

Demir Aluminatların Borlanması ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi

İbrahim Çelikyürek

DOKTORA TEZİ

Metalurji Mühendisliği **Anabilim Dalı**

Aralık-2006

The Boriding and Determination of Wear Behaviors of Iron Aluminides

Ibrahim Celikyurek

DOCTORAL DISSERTATION

Department of Metallurgical Engineering

December-2006

DEMİR ALUMİNATLARIN BORLANMASI VE AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN
BELİRLENMESİ

İBRAHİM ÇELİKÜREK

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca
Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı
Metalurji Mühendisliği Bilim Dalında
DOKTORA TEZİ
Olarak Hazırlanmıştır

Danışman: Prof. Dr. REMZİ GÜRLER

Aralık-2006

İbrahim ÇELİKÜREK' in DOKTORA tezi olarak hazırladığı “Demir Aluminatların Borlanması ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi” başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

Üye : Prof. Dr. Remzi GÜRLER

Üye : Prof. Dr. Orhan Şerif KOMAÇ

Üye : Doç. Dr. Mustafa ANIK

Üye : Y. Doç. Dr. Nedret AYDINBEYLİ

Üye : Y. Doç. Dr. Osman TORUN

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun tarih ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Abdurrahman KARAMANCIOĞLU

Enstitü Müdürü

ÖZET

Bu çalışmada metalik malzemelerin nispeten yeni bir sınıfını oluşturan metallere arası bileşiklerden Fe-Al esaslı alaşımlara sıvı borlama işlemi uygulayarak yüzeyde aşınmaya karşı dirençli bir tabaka oluşturmak hedeflenmiştir. Borlama sırasında işlem şartlarının tabaka kalınlığına, sertliğine, morfolojisine, oluşan fazlara ve abrasif ve adhesif aşınma direncine etkileri araştırılmıştır.

Borlanmış numunelerin karakterizasyonunda optik mikroskop, görüntü analizörü, SEM-EDS, RF GDS, mikro sertlik ölçümü ve XRD kullanılmıştır.

Önce çok bilinen Fe₃Al esaslı Fe₇₂Al₂₈ alaşımı 900, 950, 1000 ve 1050°C sıcaklıklarda 3, 6, 9 ve 12 saat süreyle borlanmış ve borlama kinetiği çıkartılmıştır. Borür tabakasında yapılan SEM-EDS analizleri borlamanın matrise doğru Al göçüyle birlikte gerçekleştiğini göstermiştir. Al içeriğinin borlama kinetiğine etkisini belirlemek için saf demirden atomca %40'a kadar Al içerikli alaşımlar hazırlanarak aynı şartlarda borlanmışdır. Al içeriğinin borlama kinetiğine, oluşan fazlara, borür tabakası kalınlık, sertlik ve morfolojisine etkisi belirlenmiştir. Tüm bileşimlerde işlem süresi ve sıcaklığı arttıkça borür tabakası kalınlığının ve sertliğinin arttığı bulunmuştur. Tüm işlem şartları için ise alaşımdaki Al miktarının artmasıyla borür tabaka kalınlığının azaldığı ve sertliğinin arttığı görülmüştür. Alaşımdaki Al miktarının artmasının borür tabakası morfolojisini düzleştirdiği ve FeB fazı oluşumu eğilimini artırdığı tespit edilmiştir. Aktivasyon enerjisi değerinin de artan Al miktarı ile büyük miktarda yükseldiği görülmüştür.

Aşınma testleri abrasif ve adhesif olmak üzere iki tip olarak sadece borlanmış Fe₇₂Al₂₈ alaşımına uygulanmıştır. Aşınmaya en dirençli borür tabakasının hangi şartlarda oluştuğu araştırılmış ve en yüksek abrasif ve adhesif aşınma direnci 1000°C'de 6 saat borlanan numunede sağlanmıştır.

Anahtar kelimeler: Borlama, aşınma, metallere arası bileşikler

SUMMARY

In this study, it is aimed to obtain a wear resistant layer on the surface of Fe-Al alloys by liquid boriding process. The effect of process parameters on the boride thickness, hardness, morphology, types of phases and abrasive and adhesive wear resistance was investigated.

Optical microscopy, image analyzer, SEM-EDS, RF-GDS, microhardness measurements and XRD were used for the characterization of borided samples.

The well known Fe₃Al based Fe₇₂Al₂₈ alloy was firstly borided at temperatures 900, 950, 1000 and 1050°C for duration of 3, 6, 9, and 12h and boriding kinetics was determined. SEM-EDS analyses of borided samples of this alloy were revealed that boriding occurs with the Al migration to the matrix phase. The alloys from pure iron to 40 at.%Al with different Al contents were prepared and borided at the same conditions to determine the effect of Al on the boriding kinetics. It is observed that the thickness and hardness of boride layers increase with increasing temperature and time for all alloys. It is also observed that the thickness of boride layers decrease and the hardness increase with increasing Al content. It is determined that the increase in Al content smoothes the morphology of boride layers and promotes the formation of FeB phase. The activation energy is also increased with the increasing Al content.

The abrasive and adhesive wear tests were performed using Fe₇₂Al₂₈ alloy to find the experimental conditions producing the most wear resistant boride layer. The results show that the sample borided at 1000°C for 6 hours has the highest abrasive and adhesive wear resistance.

Keywords: Boriding, wear, intermetallic compounds

TEŞEKKÜR

[Tüm doktora çalışmalarında destek olarak beni yönlendiren sayın hocam Prof. Dr Remzi GÜRLER'e, laboratuvar çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen değerli mesai arkadaşlarıma teşekkürü bir borç bilirim

Her zaman yanımda olarak beni sabırla destekleyen eşime ve anneme.....

En değerli varlıklarım ikizlerime.....

Ve rahmetli babama.....]

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	iv
SUMMARY	v
TEŞEKKÜR	vi
ŞEKİLER DİZİNİ	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xviii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xix
1. GİRİŞ	1
1.1. Düzenli Metaller Arası Bileşikler	3
1.2. Borlama	8
2. DEMİR ALUMİNATLAR	10
2.1. Demir Alüminatların Tarihsel Gelişimi.....	10
2.2. Demir Alüminatlarda Faz Kararlılığı	13
2.3. Fe ₃ Al (DO ₃) Alaşımları.....	13
2.3.1. Fe ₃ Al alaşımlarının süneklik davranışı.....	14
2.3.2. Fe ₃ Al alaşımlarının sürünme özellikleri.....	16
2.3.3. Fe ₃ Al alaşımlarının yorulma özellikleri.....	20
2.3.4. Fe ₃ Al alaşımlarına alaşım elementlerinin etkisi.....	21
2.3.5. Fe ₃ Al alaşımlarının kaynaklanabilirliği.....	23
2.4. FeAl (B2) Alaşımları.....	25
2.4.1. FeAl alaşımlarının mekanik özelliklerine boşlukların etkisi.....	26
2.4.2. FeAl alaşımlarında süneklik	29
2.4.2.1. Döküm alaşımlar.....	29
2.4.2.2. Sıcak ekstrüzyona uğramış ingot metalürjisi (I/M) alaşımlar.....	33
2.4.2.3. Sıcak ekstrüzyona uğramış P/M alaşımlar.....	34
2.4.3. FeAl alaşımlarında sürünme özellikleri.....	35
2.4.4. Oda sıcaklığı darbe tokluğu.....	37
2.4.5. FeAl alaşımlarında kaynaklanabilirlik.....	38
2.4.6. FeAl alaşımlarında korozyon.....	40

İÇİNDEKİLER (devam)

Sayfa

2.5. FeAl ve Fe ₃ Al Alaşımlarında Çevresel Etkiler.....	41
3. YÜKSEK SICAKLIK METALLER ARASI BİLEŞİKLERİNİN ERGİTME VE DÖKÜM TEKNİKLERİ.....	45
3.1. Vakum İndüksiyon Ergitme.....	45
3.2. Vakumda Arkla Yeniden Ergitme.....	46
3.3. Elektroslag Rafinasyon.....	47
3.4. Plazma Ark Ergitmesi.....	48
3.5. Spray Döküm.....	48
3.6. Yönlendirilmiş Katılaştırma	51
4. DİFÜZYON.....	52
4.1. Alaşımlarda Difüzyon	53
4.2. Difüzyon Mekanizmaları.....	54
4.3. Aktivasyon Enerjisi.....	55
4.4. Kararlı Hal Difüzyonu (I. Fick Kanunu).....	56
4.5. Kararsız Hal Difüzyonu (II.Fick Kanunu).....	57
4.6. Sıcaklık.....	59
5. BORLAMA.....	61
5.1. Giriş.....	61
5.1.1. Bor elementi.....	61
5.2. Borlama	62
5.2.1. Borlama işlemi.....	66
5.2.2. Borlanabilirlik ve tabaka türü.....	66
5.2.3. Demir-Bor denge diyagramı.....	68
5.2.4. Gaz bor vericilerle borlama.....	69
5.2.5. Sıvı bor vericiler ile borlama.....	70
5.2.6. Katı bor vericiler ile borlama.....	72
5.2.7. Borlama için uygun olan malzemeler.....	78

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
5.2.8. Alaşım elementlerinin etkisi.....	78
5.2.9. Tabakanın tanımlanması ve ölçülmesi.....	82
5.2.10. Borür tabakasının yapı ve özellikleri.....	84
5.3. Borlama Kinetiği.....	89
6. TRIBOLOJİ.....	93
6.1. Tribolojinin Endüstriyel Önemi.....	94
6.2. Adhezyon.....	94
6.2.1. Katı-katı teması.....	95
6.3. Sürtünme.....	98
6.3.1. Kayma sürtünmesi kuralları.....	100
6.3.2. Kayma sürtünmesinin temel mekanizmaları.....	102
6.4. Aşınma.....	104
6.4.1. Aşınma mekanizmaları.....	105
6.4.1.1. Adhesif aşınma.....	105
6.4.1.2. Abrasif aşınma	107
6.4.1.2.1. Plastik deformasyonla abrasif aşınma.....	108
6.4.1.2.2. Kırılmayla abrasif aşınma.....	110
6.5. Sürtünme ve Aşınmanın Ölçülmesi.....	110
6.5.1. Tipik test geometrileri.....	112
6.5.1.1. Kayma sürtünmesi ve aşınma testleri.....	112
6.5.1.2. Abrasyon testleri.....	114
6.6. Demir Aluminatların Aşınması.....	116
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	120
7.1. Alaşımların Üretimi.....	120
7.2. Numunelerin Borlama için Hazırlanması.....	121
7.3. Borlama İşlemi.....	121
7.4. Metalografi Numunelerinin Hazırlanması.....	122
7.5. Mikro Yapı Çalışmaları.....	123

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
7.6. Mikro Sertlik Ölçümleri.....	123
7.7. Faz Tanımlamaları.....	123
7.8. Glow Discharge Spectrometer Çalışmaları.....	123
7.9. Aşınma Testleri.....	124
8. DENEYSEL SONUÇLAR.....	127
8.1. Mikroyapı.....	127
8.2. Mikrosertlik.....	135
8.3. Enerji Dağılım Spektrometresi.....	139
8.4. Glow Discharge Spectrometer Çalışmaları	140
8.5. X-ışınları çalışmaları	143
8.6. Borlama Kinetiği	145
8.7. Aşınma Testleri.....	149
8.7.1. Abrasif aşınma.....	153
8.7.2. Adhesif aşınma.....	159
9. TARTIŞMA.....	166
10. ÖNERİLER.....	169
11. KAYNAKLAR DİZİNİ.....	170
ÖZGEÇMİŞ.....	174

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
1.1 Türbin uygulamaları için metaller arası bileşiklerin doldurmasının istendiği aralık.....	2
1.2 Geleneksel alaşımlar ve düzenli metaller arası bileşiklerin atom dizilişleri a) Bir geleneksel alaşımın düzensiz kristal yapısı b) Bir düzenli metallerarası bileşiğin büyük oranda düzenli kristal yapısı.....	3
1.3 İki boyutlu basit bir kübik kafeste bir süper dislokasyonun şematik olarak ifadesi.....	4
1.4 Demir, nikel ve titanyum alüminatların kristal yapısı.....	7
2.1 Hansen ve Anderko'nun önerdiği demir-alüminyum faz diyagramı.....	10
2.2 Yenilenmiş demir-alüminyum faz diyagramı.....	11
2.3 Demir-alüminyum için önerilen faz diyagramı.....	12
2.4 Demir-alüminyum faz diyagramı.....	12
2.5 Demir-alüminyum faz diyagramı.....	14
2.6 Fe ₃ Al alaşımlarının DO ₃ kristal yapısı.....	15
2.7 Fe ₃ Al, FA-129 alaşımının ve 316 SS malzemenin akma mukavemeti ve sürünme ömrü grafikleri.....	17
2.8 Fe-28Al alaşımlarında sürünme özelliklerine ilave elementlerin etkisi....	18
2.9 Mo, Nb, Zr ilave elementleriyle mukavemetlendirilen Fe ₃ Al alaşımının sürünme kopması.....	18
2.10 Üçlü Fe-28Al-2Mo alaşımında Zr, B ve C ilavelerin sürünme kopması ömrüne etkisi.....	19
2.11 Fe-28Al-2Mo alaşımının sürünme mukavemetine, Zr ilavesinin ve ısıtılma işleminin (tavlamanın) etkisi.....	19
2.12 FA-180 alaşımlarının 1 saat tavlama ve havada soğutma sonrası sürünme kopma ömrü.....	20
2.13 FeAl (B2) kristal yapısı.....	25
2.14 1000 K' de tavlama ve çeşitli ısıtılma işlem sonrası FeAl alaşımlarının mikro sertliğin Al konsantrasyonu ile değişimi.....	27
2.15 Düşük sıcaklıkta tavllanmış, iri taneli FeAl için alüminyum konsantrasyonuna karşı, akma mukavemeti ve % boşluk konsantrasyonu.	27

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.16 Çeşitli sıcaklıklardan su verilmiş çok kristalli FeAl için [boşluk konsantrasyonuna] ^{1/2} karşı mikro sertlik grafiği.....	28
2.17 1.10^{-4} 1/s gerilme oranı altında çekilmiş, düşük sıcaklıkta tavllanmış, FeAl'in sıcaklık-akma mukavemeti diyagramı.....	29
2.18 Çeşitli ısıl işlemlere tabi tutulmuş, hava ortamında oda sıcaklığında test edilmiş döküm FeAl alaşımının sünekliği (Numuneler 1saat 750 °C' de ısıl işlem sonrası, ya gerilim giderme tavlamasına tabi tutuldu ya da 1saat 900–1250°C'de tavlansınp havada soğutuldu).....	30
2.19 FeAl (FA–385) döküm alaşımının oda sıcaklığında, hava ortamı ve oksijen ortamında çekme testleriyle belirlenen çevresel gevrekliğe, bor mikro alaşımının etkisi.....	32
2.20 FeAl (FA–385) döküm alaşımının oda sıcaklığında, hava ortamında akma mukavemetine ısıl işlem ve mikro alaşımın etkisi.....	32
2.21 Havada ve oksijende test edilmiş borlu (FA-385M1, FA-385M2) ve borsuz (FA- 385) sıcak ekstrüzyon edilmiş FeAl alaşımlarının oda sıcaklığında çekme özellikleri a)Toplam uzama b)Akma ve Kopma mukavemeti.....	34
2.22 950–1000 °C'de direk ekstrüzyonla sağlaılaştırılmış havada ve oksijende test edilmiş P/M FeAl (FA–385) alaşımlarının oda sıcaklığında çekme özellikleri a) Akma mukavemeti ve kopma tokluğu b) Toplam uzama.....	34
2.23 Sıcak ekstrüzyon edilmiş P/M ve I/M FeAl alaşımlarının Charpy darbe testlerinde, test sıcaklığına karşı absorbe edilmiş enerji.....	38
2.24 Çeşitli bileşimlerdeki FeAl alaşımlarında sıcak çatlak eşik gerilimi ölçümü	39
2.25 NaCl-Na ₂ CO ₃ ergimiş tuz banyosunda, 900 °C' de 500 saat bekletilmiş FeAl ve Inconel 600 malzemelerinin kütle değişimleri.....	41
2.26 İkili ve karbonlu alaşımlarda mikro sertlik profili ve kalınlık yönelimi....	42
2.27 Borlu ve borsuz FeAl alaşımlarında, alüminyum konsantrasyonu ve uzama.....	43

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.28 Çeşitli ortamlarda B ilaveli FeAl alaşımlarının alüminyum konsantrasyonu ile uzamanın değişimi.....	44
3.1 Bir indüksiyon ergitme ve döküm prosesinin şematik görünüşü.....	47
3.2 Plazma skull ergitme tekniğinin bir şeması.....	49
3.3 Spray döküm aparatının şematik çizimi.....	51
4.1 Serbest enerjinin durum değişimine bağımlılığı (Q, Aktivasyon Enerjisi)	52
4.2 Konsantrasyon gradyantının şematik gösterimi.....	53
4.3 a) Bakır-nikel çifti sıcaklık uygulanmadan önce b) Bakır-nikel çifti sıcaklık uygulandıktan sonra Cu-Ni konsantrasyonu.....	54
4.4 Yer alan ve ara yer difüzyonu için gerekli olan aktivasyon enerjisi (Q) değişimi.....	55
4.5 Pozisyon ve zamanla bileşim değişimini gösteren bir difüzyon çifti.....	57
4.6 Kararsız hal difüzyonu için konsantrasyon profili.....	59
4.7 Kararsız hal difüzyonunda üç farklı sıcaklıkta oluşan konsantrasyon profili.....	59
4.8 Likidüs, solidüs ve oda sıcaklıklarındaki difüzyon katsayısı değerleri.....	60
5.1 Borür tabakası türleri.....	67
5.2 Fe-B denge diyagramı.....	68
5.3 Elektrolitik borlama sistemi.....	71
5.4 %5B ₄ C içeren bir NaCl eriyiğinde borür tabaka oluşumuna NaBF ₄ 'ün etkisi.....	72
5.5 Kristalin bor oranının borür tabakası kalınlığına etkisi.....	74
5.6 Yüzeyden mesafeye bağlı bor içeriği.....	75
5.7 Alaşım elementleri yüzdesi ile borür tabakası kalınlığı arasındaki ilişki...	79
5.8 Nüfuziyet derinliğine karbon içeriğinin bağımlılığı.....	79
5.9 900°Cde borlanan düşük, orta ve yüksek alaşımlı çeliklerin borlama zamanı ile borür tabakası kalınlığının değişimi.....	81
5.10 Değişik çeliklerde işlem zamanının borür tabakası kalınlığına etkisi.....	82
5.11 Ck45 çeliğinin borür tabaka kalınlığına işlem süresi ve sıcaklığının etkisi.....	82

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
5.12 S10C çeliğinde borür tabakasının matrizen görünüşü.....	83
5.13 SUJ2V çeliğinde borür tabakasının matrizen görünüşü.....	83
5.14 Tabaka kalınlığını belirleme olasılıkları.....	84
5.15 Tabaka kalınlığının belirlenmesi.....	84
5.16 FeB'nin yapısı, (001)düzlemi.....	85
5.17 Fe ₂ B'nin yapısı, (001)düzlemi.....	85
5.18 Farklı işlem sıcaklıkları için borür tabaka kalınlığının borlama zamanı ile değişimi.....	90
5.19 Borlama süresi ile borür tabakası kalınlıklarının değişimi ve farklı sıcaklıklar için büyüme hız sabiti.....	91
5.20 Borlanmış AISI W1 çeliğinde büyüme hız sabitinin sıcaklıkla değişimi...	92
6.1 İki katı cismin bastırılmasının şematik gösterimi; W belli bir süreyle uygulanan normal basma kuvveti (yük) ve W' de yüzeyleri ayırmak için gerekli normal çekme kuvveti.....	95
6.2 a)Adhesif kuvvetlerin normal yüklerle değişimi, b) temiz bir çelik kürenin indiyuma temasında zamanın fonksiyonu olarak adhezyon katsayısı.....	96
6.3 Düzgün bir elastomer ile düzgün sert bir yüzeyin temasında gerçek temas alanının büyümesi.....	97
6.4 a) bir cismin bir yüzey üzerinde kayması, b) bir cismin yatay bir yüzeyde yuvarlanmasının şematik gösterimi. W normal yük (kuvvet) ve F sürtünme kuvveti.....	99
6.5 Süre veya mesafenin bir fonksiyonu olarak teğetsel kuvvet.....	99
6.6 Normal yükün sürtünme katsayısına etkisi. a) havada alüminyum üzerinde çelik, b) havada bakır üzerinde bakır ve c) havada Ni ₃ Al alaşımı üzerinde AISI 440C paslanmaz çeliğin kayması.....	101
6.7 Havada 0,3N normal yük altında çelik yüzeyinde kaydırılan bir tahta için görünen temas alanının sürtünme katsayısına etkisi.....	101
6.8 3N normal yük altında titanyum üzerinde kayan titanyum için sürtünme katsayısının kayma hızı ile değişimi.....	102
6.9 Kayma sürtünmesi için Coulomb modelinin şematik gösterimi.....	103

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
6.10 Bir ara yüzeyin kesilmesi sırasında kırılmanın (1 ve 2) olasılıklarının şematik gösterimi.....	106
6.11 Bir pürüz temasında malzemenin bir parçasının plastik deformasyonla ayrılmasının şematik gösterimi.....	107
6.12 Abrasif aşınmanın şematik gösterimi, a) pürüzlü sert bir yüzey veya abrasif parçacıkların bir yüzeye yapışık olması, b) yüzeylerden en azından birinden daha sert olan abrasif parçacıkların iki yüzey arasında sıkışması.....	108
6.13 Üç deformasyon modunda plastik deformasyonun sonucu olarak abrasif aşınma proseslerinin şematik gösterimi.....	109
6.14 Gevrek bir malzemenin düzgün yüzeyinde kayan sert bir pürüzün yatay çatlaklar oluşturmasıyla meydana gelen aşınma mekanizması.....	111
6.15 Kayma sürtünmesi ve aşınma testlerinde kullanılan tipik test geometrilerinin şematik gösterimleri.....	113
6.16 Abrasyon test aparatlarının şematik gösterimleri.....	115
6.17 B ₂ ve DO ₃ yapısındaki alaşımlarda aşınma hızının normal yüklerle değişimi	117
6.18 Aşınma hızının sürtünme mesafesi ve hızı ile değişimi.....	117
6.19 Fe-28Al ve Fe-28Al-10Ti alaşımlarının tribolojik davranışlarının karşılaştırılması.....	118
6.20 Fe-28Al-10Ti alaşımının sürtünme katsayısı ve aşınma hızının normal yük, sürtünme hızı ve test sıcaklığıyla ilişkisi.....	119
7.1 Ark ergitme fırınının şematik görünüşü.....	121
7.2 Metalografi ve mikro sertlik için hazırlanan numunelerin şematik görünüşü.....	122
7.3 Aşınma testi düzeneğinin şematik görüntüsü.....	125
7.4 GeniDAQ Builder blok diyagramı.....	126
7.5 GeniDAQ bilgi ekranı.....	126
8.1 Fe ₇₂ Al ₂₈ alaşımının döküm optik mikro yapı fotoğrafı.....	127
8.2 900°C’de a)Saf demir (6 ve 9saat), b)%10Al (3 ve 9saat), c)%20Al (3ve 9 saat), d) %30Al (3ve12saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları.....	128

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
8.3 950°C’de a)%5Al (3 ve 9saat), b) %15Al (6 ve 12saat), c)%25Al (3 ve 9 saat), d)%35Al (6 ve 12saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları	129
8.4 1000°C’de a)%10Al (3 ve 9saat), b)%20Al (6 ve 12 saat), c)%30Al (6 ve 12 saat), d)%40Al (6 ve 12 saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları.....	130
8.5 1050°C’de a)%5Al (6 ve 9saat), b)%10Al (3 ve 6 saat), c)%20Al (3 ve 9 saat), d)%35Al (6 ve 12 saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları.....	131
8.6 Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası kalınlığının borlama sıcaklığı ile değişimi.....	132
8.7 Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası kalınlığının borlama süresi ile değişimi	133
8.8 Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası kalınlığının Al miktarı ile değişimi. (değişik sıcaklıklar için).....	134
8.9 Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası sertliğinin borlama sıcaklığı ile değişimi	135
8.10 Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası sertliğinin borlama süresi ile değişimi	136
8.11 Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası sertliğinin Al miktarı ile değişimi (değişik sıcaklıklar için verilmiştir.).....	138
8.12 900°C’de 12 saat borlanmış numunenin EDS doğrusal tarama analizi	139
8.13 1000°C’de 9 saat borlanmış %15Al içerikli numunenin GDS analizi	141
8.14 1000°C’de 12 saat borlanmış %20Al içerikli numunenin GDS analizi.....	141
8.15 1000°C’de 9saat borlanmış %25Al içerikli numunenin GDS analizi	142
8.16 1000°C’de 9 saat borlanmış %35Al içerikli numunenin GDS analizi.....	142
8.17 1000°C’de borlanmış numunelerin mikro yapıları, a) %15Al 9 saat, b) %20Al 12 saat, c)%25Al 9 saat ve d)%35Al 9 saat.....	143
8.18 Al içeriğinin oluşan fazlara etkisi	144
8.19 Borür tabaka kalınlığının borlama süresi ile değişimi	146
8.20 Borlanmış Fe ₇₂ Al ₂₈ alaşımının sıcaklık ile büyüme hız sabiti arasındaki ilişki ...	147
8.21 %10 Al içeren alaşım için X ² -t ve LnK-1/T grafikleri.....	148
8.22 Borlama aktivasyon enerjisinin Al miktarı ile değişimi	148

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>		<u>Sayfa</u>
8.23	a.) 900°C’de (3 ve 12 saat), b.) 950°C’de (3 ve 12 saat), c.) 1000°C’de (6 ve 12 saat), d.) 1050°C’de (3 ve 12 saat); borlanmış Fe ₇₂ Al ₂₈ numunelerinin dik kesit görüntüleri	150
8.24	Fe ₂ B ve FeB standartlarıyla birlikte Fe ₇₂ Al ₂₈ numunelerinin X-ışınları difraksiyon paternleri. a.)900°C’de 9 saat, b.)1000°C’de 12 saat borlanmış numuneler	151
8.25	1000°C’de 6 saat süreyle borlanmış Fe ₇₂ Al ₂₈ numunesinin X ışınları difraksiyon paterni.....	152
8.26	Borlanmış Fe ₇₂ Al ₂₈ numunelerinin süreye bağlı olarak değişik sıcaklıklar için borür tabakası kalınlık ve sertlikleri.....	153
8.27	1000°C’de 3 saat borlanmış numunenin mesafe ile sürtünme kuvveti ve katsayısı eğrisi.....	154
8.28	Kümülatif aşınma miktarının sürtünme mesafesi ile değişimi	155
8.29	Sürtünme katsayısının borlama süresi ile değişimi	155
8.30	50, 100 ve 150m sürtünme sonunda kümülatif aşınma miktarları	156
8.31	150m aşınma sonunda aşınma yüzeyleri SEM fotoğrafları. a)borlanmamış, b) 900°C’de 3 saat, c) 950°C’de 3 saat, d) 950°C’de 12 saat, e) 1000°C’de 12 saat, f) 1050°C’de 6 saat, g) 1050°C’de 9 saat	158
8.32	1000°C’de 12 saat borlanmış numunenin mesafe ile sürtünme kuvveti ve katsayısı eğrisi	159
8.33	Kümülatif aşınma miktarının sürtünme mesafesi ile değişimi	161
8.34	Sürtünme katsayısının borlama süresi ile değişimi	161
8.35	500, 1000 ve 1500m sürtünme sonunda kümülatif aşınma miktarları	162
8.36	Sürtünmeden önce ve 1500m adhesif aşınma sonunda aşınma yüzeyi SEM fotoğrafları	164

