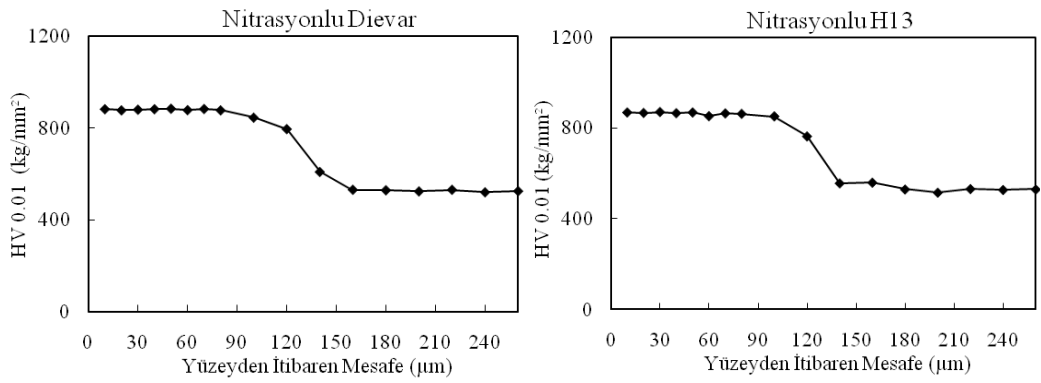
EK A.6



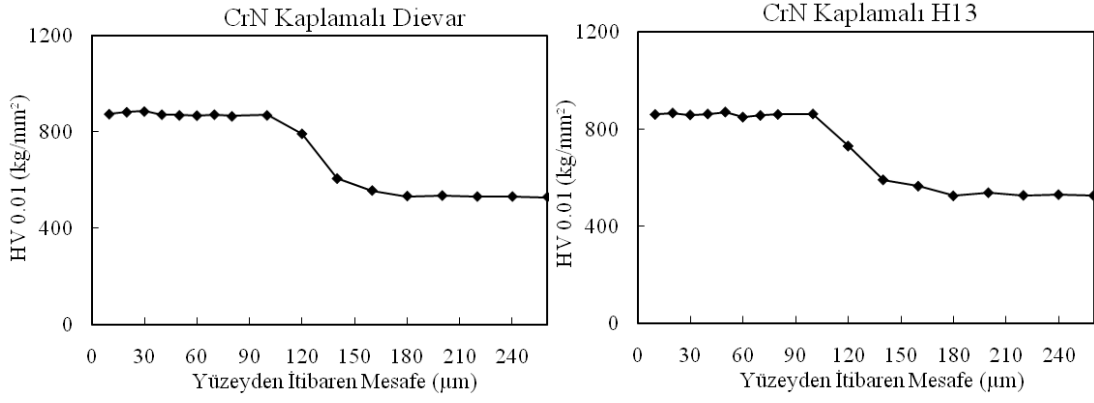
Şekil A.6.1: DIEVAR numunede ısıl işlem öncesi ve sonrası sertlik taramaları.



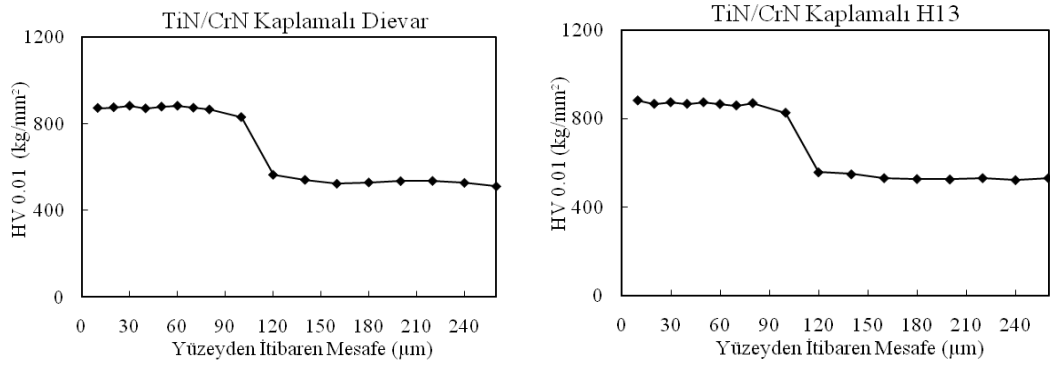
Şekil A.6.2: H13 numunede ısıl işlem öncesi ve sonrası sertlik taramaları.