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Çizelge</u>	<u>Sayfa</u>
1.1 Demir, nikel ve titanyum alüminatların özellikleri.....	6
2.1 Çeşitli Fe-Al alaşımlarının atomca, % bileşimleri.....	17
2.2 Kaynağı yapılan çeşitli Fe ₃ Al alaşımlarının bileşimi.....	23
2.3 Çalışılan FeAl alaşımların atomca, % bileşimi.....	31
2.4 866K ve 138MPa' da test edilmiş bazı FeAl alaşımlarının sürünme verileri.....	37
3.1 Bazı ticari intermetalik alaşımların bileşimleri ve ergitme teknikleri.....	44
4.1 Bazı malzemelerde, difüzyon katsayısının sıcaklıkla değişimleri.....	59
5.1 Bor elementinin fiziksel özellikleri.....	61
5.2 Bilinen bor verici bileşikler ve işlemleri.....	65
5.3 Gaz bor verici bileşiklerin özellikleri.....	66
5.4 Sıvı veya sıvı faz içinde dağıtılmış bor verici bileşiklerin özellikleri.....	69
5.5 Katı bor verici bileşiklerin özellikleri.....	72
5.6 FeB ve Fe ₂ B fazlarının tipik özellikleri.....	85
5.7 Çeşitli malzemelerin borlanması sonucu oluşan farklı borür fazlarının ergime sıcaklıkları ve mikrosertlik değerleri.....	86
5.8 Farklı malzemelerin değişik borlama yöntemlerindeki kinetik değerleri...	90
7.1 Hazırlanan alaşımların bazılarının bileşimleri (% atom).....	121
8.1 Al içeriği, borlama sıcaklığı ve süresinin oluşan fazlara etkisi	145
8.2 Borlanmış Fe ₇₂ Al ₂₈ alaşımının adhesif aşınma miktarları ve sürtünme katsayıları.....	160

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
appm	Atomca milyonda
A	Alan
c	konsantrasyon
D	Difüzyon katsayısı
E	Elastisite modülü
erf	Hata fonksiyonu
erfc	Ters hata fonksiyonu
F	Kuvvet
G	Gibbs serbest enerjisi
H	Sertlik
HV	Vickers sertliği
I/M	İngot metalurjisi
J	Akı
K	Büyüme hız sabiti
Kc	Kırılma tokluğu
ln	Doğal logaritma
μ	Sürtünme katsayısı
μ'	Adhezyon katsayısı
P/M	Toz metalurjisi
Q	Aktivasyon enerjisi
R	Gaz sabiti
T	Sıcaklık
t	Süre
Tc	Kritik düzenlenme sıcaklığı
Tm	Egrime sıcaklığı
W	Yük
X	Tabaka kalınlığı

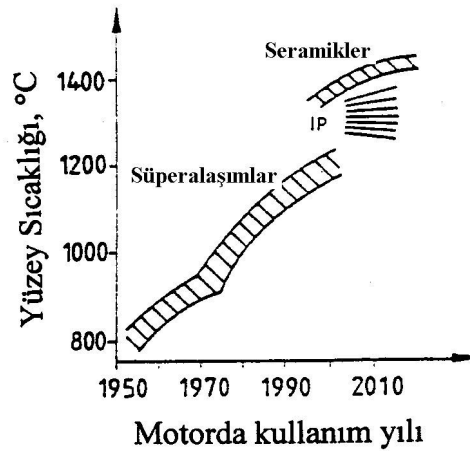
<u>Kısaltmalar</u>	<u>Açıklama</u>
ABD	Amerika Birleşik Devletleri
AFM	Atomik kuvvet mikroskobu
BDT	Birleşik Devletler Topluluğu
CMP	Kimomekanik parlatma
DPT	Devlet Planlama Teşkilatı
DS	Yönlendirilmiş katılaşma
EDS	Enerji dağılım spektroskopisi
EPMA	Elektron prob mikro analizi
ESOGU	Eskişehir Osmangazi Üniversitesi
ESR	Elektroslag rafinasyon
et al	ve diğerleri
GTA	Gaz tungsten ark
HMK	Hacim merkezli küp
O.R.N.L	Donanma levazım araştırma laboratuvarları
PSC	Plazma skull döküm
PTFE	Teflon
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SPH	Sıkı paket hegzagonal
US	Birleşik Devletler
VAR	Vakumda arkla yeniden ergitme
VDW	Van der Waals kuvveti
VIM	Vakumda indüksiyonla ergitme
XRD	X-ışınları difraksiyonu
YÇBO	Yorulma çatlak büyüme oranı
YMK	Yüzey merkezli küp

1. GİRİŞ

Günümüz teknolojisindeki hızlı ilerlemeler daha yüksek performansa sahip malzeme gereksinimini artırmaktadır. Bu yüzden teknolojik ilerleme bir anlamda üstün özellikli malzeme gelişimine bağlıdır. Metaller arası bileşiklerin çok farklı fiziksel ve mekanik özellikleri bu malzemelerin zor çalışma şartlarında kullanılabilmesi için ümit vermektedir. Metaller arası bileşikler metaller ile seramikler arasında yeni bir malzeme grubu olarak düşünülmekte ve gelecekte bu iki malzeme grubu arasındaki boşluğu dolduracağına inanılmaktadır. Son 30 yıldır yapılan çalışmalarda bu malzemelerin hiç alışılmadık davranışlarının nedenlerinin birçoğu anlaşılmış ve gösterebilecekleri performansları kısmen tespit edilmiş, bir kısmı da yapısal uygulamalarda kullanım alanı bulmuştur.

Mukavemet ve tokluğun güzel bir kombinasyonunu oluşturan süper alaşımlar ancak 1100°C'nin altında kullanılabilir. Modern mühendislik seramikleri ise daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir, fakat kovalent bağlanma nedeni ile kırılgan olmakta bu da kullanımını sınırlamaktadır. Metaller arası bileşikler, hem kullanım sıcaklığı hem de mekanik özellikler açısından metalik malzemeler ile seramik malzemeler arasındaki boşluğu doldurmaya aday malzemelerdir. Atomlar arası kuvvetli bağlar nedeni ile süper alaşımlardan daha yüksek mukavemet gösterirken, bağlanmanın hala metalik karakterde olmasından dolayı seramiklere göre daha az kırılgandırlar.(Liu and Kumar,1993;Froes et al.,1992). Uçak motorları türbin paleleri uygulamaları için süper alaşımlar ile seramiklerin gelişimi ve metaller arası bileşiklerin dolduracağı düşünülen boşluğun bir ifadesi şekil 1.1'de gösterilmiştir.

Yüksek sıcaklıklarda kullanılacak ideal bir malzeme yüksek ergime noktası, düşük yoğunluk, yüksek sıcaklıklarda iyi mukavemet ve sertlik, yüksek sürünme özellikleri, oda sıcaklığında yüksek süneklik ve iyi bir oksidasyon ve korozyon direncine sahip olmalıdır. Ticari ve savaş jet motorlarının performansı çalışma sıcaklığı arttıkça artar. Bundan dolayı 1000-1600°C sıcaklıklarda kullanılacak malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Daha ileride 2000°C sıcaklıkta çalışabilecek malzemelere ihtiyaç duyulacaktır.(Sen and Stefanescu,1991)



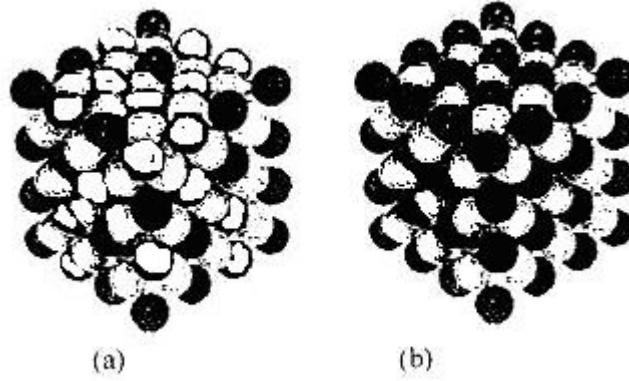
Şekil 1.1: Türbin uygulamaları için metaller arası bileşiklerin doldurmasının istendiği aralık. (Sauthoff, 1989)

Metaller arası bileşikler üzerindeki ilk araştırmalar oksitleyici ortamlarda oldukça koruyucu olan ince alüminyum oksit filmi oluşturmak için oldukça yüksek miktarda alüminyum içeren alüminatlarla odaklanmıştır. (Liu and Kumar, 1993). Bunlar içinde nikel, demir ve titanyum alüminatlar en çok ilgi çekenlerdir. Nikel, demir ve titanyum alüminatlar ile diğer düzenli yapıdaki metaller arası bileşiklerin en büyük dezavantajları ise oda sıcaklığında gevrek kırılma ve düşük süneklik göstermeleridir. Oda sıcaklığındaki düşük kırılma mukavemeti ve şekillendirilebilme kabiliyeti alüminatların mühendislik malzemesi olarak kullanımını sınırlandırmaktadır.

Fe_3Al (DO_3 yapılı) ve $FeAl$ (B_2 yapılı) demir alüminatlar mükemmel oksidasyon ve korozyon direncine sahiptirler. (Liu and Kumar, 1993) Fe_3Al demir alüminatlar, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon ve sülfidasyonun olduğu endüstriyel uygulamalar için çok ilgi çekici olmuştur. Araştırma çalışmaları mekanik özelliklerin karakterizasyonu ile birlikte oda sıcaklığındaki sünekliğin artırılması, aşınma oksidasyon ve korozyon gibi fiziksel özelliklerin geliştirilmesi üzerinde odaklanmıştır. (Cahn et al., 1997) Bu alaşımlar çok iyi oksidasyon ve korozyon direnci, düşük yoğunluk ve düşük maliyet açısından ferritik ve östenitik paslanmaz çeliklerden daha üstündür.

1.1. Düzenli Metaller Arası Bileşikler

Düzenli metaller arası bileşikler kritik düzenlenme sıcaklığı (T_c) olarak belirtilen kritik bir sıcaklığın altında büyük oranda düzenli kristal yapılarıyla metalik malzemelerin eşsiz bir sınıfını oluştururlar (Şekil 1.2). Bu düzenli metallerarası bileşikler genellikle basit stokiyometrik oranlarda veya göreceli olarak dar bileşimlerde bulunurlar.

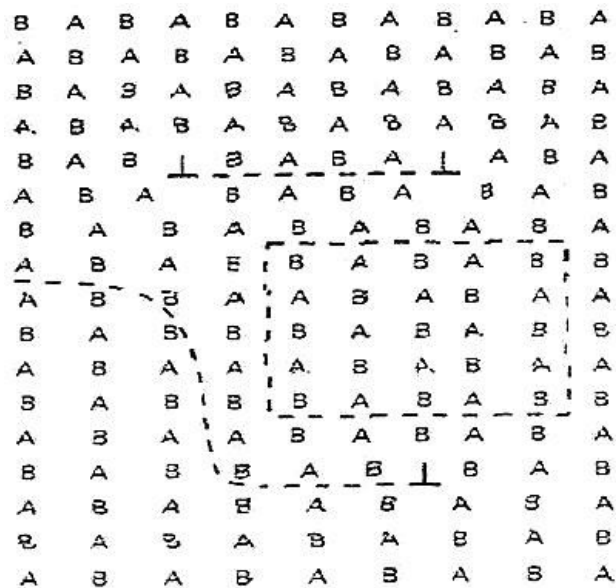


Şekil 1.2: Geleneksel alaşımlar ve düzenli metaller arası bileşiklerin atom dizilişleri a) Bir geleneksel alaşımın düzensiz kristal yapısı b) Bir düzenli metallerarası bileşiğin büyük oranda düzenli kristal yapısı (Liu and Stiegler).

Göreceli olarak düşük kritik düzenlenme sıcaklıkları ile (<700 °C) düzenli metallerarası bileşikler 1950 ve 1960' larda oldukça yaygın çalışılmıştır. Düzenli kafesleriyle açıklanan anormal dislokasyon yapıları ve mekanik davranışlarının sebepleri açıklanmıştır. Düzenli alaşımlardaki deformasyon, bir AB bileşimine sahip iki boyutlu düzenli kafes için şekil 1.3'de gösterildiği gibi, süper latis kayması veya dislokasyon çiftleşmesiyle kontrol edilir. İlk önce veya başlangıçta dislokasyon antifaz domain'inin (basit olarak ters bağlanmanın bir tabakası olarak düşünülebilir.) bir tabakasını yaratır, ikincisi veya daha sonra dislokasyon düzene geri döner. Süper latis dislokasyonlarının yüksek sıcaklıklarda göreceli olarak düşük hareket edebilirliği test sıcaklığının artışıyla akma mukavemetinde düşme

yerine artma verir. Anormal akma, Ni_3Al ve Cu_3Au alaşımları gibi bir çok düzenli metallerrarası bileşiklerde gözlenmiştir.

Bileşiklerde karşılaşılan birçok kırılgnlık problemlerinden dolayı 1960'ların sonlarında düzenli metallerrarası bileşiklere ilgi azalmıştır. Çok kuvvetli düzenli metallerrarası bileşikler çok kırılgnandır, kullanışlı yapısal bileşenler olarak üretilememiştir. Üretilemeler bile bu bileşikler düşük bir kırılma tokluğuna sahiptir ki, bu da, mühendislik malzemeleri olarak kullanımlarını büyük oranda sınırlandırır. Fakat 1970'lerin sonlarında düzenli metallerrarası bileşiklerin süneklik ve üretilebilirliğinin fiziksel metalürji prensipleri kullanılarak alaşım dizaynı ile bir miktar geliştirilebileceğini gösteren sonuçlar açıklanmıştır.



Şekil 1.3: İki boyutlu basit bir kübik kafeste bir süper dislokasyonun şematik olarak ifadesi (Liu and Stiegler).

Yeni yüksek sıcaklık yapısal malzemeleri için yapılan son araştırmalar düzenli metallerrarası bileşiklere ilgiyi arttırmıştır. Bu bileşikler genellikle iyi yüksek sıcaklık özelliği gösterirler, çünkü yükselen sıcaklıklarda geniş oranda düzenli süper latis dislokasyon hareketlerini ve difüzyonu azaltır. Fakat kırılgnlık

probleminden dolayı metallerarası bileşikler yapısal malzemelerde mukavemetlendirici olarak kullanılmışlardır. Örneğin yüksek sıcaklık uygulamaları için tasarlanan nikel esaslı süper alaşımlar, mukavemet özelliklerini düzenli γ' fazının (Ni_3Al) çökelti partiküllerinin sünek düzensiz bir matris içerisinde gömülen ince bir dağılımına borçludur. (Liu and Stiegler)

Yapılan çalışmalar düzenli metaller arası bileşiklerin gevrek kırılma ve düşük süneklik göstermesinin muhtemel nedenlerini aşağıdaki değişkenlere bağlamıştır.

- Çok kristalli yapılarda kayma sisteminin yetersiz sayıda olması,
- Çapraz kaymanın sınırlı olması,
- Etkili dislokasyon kaynakları yetersizliği,
- Dekohezyon nedeniyle tane sınırları zayıflığının taneler arası kırılmaya neden olması veya tane sınırlarında düzensiz yerleşimin taneler arası kırılmaya neden olması,
- Zararlı tane sınırı segragasyonu,
- Tane sınırlarında ve dislokasyonlarda kalıntı segragasyonlar ve kusurların bulunması,
- Tane sınırlarının yapısı,
- Çevresel etkiler (Bahadur et. al.,1995)

Bazı durumlarda gevreklik dislokasyonların hareketine kuvvetli direncin sonucudur. Birçok durumda, dislokasyonlar göreceli olarak hareketlidirler. Gevreklik, rasgele deformasyona olanak sağlayacak yeterli bağımsız kayma sistemleri olmayan düşük simetri kristal yapılarından veya çatlakların yayılmasına direnç göstermek için çok zayıf olan tane sınırlarının bulunmasından kaynaklanır. Son zamanlarda demir alüminatlar gibi bazı düzenli metallerarası bileşiklerin düşük sıcaklıklarda çevresel kırılma gösterdiği bulunmuştur. Kırılma havadaki su buharı ile metallerarası bileşiklerdeki reaktif elementlerin (örneğin Al) reaksiyonu ile atomik hidrojen oluşturan reaksiyonu içerir. Bu atomik hidrojen metal içerisinde yayılır ve kırılmaya neden olur.

Geçtiğimiz yıllarda düzenli metaller arası bileşiklerin kırılma problemi çözmek için düzenli kristal yapıyı, mikro yapısal özellikleri, tane sınırı yapısını ve

bileşimi kontrol etmeye yönelik alaşımlandırma ve işlem şartları çalışılmıştır. Bu çalışmalar, paralelinde mukavemet özelliklerinin artırılmasını getirmiştir. Sonuçta, yeterli süneklik ve mukavemet özelliklerine sahip metaller arası bileşikler geliştirilebilmiştir.

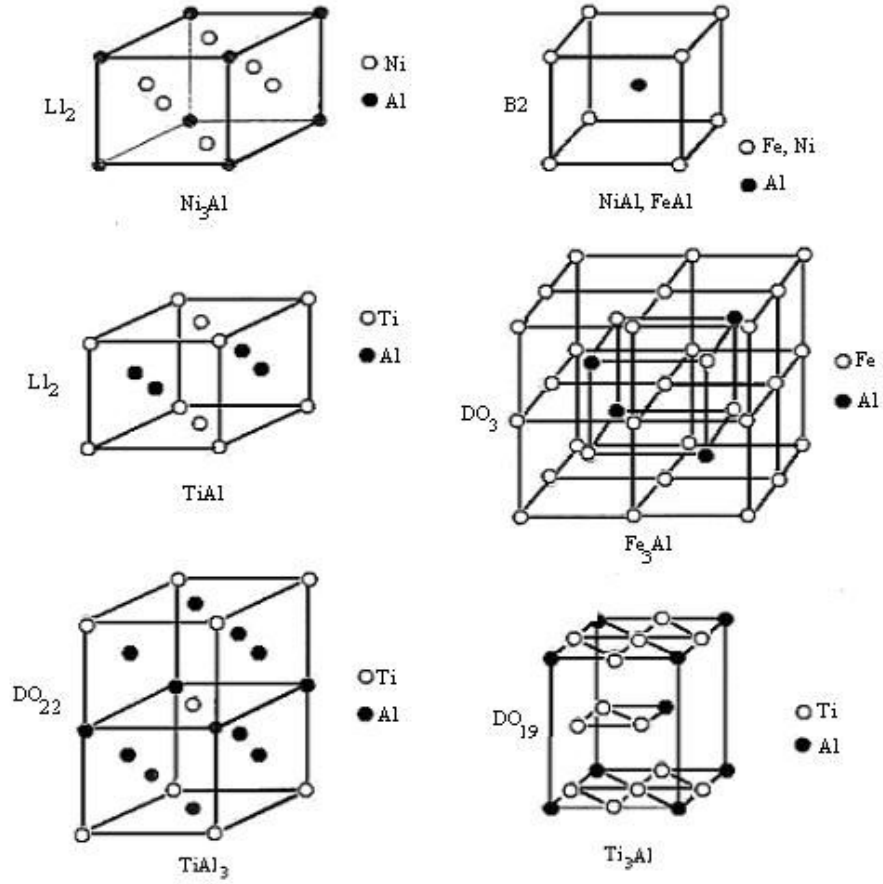
Son on yılın üzerindeki zamanda demir, nikel ve titanyum alüminatların üzerinde yüksek sıcaklık özellikleri nedeniyle yoğun olarak durulmuştur. Özellikle diğer geleneksel alaşımlarla karşılaştırıldıklarında, bu malzemeler yüksek ergime noktasına yüksek korozyon ve oksidasyon özelliklerine, daha düşük yoğunluğa ve yüksek sıcaklıklarda önemli mukavemete sahiptirler. Bu ileri özellikleri nedeniyle son yıllarda araştırmacıların en gözde malzemeleri olmuştur. Çizelge 1.1’de bu alüminatların çeşitli özellikleri verilmiştir (Liu and Stiegler).

Çizelge 1.1: Demir, nikel ve titanyum alüminatların özellikleri (Liu and Stiegler).

Alaşım	Kristal yapı	Kritik Düzenlenme sıcaklığı, T_c (°C)	Ergime Sıcaklığı, T_m (°C)	Yoğunluk gr/cm	Young Modülü GPa
Ni ₃ Al	L1 ₂ (düzenli ymk)	1390	1390	7,50	179
NiAl	B2 (düzenli hmk)	1640	1640	5,86	294
Fe ₃ Al	DO ₃ (düzenli hmk)	540	1540	6,72	141
	B2 (düzenli hmk)	760	1540	-----	-----
FeAl	B2 (düzenli hmk)	1250	1250	5,56	261
Ti ₃ Al	DO ₁₉ (düzenli hsp)	1100	1600	4,20	145
TiAl	L1 ₀ (düzenli tetragonal)	1460	1460	3,91	176
TiAl ₃	DO ₂₂ (düzenli tetragonal)	1350	1350	3,40	----

Atomların düzenli yerleşim gösterdiği kristal yapılara sahip bazı alüminatların kristal yapıları Şekil 1.4’te gösterilmiştir. Çizelge 1.1’de listelenen alüminatların kritik düzenlenme sıcaklığı ergime sıcaklığına eşittir. Diğerleri biraz daha düşük sıcaklıklarda düzensizdirler ve Fe₃Al düzensiz olmadan önce iki

düzenli yapıya (DO_3 ve B2) sahiptir. Stokiyometriden sapmalar latis içerisinde boşlukların birleşmesiyle (örneğin NiAl) veya ana latislerin birinde ters yer atomlarının birleşmesiyle açıklanır. Alüminatların birçoğu kompozisyonlarının bir miktar üzerinde oluşur, fakat düzen derecesi stokiyometriden sapma arttıkça düşer.



Şekil 1.4: Demir, nikel ve titanyum alüminatların kristal yapısı (Liu and Stiegler).

Alüminatlarda ilave elementler düzenli yapı kaybedilmeden ilave edilebilir. Örneğin Ni_3Al 'de silisyum atomları alüminyumun yerlerine, kobalt atomları nikelin yerlerine ve demir atomları her iki yere yerleşirler. Bir çok durumda çok soğutulmuş metallerearası bileşikler özel uygulamalarda alaşım geliştirmeyi arttırmak ve özellikleri optimum etmek için esas olarak alınır.(Liu and Stiegler)

1.2. Borlama

Makine ve ekipmanların mekanik parçalarındaki ekonomik kayıpların büyük çoğunluğu korozyon ve aşınmadan kaynaklanmaktadır. Bu kayıpların azaltılması için malzemelerin yüzey özellikleri geliştirilmelidir. Malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmek için kullanılan yöntemlerden biri de borlamadır.(Şahin and Meriç,2002)

Borlama, bor atomlarının metal yüzeyine difüzyonuyla metal borür oluşturduğu bir termokimyasal yüzey sertleştirme işlemidir. Bor tabakasının yüzey sertliği 2000 HV'ye ulaşabilir ve çok iyi abrasif ve adhesif aşınma direncine sahiptir (Kim and Kim 1998, Matuschka 1980).

Borlama ile parça yüzeyinde bir metalik borür tabakası oluşur. Borür tabakası bor atomlarının yüksek sıcaklıklarda ana metal içine difüzyonu ile oluşur. Bu bir kaplama işlemi değildir. Demir alaşımlarında demir borür tabakasının oluşması birçok uygulama için çok çekicidir. Borlama gaz, sıvı tuz banyosu (elektrolizle birlikte ve/veya elektrolizsiz) ve katı (kutu borlama) ortamlarında yapılabilir. Bu değişik borlama teknikleri içinde sadece katı hal kutu borlaması ticari olarak yaygın kullanım alanına sahiptir. Göreceli olarak küçük boyuta ve yüksek mobiliteye sahip olan bor atomları demir alaşımları içine çok kolay difüze olarak FeB ve Fe₂B metaller arası bileşikleri oluştururlar. Bu bileşikler oksit değil, seramik borürlerdir. İşlem sıcaklığı, borlanacak malzemelerin kimyasal bileşimi, borlama ortamının bor potansiyeli ve borlama zamanına bağlı olarak tek fazlı Fe₂B veya iki fazlı (Fe₂B+FeB) tabakası elde edilebilir. Yüksek sıcaklıklarda yapılan borlama işleminin difüzyon kontrollü bir işlem olduğu bilinmektedir. (Genel et. al., 2003) Demirin termokimyasal borlanmasında demir borürler sütun şeklinde oluşma eğilimindedirler. Bu tür bir oluşumun FeB/Fe₂B veya Fe₂B/matriks arayüzeyinde dişe benzer bir yapının oluşmasıyla sonuçlandığı iyi bilinmektedir (Matuschka 1980).

Demir borür oluşturmak için kullanılan bor bileşiklerinin ısıl difüzyon işlemleri gaz, sıvı ve katı ortamların hepsinde tipik olarak 700-1000°C işlem sıcaklıkları gerektirir (Genel et. al., 2002). İşlemin en çok rağbet gören yönü 2000HV'ye ulaşılabilen sertlik değeriyle diğer termokimyasal yüzey işlemleri olan

karbürleme ve nitrürlemeden daha iyi sürtünme aşınması ve abresif aşınma direnci göstermesidir (Genel et. al., 2003).

Daha önceki çalışmalarda sade karbonlu ve paslanmaz çelikler gibi yüksek alaşım elementi içerikli çeliklerin borlanması çalışılmıştır. Demir aluminatlar da alaşımlı çelikler ile aynı sınıfta düşünülebilir. Demir aluminatların borlanması ve borlanmış hallerinin aşınma özelliklerini belirlemeye yönelik bir çalışmaya rastlanmamıştır. Şimdiki çalışma bu konuyu açığa çıkarmak için yapılmıştır.

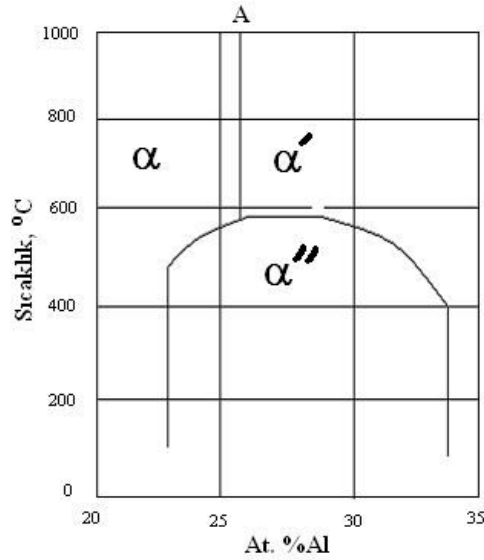
2. DEMİR ALÜMİNATLAR

2.1. Demir Alüminatların Tarihsel Gelişimi

Demir alüminatların ilk çalışmaları 1924–1960 yılları arasında kristal yapı, faz diyagramları ve manyetik özellikler üzerine odaklanmıştır. Fe_3Al (DO_3) süper kafesin keşfine Albert Bradley özel önem vermiş ve Fe_3Al alaşımlarının sürünme davranışları inceleyerek, $FeAl$ ' in antifaz domain çalışmalarını yapmıştır.

Bradley ve Jay'in demir alüminatların düzenlenme davranışları üzerindeki çalışmaları sonucunda, Fe_3Al düzenli yapısının 8 tane hacim merkezli kübik birim hücreden oluşan, büyük bir kübik hücreye sahip olduğunu göstermişlerdir.

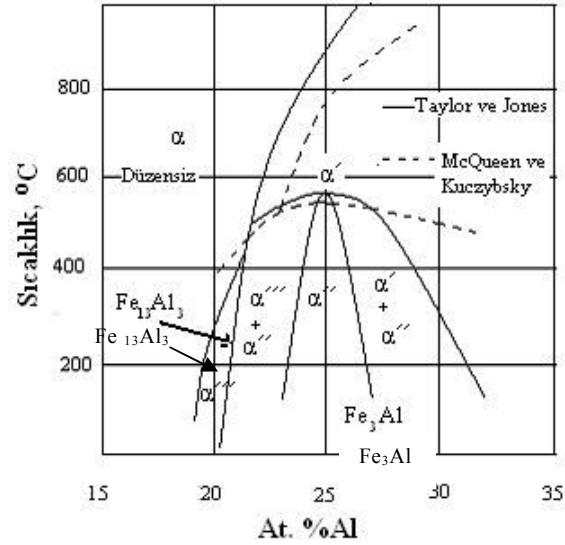
Hansen ve Anderko, Bradley ve Jay'in çalışmalarını dikkate alarak, şekil 2.1'de görülen basit Fe-Al faz diyagramını önermişlerdir.