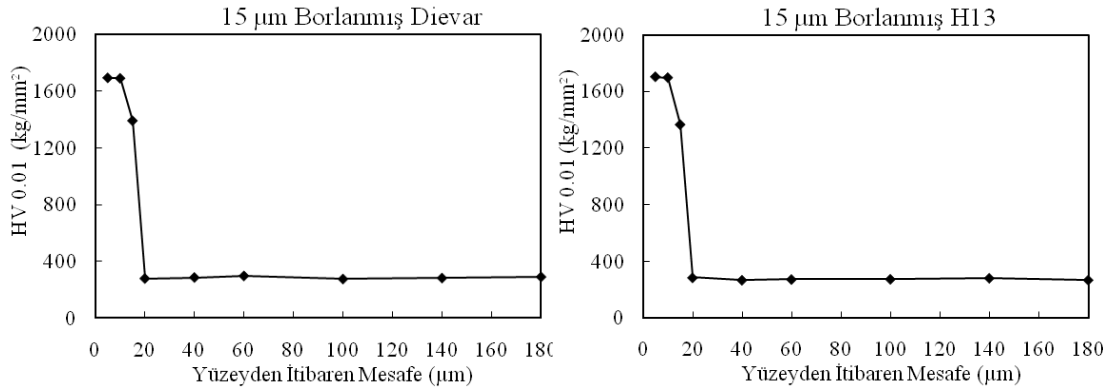
Şekil A.6.3: Nitrasyon uygulanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.



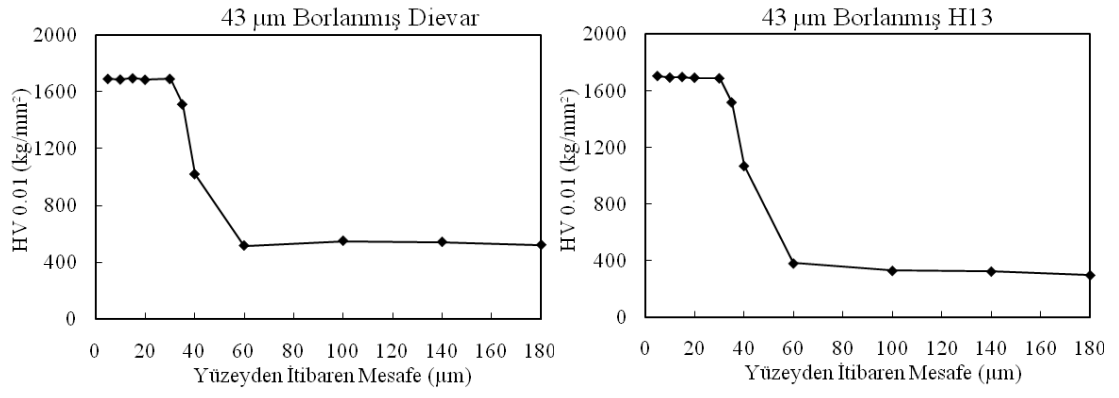
Şekil A.6.4: CrN kaplanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.



Şekil A.6.5: TiN/CrN kaplanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.



Şekil A.6.6: 15µm borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.



Şekil A.6.7: 43 μm borlanmış DIEVAR ve H13 numunelerde sertlik taramaları.

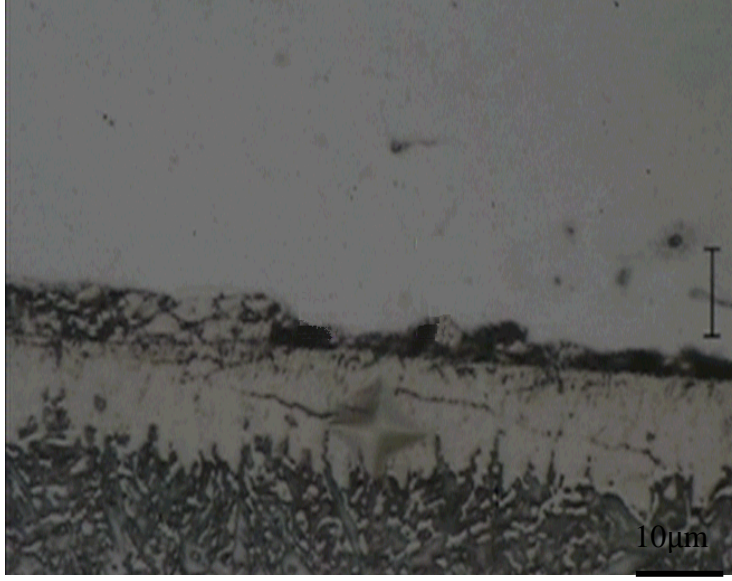
EK A.7



Şekil A.7.1: Nitrasyon uygulanmış Dievar numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.



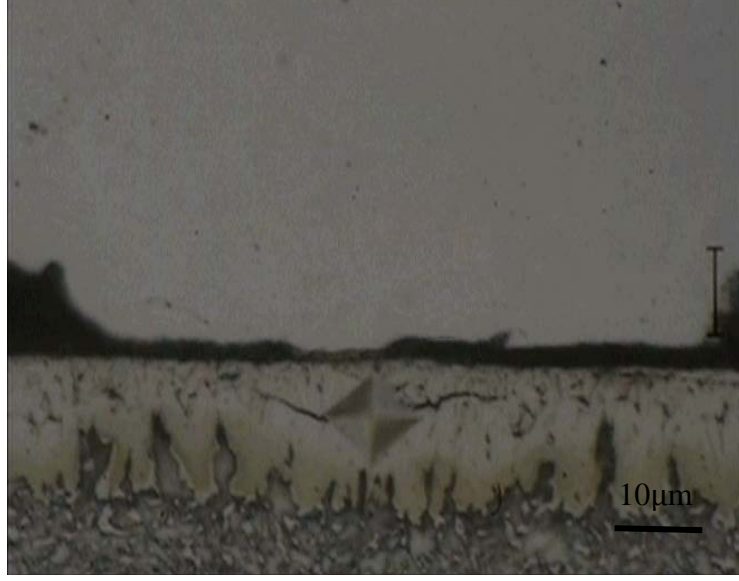
Şekil A.7.2: Nitrasyon uygulanmış H13 numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.



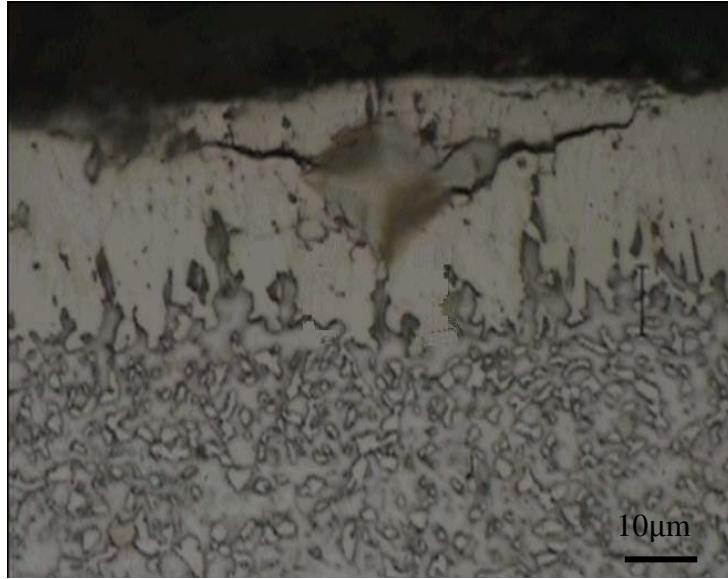
Şekil A.7.3: 15μ borlanmış numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.



Şekil A.7.4: 43μm borlanmış numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.