Şekil 2.1: Hansen ve Anderko'nun önerdiği demir-alüminyum faz diyagramı. (Torun, 2003)

Daha sonraki ilk araştırmacılar, Taylor, Jones, McQueen ve Kuczynski kafes parametresi ölçümü ve dilatometre kullanarak daha karmaşık bir faz

diyagramı önermişlerdir (Şekil 2.2). Sonraki çalışmalarda Lawley ve Chan yüksek sıcaklıklarda XRD toz yöntemini kullanarak, farklı soğutma oranlarında sıcaklığın bir fonksiyonu olarak uzun oranlı düzenliliğin derecesini ölçmüşlerdir.

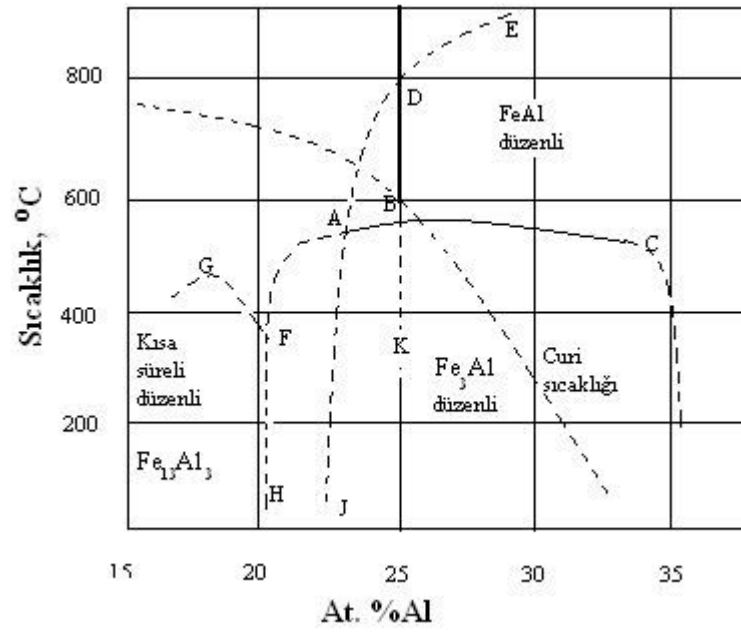


Şekil 2.2: Yenilenmiş demir-alüminyum faz diyagramı (Torun, 2003).

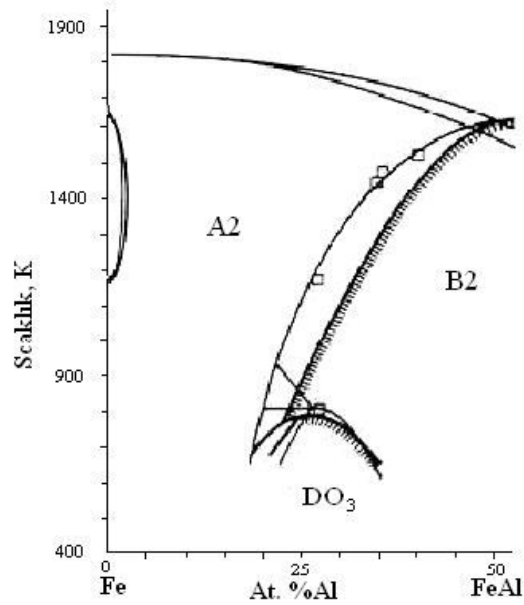
Bu oranlar, Fe_3Al (DO_3) süper kafes için düzenli parametreyle ilişkili olarak yakın değerlerde bulunmuştur. Yüksek sıcaklıklarda XRD ölçümlerinden çıkarılan faz diyagramı Şekil 2.3'te gösterilmektedir.

Inden ve Popperhorf tarafından Almanya'da son zamanlardaki yapılan çalışmalar çok detaylı olmuştur. Inden ve Popperhorf önceki faz diyagramlarını referans olarak almışlar ve etkileşim enerjisinden yararlanarak, teorik yaklaşım kullanmışlardır.

Bu enerji değerleri, daha sonra Colinet tarafından çok az farklı bir faz diyagramı hesaplamasında kullanılmıştır. Bu iki çalışma sonucunda elde edilen faz diyagramı Şekil 2.4'te gösterilmiştir (Torun, 2003).



Şekil 2.3: Demir-alüminyum için önerilen faz diyagramı (Torun, 2003).



Şekil 2.4: Demir-alüminyum faz diyagramı (Torun, 2003).

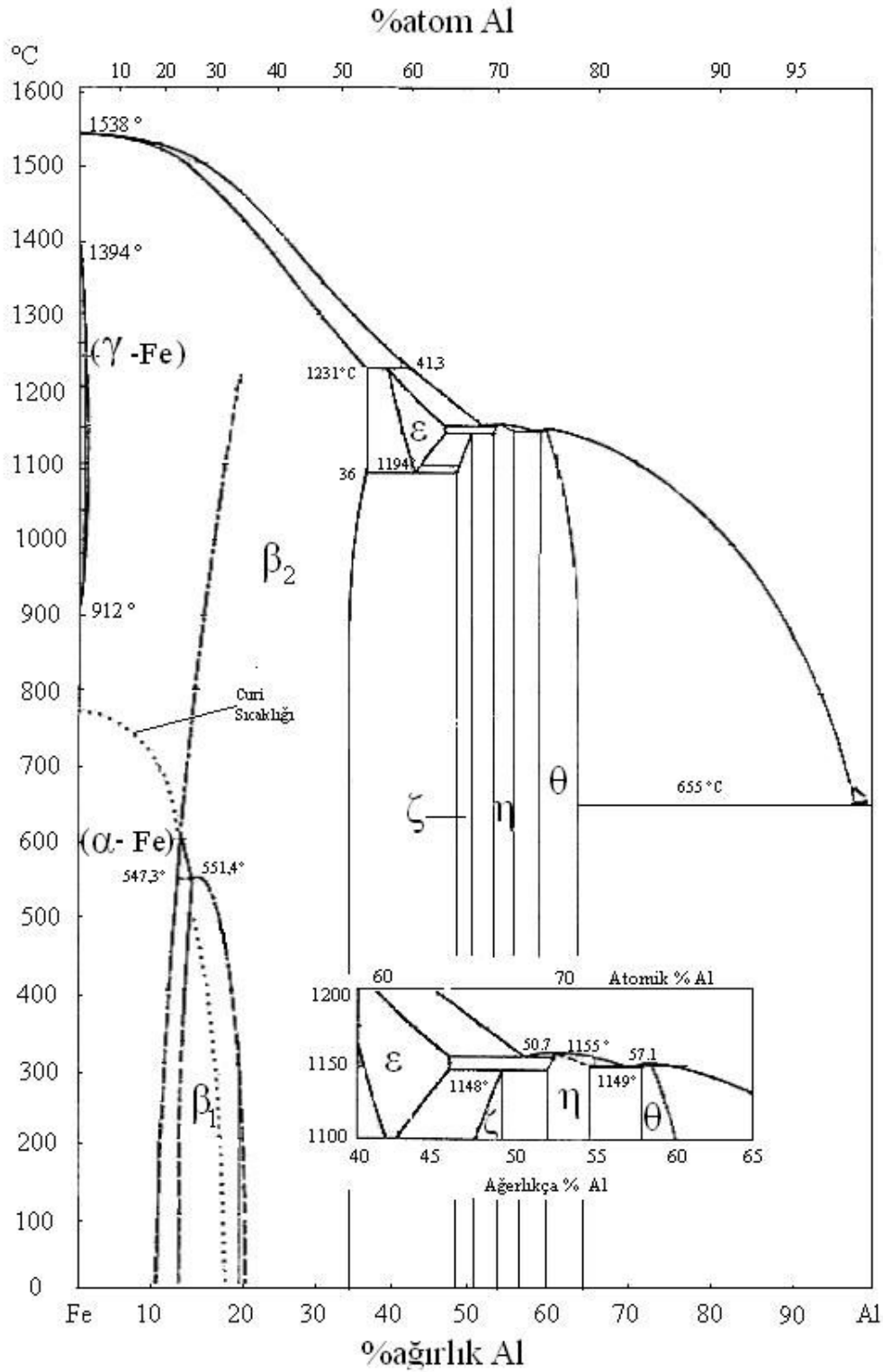
2.2. Demir Alüminatlarda Faz Kararlılığı

Demir alüminatlar atomca %25 –50 Al bileşiminde hacim merkezli kübik düzenli kristal yapıdadır. Fe_3Al alaşımları 540 °C'ye kadar düzenli DO_3 yapısında, 540-760 °C arasında B2 yapısında bulunur. 760 °C' nin üzerinde düzensiz yapıya sahiptir. DO_3 -B2 dönüşüm sıcaklığı at. %25 Al' nin üzerindeki alüminyum bileşimlerinde Al artışı ile düşer ve B2 düzenlenme sıcaklığı yükselir. B2 yapısı sadece at. %36 Al' nin üzerindeki alüminyum bileşimlerinde kararlıdır ve tek faz bölgesi at % 50 Al' ye kadar uzanır (Liu and Stiegler).

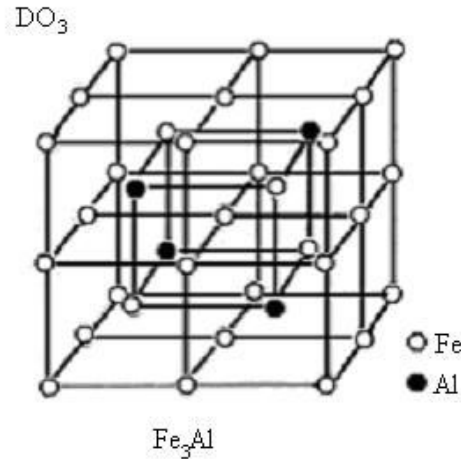
Şekil 2.5'de verilen faz diyagramında Fe_3Al ve FeAl metaller arası bileşiklerin bileşim aralıkları, faz dönüşümleri ve faz dönüşüm sıcaklıkları görülmektedir. Fe-Al esaslı metallerarası bileşikler eşsiz özellikleri nedeniyle çekici yapısal malzemelerdir. Fe-Al esaslı alaşımlar, düşük maliyete, düşük yoğunluğa, daha kolay üretilebilme özelliğine ve yüksek sıcaklıklarda yüksek oksidasyon ve korozyon direncine sahiptirler. Ancak Fe-Al esaslı metallerarası bileşiklerin potansiyel uygulama malzemesi olmasını sınırlayan oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemetidir. Bu özellikleri geliştirmek amacıyla son yıllarda çok yoğun çalışmalar yapılmaktadır (Sika et. al.,1998).

2.3. Fe_3Al (DO_3) Alaşımları

Fe_3Al düzenli metaller arası bileşiklerin kristal yapısı DO_3 (Şekil 2.6) olup, yüksek potansiyelleri nedeniyle son yıllarda oldukça ilgi çekmiştir. Fe_3Al alaşımlarının yüksek oksidasyon ve korozyon direncine sahip olması ve nispeten diğer alaşımlara göre düşük maliyette ve düşük yoğunlukta olması, ona olan ilgiyi daha da arttırmıştır. Fe_3Al alaşımlarının uygulanabilir yapı malzemesi olmasını güçleştiren en önemli etkenler oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemetidir. Şekil 2.5'deki faz diyagramından da görüldüğü gibi Fe_3Al alaşımları 823 K sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda mükemmel olmayan B2 yapısına ve 823 K sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda DO_3 düzenli yapısına sahiptir.



Şekil 2.5: Demir-alüminyum faz diyagramı (Metals Handbook 8th ed.).



Şekil 2.6: Fe₃Al alaşımlarının DO₃ kristal yapısı (Ikeda et. al., 2001).

Fe₃Al alaşımlarında bileşim ve mikro yapının kontrolü ile oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemet özelliği geliştirilebilir (Raabe and Keichel,1996).

2.3.1. Fe₃Al alaşımlarının süneklik davranışı

En büyük dezavantajı oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemeti düşük olan Fe₃Al (DO₃) alaşımları at. %25-30 Al aralığında oluşur. Sadece Fe₃Al alaşımları değil at. %25-50 aralığındaki tüm alaşımlar oda sıcaklığında kırılma gösterirler.

Fe₃Al alaşımlarında ana kayma sistemi (110) düzlemi ve <111> doğrultusudur. Bu kayma sistemi süneklik için gerekli olan kayma sisteminden daha fazladır. Bu karakteristiğe göre Fe₃Al alaşımlarının sünekliğinin yüksek olması gerekir fakat yüksek değildir. Bu alaşımda kırılmanın en önemli nedenleri şunlardır.

- Tane sınırlarının taneler arası kırılmaya veya tane sınırlarında düzensiz yerleşimin taneler arası kırılmaya neden olması,
- Zararlı tane sınırları segragasyonu,
- Çevresel etki,

Düşük sünekliğin en büyük nedeninin çevresel gevreklik olduğu tespit edilmiştir. Havada bulunan su buharı ile Al reaksiyona girerek atomik hidrojen oluşturur ve atomik hidrojen çatlak uçlarına sızarak kırılganlığa neden olur. Hidrojen çatlak uçlarında dislokasyon hareketlerinde değişime neden olur ve tane sınırları kohezyon mukavemeti azalır.

Diğer metallere bileşikler dahil olmak üzere Fe_3Al alaşımlarının sünekliği şu yöntemlerle geliştirilebilir:

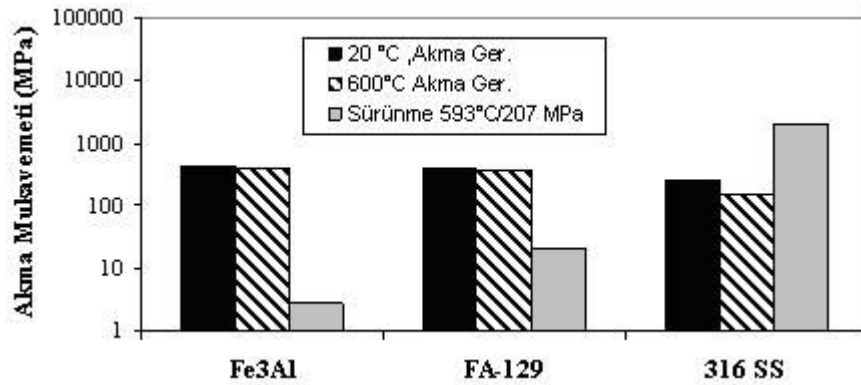
- Katı çözeltiler elementleriyle alaşımlama ile kayma sistem sayılarının artırılmasıyla,
- Makro alaşımlama ve işleme kristal yapının değiştirilmesiyle,
- Mikro alaşımlama ile tane sınırları kompozisyonunu ve mukavemetini kontrol ederek, tane sınırlarının mukavemetlendirmesiyle,
- Tane boyutunun inceltmesiyle,
- Minimum mikro segragasyon ve tane sınırı segragasyonun sağlanmasıyla,
- Kusurların ve kalıntı içeriklerin kontrol edilmesiyle,
- İstenilen tokluğu ve mukavemeti sağlamak için kırılğan faz yerine daha sünek faz geliştirmesiyle,
- Çevresel kontrolle,

Fe_3Al alaşımlarında, Ti taneler arası kırılmaya baskı yapar ve $DO_3 - B_2$ sıcaklığını artırır. Aynı zamanda katı çözeltiler mukavemetini artırır. Bor elementinin ilavesi, yüksek sıcaklıklarda tane sınırları kohezyonunu arttırarak, mukavemeti ve sünekliği artırır. Fe_3Al 'de TiB_2 dispersiyonu tane boyutunu (1-2 μm) düşürür, stabilize eder ve yeniden kristalleşmiş malzemelerin sünekliğini artırır. Cr ilavesi klivaj mukavemetini geliştirerek sünekliği artırır (Bahadur et. al.,1995).

2.3.2. Fe_3Al alaşımlarının sürünme özellikleri

Son yıllarda yapılan çalışmalarda Fe_3Al ikili alaşımlarının sürünme mukavemetinin diğer bazı alaşımlarla karşılaştırıldığında, daha düşük olduğu

görülmüştür. Şekil 2.7’de Fe₃Al ikili alaşımın, FA-129 (Çizelge 2.1) ve paslanmaz 316 alaşımın akma mukavemeti ve sürünme ömrü karşılaştırılmıştır. İkili Fe₃Al alaşımın sürünme özellikleri SS 316 alaşımı ve FA-129 alaşımının sürünme özelliğinden daha düşüktür. Cr ve Nb’nin sürünme özelliğini geliştirdiği görülmüştür.



Şekil 2.7: Fe₃Al, FA-129 alaşımın ve 316 SS malzemenin akma mukavemeti ve sürünme ömrü grafikleri (Deevi et. al.,1996).

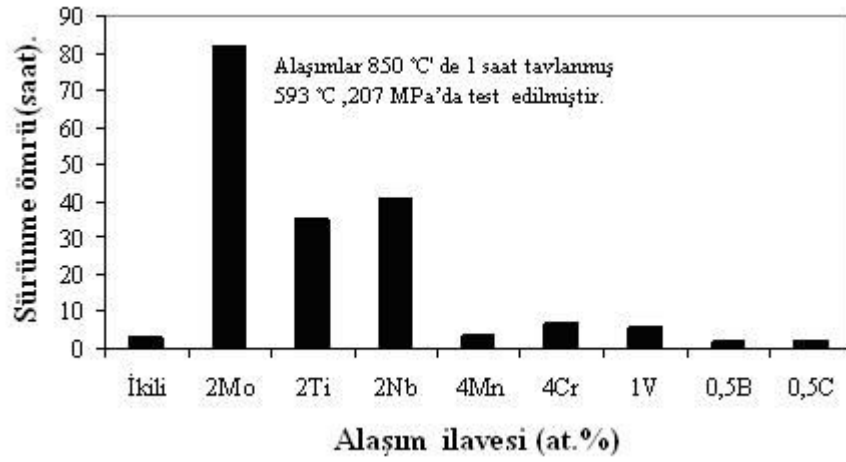
Çizelge 2.1: Çeşitli Fe-Al alaşımlarının atomca, % bileşimleri (Deevi et. al.,1996).

	FAP-Y	FA-129	FA-180	Fe-28Al-5Cr	1%ZrC	0,5%ZrC	0,5%Zr
Fe	77,07	66,17	66,9	67	65,95	66,45	66,5
Al	16,2	28,08	28	28	28	28	28
Cr	5,44	5,04	5	5	5	5	5
Zr	0,11	0,025	1	0,5	0,5
C	0,13	0,2	0,05	0,005
Mo	1,07	0,8
Nb	0,51	0,5
Y	0,06
B	0,005
Tane boyutu	42µm	*		180 µm	*	*	*

* 700–750 °C’de 1 saat yeniden kristalleşmiş parçalar

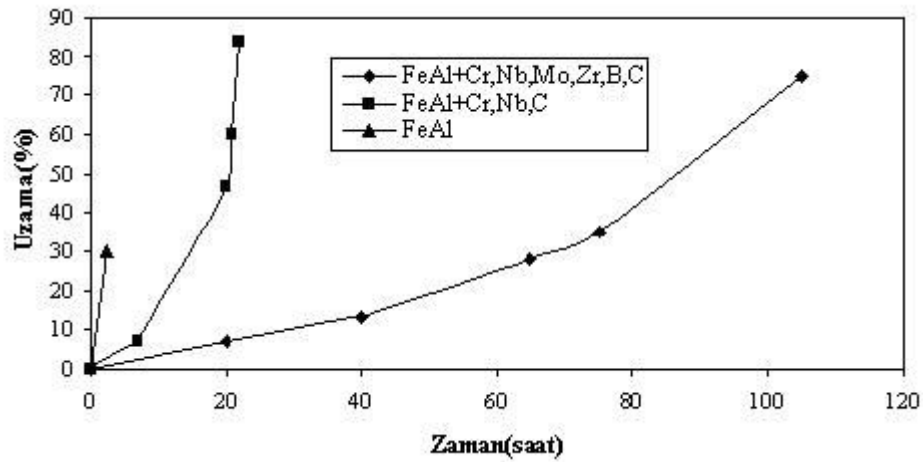
Sürünme gelişimi için Fe₃Al alaşımları Mo, Mn ve Cr gibi alaşım elementleriyle mukavemetlendirilmiş ve Ti, Nb ve Zr gibi karbür oluşturuçular ilave edilmiştir. Bu elementlerin alaşımların sürünme özelliklerine etkisi Şekil

2.8'de verilmiştir. Mo, Ti ve Nb sürünme ömrünü önemli ölçüde arttırırken, Cr ve V sürünme ömrünü bir miktar artırmıştır.



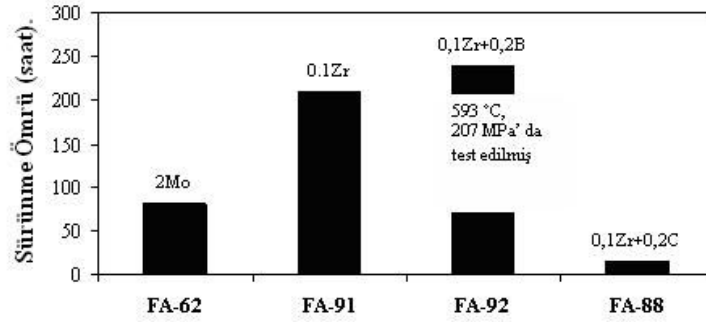
Şekil 2.8: Fe-28Al alaşımlarında sürünme özelliklerine ilave elementlerin etkisi (Deevi et.al.,1996).

Ayrıca Şekil 2.9'dan da görüldüğü gibi Mo, Nb ve Zr ilaveleriyle mukavemetlendirilen Fe_3Al alaşımlarının sürünme kopma eğrilerine bakıldığında sürünme özelliklerinde önemli ölçüde gelişme görülmüştür.



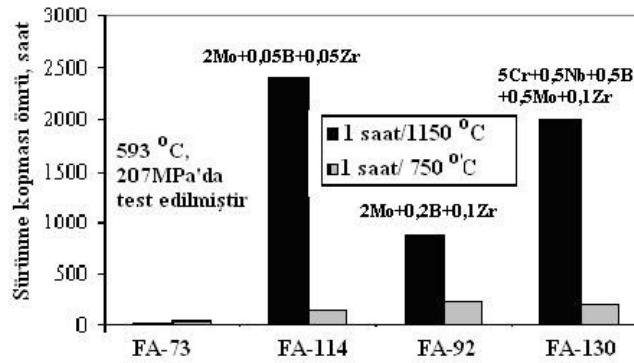
Şekil 2.9: Mo, Nb, Zr ilave elementleriyle mukavemetlendirilen Fe_3Al alaşımının sürünme kopması (Deevi et. al.,1996).

Sürünme mukavemetinin gelişiminde birkaç ilave etkene daha dikkat edilmelidir. Alaşımlarda karbon seviyesi önemlidir, karbon seviyesi Zr miktarı ile uyum içerisinde olmalı ve % 0,2' den daha az miktarlarda olmalıdır (Şekil 2.10).



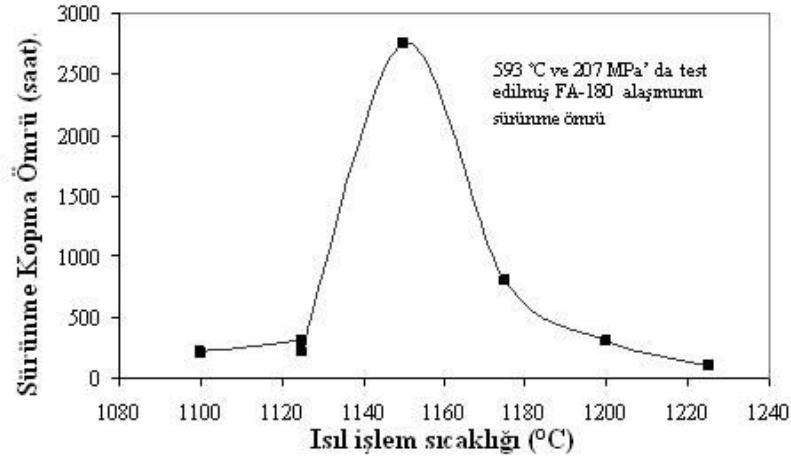
Şekil 2.10: Üçlü Fe-28Al-2Mo alaşımında Zr, B ve C ilavelerin sürünme kopması ömrüne etkisi (Deevi et. al.,1996).

Şekil 2.11'de daha detaylı görüldüğü gibi, 2Mo+0,05Zr ve 0,05B'lu alaşım en uzun sürünme kopması ömrüne sahiptir. ZrC partikülleri nokta dislokasyonları durumundadır. Bu yüzden mukavemet ve sürünme direncinin her ikisini de arttırmıştır. Zr' un aynı zamanda yorulma çatlak büyüme oranına da olumlu etkisi vardır. Mo ve Nb'ce zengin alaşımlarda karbürler daha büyüktür fakat bu durum sürünme ömrünü arttırmıştır.



Şekil 2.11: Fe-28Al-2Mo alaşımının sürünme mukavemetine, Zr ilavesinin ve ısıl işlemin (tavlamanın) etkisi (Deevi et. al.,1996).

FA-180 alařımının 207 MPa ve 650°C’ de sűrűnme direnci yűksektir fakat 675 ° C’ de sűrűnme direnci bűyűk oranda dűřer. Ancak, dűřűk gerilmeler altında yűksek sıcaklıklarda kullanılabilir. Ayrıca, ısıl iřlem yoluyla mikro yapının kontrolű sűrűnme kopma օmrű geliřiminde օnemli rol oynamıřtır (řekil 2.12).



řekil 2.12: FA-180 alařımlarının 1 saat tavlama ve havada sođutma sonrası sűrűnme kopma օmrű (Deevi et. al.,1996).

1150 °C’de 4 saatten daha fazla ısıl iřlem gօrműř numunelerinde karbűr irileřmesi nedeniyle sűrűnme kopma օműrleri kısalımıřtır. 1150 °C’ den su verilmiř numunelerde sűrűnme kopma օmrű daha uzundur. Su verme ortamı olarak yađ veya suyun sečilmesi օnemli bir farka neden olmamıřtır. FA-180 sűrűnme numunelerinde, altyapı dislokasyon analizinde, 1150 °C ‘de tavlannıř, yađda su verilmiř ve 593°C’de 207 MPa’da test edilmiř numunelerde çiftli dislokasyonlardan çok, tek kare veya dikdօrtgen dűđűmler gօrűlűr. Bu dűđűmler, nokta dislokasyonu olarak mukavemet sađlarlar.(Deevi et. al.,1996)

2.3.3. Fe₃Al alaşımlarının yorulma օzellikleri

Fe₃Al alařımlarında yorulma űzerine yapılan çalıřmalarda bileřim esas alınımıřtır. Fe₃Al alařımlarında bileřimin, yorulma çatlađı bűyűmesini etkilediđi

görülmüştür. Yorulma çatlak davranışı ikili Fe₃Al alaşımı, Fe-28Al-5Cr alaşımı ve Nb, Zr, C içeren alaşımlarda incelenmiştir (Çizelge 2.1).

Alüminyumca zengin yüzeylerle temas eden serbest hidrojenin reaksiyon oluşturması sonucu, yorulma çatlak büyüme oranının (YÇBO) çevreye karşı çok hassas olduğu saptanmıştır.

Havada test edilmiş çeşitli Fe₃Al alaşımlarının oda sıcaklığındaki YÇBO verileri karşılaştırıldığında, YÇBO düzensiz Fe-16Al alaşımlarında en yüksek, % 0,5 Zr ve % 0,05 C içeren alaşımlarda en düşük bulunmuştur. FA-129 alaşımı için DO₃ düzenli yapısının YÇB' sine zararlı etkisi olduğu tespit edilmiştir. Üzerinde çalışılan alaşımlarda en düşük YÇBO hava ortamındadır. Hidrojen gazı ortamında test edilen alaşımlarda YÇBO çok yüksektir. Düşük çevrim koşullarında yüzey çatlakları ortaya çıkmış ve düşük Al içeriklerinde çevresel kırılmalık görülmüştür.