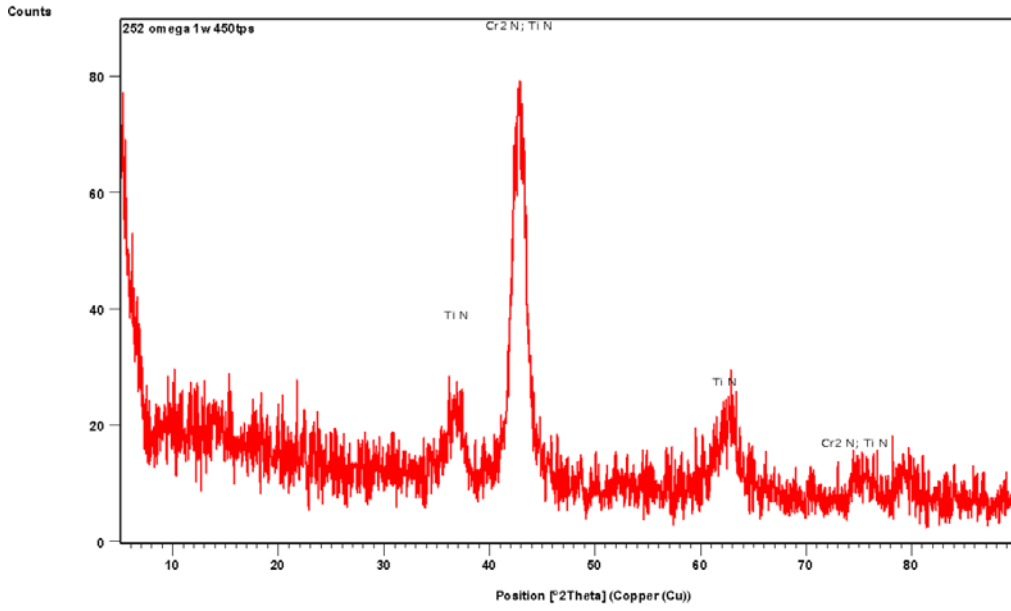


Şekil A.7.5: 15µm borlanmış H13 numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.

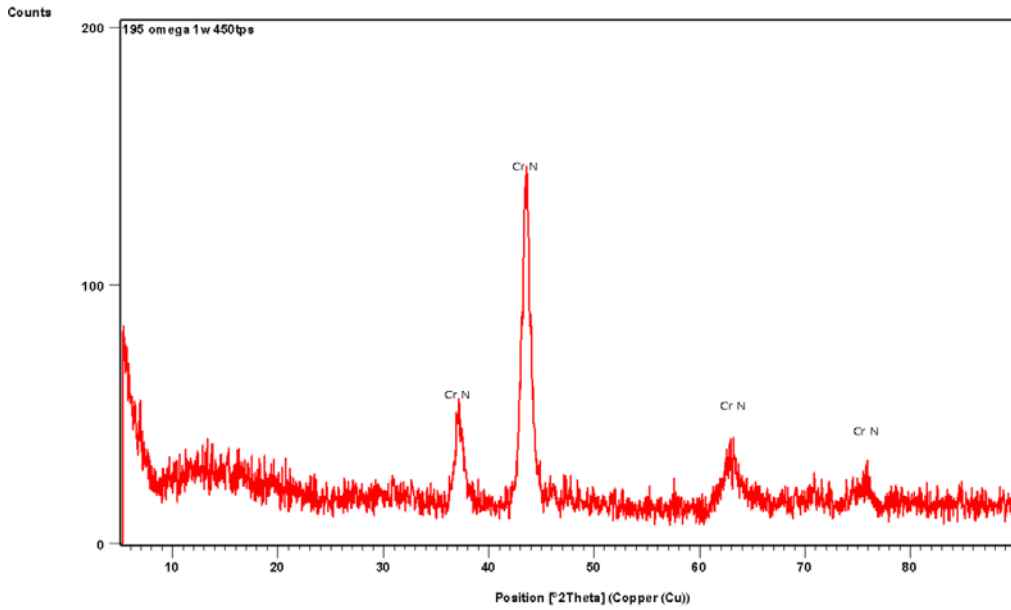


Şekil A.7.6: 43µm borlanmış numunede kırılma tokluğu deneyinde oluşturulan çatlak görüntüsü.

EK A.8



Şekil A.8.1: TiN/CrN kaplamalı numunelerde gerçekleştirilen XRD çalışması sonuçları.



Şekil A.8.2: CrN kaplamalı numunelerde gerçekleştirilen XRD çalışması sonuçları.

ÖZGEÇMİŞ

- Ad Soyad:** Süleyman Alper YEŞİLÇUBUK
- Doğum Yeri ve Tarihi:** Ankara, 31/03/1975
- Lisans Üniversitesi:** İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 1993-1997.
- Yüksek Lisans Üniversitesi:** İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, 1998-2002.