Çeşitli ortamlarda Fe-28Al-5Cr üçlü alaşımında çekme ve yorulma deneyleri yapılmış ve en yüksek YÇB'si hidrojen gazı ortamında, en düşük YÇB'si oksijen gazı ortamında elde edilmiştir. YÇBO'ya çeşitli alaşım elementlerinin etkisi de olmaktadır. Bu alaşımların etkisini incelemek için, çevresel kırılmalığı minimum eden kuru oksijen ve maksimum eden kuru hidrojen gaz ortamları seçilmiştir. Fe-28Al-5Cr alaşımında Nb ve C'un (FA-129) varlığı düşük ΔK değerlerinde YÇBO'yu önemli ölçüde arttırmıştır. Zr, düşük ΔK değerlerinde YÇBO'yu artırırken, daha yüksek ΔK değerlerinde YÇBO'yu önemli ölçüde düşürmektedir (Deevi et. al.,1996).

2.3.4. Fe₃Al alaşımlarına alaşım elementlerinin etkisi

Fe₃Al alaşımlarında alaşım elementlerinin ilavesiyle mikro yapının kontrolü bu alaşımın çeşitli özelliklerini geliştirmektedir. Fe₃Al alaşımlarına Ti, Cr, Mo, Nb, Ta, Cu ve Si gibi alaşım elementleri ilave edilip, TEM' de DO₃ yapısının antifaz domain'in biçimi ve boyutu incelenmiştir. İncelemeler sonucunda, Cr, Ni ve Mo T_c sıcaklığını normal olarak artırırken, Ti ve Si ilavesi T_c sıcaklığını önemli ölçüde arttırmıştır. T_c sıcaklığındaki artışın önemi DO₃-B2 dönüşümü

nedeniyledir. Bilindiği gibi Fe_3Al alaşımlarının çekme mukavemeti $400^\circ C$ üzerinde hızlıca düşmektedir. Bunun nedeni DO_3 -B2 faz dönüşümü yardımıyla açıklanmıştır. Bu durumda T_c sıcaklığının yükseldiği ölçüde, yüksek sıcaklık mukavemeti sağlanır. T_c sıcaklığı alaşım elementleri ilavesi ile önemli ölçüde arttırılabilir (Liu et. al.,1996).

Ayrıca Ti, Be, B, Mo, Hf, Cr, ve Nb gibi elementlerin ilavesinin çevre sıcaklığı sünekliğini ve sürünme özelliklerini geliştirdiği görülmüştür. Bu ilavelerin çoğu, yapı içerisinde dağılımlar sağlayarak tane sınırları mukavemetini ve yüksek sıcaklık mukavemetini arttırmaktadırlar. Fe-28Al alaşımlarında %10 Mo ilavesiyle %1 TiB_2 ilavesinin, tane boyutunun küçülmesi sonucunda yeniden kristalleşme sıcaklığını ve DO_3 -B2 dönüşüm sıcaklığını arttırdığı görülmüştür. Bu durum yüksek sıcaklık mukavemetini ve sürünme direncini önemli ölçüde arttırmaktadır (Bahadur and Mohanty,1991).

Hava indüksiyon fırınında ergitilen ve metal kalıplara dökülen Fe_3Al alaşımlarının kolonsal taneler sergilediği görülmüştür. Bu alaşımlara B ve Ti alaşım elementi ilave edildiğinde eş eksenli yapılar elde edilmiştir ve tane sınırlarında TiB_2 çökeltileri ortaya çıkmıştır. Bu mikro yapısal değişiklik sayesinde Fe_3Al alaşımlarında çevre sıcaklığında süneklik % 1'den % 5'e geliştirilmiş, kopma mukavemeti 94 kg/mm^2 çıkarılmıştır (Bahadur et. al.,19956).

Toz karışımdan hazırlanmış Fe_3Al alaşımlarında nikel ilavesi tane boyutunu küçülmekte ve gözenekliği azaltmaktadır. Nikel ilavesiyle ince ve iri taneli karışımlar elde edilmektedir. Ayrıca nikel ilavesi sertliği arttırmakta, çekme mukavemeti ve sünekliği geliştirmektedir. Yapıda nikelin bulunması durumunda kırılma şekli olarak bu alaşımlar taneler içi, klivajımsı kırılma şekli sergilemektedir (Wang and Wood,1995).

2.3.5. Fe_3Al alaşımlarının kaynaklanabilirliği

Mühendislik malzemelerinin en önemli konularından birisi de kaynaklanabilme yeteneğidir. Demir alüminatların kaynak işlemi geleneksel kaynak yöntemleri kullanarak yapılmış ve olumlu sonuçlar elde edilmiştir. Son zamanlarda düzenli metallerarası bileşiklerin yüksek enerjili ışın kaynağı başarılı

bir şekilde yapılmıştır. Çeşitli Fe-Al alaşımları 4,2-16,9 mm/s aralığında değişen hızlarda elektron ışın kaynağı ile kaynaklanmıştır. Kaynak işleminden sonra numunelerin çatlak incelemesi yapılmış ve sonuçların olumlu olduğu görülmüştür. Sonuçlar incelendiğinde Cr, Nb ve Mn içeren Fe₃Al (Çizelge 2.2) alaşımlarında çatlama eğilimi görülmemiştir. TiB₂ ilave edilen alaşımlarda çatlama eğilimi görülmüştür (FA-41, FA-37 ve FA-39). Bu alaşımlar arasında FA-41 ve FA-37 düşük kaynak hızlarında kaynak edilebilmesine rağmen, kaynak hızının artmasıyla ciddi çatlama eğilimi göstermişlerdir. Bu çatlama eğiliminin kaynak bölgesindeki iri kolansal tane yapısından kaynaklandığı düşünülmektedir. Benzer durum, yani kaynak hızı artışıyla çatlama eğiliminin artması elektron ışın kaynağı yapılmış Ni₃Al alaşımlarında da gözlenmiştir. Kaynak hızındaki artışla kaynak çatlama eğiliminde gözlenen artış, yüksek ısıtma, soğutma oranları ve kaynak bölgesinde ısıdan etkilenen bölgelerde oluşan gerilmelerden kaynaklanmaktadır.

Çizelge 2.2: Kaynağı yapılan çeşitli Fe₃Al alaşımlarının bileşimi (David et al.1989).

Alaşım	Al	Cr	Nb	Mn	B	TiB ₂	Fe
FA-41	27	-	-	-	-	1	Kalan
FA-37	28	-	-	-	-	1	Kalan
FA-64	28	-	-	-	-	-	Kalan
FA-39	30	-	-	-	-	1	Kalan
FA-64	28	4	-	-	-	1	Kalan
FA-72	28	4	-	-	-	-	Kalan
FA-66	28	-	2	-	-	1	Kalan
FA-79	28	-	1	-	-	-	Kalan
FA-69	28	-	-	4	-	1	Kalan
FA-83*	28	-	-	-	-	-	Kalan

*: özel nedenle gerçek bileşim verilmemiştir.

Yüksek kaynak hızlarında elektron ışın kaynağı yapılan esas alaşımlarda kaynak bölgesinde taneler arası çatlama görülmüştür. Taramalı elektron

mikroskobunda çatlak yüzeylerin incelenmesinde kaynak bölgesindeki çatlamanın, katılma çatlak olduğu açığa çıkmıştır. Kaynak bölgesinde çatlama yüzeylerinde dentritik yapı hakimdir ve sıcak çatlama görülür. Ti ve B'un demirin ergime sıcaklığını düşürdüğü bilinmektedir. Yapıda TiB_2 ' nin varlığı düşük ergime sıcaklığına sahip sıvının oluşumuna yardım eder ve sıcak çatlak oluşturur.

Esas alaşımlar içerisinde sadece TiB_2 ilavesiz alaşımlar iyi bir şekilde bağlanmıştır. Aksine, FA-39 alaşımları ciddi şekilde çatlamaştır. Bu alaşımda Al içeriğinin yüksek olması nedeniyle bu durum sürpriz olmuştur. Bilindiği gibi yüksek Al içeren Fe-Al alaşımları daha sünektir. Ancak, FA-39 TiB_2 içermektedir ve TiB_2 ilavesinin kaynak işlemlerinde çatlama eğilimini arttırdığı bilinmektedir. Ayrıca bilindiği gibi Al içeriğinin artışı malzemenin ısıl iletkenliğini arttırmaktadır. Böylece süneklik problemi olan malzemelerde bu durum çatlama eğilimini arttırmaktadır. Bu faktörler ve metalurjik faktörler nedeniyle, FA-39 alaşımlarının elektron ışın kaynağında kaynak hızı oldukça yavaş olsa bile çatlak oluşmaktadır.

Üçlü (Fe-Al-Cr, Fe-Al-Nb ve Fe-Al-Nb) ve diğer düzenli alaşımlarda, araştırılan tüm kaynak hızlarında elektron ışın kaynakları gerçekleştirilmiştir. Kaynak bölgesinde ve ısıdan etkilenen bölgelerde yapılan incelemelerde, %1 TiB_2 içeren bazı alaşımlar olmasına rağmen çatlak gözlenmemiştir.

Gaz Tungsten ark kaynağında da TiB_2 dispersiyonunun Fe_3Al alaşımlarına zararlı etkileri olduğu görülmüştür. Geliştirilmiş çoğu TiB_2 ilaveli alaşımlarda çatlaklar ortaya çıkmıştır. Ancak, FA-83 hariç TiB_2 ilaveli tüm alaşımlarda tam birleşme sağlanmıştır. TiB_2 içeren Nb ilaveli FA-66 alaşımında çatlak rastlanmamıştır. Bu durumda, Fe_3Al alaşımların kaynağında Nb'nin yararlı olduğu açıkça görülmektedir. Bor'un Fe_3Al alaşımlarının oda sıcaklığı sünekliğine ve yüksek sıcaklık mukavemetine yararlı olduğu bilinmektedir. Fakat bor ilavesinin Fe_3Al alaşımlarının kaynağına zararlı etkisi vardır.

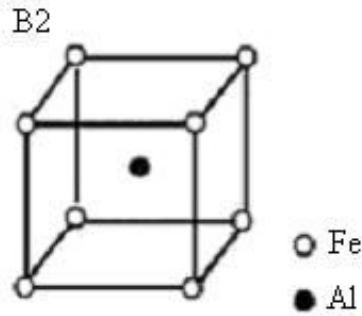
Esas metal Fe_3Al alaşımlarında TiB_2 ilaveli alaşımların tane boyutları küçüktür ve $50\mu m$ 'dir. TiB_2 'siz alaşımların tane boyutu iri ve $300\mu m$ 'den fazladır. Bu alaşımlarda Cr ilavesi oda sıcaklığında sünekliğini geliştirmekte iken, Nb ve Mn ilavesi yüksek sıcaklık mukavemetini geliştirmektedir. Cr ve Mn' nin tane

boyutuna çok az etkisi vardır. Cr' nin kayma davranışlarını geliştirdiği ve klivaj kırılma mukavemetini artırdığı saptanmıştır.

Elektron ışın kaynağı yapılan FA-64 alaşımında kaynaklı bölgesel iri kolonsal tanelere rastlanmaktadır. Ancak bu tanelerin boyutları ve şekilleri büyük oranda kaynak hızına bağlıdır. Kaynak bölgesinde büyüyen taneler baskındır. TiB_2 içeren alaşımlarda ince taneli yapıdan ziyade kolonsal yapı görülmüştür. TiB_2 'siz FA-72 alaşımlarında kaynak bölgesinde daha iri taneler vardır. Ancak bu durum esas metalin iri taneli olmasından kaynaklanmaktadır. Kaynaklı bölgelerde yapılan incelemelerde elektron ışın kaynağındaki kaynaklı bölgelerin tane yapısının gaz tungsten ark (GTA) kaynağındakinden daha ince olduğu tespit edilmiştir. GTA kaynağındaki çatlama eğiliminin nedeninin kaynak esnasındaki tane irilileşmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir (David et al.1989).

2.4. FeAl (B2) Alaşımları

FeAl alaşımları düzenli hacim merkezli kübik (Şekil 2.13) yapıya sahip olup, yaklaşık at. %36-50 Al bileşim aralığında oluşurlar. Yüksek sıcaklıklarda, daha geniş bileşim aralığına sahiptirler. FeAl alaşımları yüksek oksidasyon ve korozyon direncine, $800^{\circ}C$ ' ye kadar yüksek mukavemete ve nispeten düşük yoğunluğa sahiptirler. FeAl alaşımlarının oda sıcaklığında düşük sünekliğe sahip olmaları en büyük dezavantajlarıdır (Baker and George,1999).

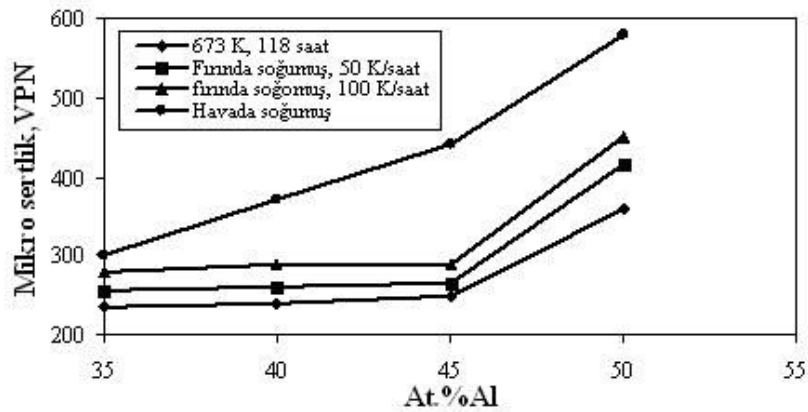


Şekil 2.13: FeAl (B2) kristal yapısı (Ikeda et. al.,2001).

FeAl alaşımlarının oda sıcaklığında ana kayma doğrultusu <111>doğrultusudur. Yüksek sıcaklıklarda <100> doğrultusuna geçiş olmaktadır. FeAl alaşımlarında kayma yönünü değiştiren geçiş sıcaklığı bileşime bağlıdır. At. %50 Al bileşiminde geçiş sıcaklığı 350 °C olup, alüminyum içeriğinin azalmasıyla düşmektedir (Stollof et. al.).

2.4.1. FeAl alaşımlarının mekanik özelliklerine boşlukların etkisi

FeAl'nin mekanik özellikleri ilk olarak 1926'da Westbrook tarafından araştırılmıştır. Ancak, son yıllarda FeAl'nin mekanik özellikleri daha iyi anlaşılmıştır. Son zamanlarda mekanik özellikleri etkileyen iki gözlem kaydedilmiştir. Birincisi düşük sünekliğin nedeninin su buharı olduğudur; ikincisi yüksek sıcaklıkta oluşan ve soğuma esnasında kolayca kalabilen büyük boşluk konsantrasyonlarıdır. Bu boşluklar düşük sıcaklıklarda mekanik özellikleri çok kuvvetli etkilemektedir. Şekil 2.14' de FeAl 'in mekanik özellikleri gösterilmiştir (Baker and George,1999).

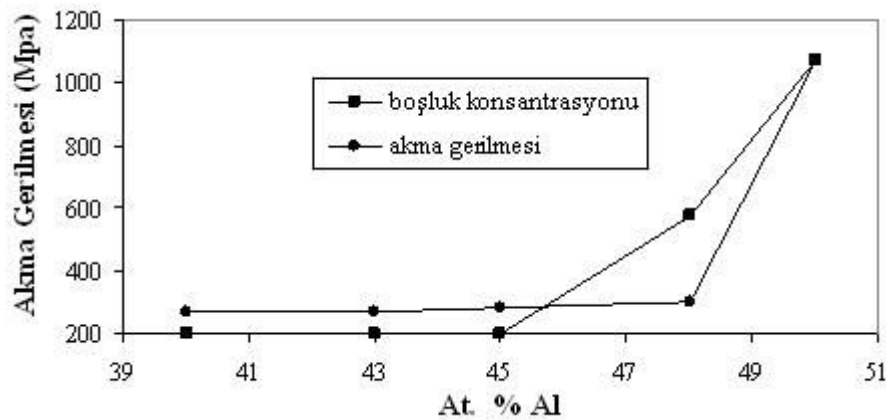


Şekil 2.14: 1000 K' de tavlama ve çeşitli ısı işleme sonrası FeAl alaşımlarının mikro sertliğin Al konsantrasyonu ile değişimi (Baker and George,1999).

Yüksek sıcaklıklarda tavlama sonrası oluşan, yavaş soğuma sonucunda kendilerini muhafaza edebilen boşlukların mekanik özelliklere etkisi, 1989 yılına

kadar belirlenememiştir. FeAl alaşımlarının düşük sıcaklıklarda uzun süre tavlama sonucu (Fe-Al ikili alaşımı için 673 K, 5 gün) bu boşlukların çoğu kalkmaktadır. Boşlukların kalkması durumunda gerçek mekanik özellikler rahatlıkla belirlenebilmektedir. Tavlama yapmadan, boşlukların etkisi altında iken düşük sıcaklıklarda mukavemet ve süneklik testi için yapılan farklı çalışmalarda verileri karşılaştırmak mümkün değildir. Westbrook çalışmalarda, mekanik özellikler incelenirken boşlukların etkisini göz önünde bulundurmamıştır. Kalıntı boşluklar tespit edildikten sonra, mekanik özellikleri anlamak için daha sonra büyük ilerlemeler kaydedilmiştir. Özellikle akma gerilmesinin sıcaklık ile olan ilişkisi ve oda sıcaklığı akma mukavemetinin bileşimle olan ilgisi hakkında önemli gelişmeler kaydedilmiştir (Devi et. al.,1996).

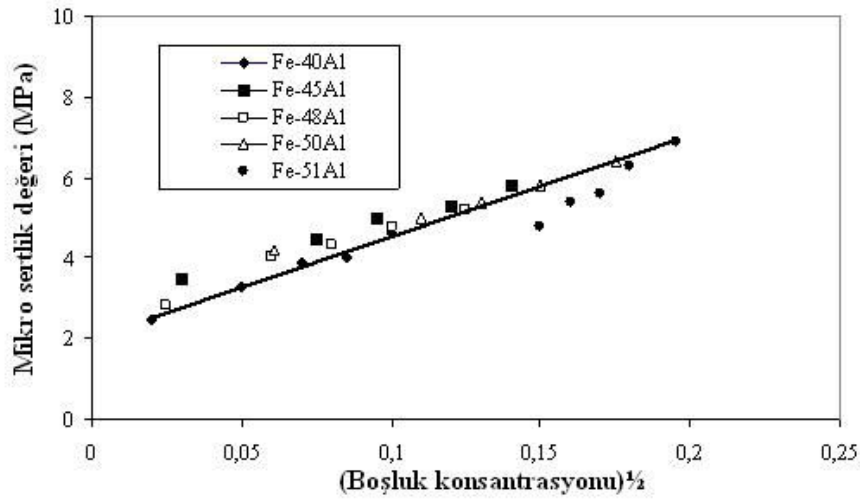
FeAl' de oda sıcaklığında boşluk konsantrasyonunun dengesini Chang hesaplamış, boşluk konsantrasyonunun ve benzer olarak sertlik değerinin Fe:Al oranına bağlı olduğunu göstermiştir. Bu durum göz önüne alınarak, oda sıcaklığı akma mukavemetinin boşluk kontrolü altında olduğu belirlenmiştir. Xiao ve Baker oda sıcaklığında boşluk konsantrasyonunu atomca Fe:Al oranının bir fonksiyonu gibi ölçerek, akma mukavemetinin atomca Fe:Al oranı ilişkisi ile benzer yakınlıkta olduğunu göstermiştir. Şekil 2.15'de oda sıcaklığı akma mukavemeti ve boşluk konsantrasyonu ilişkisi görülmektedir.



Şekil 2.15: Düşük sıcaklıkta tavllanmış, iri taneli FeAl için alüminyum konsantrasyonuna karşı, akma mukavemeti ve % boşluk konsantrasyonu (Baker and George,1999).

Ayrıca, Chang boşluk konsantrasyonu, sertlik bağıntısını karekök ifadesiyle göstermiştir (Şekil 2.16). Boşluk konsantrasyonunun artışıyla, kayma davranışında değişiklik yoksa, boşlukların düğüm oluşturmadığı anlamı çıkarılır. Eğer boşluklar nokta dislokasyonlarının oluşmasına neden olursa, kayma düzlemi üzerinde yerlerinin karşılıklı orantılı olması nedeniyle, mukavemet artar. FeAl tarafından sergilenen, anormal sıcaklık bağımlılığı olarak adlandırılan, akma mukavemeti anormalliği üç öneri ile açıklanmıştır; yerel tırmanma kilitlemesi, dislokasyon ayrılımı ve boşluk sertleşmesi.

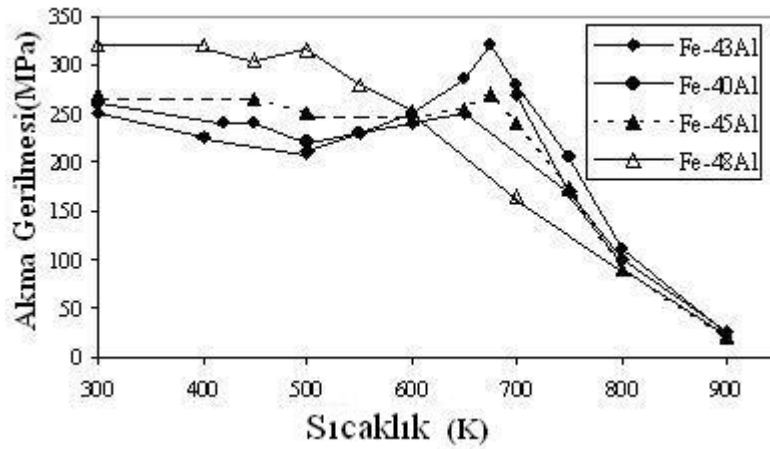
İlk veriler, sıcaklık artışıyla kaymada $\langle 111 \rangle$ ' den $\langle 110 \rangle$ ' a geçiş olduğunu göstermiştir. Daha sonraki çalışmalarda akmanın bütün sıcaklıklarda $\langle 111 \rangle$ dislokasyon kayması nedeniyle olduğu gözlenmiştir. Ancak, yüksek sıcaklıklarda yüzde birkaç gerilmenin $[100]$ 'in hareketiyle meydana geldikten sonra, $[110]$ dislokasyonlarının $\langle 111 \rangle$ dislokasyonlarının ayrılımı ile oluşmasının mümkün olduğu önerilmiştir.



Şekil 2.16: Çeşitli sıcaklıklardan su verilmiş çok kristalli FeAl için [boşluk konsantrasyonuna]^{1/2} karşı mikro sertlik grafiği (Baker and George,1999).

FeAl sıcaklık ile bağımlı olan akma mukavemeti sergilemektedir. Yani, akma mukavemeti sıcaklığın orta sıcaklıklara artışı ile artar. Xiao ve Baker çok

kristalli demirce zengin FeAl' in anormal akma mukavemeti sergilediğini tespit etmiştir. Chang aynı etkiyi yönlendirilerek katılaştırılmış FeAl' de göstermiştir. Daha önce de Gaydosh ve Baker çalışmalarında akma pikini görmüşlerdir. Sonraki araştırmacılar akma pikinin $0,45 T_m$ civarında olduğunu kaydetmişlerdir. Baker ve George tarafından akma mukavemetine, gerilme oranının etkisi incelenmiş ve bu incelemeden şekil 2.17'deki grafik elde edilmiştir. (Baker and George,1999)



Şekil 2.17: 1.10^{-4} 1/s gerilme oranı altında çekilmiş, düşük sıcaklıkta tavllanmış, FeAl'in sıcaklık-akma mukavemeti diyagramı (Baker and George,1999).

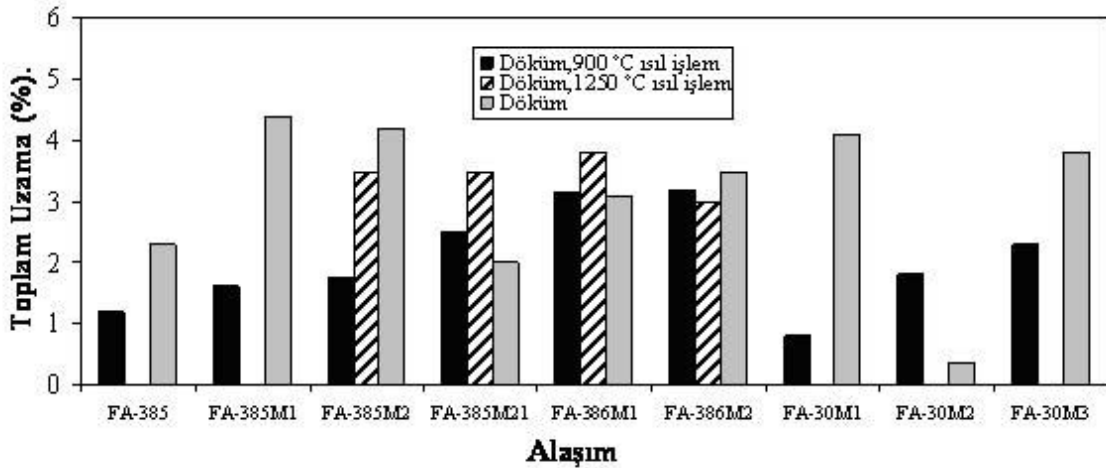
2.4.2. FeAl alaşımlarında süneklik

2.4.2.1. Döküm alaşımları

Bilindiği gibi FeAl' in oda sıcaklığı sünekliği havadaki nemde bulunan hidrojenin gevrekliği teşvik etmesi nedeniyle, oldukça düşüktür. Bu nedenle oda sıcaklığında sünekliğin gelişimi için, alaşımlara çeşitli ısıl işlemler ve alaşım ilaveleri yapılmıştır. Liu tarafından çalışılmış FeAl' in havada oda sıcaklığı sünekliğini işlem ve alaşım ilaveleri kuvvetli bir şekilde etkilemiştir. Çalışmalarda kullanılmış çeşitli alaşımların bileşimleri Çizelge 2.3' de verilmiştir. Bor ilavesi ve tane inceltmeyle alaşımın sünekliği geliştirilmiştir. Bu etkilerin kombinasyonu,

FA-385 olarak adlandırılan alaşım ile kıyaslandığında, FA-362 alaşımının yaklaşık % 12 uzama sergilediği görülmüştür. Bor ilavesiz iri taneli sıcak haddelenmiş FA-385 alaşımı, sadece % 3 uzama sergilemiştir.

İşlem/mikro yapı ayırımında, alaşım elementinin etkisinin araştırılması sırasında süneklik, sıcak haddelenmiş plakalarda, sıcak ekstrüzyon çubuklarında, ingot dökümde, direk ekstrüzyonla sağlamlaştırılmış toz metalürjisi (P/M) koşullarında, FA-385 alaşımı için hava ortamında incelenmiştir. Haddelenmiş plakaların hava ortamında çok kırılğan olduğu, oksijen ortamında % 10 uzama gösterdiği tespit edilmiştir. Bu nedenle çevresel etkinin çok etkili olduğu düşünülmektedir. Aynı numunelerin 900 °C’ de 1 saat ısıl işlem sonrası havada % 2, oksijen ortamında % 15 süneklik gösterdiği tespit edilmiştir. Sıcak ekstrüzyona uğramış FA-385 alaşımının tane boyutu 50 µm civarında olup, havada % 8 ve oksijen ortamında % 12 sünekliğe sahiptir. Bu durum ince taneli yapıların, çevresel etkiye daha fazla dirençli olduğunu açıkça göstermektedir. P/M 9 µm tane boyutlu FeAl alaşımı % 9’ un üzerinde süneklik sergilemiş bu grupta çevresel gevrekliğe en yüksek direnç gösteren alaşım olmuştur.(Deevi et. al.,1996)



Şekil 2.18: Çeşitli ısıl işlemlere tabi tutulmuş, hava ortamında oda sıcaklığında test edilmiş döküm FeAl alaşımının sünekliği (Numuneler 1saat 750 °C’ de ısıl işlem sonrası, ya gerilim giderme tavlamasına tabi tutuldu ya da 1saat 900–1250°C’de tavlanyl havada soğutuldu) (Deevi et. al.,1996).