Yayın Listesi:

- **Yeşilçubuk, S.A.**, Basman, G., Sesen, M.K.,2008. Otomotiv Endüstrisinde Magnezyum Alaşımları Uygulamaları, *12. Uluslararası Malzeme Sempozyumu*, IMSP 2008, Denizli, Türkiye.
- Arıkan, A., **Yeşilçubuk, S.A.**, Basman, G., Sesen, M.K., 2008. Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Nanon Kaplama Uygulamaları ve Nano Kaplamanın Modellenmesi, *12. Uluslararası Malzeme Sempozyumu*, IMSP 2008, Denizli, Türkiye.
- Balazsi C, Cinar FS, Kasztovszky Z, Cura ME, **Yesilcubuk A**, Weber F, 2004. Investigation of hot pressed C/Si₃N₄ nanocomposites, *SILICATES INDUSTRIELS*, **69(7-8)**, 293-298.
- **Yesilcubuk, S.A.**, Alkoy , S., Addemir, O., Şeşen, K., Oral, A.Y., 2004. Preparation and Characterization of CuxO/Cu Thin Films by Reactive d.c. Magnetron Sputtering, *Key Engineering Materials*, Volume: **264-268**.
- Yapar, U., Arısoy, C. F., Basman, G., **Yesilcubuk, S. A.**, Sesen, M. K., 2004. Surface Modification of En-C35E Steels by Thermo-Chemical Boronizing Process and its Properties, *Key Engineering Materials*, Volume: **264-268**.
- Yapar, U., Arısoy, C. F., Basman, G., **Yesilcubuk, S. A.**, Sesen, M. K., 2004. Influence of Boronizing on Mechanical Properties of EN-C35E Steel, *Key Engineering Materials*, Volume: **264-268**.

- Balazsi Cs., Cınar F. S., Kasztovszky Zs., Cura M.E., **Yesilcubuk A.**, Weber F., 2003. "Investigation of hot pressed C/Si₃N₄ nanocomposites", *ISN'T IT Fourth International Symposium on Nitrides*, Mons, Belgium.
- Balazsi Cs., Cınar F. S., Cura M.E., **Yesilcubuk A.**, Addemir O., Weber F., 2003. Fabrication of silicon nitride based nanocomposites, *Hungarian Conference and Exhibition on Material Science, Testing and Informatics*, Balaton, Hungary.
- Balazsi Cs., Cınar F. S., **Yeşilcubuk A.**, Cura M.E., Sezer H., Ozdogru E.F., 2002. Mechanical and microstructural investigation of hot pressed C/Si₃N₄ nanocomposites, *16. Ulusal Elektron Mikroskopisi Kongresi*, İzmir, Türkiye.
- Yapar U., Basman G., Arısoy C.F., **Yesilcubuk S.A.**, Sesen M.K., 2003. Surface modification of EN-C35E steels by thermo-mechanical boronizing process and its properties, *8th. Conference and Exhibition of the European Ceramic Society*, 29 June-3 July 2003, Istanbul, Turkey.
- Yapar U., Basman G., Arısoy C.F., **Yesilcubuk S.A.**, Sesen M.K., 2003. Influence of boronizing on mechanical properties on EN-C35E steel, *8th Conference and Exhibition of the European Ceramic Society*, Istanbul, Turkey.
- **Yesilcubuk A.**, Oral Y.A., Alkoy S., Sesen M.K., Addemir O., 2003. Preparation and characterization of Cu_xO/Cu thin films by reactive D.C. magnetron sputtering, *8th Conference and Exhibition of the European Ceramic Society*, Istanbul, Turkey.
- **Yesilcubuk A.**, Oral Y.A., Alkoy S., Sesen M.K., 2002. Deposition of copper oxide thin film with reactive DC magnetron sputtering/PECVD technique on n-type silicon substrate, *The 11th International Metallurgy and Material Congress*, Istanbul, Turkey.
- Alparslan B., Tavsanoglu T., **Yesilcubuk A.**, Addemir O., 2002. Deposition of ZnO thin film by DC magnetron sputtering, *The 11th International Metallurgy and Material Congress*, Istanbul, Turkey.