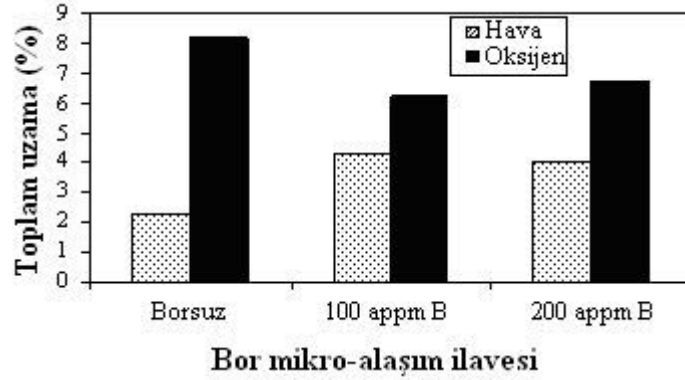
Çizelge 2.3: Çalışılan FeAl alaşımların atomca, % bileşimi (Deevi et. al.,1996).

Alaşım	Bileşim							
	Al	Mo	Zr	C	B	Cr	Nb	Ti
FA-324	35,8	-	-	-	-	-	-	-
FA-328	35,8	-	0,05	-	0,24	5	-	-
FA-350	35,8	-	0,05	-	0,24	-	-	-
FA-362	35,8	0,2	0,05	-	0,24	-	-	-
FA-372	35,8	0,2	0,05	-	-	-	-	-
FA-384	35,8	0,2	0,05	-	-	2	-	-
FA-385	35,8	0,2	0,05	0,13	-	-	-	-
FA-386	35,8	0,2	0,05	0,24	-	-	-	-
FA-387	35,8	0,2	-	-	0,24	-	-	-
FA-388	35,8	0,2	-	0,25	-	-	-	-
FA-385M1	35,8	0,2	0,05	0,13	0,01	-	-	-
FA-385M2	35,8	0,2	0,05	0,13	0,021	-	-	-
FA-385M3	35,8	0,2	0,05	0,13	-	2	-	-
FA-385M4	35,8	0,2	0,05	0,13	-	-	0,5	-
FA-385M5	35,8	0,2	0,05	0,13	-	2	0,5	-
FA-385M6	35,8	0,2	0,05	0,25	-	2	0,5	-
FA-385M7	35,8	0,2	0,1	0,25	-	2	0,5	-
FA-385M8	35,8	0,2	0,05	0,13	-	2	0,5	0,05
FA-385M9	35,8	0,2	0,05	0,25	-	2	0,5	0,05
FA-385M10	35,8	0,2	0,05	0,13	-	2	0,05	0,05
FA-385M11	35,8	0,2	0,05	0,13	-	2	0,15	-
FA-328M11	35,8	0,25	0,1	0,4	0,015	5	-	0,3
FA-385M21	36	0,2	0,05	0,13	0,04	-	-	-
FA-386M1	36	0,2	0,07	0,28	0,02	-	-	-
FA-386M2	38	0,2	0,07	0,28	0,02	-	-	-
FA-30-M1	30	0,2	0,05	0,22	0,021	-	-	-
FA-30-M2	30	0,2	0,05	0,22	0,021	-	-	0,05
FA-30-M3	30	0,48	0,05	0,22	0,021	2	-	0,05

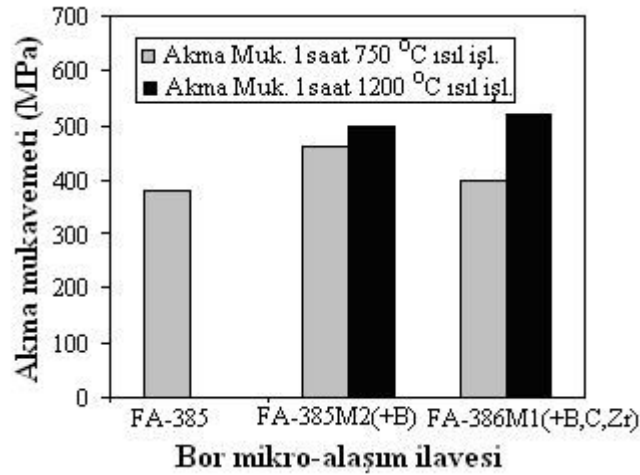
Döküm FeAl esaslı alaşım (FA-385) hava ortamında yaklaşık olarak % 2,5 oksijen ortamında % 8 süneklik göstermiş olup (Şekil 2.19), bu alaşımın akma mukavemeti 400 MPa' dan biraz daha az bulunmuştur (Şekil 2.20). 100-200appm bor ilavesi, hava ortamı sünekliğini arttırmış, fakat oksijen ortamı sünekliğini azaltmıştır.

Bor ilaveli alaşımlarda oksijen ve havadaki süneklik değeri arasındaki farkın az olduğu göz önüne alınırsa, bu alaşımların çevresel gevrekliğe daha dirençli olduğu görülmektedir. Yapılan kırılma incelemelerinde, bor mikro alaşımının kırılma şeklini taneler arası kırılmadan taneler içi kırılmaya çevirdiği

görülmektedir. Bor ilavesi tane yapısını incelterek mikro yapıyı değiştirmekte ve bunun yanında ZrC çökmesini teşvik etmektedir.



Şekil 2.19: FeAl (FA-385) döküm alaşımının oda sıcaklığında, hava ortamı ve oksijen ortamında çekme testleriyle belirlenen çevresel gevrekliğe, bor mikro alaşımının etkisi (Deevi et. al.,1996).



Şekil 2.20: FeAl (FA-385) döküm alaşımının oda sıcaklığında, hava ortamında akma mukavemetine ısıt işlem ve mikro alaşımın etkisi (Deevi et. al.,1996).

Mikro alaşımlamanın etkileri oldukça karışıktır. Şöyle ki bor ilavesi 200 appm'den 400 appm'e arttırıldığında (FA-385M21) süneklik biraz düşmektedir. Oysa C ve Zr her ikisi de aynı seviyede artarsa süneklik % 3-4 seviyesinde

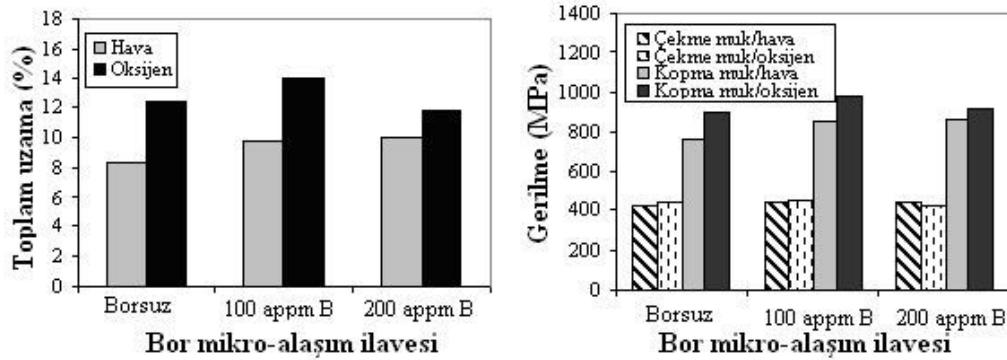
olmaktadır. FA-385M2 alaşımına benzer ilave alaşımlama, Fe-30Al alaşımına yapılmış, havada akma mukavemeti 500 MPa ve sunecliği % 4 bulunmuştur. Bu alaşıma titanyum ilavesi alaşımı çok daha kırılgan yaparken, Cr ve Mo ilavesi alaşımın ozelliklerini FA-30M1 alaşımının ozelliklerine yakınladıştırmaktadır.

Isıl işlemler FeAl alaşımlarının oda sıcaklığı çekme ozelliklerini önemli bir biçimde etkilemektedir. 750 °C' de 1 saat gerilim gidermesi ısıl işlemi numunenin yüzeyinde oksit tabakası oluşturarak, test esnasında havadaki nemden bu oksit tabakası sayesinde biraz korunma sağlamış olur. 900°C'de 1 saat ısıl işlemler Fe₃Al döküm alaşımın ve sıcak haddelenmiş FeAl alaşımın hava ortamında sunecliklerinde artış sağlanırken, 1150–1250°C'de 1 saat ısıl işlemler Fe₃Al ve FeAl alaşımının yüksek sıcaklık mukavemetinde ve sürünme ozelliklerinde artış sağlanmaktadır.(Deevi et. al.,1996)

2.4.2.2. Sıcak ekstrüzyona uğramış ingot metalürjisi (I/M) alaşımlar

Fe-36Al alaşımlarında Liu tarafından yapılan ilk çalışmalarda (FA–362) 900°C ve üzeri sıcaklıkta, sıcak ekstrüzyonla malzemenin tane boyutunda önemli küçülme sağlanmıştır. FA–385, FA-385M1 ve FA385M2 alaşımları ekstrüzyon çubukları gibi dökülmüş ve 900°C'de 3:1 oranında azaltmayla ekstrüzyon edilmiştir. Sıcak haddelenmiş FeAl alaşımını numunelerin çoğu havada ve oksijende test edilmiştir. Bor ilaveli iki alaşımın mukavemeti ve sunecliği diğer alaşımlardan daha yüksek olarak bulunmuştur. 900°C'de ekstrüzyonla üretilmiş üniform malzemede, yeniden kristalleşme tane boyutu, borsuz alaşımda 50 µm civarında iken, bor ilaveli alaşımda 35 µm civarında bulunmuştur. Borsuz FA-385 alaşımın hava ortamında % 8 civarında ve bor ilaveli alaşımın %10 civarında suneclik gösterdiği tespit edilmiştir. Ayrıca bu alaşımların sırasıyla oksijen ortamında %12-15 suneclik sergilediği görülmüştür (şekil 2.21a).

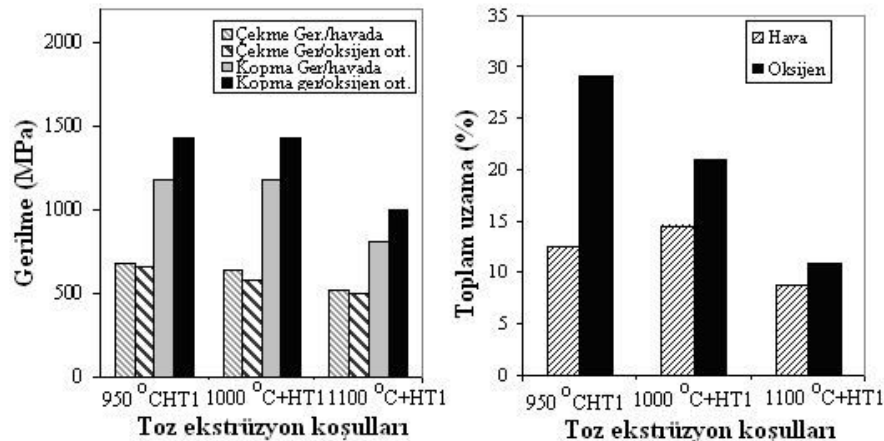
Borsuz alaşımlar başlıca taneler arası kırılma sergilerken, borlu alaşımlar taneler içi klivajımsı kırılma sergilemektedir. Bu alaşımların tümü benzer olarak 400-450 MPa akma mukavemetine sahiptirler aynı zamanda 800 MPa ve daha yüksek kopma mukavemetine sahiptirler (şekil 2.21b). Bu alaşımların sunecliği döküm alaşımlara göre daha yüksektir.(Deevi et. al.,1996)



Şekil 2.21: Havada ve oksijende test edilmiş borlu (FA-385M1, FA-385M2) ve borsuz (FA-385) sıcak ekstrüzyon edilmiş FeAl alaşımlarının oda sıcaklığında çekme özellikleri a)Toplam uzama b)Akma ve Kopma mukavemeti (Deevi et. al.,1996).

2.4.2.3. Sıcak ekstrüzyona uğramış P/M alaşımlar

Son zamanlarda P/M FeAl alaşımları, 950-1000°C'de direk ekstrüzyon yoluyla elde edilmiş ve bu alaşımların havada toplam %12'den daha fazla uzamaya, yüksek mukavemete (akma mukavemeti 600-700 MPa, kopma mukavemeti >1100 MPa) ve sünek kırılma şekline sahip olduğu görülmüştür (Şekil 2.22).



Şekil 2.22: 950-1000 °C'de direk ekstrüzyonla sağlanmış havada ve oksijende test edilmiş P/M FeAl (FA-385) alaşımlarının oda sıcaklığında çekme özellikleri a) Akma mukavemeti ve kopma tokluğu b) Toplam uzama (Deevi et. al.,1996).

Bu alaşımlar oksijen ortamında %20–30 süneklik sergilemişlerdir. 950-1000°C’de 12:1 oranında azalmayla ekstrüzyon edilmiş FeAl alaşımının yeniden kristalleşme sıcaklığının biraz üzerinde çok ince (2-5 μ m) eş eksenli tane yapısı sergilediği görülmüştür. Bu alaşımlarda daha iyi mekanik özellikler, tane boyutunun daha küçük olduğu durumlarda gözlenmektedir. 1100 °C’ de ekstrüzyon edilmiş aynı FeAl alaşımları iri tane boyutuna (9-10 μ m), iri tane içi ZrC çökeltilerine, ince disperse olmuş dislokasyon düğümlerine ve ince toz partikülleri sınırları boyunca iri oksitlere sahiptir. 1100°C’de ısıtılmış P/M FeAl, diğer işlem koşullarında I/M FeAl ile kıyaslandığında daha iyi mekanik özellikler göstermektedir. Fakat daha düşük sıcaklıklarda ekstrüzyon edilmiş P/M FeAl alaşımlar kadar, iyi mekanik özelliklere sahip değildir. Bu malzemeler hava da düşük sünekliğe (% 9) ve düşük mukavemete sahiptir (akma mukavemeti 500 MPa).(Deevi et. al.,1996)

2.4.3. FeAl alaşımlarında sürünme özellikleri

FeAl alaşımları stokiometriye yakın olmaları nedeniyle Al’ce zengin bileşimler çok kırılmandır ve bu yüzden sürünme çalışmalarının çoğu ve alaşım gelişim aktivitelerinin çoğu demirce zengin bileşimlere odaklanmıştır. Wittenberger at % 41,7 – 48,7 Al içeriğinde 1100–1400 K sıcaklık aralığında sabit basınç altında Al’in etkisini incelemiştir. Çalışmalarda sabit akma gerilmesi için ve daha düşük gerilme için iki değer tespit edilmiştir. Ancak sürünme için aktivasyon enerjisi (450 kJ/mol) her ikisinde de aynıdır. Her iki durumda da sürünme direnci alaşım elementi bileşiminden ziyade, daha çok tane boyutuna bağlıdır. Üstelik her iki durumda da tane boyutu bağımlılığı tamamen farklıdır. Yüksek gerilme durumunda sürünme mukavemeti, sürünme direncinin tane inceltme ile geliştirildiği yerde Hall-Petch tipi ilişki göstermektedir. Daha düşük gerilme durumunda sürünme direnci, difüzyon sürünme mekanizması katkısının artması nedeniyle, tane boyutundaki küçülmeye azalmaktadır. Bu yüzden dislokasyon ve tane sınırları mekanizmasının her iki durumda da sürünme direncine etkili olduğu görülmektedir.

FeAl alaşımlarının yüksek sıcaklık sürünme özelliklerine alaşım elementleri ilaveleri önemli yararlar sağlamaktadır. FeAl alaşımlarında sınırlı çözülebilen çözeltiler ve büyük oranda çözülebilir çözeltiler ile çeşitli çalışmalar yapılmış ve önemli gelişmeler kaydedilmiştir.

Titan, sınırlı çözülebilirlik gösteren elementlerin (Zr, Hf, Nb, Ta), tek faz oluşturan elementlerden (Ni, Co, Ti, Si, Mn, Cr) ve büyük oranda çözülebilirlik gösteren elementlerden (Mo ve W) çok daha etkili olduğunu tespit etmiştir. Yapılan çalışmalarda, Zr ve Hf ilavesi durumunda, Fe_6Al_6Zr ve Fe_6Al_6Hf parçacıklarının ikinci faz oluşturduğu ve bu çökeltilerin çökeltme sertleşmesi meydana getirdiği görülmüştür. Sadece Hf ilavesi sonucunda, çok ince taneli yapı elde edilmiştir. Bor'un tane sınırlarını mukavemetlendirmesi yoluyla FeAl alaşımlarının sürünme özelliklerine önemli etkisi olduğu görülmüştür. Bor aynı zamanda, Fe_6Al_6Zr çökeltilerini inceltmektedir. Zr ve B kombinasyonunun çökeltme sertleşmesi yoluyla FeAl alaşımlarının sürünme direncini önemli ölçüde geliştirmektedir. Fe/Ni oranlarının değişimi ile (Fe, Ni) Al alaşımlarında sürünme karakteristikleri Southoff ve çalışanları tarafından araştırılmış ve yüksek gerilmelerde alaşımların 10^{-9} 1/s ve 10^{-5} 1/s gerilme oranlarında dislokasyon sürünmesi sergilediği görülmüştür. Morris, Melt Spin ile hızlı katılaştırılmış $Fe_{65}Al_{35}$, $Fe_{63}Al_{34}C_3$ ve $Fe_{64,8}Al_{35}$ (ZrB_2) bileşimlerindeki üçlü alaşımlarda, önemli dispersiyon mukavemeti ve daha ince tane yapısı gözlemlenmiştir. Schneibel mekanik alaşımlamayla hazırlanmış Fe-40Al- Y_2O_3 alaşımının sürünme davranışını incelemiş ve işlem koşullarına bağlı olarak iki farklı tipte mikro yapı görmüştür. Birincisi, FeAl alaşımının iç taneleri serbest partiküllerdir. İkincisi, tane içlerinde yitra partiküllerinin dağılımı daha az ve daha çok üniform olarak dağılmaktadır. 1200K'de basma sürünme çalışmalarında, oluşan mikro yapı tipleriyle, dispersiyon içeren alaşımların sürünme direnci ikili alaşımlardan daha yüksektir. Dispersiyon sürünme direnci çökeltme ve dispersiyon sertleştirilmesi yoluyla artırılabilir. Tane sınırları mekanizması ince taneli yapıların sürünme direncini azaltabilir. Schneibel, üniform olarak dağılmış Y_2O_3 'ün alaşımların tane boyutunu arttırarak, sürünme direncini geliştirilebileceğinin mümkün olduğunu önermiştir. Mazias O.R.N.L'de bazı FeAl alaşımlarının sürünme davranışlarının gelişimini incelemiştir. Bu incelemelerde elde edilen sonuçlar Çizelge 2.4'te verilmiştir. (Deevi et. al.,1996)

2.4.4. Oda sıcaklığı darbe tokluğu

FeAl alaşımlarının tokluklarının genellikle zayıf olması nedeniyle, bu alaşımların toklukları üzerine çok araştırma yapılmıştır. Bor ilaveli % 2 - 4 süneklığe sahip Fe-36Al (FA-350) alaşımı (tane boyutu >100µm) oda sıcaklığı Charpy darbe testinde sadece 3-5 J enerji absorbe etmiştir.

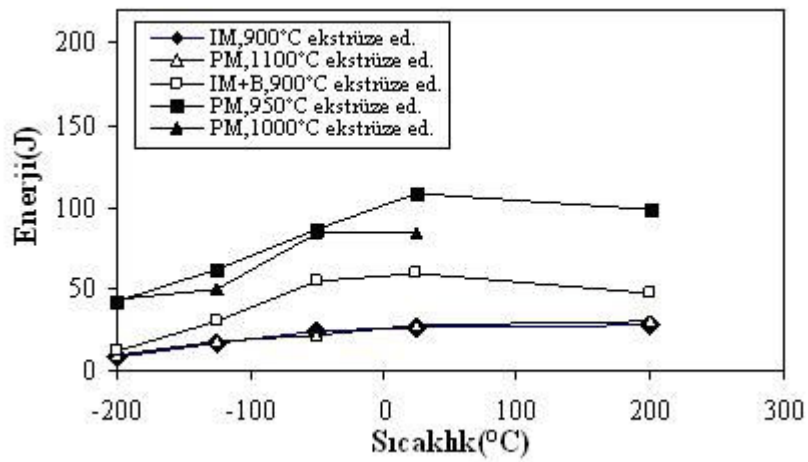
Çizelge 2.4: 866 K ve 138 MPa' da test edilmiş bazı FeAl alaşımlarının sürünme verileri (Deevi et. al.,1996).

Alaşım	Bileşim	Sürünme ömrü(saat)	Uzama, %	Minimum sürünme oranı (% saat)
FA324	35,8 Al	46,4	28,0	0,23
FA350	35,8 Al-0,05Zr-0,24B	106,6	123,2	0,22
FA362	35,8 Al-0,2Mo-0,05Zr-,24B	865,4 278,6*	87,7 74,3*	0,37 0,094*
FA385	35,8 Al-0,2Mo-0,05Zr-,13C	128,8	25,9	0,16
* 1273 K/1saat+973K/2saat ısı işlem, diğerleri 1073K/1saat+973K/1saat				

Darbe tokluğu tane boyutuna ve kırılma şekline bağlıdır. Pratikte, Pecci en yüksek darbe tokluğunu, ince taneli mikro yapı elde etmek için dövülmüş izotermal Fe-40Al alaşımında, 53-55 J/cm² olarak tespit etmiştir. Aynı malzemede üniform eş eksenli yapıda 74 µm ve 162µm tane boyutları için tokluk değerleri 39 J/cm² ve 6 J/cm² olarak bulunmuştur. Bu değerlerden de anlaşılacağı gibi tokluk mikro yapı işlemine karşı çok hassastır.

O.R.N.L'de (Donanma levazım araştırma laboratuvarları) sıcak ekstrüzyonla geliştirilmiş I/M FeAl alaşımlarında, FA-385 esaslı alaşımın oda sıcaklığında darbe tokluğu 25 J (31 J/cm²) bulunmuştur. 210 appm bor mikro alaşımlı FeAl (FA-385M2) için oda sıcaklığı darbe tokluğu 63 J (78 J/cm²) olarak bulunmuştur. Bu alaşımlarda darbe tokluğundaki büyük farkın, kırılma davranışına borun etkisinden kaynaklandığı açıkça görülmektedir (Şekil 2.23).

Borsuz alaşımlar taneler arası kırılma sergilerken, borlu alaşımlar taneler içi klivajımsı kırılma sergilemektedir. 950-1000°C’de ekstrüzyon edilmiş çok ince taneli P/M FeAl alaşımları için tokluk değerleri 85-107 J (107-132 J/cm²) olarak bulunmuştur. Burada görüldüğü gibi mikro yapının tokluğa etkisi çok belirgindir. 1100 °C’de sıcak ekstrüzyon edilmiş P/M FeAl alaşımı, sıcak ekstrüzyona edilmiş I/M FeAl alaşımına benzer olarak 25 J darbe tokluğuna sahiptir.



Şekil 2.23: Sıcak ekstrüzyon edilmiş P/M ve I/M FeAl alaşımlarının Charpy darbe testlerinde, test sıcaklığına karşı absorbe edilmiş enerji (Deevi et. al.,1996).

2.4.5. FeAl alaşımlarında kaynaklanabilirlik

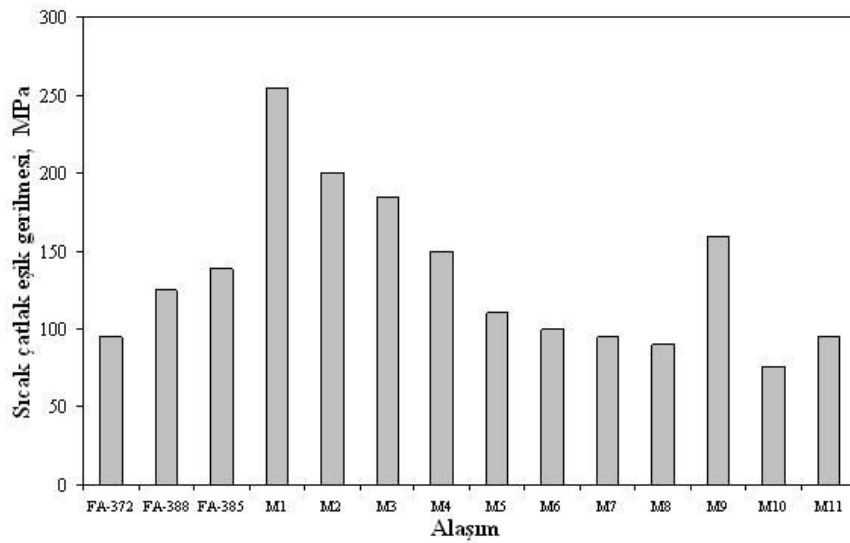
Kaynaklanabilirlik hemen hemen tüm mühendislik uygulamaları için esastır ve yeni gelişmekte olan malzemeler için kritik bir konudur. Mo, Zr, B içeren Fe-36Al alaşımında (FA-362, yüksek oda sıcaklığı sünekliğine ve yüksek sıcaklık mukavemetine sahip) oksijen kaynak testi esnasında sıcak çatlak görülmüştür.

O.R.N.L’ de geliştirilen ince plaka numunelere sıcak çatlak eşik gerilmeleri uygulanmış ve yüksek seviyelerdeki borlu numunelerde sıcak çatlak oluştuğu ortaya çıkmıştır. Benzer olarak FeAl alaşımı borsuz (FA-372) veya bor yerine

karbonlu (FA-385, FA-386) ise sıcak çatlaklara çok daha dirençli olduğu görülmüştür. (Şekil 2.24).

300 serisi çeliklerin testlerinde, sıcak çatlak eşik gerilmesi 100 MPa'nın üzerinde görülmüştür. Bu değer en iyi kaynak edilebilir çelik üzerinde 280 MPa olarak ölçülmüştür.

Sıcak çatlak eşik gerilmesi borsuz alaşımlarda 100 MPa'nın çok az altında iken, karbon içeren iki FeAl alaşımında 120 ve 240 MPa bulunmuştur. FA-385 alaşımına bor mikro ilavesi yapılmış (100, 200 appm FA-385M1 ve FA-385M2) ve sıcak çatlak direncini fevkalade artmıştır. Fe₃Al alaşımlarının ise 170 MPa civarında sıcak çatlak eşik gerilmesine sahip olduğu görülmüştür. Geliştirilmiş, sıcak çatlak dirençli alaşımlar Cr, Nb veya Cr, Nb, Ti alaşım ilaveleri içermektedirler.



Şekil 2.24: Çeşitli bileşimlerdeki FeAl alaşımlarında sıcak çatlak eşik gerilimi ölçümü (Deevi et. al.,1996).

FeAl alaşımlarında, üretim ile ilgili olarak diğer bir konuda çatlaksız kaynakta soğuk çatlaktır. Bu çatlak türünde, çatlaklar kaynak işleminden sonra soğuma esnasında meydana gelir. Testlerin sonucunda, çatlakların kaynak merkez

hattı boyunca değil dikdörtgensel olduğu görülmüştür. Soğuk çatlak, alaşımın sünekliği ile bağlantılı olduğu kadar, havadaki nemde bulunan hidrojenin çevresel gevrekliğe etkisiyle de yakından ilişkilidir. Kaynakla kaplı FeAl alaşımlarında kaynak öncesi ilk ısıtma ile (300-400 °C) bazı gelişmeler kaydedilmiştir. Fakat şimdiki çabalar, oda sıcaklığında havada FeAl alaşımlarının kaynağı üzerine yoğunlaşmıştır.

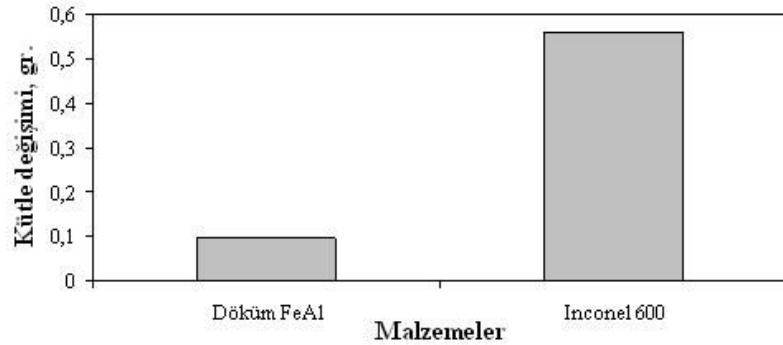
Oksijen kaynağı, 316 ve 310 paslanmaz çelik tipi ve diğer Fe-Cr-Ni alaşımları dahil çoğu mühendislik malzemeleri için gereklidir. Metallerarası bileşiklerin oda sıcaklığı sünekliğinin düşük olması ve çevresel gevrekliğin bulunması nedeniyle oksijen kaynağı zordur. % 2 sünekliğe sahip döküm alaşımların kaynağında sıcak çatlak yoktur, fakat ilk ısıtmasız ve ısıl işlemsiz kaynak işleminde soğuk çatlaklar meydana gelir. Sünekliği ve mukavemeti yüksek olan FeAl alaşımlarında havada soğuk çatlakların önlenebileceği düşünülmektedir. Benzer kaynak işlemlerinde 1000°C'de sıcak ekstrüzyon edilmiş P/M ve 900 °C'de sıcak ekstrüzyon edilmiş I/M FeAl alaşımlarında oksijen GTA kaynağında soğuk çatlak görülmemiştir.

2.4.6. FeAl alaşımlarında korozyon

FeAl alaşımlarının kullanımını geliştirmek için en önemli nedenlerden birisi çeşitli korozyon tiplerine direnci ve metal kayıplarına karşı duyarlılığıdır. Bu yeni malzemeler korozyon özellikleri nedeniyle Fe-Cr veya Fe-Cr-Ni paslanmaz çelik ve alaşımlarına karşı alternatif malzemelerdir.

Fe-Al alaşımları içerisinde at. %30 Al içeriğinden daha fazla alüminyuma sahip alaşımlar, 650 °C 'de ergimiş yüksek oksitli sodyum/potasyum nitrür tuzlara mükemmel direnç gösterirler. Yine aynı şekilde döküm FeAl alaşımları 900°C'de ergimiş sodyum klor/karbonat tuzlarda yüksek oksidasyon direncine sahiptir (Şekil 2.25).

Fe₃Al alaşımları 800 °C 'de ve üzerindeki sıcaklıklarda sülfürizasyona çok dirençlidirler, FeAl alaşımları da benzer özelliği gösterirler. FeAl alaşımları çeşitli zararlı ortamlarda, yüksek sıcaklık gaz ve ergimiş tuz çevrelerinde oldukça yüksek dirence sahiptirler (Deevi et. al.,1996).



Şekil 2.25: NaCl-Na₂CO₃ ergimiş tuz banyosunda, 900 °C’ de 500 saat bekletilmiş FeAl ve Inconel 600 malzemelerinin kütle değişimleri (Deevi et. al.,1996).

2.5. FeAl ve Fe₃Al Alaşımlarında Çevresel Etkiler

Yüksek sıcaklık yapısal uygulamalar için, demir alüminatların ticari önemi saptanmış olup, Fe ve Al’nin kolay elde edilmesi, düşük malzeme maliyeti ve düşük yoğunluğa sahip olması ve mükemmel oksidasyon ve sülfürizasyon nedeniyle çok ilgilenilen malzemeler olmuştur.

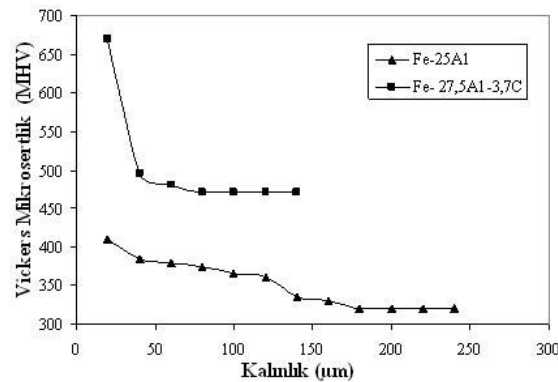
Bütün bu avantajlarına rağmen, ikili demir alüminatlar belirli dezavantajlara sahiptir. Demir alüminatlar oda sıcaklığında düşük sünekliğe ve yüksek sıcaklıkta düşük mukavemete ve sürünme direncine sahiptir. Bu alaşımların yüksek sıcaklık mukavemeti ve sürünme direnci uygun yapısal değişikliklerle (alaşımlama ve ısıl işlem) geliştirilebilir. Ancak oda sıcaklığı sünekliği ana bir etkidir, çevre sıcaklığındaki bu düşük sünekliğin nedeninin çevrede bulunan hidrojen gevrekliğinden kaynaklandığı tespit edilmiştir (Balasubramaniam, 2002).

Nem çevrelerinde Fe₃Al ve FeAl demir alüminatların gevrekliği Liu tarafından belirlenmiştir. Her iki alaşımların sünekliği de vakumda hava veya su buharından önemli ölçüde daha iyidir. Fe₃Al alaşımları vakumda %12,8, havada % 4,1 uzamaya, FeAl alaşımları vakumda % 5,4, havada % 2,2 uzamaya sahiptir.

Fe₃Al’de hidrojenin gevreklik etkisi, farklı hidrojen miktarlarındaki çevrelerde alüminatların çekme testleriyle saptanmıştır. Hidrojen miktarının artışıyla, süneklikte büyük azalma görülmüştür. Böylece düşük sünekliğin hidrojen kaynaklı olduğu saptanmıştır (Balasubramaniam,2002).

Liu test sırasında düşük süneklığın $3H_2O+2Al \rightarrow Al_2O_3+3H_2$ reaksiyonundan hidrojenin açığa çıkmasıyla, bu hidrojenin çatlak uçlarını büyütmesi sonucunda bölgesel kırılma nedeniyle olduğunu saptamıştır. Zhu Fe-36Al demir alüminatın yüzeyinde nemi reaksiyonuyla hidrojenin açığa çıktığını göstermiştir (Balasubramaniam,2002; Baker and George,1999).

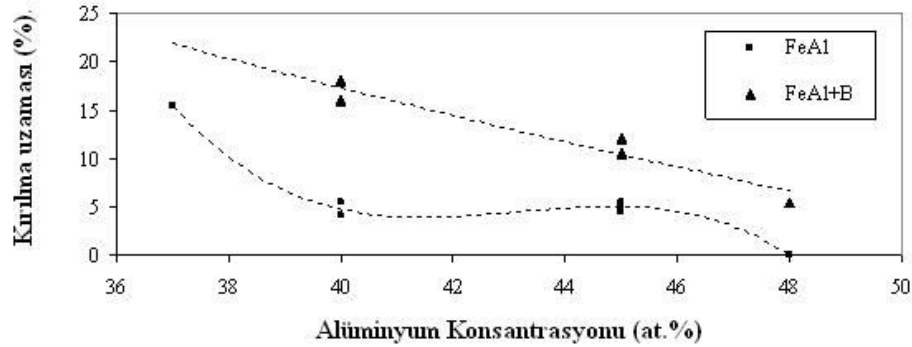
Hidrojen gevreklik mekanizmasında yüzeyde oluşan hidrojen malzemenin içerisine yayılarak gevrekliğe neden olmaktadır. Demir alüminatlarda hidrojen difüzyonu alüminyum miktarının artmasıyla düşmektedir. Örneğin ikili demir alüminatlarda, Hosada hidrojen difüzyonunu Fe-18 Al' de $10^{-11} m^2/s$, Fe-25 Al' de $10^{-12} m^2/s$ bulmuştur. Alüminyum seviyesinin daha da artması hidrojen difüzyonunu daha da düşürmektedir. Kasul ve Heldt Fe-35 Al alaşımının oda sıcaklığı hidrojen difüzyonunu $4,10^{-16} m^2/s$ olarak bulmuşlardır. Yang ve Hanada hidrojen absorpsiyonunu çalışmışlar ve düzenli Fe-40Al alaşımlarında hidrojen difüzyonunu $4.10^{-13} m^2/s$ olarak bulmuşlardır. Desorpsiyonla kıyaslandığında absorpsiyonda daha yüksek hidrojen difüzyonu görülmektedir. Zhu tarafından yapılan çalışmalarda Fe-36Al'de hidrojen difüzyonu $2,4.10^{-15} m^2/s$ olarak bulunmuştur. Cr, Ti ve Mn ilaveli ikili Fe_3Al alaşımları daha düşük hidrojen difüzyonuna sahiptir. Ayrıca, hidrojen difüzyonu karbon alaşımlı metallere bileşiklerde, ikili metallere bileşiklerden daha düşüktür (Şekil 2.26).



Şekil 2.26: İkili ve karbonlu alaşımlarda mikro sertlik profili ve kalınlık yönelimi (Balasubramaniam,2002).

FeAl alaşımlarında çeşitli alaşım elementleri ilave edilerek çevresel etkiyi azaltma çalışmaları yapılmıştır. Bor mikro alaşımlamayla, çevresel etkiler

azaltılmış ve süneklik bir miktar geliştirilmiştir. Bor ilavesiyle tane sınırlarındaki segragasyon bastırılmakta, tane sınırları kohezyonu geliştirilmekte ve daha yüksek Al seviyelerinde süneklik sağlanabilmektedir (Şekil 2.27).

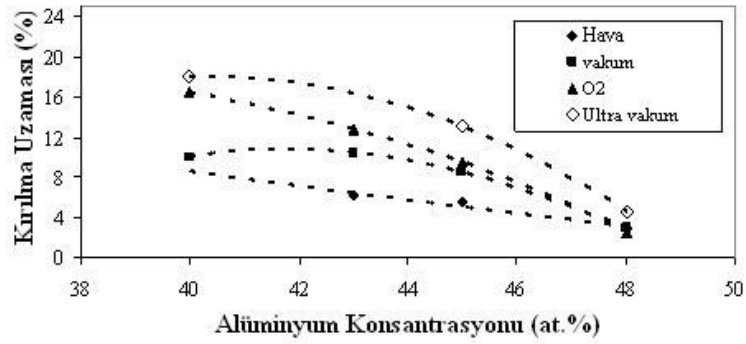


Şekil 2.27: Borlu ve borsuz FeAl alaşımlarında, alüminyum konsantrasyonu ve uzama (Cohron et. al.,1999).

Hava, vakum, O₂ ve Ultra vakum ortamında bor ilaveli FeAl alaşımlarında yapılan çalışmalarda, en yüksek sünekliğin ultra vakum ortamında olduğu, O₂, Vakum ortamında daha düşük ve en düşük sünekliğin hava ortamında olduğu görülmüştür. Şekil 2.28'de çevresel etkiler açıkça görülmektedir. Ayrıca, Al konsantrasyonunun artışı ile, süneklikte düşüşler olduğu saptanmıştır. Al konsantrasyonunun artışıyla, sünekliğin düşmesinin nedeni olarak tane sınırlarının kırılabilirliğinin artışı gösterilmektedir. Bor ilavesi bile, Al artışı sonucu tane sınırlarındaki segragasyonu yeterince bastıramamakta ve süneklikte düşüş olmaktadır (Cohron et. al.,1999).

Bu metaller arası bileşiklerde hidrojen gevrekliğini minimum etmenin en önemli yollarından da biri Cr ilavesiyledir. Cr'lu demir alüminatların yüzeyindeki pasif serbest hidrojen oranları ikili alüminatlardan daha düşüktür. Daha düşük serbest hidrojen oranı, daha düşük hidrojen absorpsiyonunu vurgular ve bu yüzden kırılabilirliğin başlangıcı gecikir. Bu yüzden daha düşük yüzey serbest hidrojen oranı istenmektedir. Ayrıca yüzeyde oluşacak kararlı film tabakası hidrojenin malzemenin içerisine difüze etmesini engellemektedir. Bu nedenle, alaşımların

ilavesiyle yüzeyde kararlı bir film tabakası oluşturmak sünekliğin artışına katkıda bulunacaktır.



Şekil 2.28: Çeşitli ortamlarda B ilaveli FeAl alaşımlarının alüminyum konsantrasyonu ile uzamanın değişimi (Cohron et. al.,1999).

Tabii ki hidrojen gevrekliği geciktirilmiş bir gerçektir, demir alüminatlarında kararlı hareketsiz film tabakalarında bile hidrojenin malzeme içerisine difüzyonu engellenemeyebilir. Tu'nun deneylerinden ikili ve Cr ilaveli alaşımlarda benzer sonuçlar elde edilmiştir. Hidrojen yüklemesi ortadan kalktığında, Cr ilaveli alaşımlarda sünekliğin çok daha yüksek olduğu görülmüştür. Cr ilaveli demir alüminatlarında zamanla hidrojenin etkisi yükselir. Bu yüzden gevrekliği minimum etmek için ilave metotlar geliştirilmiştir. Çeşitli alaşım elementleri (Ti, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Si ve Ni) ilave edilmiş ve sonuçta Fe₃Al metaller arası bileşiğinde Cr ve Ti ilavelerinin sünekliği geliştirmede etkili olduğu görülmüştür.

Alaşım elementleri ile ilgili olarak, % 0,15 Ce ilavesi süneklik gelişiminde önemli faydalar sağlamıştır. Ce ilavesi ince tane oluşumu sağlayarak, hareketsiz film tabakası bileşimini değiştirmektedir. Fe-28Al-2Cr, Ce ilaveli alaşım, Ce ilavesiz alaşıma göre yüzeyde daha büyük miktarda Al₂O₃, Cr₂O₃ ve daha az miktarda Fe₂O₃ içermektedir. Cr alaşımlı demir alüminatlarında, Ce ilavesinin hidrojen pasifliğine önemli katkısı olduğu açıkça görülmektedir (Balasubramaniam,2002).

3. YÜKSEK SICAKLIK METALLER ARASI BİLEŞİKLERİNİN ERGİTME VE DÖKÜM TEKNİKLERİ

Ticari açıdan umut verici olarak görülen birçok metallerarası bileşik sistemi, oksidasyona yatkın (Al gibi) veya çok reaktif (Ti gibi) elementler içerir. Sonuçta, ergitme ve döküm tekniklerine ait önemli sorunlar çözülmelidir. Ticari açıdan önemli bazı intermetalik alaşımlar için kullanılan bazı ergitme işlem teknikleri çizelge 3.1’de verilmiştir. (Sen and Stefanescu, 1991)

Çizelge 3.1: Bazı ticari intermetalik alaşımların bileşimleri ve ergitme teknikleri. (Sen and Stefanescu, 1991)

Bileşim %ağ.												
Alaşım	Al	Ni	Ti	Cr	Zr	B	Hf	C	N	O	Si	Mn
IC-50	11,3	88			0,1	0,2						
IC-218	8,5	82,8		7,8	1,7	0,2						
IC-72	11,7	84,3				0,5	3,5					
Ti-33,5Al	33,5		66,4							0,04	0,01	0,02

Alaşım	Ergitme tekniği	Ürün	Açıklamalar
IC-50	VIM ve havada ind.	Levha ve çubuk	Levhalar boşluksuz ince taneli kolonsal yapıya sahiptir. Çubuklar yüzeyden merkeze kolonsaldan dentritik yapıya döner
IC-218	ESR	İngot	Porozitesiz üniform tane boyutu
IC-72	VIM	DS	Boy/çap oranı ve porozite seviyesi dönüşüm hızına bağlı olan kolonsal taneler.
Ti-33,5Al	PSC	İngot, tablet Turboşarjer diski	400-800ppm oksijen kapan kolonsal yapı Ağ. %0,3 oksijen kapması

VIM: vakum indüksiyon ergitme, ESR: elektroslag rafinasyon, PSC: Plazma skull döküm, DS: yönlendirilmiş katılaşma.

3.1. Vakum İndüksiyon Ergitme

Vakum indüksiyon ergitme özellikle O₂ ve N₂ den arındırılmış bir atmosferde ergitilmesi gereken malzemeler için tasarlanmıştır. Bu proses süper alaşımların ergitilmesinde oldukça başarılı olmuştur ve metallere arası bileşiklere de uygulanabilmektedir. İndüksiyon ergitmenin en büyük avantajı istenmeyen uçucu

elementlerin yüzeye taşınmasına yardım eden sürekli karıştırma prosesi oluşudur, bu durum arındırma işlemi kolaylaştırır.

Fakat bu teknik ile üretilen alaşımların mikro yapıları daha sonraki soğuk ve sıcak işlem için uygun değildir. Standart bir VIM prosesinde metal genellikle saf statik bir ingot dökümdür. Katılma mikro yapısı içindeki mikro ve makro segragasyonla birlikte son homojensizliklerin daha sonraki bir ergitme prosesiyle düzeltilmesine ihtiyaç duyulur.

Diğer taraftan metallere arası bileşiklerin vakum indüksiyon ergitmesi hatta havada indüksiyon ergitmesi direkt döküme kadar başarıyla uygulanmıştır. Nikel-Alüminyum metallere arası bileşiklerinde havada indüksiyon ergitmesi alüminyum için % 95, pratik olarak Cr, Zr ve B gibi diğer alaşım elementleri için %100 “yeniden oranlı” üretilmiştir. Fakat vakum indüksiyonda ergitme genellikle oksit inklüzyonların süneklik ve kırılma özelliklerine etkilediği durumlarda tercih edilen bir tekniktir (Sen and Stefanescu, 1991)

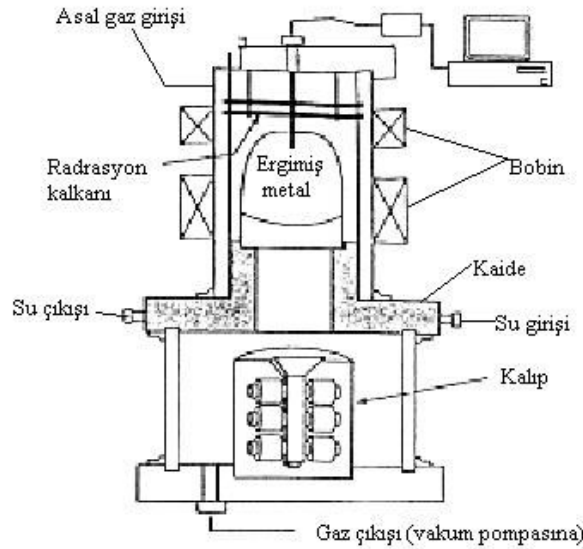
Yüksek sıcaklık alaşımlarının indüksiyon ergitmesinde kullanılan potaların iyi seçilmesi gerekir. Ni-Al metaller arası bileşikler için zirkonya ve alumina potalar kullanılabilir, fakat bu potaların termal şok dirençleri zayıf olduğundan bazı metaller için kullanımı sınırlıdır. Ti esaslı metaller arası bileşiklerin ergitilmesi titanyumun yüksek aktivitesinden dolayı bazı problemler çıkarır. (Sen and Stefanescu, 1991). Alumina potalarda Ti-Al ve Fe-Al esaslı alaşımlar başarıyla üretilmiştir.(Gürler, 1997).

Yüksek sıcaklık alaşımlarının indüksiyon ergitmesinde elektromanyetik alanın yüksek karıştırma etkisi ince taneli bir yapı elde edilmesine imkan verir. Bu işlemin şematik bir görünüşü Şekil 3.1’de gösterilmiştir.

3.2. Vakumda Arkla Yeniden Ergitme

Vakumda arkla yeniden ergitmenin (VAR) metallere arası bileşiklerin ingot metalurjisinde çekici bir proses olduğu düşünülmektedir. Bu proseste VIM’ den alınan ingotlar elektrot olarak kullanılır. İşlem bir pota ile elektrot arasında ark oluşturularak başlatılır. Katılma mikro yapısı üzerinde daha geniş kontrol imkanı

vardır, ergitme hızı ve soğutma hızı elektrotla pota arasındaki ark uzunluğu değiştirilerek ayarlanabilir. (Sen and Stefanescu, 1991).



Şekil 3.1: Bir indüksiyon ergitme ve döküm prosesinin şematik görünüşü (Sen and Stefanescu, 1991)

3.3. Elektroslag rafinasyon

Elektroslag rafinasyon (ESR) yıllar önce VIM ingotlarının katılaşıma mikro yapısını rafine etmek için alternatif bir proses olarak ortaya çıkmıştır. Elektroslag rafinasyonla, çeliklerde ve süper alaşımlarda sıcak işlenebilirliğin yanında yorulma ve sürünme direncinde, süneklik ve tokluğunda büyük gelişmeler sağlanmıştır. Elektroslag rafinasyon kullanılmasıyla işlem kontrolü metallerarası bileşiklerde düşük sıcaklıklardaki düşük süneklik, kırılma tokluğu ve işlenebilirliğin üstesinden gelmektedir. Elektroslag rafinasyon prosesi yoluyla FeAl esaslı alaşımların üretimi sık sık yapılmaktadır (Deevi et. al., 1996).

VAR prosesinden farklı olarak ESR'de tekrar ergitme bir vakumda pota ile elektrot arasında bir ark oluşturarak yapılmaz. Bunun yerine VIM prosesinden alınan ingotlar elektrot gibi görev yapar ve su ile soğutulan bir kalıp içerisinde çok

ısıtılmış bir cüruf ile tekrar ergitilir. Ergiyiği kimyasal olarak temizleme ve oksidasyonu giderme gibi önemli fonksiyonları olan cüruf alaşımın tabiatına bağlı olarak bazik, asidik veya nötr olabilir. Bu prosesin en önemli özelliği aşağıdan yukarıya doğru yönlendirilmiş katılaşma mikro yapısı üretmesidir. ESR ingotlarında mikro yapıdaki homojenlik, segregasyon ve porozitenin olmaması daha sonraki deformasyon işlemlerinde önemli avantajlar sağlar. (Sen and Stefanescu, 1991)

ESR ile üretilen Fe₃Al alaşımlarının döküm koşullarında 600 °C'de mükemmel oksidasyon direnci sergilediği görülmüştür. Ayrıca çekme özelliklerinin de iyi olduğu saptanmıştır (Deevi et. al., 1996).

3.4. Plazma Ark Ergitmesi

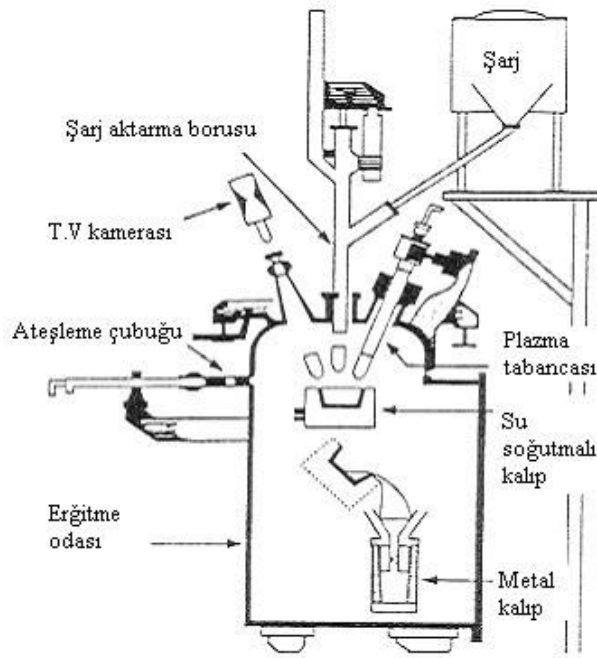
Plazma ark ergitmesi bir elektrik akımının geçişi ile bir gazın iyonizasyonunu kullanır. İki elektrot arasında bir arkın oluşturulmasıyla iyonize olan gaz etkilenir. Sonuçta plazma tarafında üretilen çok yüksek ısı süper alaşımlar gibi yüksek sıcaklık alaşımlarını ergitmek için başarıyla kullanılır. Plazma ark ergitmesi henüz metallere bileşiklerin ergitilmesi için geniş bir kullanım alanı bulamamıştır. Fakat, titanyum alüminatların plazma skull ergitmesi (aynı zamanda plazma skull dökümü veya PSC de denir) su soğutmalı bakır bir pota ve üç plazma torç (tabancası) kullanılarak yapılmıştır. 5 ile 8 kg arasındaki ingotlar bir dökme demir kalıba dökülmüştür. PSC prosesi Şekil 3.2'de şematik olarak görülmektedir.

Plazma ergitmenin ana avantajı kolay buharlaşabilen alaşım elementi kaybını minimize etmesidir. Çünkü VIM veya VAR proseslerinde gerekli olan yüksek vakum seviyelerinin tersine bu proses kontrollü atmosfer altında çalışır. Plazma ark ergitmeden elde edilen ingotlarda hala mikro yapı problemleri vardır ve plazma işlemi VAR veya ESR işlemlerini takip eder.(Sen and Stefanescu, 1991)

3.5. Spray Döküm

Spray döküm veya Ospray prosesi geçmişte asıl şekline yakın parçaların üretilmesinde kullanılmıştır. Çelik şeritler bu teknik kullanılarak üretilmişlerdir. Bu proses içinde bir şarj ergitmesini içerir; ergimiş metal daha sonra potanın altına

yerleştirilmiş olan bir nozuldan serbest bırakılır. Bunu atomizasyon aşaması izler, bu aşamada ergimiş metal azot veya argon kullanılarak ince damlacıklar haline dönüştürülür. Bu damlacıklar daha sonra gazla soğutulur ve bir altlığa doğru hızlandırılır ve bu altlık üzerinde asıl şekline yakın bir şekilde mukavemetlendirilir.



Şekil 3.2: Plazma skull ergitme tekniğinin bir şeması (Sen and Stefanescu, 1991)

Burada anlatılan bu proses Ni_3Al sistemine uygulanmıştır. Cr, B ve Zr ilaveleriyle birlikte ergitilen Ni_3Al 'un ilk ingotu azotla atomize edilmiş ve dönen bir altlık üzerine biriktirilmiştir. Bu prosesin birinci avantajı, segragasyonsuz ince taneli, homojen yapı üretmesidir. Sonuç olarak teknik daha sonraki termo mekanik işlem için işlemlerin gelişmesiyle yaygınlaşabilir. Bundan başka metal damlacıklarının kısa uçuş süresi alüminatların kırılğan olmasının tek sebebi olan oksijen ve hidrojen kapma miktarını azaltır. Sonuç olarak spray döküm süresince kapılan hidrojen ve oksijen miktarı konvansiyonel ergitme ve hatta toz metalurjisinden daha azdır (Sen and Stefanescu, 1991)

Hızlı katılaşma yoluyla direk olarak eriyikten alaşım ve kompozit malzemelerin üretildiği prosese spreyci şekil verme, spreyci döküm veya spreyci biriktirme yöntemi denir. Bu yöntemde ergimiş metalin atomizasyonu ile üretilen damlacıkların püskürtülerek bir kolektör (toplayıcı) üzerinde toplanması sağlanır. Kolektör üzerinde katılaşarak üretilen bu birikinti daha sonra ekstrüzyon, dövme veya haddeleme ile şekil verilebilir. Spreyci biriktirme yönteminin iki önemli avantajı vardır. Bunlardan birincisi eriyikten direk olarak tek bir operasyonla net şekillendirilmiş ürün elde etme imkanıdır. Bu yöntem ingot metalurji (İ/M) ve toz metalurji (T/M) yöntemlerinde uygulanan birçok işlem basamağını azaltarak önemli ölçüde ekonomik kazanç sağlar. Net şekillendirilmiş ürün elde etmenin faydaları şu şekilde sıralanabilir:

- Üretim zamanının kısalması
- Hammadde fiyatının düşmesi
- Enerji tüketiminin azalması
- Parça performansının iyileştirilmesi
- Hurda fiyatının azalması

Spreyci şekil verme yönteminin ikinci avantajı metalurjik ve mekanik özelliklerde önemli ölçüde iyileşmenin sağlanmasıdır. Spreyci şekil verme yöntemiyle üretilmiş ürünler ince taneli, alaşım elementleri makroskopik segregasyonundan arındırılmış ve düşük oksit içeriklidir.

Spreyci şekil verilmiş malzemelerde hızlı katılaştırma sonucunda geleneksel ingot metalurji yönteminde karşılaşılan kaba taneler ve makrosegregasyona rastlanmaz. Spreyci dökümün ingot metalurjisine göre temel avantajları şu şekilde sıralanabilir:

- Spreyci şekil verme ile üretilen alaşımlarda yüksek katılaşma hızından dolayı makrosegregasyon azaltılmıştır.
- Spreyci şekil verme ile üretilen alaşımlarda mekanik özelliklerin artmasını sağlayan daha ince taneli yapı elde edilir.
- Hızlı katılaşmadan dolayı alaşım elementlerinin katı çözünürlüğü artırılarak ingot dökülmüş alaşımlarda rastlanan ısıl çatlama gibi döküm problemlerinin üstesinden gelinebilir. (Salamcı, 2004)

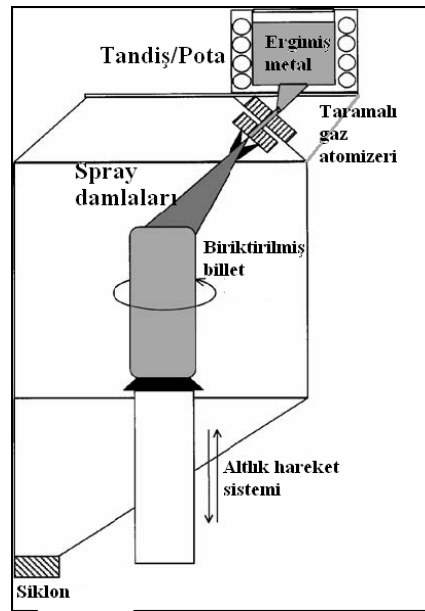
(Ha et. al., 2002)'nin kullandığı spray döküm prosesinin şematik bir görüntüsü şekil 3.3'de verilmiştir.

3.6. Yönlendirilmiş Katılaştırma

Bir çok düzenli metallerearası bileşiklerde oda sıcaklığındaki sünekliğin düşük olması tane sınırlarının zayıflığıyla açıklanmıştır. Fakat bu malzemelerde ilginç olarak az bir miktarda bor ilave edilerek süneklikte ciddi bir artışla birlikte kohezif mukavemetin arttığı açıklanmıştır.

Bir yönlendirilmiş katılma yapısı elde etmek için alternatif bir yol üzerinde çalışılmaya başlanmıştır. İlk çalışmalarda bor kullanılmaksızın Ni_3Al bileşğinde sütunsal yapıda süneklikte kayda değer artışlar görülmüştür. Benzer gelişmeler Fe-40Al metallerearası bileşğinde de görülmüştür (Sen and Stefanescu, 1991)

Fe_3Al alaşımlarında yönlendirilmiş katılaştırmayla yapılan üretimlerde sünekliğin, kırılma tokluğunun artmasının yanında yorulma ve sürünme direncinde de olumlu sonuçlar alınmıştır.

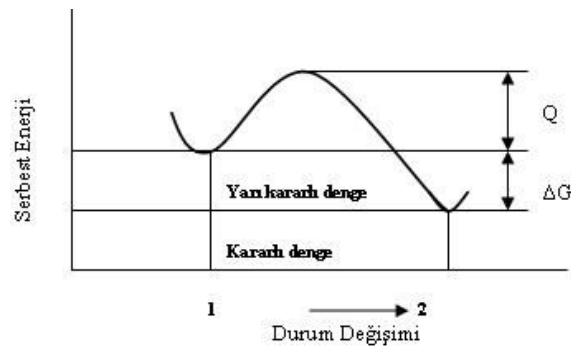


Şekil 3.3: Spray döküm aparatının şematik çizimi.(Ha at.al.,2002)

4. DİFÜZYON

Difüzyon olayı yüksek konsantrasyonlu bölgeden daha düşük konsantrasyona sahip olan bölgeye atomların hareket etmesiyle oluşur ve kimyasal potansiyel her yerde aynı olduğunda difüzyon olayı durur. Difüzyon, sıcaklık, basınç ve konsantrasyon farkı ile doğrudan ilgilidir. Sıcaklık yükseldikçe, moleküllerin hareket kabiliyeti artar ve dolayısıyla difüzyon için değişim hızı da artar (Buytoz, 1999).

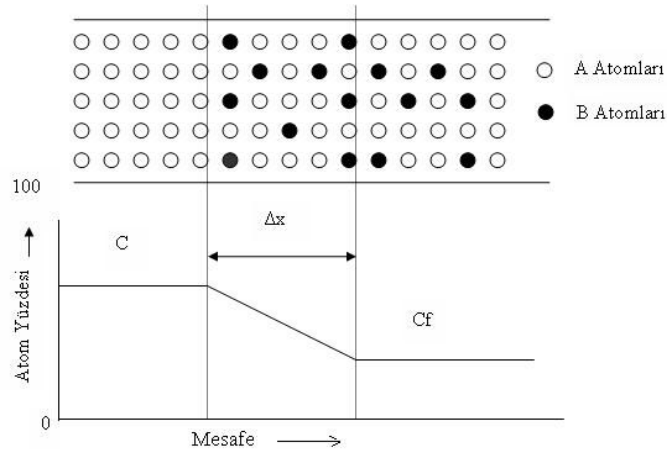
Difüzyon olayları, metallerin ısı işlemlerinde birçok durumda görülür, hatta ani soğutma işlemi istisna tutulursa, bütün ısı işlemler difüzyon olayı ile meydana gelmektedir denilebilir. Kafes yapısı içerisinde her bir atom belirli bir yer işgal eder. Sıcaklığın artmasıyla atomların enerjileri artar ve kafesteki yerlerini değiştirebilirler. Çok sayıdaki atom sıçramalarına karşılık, her hacim birimi için kütle sabittir. Difüzyonun meydana gelme sebebi atomların sahip oldukları Gibbs serbest enerjilerini azaltmak eğilimleridir. Difüzyon kararlı denge durumuna vardığında serbest enerji en alt seviyeye ulaşır. Şekil 4.1’de bu kararlı durum 2. durum olarak görülmektedir (Güleç ve Aran, 1998).



Şekil 4.1: Serbest enerjinin durum değişimine bağımlılığı (Q, Aktivasyon Enerjisi) (Buytoz, 1999).

Atomların ve boş yerlerin yer değiştirmesine ısı aktivasyon adı verilir. Toparlanma, yeniden kristalleşme, sürünme ve difüzyon birer ısı aktivitesidir.

Difüzyon katsayısı, herhangi bir alandan akan toplam kütlenin, bu kesite dik yöndeki mesafe ile yoğunluk değişimine oranı olarak tanımlanır. Şekil 4.2’de konsantrasyon gradyanı şematik olarak gösterilmiştir.



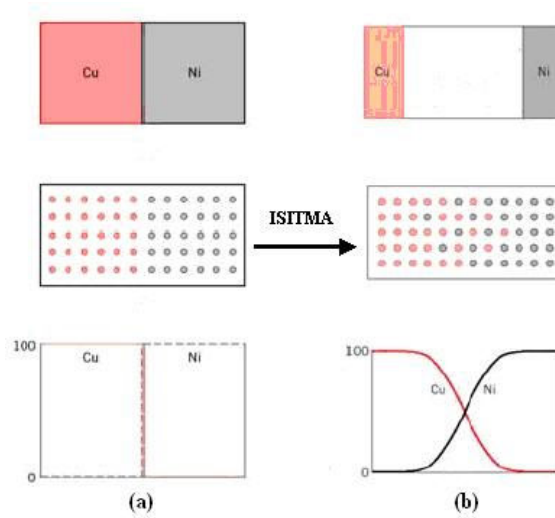
Şekil 4.2: Konsantrasyon gradyanının şematik gösterimi (Callister, 2000).

En hızlı difüzyon gazlarda meydana gelir, sıvı ve katılarda bu olay daha yavaş meydana gelmektedir. Katılarda difüzyon atomların veya boşlukların titreşimleri ve etrafındaki boşluklara ya da kafes noktalarına sıçramaları ile meydana gelir. Her bir atom komşu atomlar tarafından kuşatılmıştır ve her atomun gösterdiği ortalama titreşim $3kT$ kadardır. Dolayısıyla titreşim mutlak sıcaklıkla (T) orantılı olarak artma gösterir. Normalde bir yer alan atomu komşu atomlar tarafından kuşatılmıştır ve atom bir başka kafes noktasına hareket edemez. Komşu atom noktalarının boş olması durumunda komşu boşluğa atlayabilir. (Buytoz, 1999).

4.1. Alaşımlarda Difüzyon

Metal alaşımlarında ve seramik malzemelerde farklı atomların birbirine difüzyonu gerçekleşmektedir. Alaşımlarda meydana gelen difüzyon bakır ve nikel çiftinde şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 4.3a’ da bakır-nikel difüzyon çifti

yüksek sıcaklık uygulanmadan önceki durumu ve Şekil 4.3b’de bakır-nikel çiftinin yüksek sıcaklık uygulandıktan sonraki difüzyon durumu görülmektedir. Bu difüzyon çiftinin yüksek sıcaklıklarda (her iki metalin ergime sıcaklığının altında) ısıtılıp, oda sıcaklığında soğutulduğunda Şekil 4.3b’ de görüldüğü gibi bir konsantrasyon durumu ortaya çıkar. Burada görüldüğü gibi bakır atomları nikel içerisine göç etmiş veya difüze olmuş, nikel atomları da bakır içerisine difüze olmuştur.



Şekil 4.3: a) Bakır-nikel çifti sıcaklık uygulanmadan önce b) Bakır-nikel çifti sıcaklık uygulandıktan sonra Cu-Ni konsantrasyonu (Callister, 2000).

4.2. Difüzyon Mekanizmaları

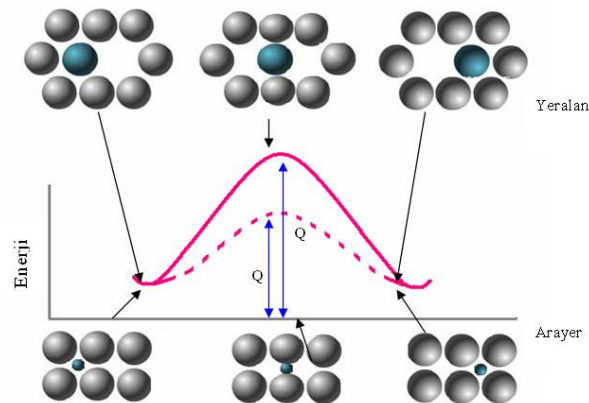
Atomların hareketini ele alan birkaç difüzyon mekanizma vardır. Bunlardan en önemli iki tanesi yer alan ve ara yer (boşluk) difüzyonudur. Ara yer difüzyonunda atomlar basitçe latis içerisinde ara yer boşluklarına sıçrarlar. Bu mekanizma genel olarak C, O, H, ve N gibi küçük boyutlu atomların metaller içinde hareketi için oluşur. Boşluk difüzyonunda atomlar komşu atom boşluklarına sıçrarlar. Bu mekanizma çoğunlukla yer alan çözeltilerinde ve kendi kendine difüzyonda görülür.(Verhoeven1975). Genel olarak atomların iyonların ve diğer parçacıkların sıcaklığa bağlı olarak yer değiştirmeleri istatistiksel bir olay olup,

bütün bunlar difüzyon olayıdır. Difüzyon olayı özellikle katı içerisinde kütle taşınması sağlayacak ölçekteki hareketleri ifade eder. Homojen malzemelerde, yer değiştirme olayları istatistiksel olarak düzensizdir ve bu olay esnasında kütle taşınımı görülmez. Homojen olmayan malzemelerdeki difüzyon ise teknik açıdan daha önemlidir. (Vlack, 1989).

4.3. Aktivasyon Enerjisi

Yayılan bir atom yeni yerine ulaşmak için komşu atomlarını sıkıştırıp geçmek zorundadır. Bunun gerçekleşmesi için atomların yeni yerine geçmesini sağlayacak enerjiye ihtiyaç vardır. Bu durum Şekil 4.4’de yer alan ve ara yer difüzyonu için şematik olarak gösterilmiştir. Burada atom, orijinal olarak nispeten kararlı konumda ve düşük enerjili haldedir. Yeni bir noktaya hareket etmek için enerji engelini aşmak zorundadır. Bu gerekli olan enerjiye “aktivasyon enerjisi” denir ve Q ile gösterilir. Bu enerji engeli sınırını aşması için atomun ısıtılması gerekir.

Normal olarak bir ara yer atomun, komşu atomları geçmek için sıkıştırması daha az enerji gerektirir. Bunun sonucu olarak da, ara yer difüzyonu için gerekli olan aktivasyon enerjisi, yer alan difüzyonu için gerekli olandan daha azdır. Düşük bir aktivasyon enerjisi daha kolay bir difüzyon gerçekleştiğini gösterir (Erdoğan, 1998).



Şekil 4.4: Yer alan ve ara yer difüzyonu için gerekli olan aktivasyon enerjisi (Q) değişimi (Erdoğan, 1998).

4.4. Kararlı Hal Difüzyonu (I. Fick Kanunu)

Birinci Fick kanunu ile sabit bir A kesitinden geçen, difüze eden malzeme miktarının belirtilmesi yapılabilir. Birinci Fick kanunu olarak bilinen bu kanun matematiksel ifade ile aşağıdaki gibi belirtilmiştir.

$$J_A = -D \frac{dc}{dx} \dots\dots\dots[4.1]$$

Eğer konsantrasyon değişimi dc/dx sıfırdan farklı bir değerde ise, bir difüzyon hızı mevcuttur, $dc/dx=0$ ise konsantrasyon değişimi yoktur. Burada dc/dx , bileşim değişiminde x mesafedeki difüzyon miktarıdır. J; akı veya akış, yani metal kütlelerinin (m), t zamanı içerisinde A yüzeyinden bu düzleme dik olarak difüzyon doğrultusunda yer değiştirme değeridir. D; difüzyon katsayısı (m^2/s) ve dc/dx bileşim değişimidir (m^3/m)⁻¹. Difüzyon esnasında atomların akışını etkileyen birçok faktör vardır.

Akı, malzeme içerisinde konsantrasyon homojen oluncaya kadar devam eder. Konsantrasyon gradyanı da, t birim zaman bir nokta boyunca difüzyon alanındaki değişiktir. Konsantrasyon gradyanı, malzeme kompozisyonunun uzaklık ile nasıl değiştiğini gösterir. dc/dx mesafesindeki konsantrasyondaki farktır (Topbaş, 1993).

Katılarda difüzyonu göstermek için basit bir deney düzeneği şekil 4.5’de gösterilmiştir. Saf demirden oluşan bir çubuk %1C içeren bir çelik çubukla uç uca kaynaklanmış ve bu “difüzyon çifti” 700°C sıcaklığa ısıtılmıştır. Bu sıcaklıkta belli bir süre bekledikten sonra difüzyon çifti oda sıcaklığına soğutulmuş ve çubuk boyunca karbon bileşimi kimyasal analiz ile belirlenmiştir. Bileşim profili şekil 4.5’de $t=t$ diye adlandırılan kesikli çizgiler gibi olacaktır. Sonsuz sürede bileşim ortalama değerinde sabitlenecektir. ($t=\infty$). Bizim problemimiz sağa doğru hareket eden karbon atomlarının hızını açıklayabilmek. Bu tür bir difüzyon problemi çalışması Adolf Fick tarafından 1855’de yayınlanmıştır. Adolf Fick atomların akışının hacim konsantrasyon farkı ile orantılı olduğunu bulmuştur. (denklem 4.1).

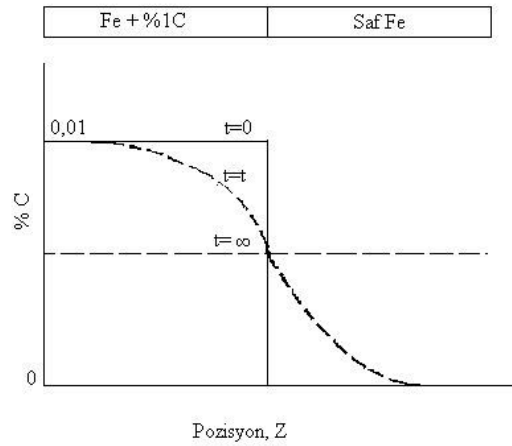
Bu denklem Fick’in birinci kanunu olarak isimlendirilir. Şu noktalara dikkat edilmelidir:

1. J , atomların (örneğinizde karbon atomları) akısını gösterir ve birimi $\text{g/cm}^2 \cdot \text{sn}$ veya $\text{atom/cm}^2 \cdot \text{sn}$ olabilir. Akı birim alandan birin sürede geçen atom sayısı olarak düşünülebilir.

2. D , basit olarak oransal sabittir ve difüzyon katsayısı olarak adlandırılır. Birimi, cm^2/sn 'dir.

3. c , g/cm^3 veya atom/cm^3 olarak bileşenin hacim konsantrasyonudur.

4. Eksi işareti gereklidir, çünkü atomlar düşük konsantrasyonlu bölgeye doğru hareket etmektedir. Şekil 4.5'de atomlar pozitif yön olan sağ tarafa doğru hareket etmektedir. Fakat, onların hareket etmesine neden olan konsantrasyon farkı negatiftir. (bkz. $t=t$ eğrisi). Bu yüzden 4.1 eşitliğinde akıyı pozitif yapabilmek için eksi işareti kullanmamız gerekir.



Şekil 4.5: Pozisyon ve zamanla bileşim değişimini gösteren bir difüzyon çifti.(Verhoeven, 1975)

4.5. Kararsız Hal Difüzyonu (II.Fick Kanunu)

Sabit konsantrasyon farkında kütle akışının tespitinin zor olması ve metallerde difüzyon olaylarının çözümünde I.Fick kanununun yetersiz kalması dolayısıyla, difüzyon katsayısının deneysel tespitinde ve bir çok kullanımda II.Fick kanunundan yararlanılmaktadır. I.Fick kanununun II.fick kanununa dönüştürülmesi

için, aralarında dx kadar mesafe bulunan iki paralel yüzeyle sınırlandırılmış hacim elemanı kullanılır. Bu durumda konsantrasyon x ve t' ye bağımlı kalacağından, bir çok pratik problemler için şu matematiksel ifade kullanılır.

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2} \dots\dots\dots [4,2]$$

Bu denklemin çözümü başlangıç ve sınır şartlarına bağlıdır ve bu da;

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_o} = erf\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \dots\dots\dots [4,3]$$

şeklinde ifade edilir. Burada;

C_s :Yüzeydeki konsantrasyon

C_x :Yüzeyden veya ara kesitten x kadar mesafedeki bir noktadaki konsantrasyon

C_o : Difüzyon çiftinden birinin ilk konsantrasyonu

x : C_x 'in ölçüldüğü noktanın yüzeye olan uzaklığı

D : Ortak difüzyon katsayısı

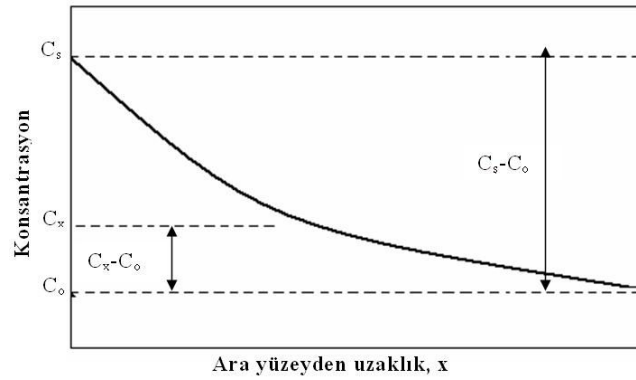
t : Difüzyon süresi

erf : Hata fonksiyonu

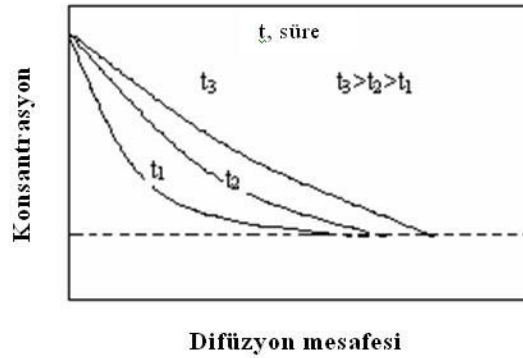
Bu eşitlikte verilen konsantrasyon parametreleri Şekil 4.6'da konsantrasyon profili olarak görülmektedir. Burada konsantrasyon ve difüzyon mesafesi arasındaki ilişki görülmektedir.

Ayrıca difüzyon mesafesinin konsantrasyona bağlı olarak süreyle değişimi de Şekil 4.7'de verilmiştir. Burada sıcaklığın artması ile birlikte difüzyon miktarının da arttığı görülmektedir (Topbaş, 1993; Callister,2000).

II.Fick kanunu zaman ve sıcaklığa bağlı olarak malzeme yüzeyine difüze eden atomların konsantrasyonunu hesaplamayı sağlar. Burada difüzyon katsayısı D'nin sabit ve yüzeyde difüze eden atomun konsantrasyonu C_s ve malzemede C_o değişmeden sabit kalması ile denklemin çözümü elde edilir. Bu kanunun uygulanması, D sabit kaldıkça, değişik şartlarda aynı konsantrasyon profilinin elde edilebilmesidir. Bu özellik, belirli bir ısıl işlemin uygulanabilmesi için gerekli zamanda, sıcaklığın etkisini belirlemeyi sağlamaktadır.



Şekil 4.6: Kararsız hal difüzyonu için konsantrasyon profili (Callister, 2000)



Şekil 4.7: Kararsız hal difüzyonunda üç farklı sıcaklıkta oluşan konsantrasyon profili (Callister, 2000).

4.6. Sıcaklık

Sıcaklık difüzyonu etkileyen en önemli parametredir. Mesela α -Fe' inde Fe'nin difüzyonu için (kendi kendine) 500 °C' den 900°C 'ye sıcaklık arttırıldığında yaklaşık olarak difüzyon miktarı 10^6 kat artar ($3,0 \times 10^{-21}$ den $1,8 \times 10^{-15}$ m²/s). Çizelge 4.1'de ki değerlere bakıldığında sıcaklığın difüzyon üzerindeki etkisi görülmektedir (Vlack, 1989).

Difüzyon katsayısı sıcaklığın kuvvetli bir fonksiyonudur. Bu gerçekte aşağıdaki formülle ifade edilir: Difüzyon katsayısının sıcaklığa bağımlılığını gösteren yaklaşık değerler şekil 4.8'de görülmektedir.

$$D=D_0 \cdot e^{(-Q/RT)} \dots\dots\dots [4.4]$$

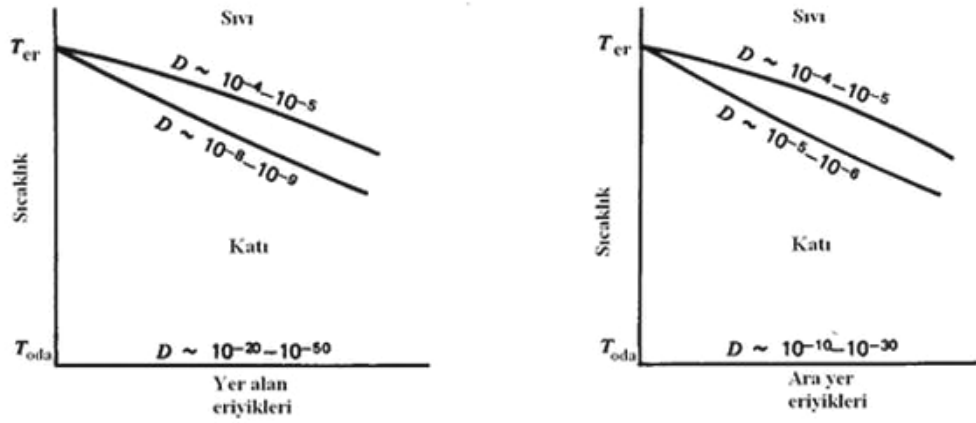
Burada;

D_0 :Yayınan atomların titreşim frekansına bağlı olarak yayınma katsayısı (cm^2/s)

Q :Aktivasyon enerjisi (J/mol)

R : Gaz sabiti (8,31 J/mol.K)

T :mutlak sıcaklık (K)



Şekil: 4.8: Likidüs, solidüs ve oda sıcaklıklarındaki difüzyon katsayısı değerleri.(Verhoeven, 1975)

Çizelge 4.1: Bazı malzemelerde, difüzyon katsayısının sıcaklıkla değişimleri (Vlack, 1989).

Difüze Olan Element	Ana Metal	Do (m^2/s)	Aktivasyon Enerjisi Q (kJ/mol)	Hesaplanan Değerler	
				T ($^{\circ}\text{C}$)	D (m^2/s)
Fe	α -Fe	$2,8 \times 10^{-4}$	251	500	$3,0 \times 10^{-21}$
Fe	α -Fe	$2,8 \times 10^{-4}$	251	900	$1,8 \times 10^{-15}$
Cu	Cu	$7,8 \times 10^{-5}$	211	500	$4,2 \times 10^{-19}$
Zn	Cu	$2,4 \times 10^{-5}$	189	500	$4,0 \times 10^{-18}$
Al	Al	$2,3 \times 10^{-4}$	144	500	$4,2 \times 10^{-14}$
Cu	Al	$6,5 \times 10^{-5}$	136	500	$4,1 \times 10^{-14}$
Mg	Al	$1,2 \times 10^{-4}$	131	500	$1,9 \times 10^{-13}$
Cu	Ni	$2,7 \times 10^{-5}$	256	500	$1,3 \times 10^{-22}$
C	α -Fe	$6,2 \times 10^{-7}$	80	500	$2,4 \times 10^{-12}$
C	α -Fe	$6,2 \times 10^{-7}$	80	900	$1,7 \times 10^{-10}$

5. BORLAMA

5.1. Giriş

Boraksın ilk kez, yaklaşık 4000 yıl önce, Babilliler tarafından kuyumculukta kullanıldığı tahmin ediliyor. Bunların, boraksı Uzakdoğu'dan getirttiklerine ilişkin bulgulara rastlanmıştır. O dönemlere ait yazılı kaynaklarda boraks minerali için "boorak", "bayrach" ve "borar" gibi sözcüklerin kullanıldığı saptanmıştır. Bundan başka, günümüzde, kimi kaynaklarda "boraks" yerine kullanılan "tinkal" sözcüğü de "Uzakdoğu" anlamına gelen "tinkar" sözcüğüyle eşanlamlı. Yine Mısırlıların mumyalama işlerinde, tedavi amaçlı ve değişik metalleri işlemede borakstan yararlandıkları, Eski Yunanlılarla Romalılarınsa boraksı temizlik maddesi olarak kullandıkları tahmin ediliyor. Görüldüğü üzere, boraks değişik uygarlıklar tarafından farklı amaçlarla kullanılmıştır.

O dönemlerde, boraks daha çok alkali göllerden elde ediliyor ve ticareti yapılmış. Ancak boraksın kullanım alanlarına ilişkin ilk yazılı metne, 762 yılında, Mekke, Medine ve Bağdat çevresindeki Arap yerleşimlerinde rastlanıyor. Boraks minerali, Çin'e bu tarihten kısa bir süre sonra girmiş. Avrupa'ya, kimyaya ilişkin Arapça dilinde yazılan kaynakların çevrilmesi sonucu boraksla 12.-13. yüzyılda tanınmıştır.(Yılmaz,2002)

Dünyada bor mineralleri rezervi yaklaşık 1 milyar tondur. Bilinen toplam bor miktarının % 63 ü Türkiye'dedir. Eti Holding'e bağlı Kırka, Bigadiç, Emet, Kestelek, ve Bandırma bölgelerinde yılda 1.800 milyon ton konsantre ham bor 557 bin rafine bor bileşikleri üretimi yapılmaktadır. Bor bileşikleri; cam, deterjan, gübre, tekstil, boya, kozmetik ilaç sanayinden metalurji, nükleer teknik, yakıt ve yüksek teknolojik malzemelere kadar çok geniş kullanım alanına sahiptir.(DPT,2001)

5.1.1. Bor elementi

Bor, periyodik tabloda **B** simgesi ile gösterilen, atom numarası 5, atom ağırlığı 10,81 olan metalle ametal arası yarı iletken özelliğe sahip bir elementtir. Bor tabiatta

hiçbir zaman serbest halde bulunmaz. Doğada yaklaşık 230 çeşit bor minerali olduğu bilinmektedir.

Çeşitli metal veya ametal elementlerle yaptığı bileşiklerin gösterdiği farklı özellikler, endüstride birçok bor bileşiğinin kullanılmasına olanak sağlamaktadır. Bor, bileşiklerinde metal dışı bileşikler gibi davranır, ancak, farklı olarak saf bor, karbon gibi elektrik iletkenidir. Kristalize bor görünüm ve optik özellikleri açısından elmasa benzer ve neredeyse elmas kadar serttir. Borun saf elementi ilk kez 1808 yılında Fransız kimyager J.L. Gay-Lussac ve Baron L.J. Thenard ile İngiliz kimyager H. Davy tarafından elde edilmiştir.(Boren, 2004)

Bor elementi yer kabuğunda % 0.001 oranında, deniz suyunda ise 3-5 ppm düzeyinde bulunur. Bor elementinin fiziksel özellikleri çizelge 5.1’de verilmiştir. Bor elementinin kimyasal özellikleri morfolojisine ve tane büyüklüğüne bağlıdır. Mikron ebadındaki amorf bor kolaylıkla ve bazen şiddetli olarak reaksiyona girerken kristalin bor kolay reaksiyon vermez. Bor yüksek sıcaklıkta su ile reaksiyona girerek borik asit ve bazı diğer ürünler oluşturur. Mineral asitleri ile reaksiyonu, konsantrasyona ve sıcaklığa bağlı olarak yavaş veya patlayıcı olabilir ve ana ürün olarak borik asit oluşur. (DPT, 2001).

Çizelge 5.1: Bor elementinin fiziksel özellikleri (Boren, 2004)

Atom numarası / ağırlığı	5 / 10,811
Ergime / kaynama noktası	2300 / 4002 oC
Kristal yapısı	Rombohedral
Atomik / iyonik çap	1,17 / 0,23 oA
Yoğunluk	2,34g/cm ³
Elastik modülü	320GPa
Mohs / Vickers sertliği	9,3 / 4900

5.2. Borlama

Nitrüleme, karbürleme ve karbo-nitrüleme gibi konvansiyonel yüzey sertleştirme metotlarıyla sert yüzeyler (800-1100HK) elde edilir. Uzun süreden beri teknolojinin konusu 1800HK’den daha yüksek sertlikte yüzeyler üretmektir. Bu, günümüzde malzemeler üzerinde borürler üreterek mümkündür. Borürlerin

oluşturulduğu bu prosese borlama denir. Bu proses borun metalik malzeme yüzeyine difüzyonuyla bir veya daha fazla metaller arası fazın elde edildiği bir difüzyon işlemidir.

Temelde, bor veya diğer elementler gaz sıvı veya katı kaynaklardan bir malzemenin yüzeyinden difüze ettirilebilir. Bu bor verici kaynaklar ile uygulanan işlemler, bor verici ile borun difüze olacağı malzeme arasındaki kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlara dayanır.

Moissan 1895’de çeliklerin borlanabileceğini belirtmiştir. Ondan sonra bu alanda birçok çalışma yapılmıştır. Günümüzde teorik temeller, borürlerin özellikleri, üretim prosesleri ve teknik ve endüstriyel uygulamaları hakkındaki çalışmalarla borlama yüksek sertlikte ve aşınmaya dirençli yüzey tabakası üretmek için en iyi çalışılmış procestir.(Matuschka, 1980)

Borlama (boriding veya boronizing) yüksek sıcaklıklarda (genellikle 900°C – 1100°C) bor atomlarının borlanacak malzeme yüzeyine difüzyonu ile sert FeB ve/veya Fe₂B borürlerin oluştuğu bir termokimyasal yüzey işlemidir.(Keddam, 2004). Bor atomları, göreceli olarak düşük atom boyutu ve yüksek mobilitesi ile demir esaslı alaşımlara kolayca difüze olarak Fe₂B ve FeB metaller arası bileşiklerini oluşturabilirler. İşlem sıcaklığı, borlanacak malzemelerin kimyasal bileşimi, bor verici ortamın bor potansiyeli ve işlem süresine bağlı olarak tek fazlı Fe₂B veya iki fazlı Fe₂B+FeB tabakası oluşabilir. (Genel, 2002,2003)

Aşınma direnci ve sertlik: Aşınmaya dirençli bir yüzey tabakasının değerini belirlemek için aşınma direncinin sayısal olarak açıklanabilen bir şey olmadığını bilmek gerekir. Söz konusu sertlik değerleri bir malzemenin aşınma direncinin göstergesi değildir. Aşınmanın birçok farklı nedeni olabilir.

Mekanik aşınma, ya deformasyon ya da tanelerdeki çatlamların neden olduğu bir yüzey değişikliğinden kaynaklanabilir. Tanelerdeki bu kırılmalar büyük oranda taneler arası yüzeyin saflığından etkilenir. Bundan başka, bir yüzey tabakasındaki porozite oranı aşınmaya karşı direnci büyük oranda etkiler. Sertlik kadar aşınmayı etkileyen diğer parametreler, yüzeyin kırılgenliği, şekli, aşınmanın cinsi sürtünme, ovalama, yuvarlama, çarpma vs.) ve çevre koşullarıdır. Test şartları belirlendiğinde verilen aşınma değerleri sadece o uygulama için geçerlidir. Benzer şartlar altında bile aşınma gerilmesinde önemli dalgalanmalar olur.

Yağlamanın bütün şekilleri aşınmayı etkiler. Bir yağlama filminin kaldırılması genellikle aşınma gerilmesi altındaki bir iş parçasının kırılmasıyla sonuçlanır.

Bu anlatılan nedenlerden aşınma direncinin mutlak değerini elde etmek mümkün değildir, aşınma direncinin temel bir ölçüsü olarak sertliği kullanmaya devam etmek gerekir. Bu basitleştirme değişkenlerin olduğu bir durumda kabul edilebilir.

Kırılma, deformasyona karşı hassasiyet ve yüzey şekli gibi faktörlerin hesaba katılmadığı basit bir modelde daha sert bir malzemenin yumuşak olanı çizebileceği veya kesebileceğini düşünmek mümkündür. Borürler bu türde sert malzemelerdir. Örneğin demir borürlerin sertlik değerleri 1800-2000HK arasındadır.

Bu yüksek sertlik değerleri cam fiberlerle pekiştirilmiş organik sentetik malzemelerin işlenmesinde çok önemlidir. Cam fiberlerin pramit sertliği (Vickers) yaklaşık 1000-1200HK'dir. Diğer konvansiyonel proseslerle bu sertliğe ulaşmak mümkün değildir. Örneğin gaz nitrürlemenin maksimum sertliği 1100HK'dir.

Endüstriyel kullanım için tek fazlı (Fe_2B) borür tabakası kabul edilebilir. Bu faz daha düşük kırılma gibi bir takım avantajlara sahiptir. Ayrıca özellikleri ve borür tabakasının bağlanma mukavemetini kaybetmeksizin ilave ısıl işlemler uygulamak da mümkündür.

Bağlanma mukavemeti ve tokluk: Aşınmaya dirençli bir yüzey tabakasında istenilen önemli bir özellik de yeterli bağlanma mukavemeti ve tokluktur. Bor demir gibi bir malzemeye difüze olduğunda dişe benzer bir tabaka oluşur. Bu tabaka, işlem şartları ve kullanılan bor vericinin etkinliğine bağlı olarak Fe_2B bileşiği veya iki metaller arası bileşikten (Fe_2B , FeB) oluşur. Borlama yapılan malzeme ve yüzey tabakası bir bütün olarak uyumlu olduğunda tabaka malzemesinin kırılma direnci göreceli olarak önemli değildir. Bu, tabaka kalınlığının iş parçasına oranına bağlıdır ve bu yüzden standart bir değer olarak zikredilemez. Yaklaşık 60-80 μm kalınlığındaki tek fazlı borür tabakasına eğme testi uygulandığında %8, 150-200 μm tabaka kalınlığında ise %4 deformasyona çatlama olmaksızın dayanmaktadır. İki fazlı borür tabakaları farklı davranışlar

göstermektedir. Deger, Riehle ve Schatt'a göre FeB'de çekme Fe₂B'de basma gerilmeleri oluşur.

Termal genleşme ve ısı işlem: Tabaka ve borlamanın yapıldığı malzemenin termal genleşme katsayıları mümkün olduğunca yakın olmalıdır ki, sıcaklık değişimlerinden kaynaklanan genleşme farklarından dolayı ayrılma meydana gelmesin. Bu özellikle kaplanmış bir parçanın sonradan yapılan ısı işleminde önemlidir. Demir ($4,4-5,5 \cdot 10^{-8} \text{K}^{-1}$) ile borür tabakalarının termal genleşme katsayıları tamamen aynı olduğundan yüksek veya düşük sıcaklıklarda borür tabakası çatlama riski göreceli olarak çok azdır. Borlanmış numuneler tekrarlı olarak 1000°C'ye ısıtılıp yavaşça soğutulduğunda metalografik olarak çatlama veya başka bir değişim gözlenmemiştir. Borlama işleminden sonra borür tabakasına zarar vermeden ilave bir temperleme yapmak mümkündür. Yüksek yüzey gerilmelerinin olduğu durumlarda ilave temperleme gereklidir.

Yüzey tamamlama: Yüksek sertlikte yüzey tabakaları üretilecekse orijinal pürüzlülük mümkün olduğunca korunmalıdır. Bu, borlama işlemi ile korunabilen bir durumdur. Orijinal pik/vadi yükseklikleri 2-4µm'den küçükse pürüzlülükte bir değişim meydana gelir. Şayet pik/vadi yükseklikleri bu değerden büyükse yüzey pürüzlülüğünde daha fazla değişim meydana gelmez.

İşlemin ekonomik ve pratik yönü: Borlama işleminin uygulanmasında problem yoktur, kutu toz (powder pack) metodu en uygun olanı gibi görünüyor. Bu yöntemde inert gaz gerekmez. Çalışma yöntemi kutu sementasyona benzer. Genellikle borlama prosesi gaz nitrürlenmeden daha ekonomiktir. Fakat, maliyet iyi hesaplanmalıdır. Bir iş parçasının servis ömrü %50 artırıldığında maliyet hesaplarına makinelerin kapalı kalma ve hasarlı parçaların değiştirilmesi için gerekli işçiliği düşürdüğünden maliyet hesaplarına yansıtılmalıdır. Üstelik yüksek alaşımlı çelikler yerine adi karbonlu veya düşük alaşımlı çelikler kullanılabilir. İşlenmesi kolay olan düşük alaşımlı çelikler malzeme maliyetinin düşürülmesine yardımcı olur.

Yapı çelikleri, yüzeyi sertleştirilmiş çelikler, temperlenmiş çelikler, takım çelikleri çelik döküm, dökme demir, sinterlenmiş demir ve çelikler gibi tüm demir esaslı malzemeler borlama için uygundur. Demir esaslı alaşımlar dışındaki nikel,

tungsten, molibden, kobalt, titanyum vb. değerli metallere de borlanabilir. (Matuschka, 1980)

5.2.1. Borlama işlemi

Borlama konusundaki en yoğun araştırma demir esaslı alaşımlar üzerinde yapılmıştır. Bu yüzden borlama prosesini açıklamada bu malzemeler kullanılacaktır.

Genellikle bor verici olarak gaz, sıvı ve katı bor bileşikleri kullanılır. Çizelge 5.2’de bilinen bor verici bileşikler ve borlama işlemi verilmiştir. Borlama işlemi, bor verici ile işlem gören malzeme arasındaki kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar yoluyla gerçekleştirilir.

Çizelge 5.2: Bilinen bor verici bileşikler ve işlemleri. (Matuschka, 1980)

Bor vericinin hali	Bileşim	Proses
Gaz	BF ₃ . BCl ₃ . BBr ₃ saf veya hidrojenle birlikte	İşlem sıcaklığında gaz bor verici indüktif veya tüp fırında ısıtılmış iş parçasının etrafına yayılır.
	B ₂ H ₆ +hidrojen	
	(CH ₃) ₃ B/(C ₂ H ₅) ₃ B	
Sıvı	Na ₂ B ₄ O ₇ (+NaCl/+B ₂ O ₃)	Elektroliz katot, iş parçası anot, grafit veya platin
	HBO ₂ +NaF	
	Ergimiş floridler içinde bor veya katı bor bileşikleri	Elektroliz katot, iş parçası anot, Bor verici ergiyik floritler içindedir.
	B ₄ C(+NaCl/+BaCl ₂ +NaBF ₄)	Ergiyik tuz içine daldırma
	Na ₂ B ₄ O ₇ +B ₄ C	Sıvı çözelti içinde indüktif ısıtma
Na ₂ B ₄ O ₇ 'nin sıvı çözeltileri		
Katı	B ₄ C+Na ₃ AlF ₆ +etil silikat	Pasta uygulamasından sonra indüktif ısıtma
	Ferrobör+Na ₃ AlF ₆ +sodyum silikat	
	Amorf bor+aktivatör	Fırında ısıtma
	Ferrobör+aktivatör	Toz veya (kısmen)pasta içinde kutulama
	B ₄ C+aktivatör	

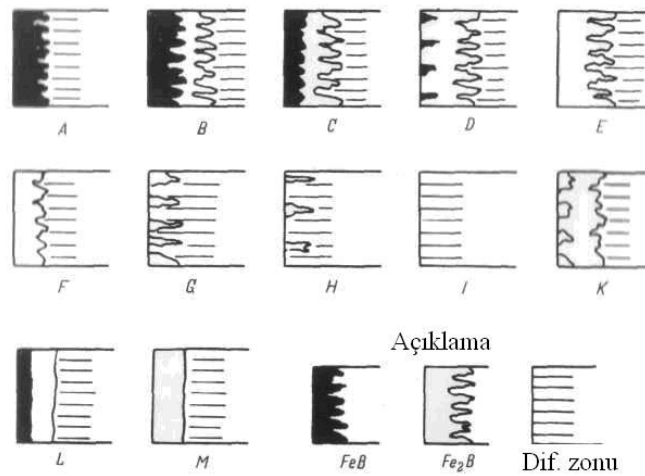
5.2.2. Borlanabilirlik ve tabaka türü

Borlama için hangi bor kaynağının en uygun olduğunu belirlemek için bir metalografik test yapılmalıdır. Parlatılmış bir metalik malzemede, örneğin demirde, Fe₂B veya FeB'nin varlığını görmek çok kolaydır. Üstelik poroziteyi,

dışimsi yapının derinliğini ve böylece de ulaşılan borür tabakası kalitesini görmek mümkündür.

Kunst ve Schaaber şekil 5.1'de gösterilen değişim sistemini geliştirmişlerdir. Bileşimlerine göre mümkün olan tabakaları değişik gruplara ayırmışlar ve her bir grubu bir harf ile ifade etmişlerdir. Bu tabaka tiplerinden tabakaların özelliklerinin belirlenmesinin mümkün olmayacağını söylemeye gerek yoktur. Bu değişim sistemi borür tabakasının görünüşü ve borlama prosesinin uygunluğu hakkında tarafsız kalmamızı mümkün kılmaktadır.

Endüstride piyasada kolayca bulunabilen bor vericiler ile yapılabildiği için E ve F tipi tabakalar istenir. Minerallerin neden olduğu aşınmanın olduğu durumlarda D kullanılabilir. Tek fazlı borür tabakası (Fe_2B) birçok avantaja sahiptir. Daha düşük kırılgenliği vardır, bağlanma mukavemeti borür tabakası özelliklerini etkilemeden esas metale ısıtma işlemi uygulamak mümkündür. (Matuschka, 1980)



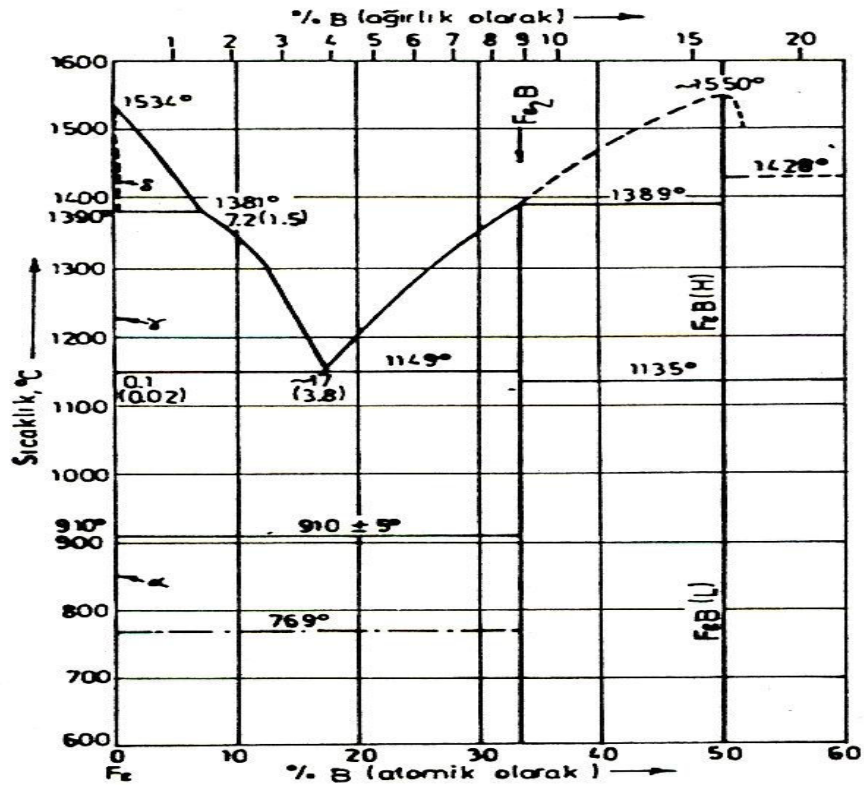
A	Özellikle FeB'nin yoğun olduğu tek fazlı tabaka
B	Fe ₂ B ve FeB fazlı iki tabaka
C	İki fazlı tabaka, tabaka B'den daha ince FeB tabakası
D	İki fazlı, izole FeB dış şeklindeki tabaka
E	Tek fazlı tabaka, özellikle Fe ₂ B ağırlıklı
F	Tek fazlı tabaka, özellikle Fe ₂ B ağırlıklı
G	Fe ₂ B dış yapısı
H	Çok izole Fe ₂ B dış yapısı
I	Difüzyon bölgesi
K	Bozulmuş tabaka
L	Çift fazlı FeB ve Fe ₂ B tabakası
M	Tek fazlı FeB ve Fe ₂ B tabakası

Şekil 5.1: Borür tabakası türleri. (Matuschka, 1980)

5.2.3. Demir-Bor denge diyagramı

Hansen'in (1958) belirttiği Fe-B denge diyagramına göre; ağırlık olarak %8,83 bor oranında Fe_2B ve %16,23 bor oranında FeB olmak üzere iki tür borür ve ergime noktası $1149^\circ C$ olan %3,8 bor oranında bir ötektik oluşmaktadır. Fe-B sisteminde alaşım elementleri, örneğin %1 C ötektik sıcaklığını $50^\circ C$ aşağıya düşürür. Şekil 5.2'de Fe-B denge diyagramı gösterilmiştir. (Matuschka, 1980)

Bor atomunun yarıçapı 0.46 \AA 'dır. Dolayısıyla demir atomunun yarıçapından %27 kadar küçüktür ve demirle katı eriyik yapar. Borun, östenit fazı içerisindeki çözünürlüğü 55-260 ppm kadardır. Bor γ demirinde arayer katı eriyiği, α demirinde ise yeralan katı eriyiği yapar. Borun α , γ ve δ demir içindeki çözünürlüğü sınırlıdır. Ticari uygulamalarda kullanılan düşük bor potansiyelinde sadece Fe_2B elde edilir. Bor potansiyeli arttıkça doymuş Fe_2B tabakasında FeB oluşur. (Matuschka, 1980)



Şekil 5.2: Fe-B denge diyagramı(Matuschka, 1980).

5.2.4. Gaz bor vericilerle borlama

Gaz bor vericiler ile borlamanın yapılabileceğini ilk öneren kişi Moissan'dır. Çizelge 5.2'da görülebileceği gibi bor halidler, dibor ve organik bor bileşikleri bor verici gazlar olarak çokça kullanılmıştır. Bu bileşiklerin önemli özellikleri çizelge 5.3'de listelenmiştir.

Bir gaz bor vericinin avantajlı noktaları, gaz sirkülasyonundan dolayı bor dağılımının iyi olması, toz tipi işlemlerle karşılaştırıldığında bir şarjda daha iyi sıcaklık kararlılığının sağlanması ve sonradan temizleme gerektirmemesidir. Bu sebeplerden dolayı, bir yüzeye karbon ve azotun klasik difüzyonunda olduğu gibi gaz fazından borlama yapmak için büyük çabalar sarf edilmiştir.

Çizelge 5.3: Gaz bor verici bileşiklerin özellikleri. (Matuschka, 1980)

İsmi	Formülü	Molekül ağırlığı	Teorik bor içeriği (%)	Ergime sıcaklığı (°C)	Kaynama sıcaklığı (°C)	Açıklamalar
Bortriflorit	BF ₃	67,82	15,95	-128,8	-101	Çok az bir neme karşı bile çok hassastır
Bortriklorit	BCl ₃	117,19	9,23	-107,3	13	
Bortribromit	BBr ₃	250,57	4,32	-46	90,01	
Diboran	B ₂ H ₆	27,69	39,08	-165,5	-92,5	Çok zehirlidir ve nem hassasiyeti
Trimetilborür	(CH ₃) ₃ B	55,92	19,35	-161,5	-20	
Trietilborür	(C ₂ H ₅) ₃ B	98,01	11,04	-95	95	

Hidrojenli karışımların avantajlarının olduğunun fark edilmesi uzun sürmemiştir. Numuneler ya HF indüksiyon ya da kuvars veya seramik malzemeden yapılmış bir tüp içinde tüp fırında ısıtılmıştır. Diboran-hidrojen karışımlarıyla borlamanın şartlarını belirlemeye yönelik çalışmalar yapılmıştır. Pratikte çok zehirli olduğundan diboran bir gaz bor verici olarak pek kabul görmez.

Trimetil bor ve trietil bor kullanıldığında, bu bileşiklerin yüksek karbon içeriklerinden dolayı tercihen borlama yerine karbürizasyon meydana gelir. Yani bir borür tabakası gibi aynı anda yüksek karbon içerikli bir tabaka oluşur. Bu etki trietilborda trimetilbordan daha fazladır. Basitçe tüm olasılıklar dahilinde bor halitlerle yapılan işlemlerde borlamadan ziyade korozyon (halojen bileşiklerinin

oluşması) meydana gelir. Bor tribromit ve bor triklorit ile yapılan deneylerde her zaman korozyon meydana gelmiştir.

U.S Bureau Mines gaz fazından bor ve bor karbür biriktirmek için bir proses geliştirmiştir. Hidrojen bor triklorit ile karıştırılmış ve 1300-1500°C sıcaklığa ısıtılmış bir grafit çubuktan geçirilerek bor karbür oluşturulmuştur. Demir esaslı malzemeler, silika, titanyum, nikel, kobalt ve tungsten başarıyla borlanmıştır. Bu proses genel olarak yüksek ergime noktalı malzemeler üzerinde çalışılmıştır. Bu işlem yüksek maliyetinden dolayı sadece özel durumlarda (uzay teknolojisi gibi) kullanılmıştır. (Matuschka, 1980)

5.2.5. Sıvı bor vericiler ile borlama

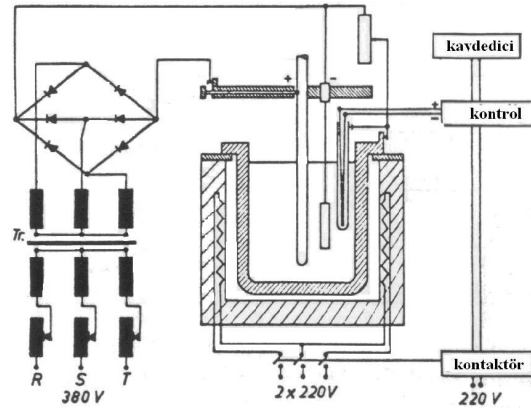
Borlama ergiyik tuz içinde sıvı bor verici kullanılarak elektrolizle ve/veya elektrolizsiz yapılabilir. Çizelge 5.4'de uygun bileşikleri ve önemli özellikleri gösterilmektedir.

Çizelge 5.4: Sıvı veya sıvı faz içinde dağıtılmış bor verici bileşiklerin özellikleri. (Matuschka, 1980)

İsmi	Formülü	Molekül ağı.	Teorik bor içeriği (%)	Ergime sıcaklığı (°C)	Açıklamalar
Boraks	$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$	381,42	11,35	60,6°C'de ayrışır	Su içeriğinden dolayı ergiyikler için uygun değildir.
Susuz boraks	$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$	201,26	21,50	741	20°C'de 25,2g/1H ₂ O çözünür
Metaborikasit	HBO_2	43,83	24,69	Ayrışır	
Sodyumborflorat	NaBF_4	109,81	9,85	Ayrışır	
Borikasit	B_2O_3	69,64	31,07	450	20°C'de 22g/1H ₂ O çözünür
Borkarbür	B_4C	55,29	78,28	2450	

Ergiyik tuzlarda elektrolizle borlama: Son yıllara kadar bu yöntem sadece endüstride kullanılan bir borlama prosesiydi ve o zaman bile çok kısıtlı alanlarda kullanılmıştır. Mokin ve Govorov bu işle uğraşmıştır, Ornig ve Schaaber ergimiş boraks içinde numunenin katot ve grafit bir elektrodun da anot olarak

bağlandığı bir test düzeneği oluşturmuştur. Şekil 5.3'de Ornig ve Schaaber'in kullandığı sistem görülmektedir.

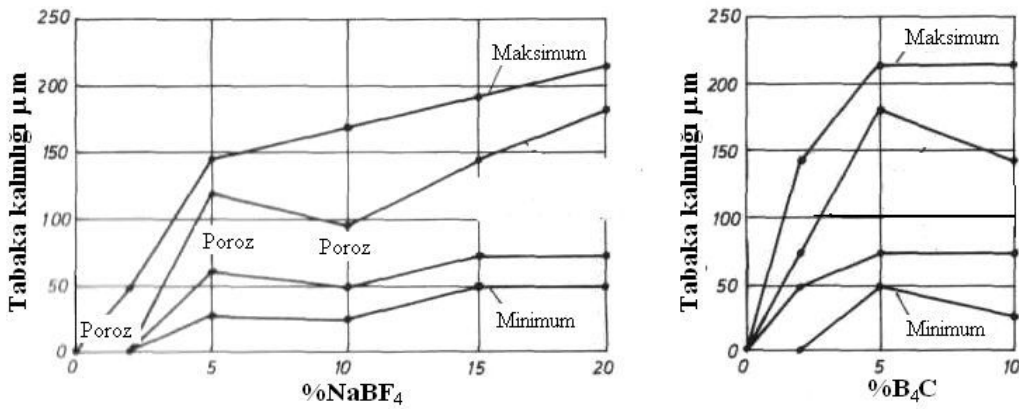


Şekil 5.3: Elektrolitik borlama sistemi. (Matuschka, 1980)

Elektrolitik borlamanın birkaç dezavantajı vardır. Ergimiş boraksın yüksek viskozitesi nedeniyle 850°C 'nin altında borlama hakikatte imkansızdır. Bu sıcaklığın üzerinde bile banyoda sıcaklığın düzgün dağılımını sağlamak çok zordur. Özellikle karmaşık parçalarda farklı akım yoğunlukları düzgün olmayan borür tabakası kalınlıklarına neden olur. Daha fazla FeB oluşmaması için bor miktarı ayarlanamaz. Bundan başka, bu proses kullanıldığında parça yüzeyine çok iyi yapışmış tuz oluşur ve borlama bittikten sonra bunu temizlemek oldukça pahalı olabilir. Şu da hesaba katılmalıdır ki, elektrolitik borlamada anoda bakan yüzeyin diğer tarafında daha ince borür tabakası oluşur. Sodyum klorür ve borik asit anhidrür ilaveleri de çalışılmıştır. Banyodaki sıcaklık dağılımının daha düzgün olduğu ve numunelerin daha kolay temizlendiği bulunmuştur. Bu etkiler ilavelerin yapılmasıyla viskozitenin düşürülmesinin sonucudur. NaCl, B_4C ve NaBF_4 eriyik tuzları kullanılırsa başka zorluklar açığa çıkar.

Ergiyik tuzlarda elektrolizsiz borlama: Morosova ve Florensova %45NaCl, %45BaCl ve %10 B_4C eriyiğinde %0,1 karbonlu çelikte, 950°C 'de ve 3 saat işlem yaparak $300\mu\text{m}$ borür tabakası elde etmişlerdir. Bu tabakaların tip ve

görünüşleri bilinmemektedir. Orniç ve Schaaber küçük bir potada benzer deneyler yaparak bu sonuçları teyit edememişlerdir. Bu yazarlar %15NaBF₄, %5B₄C ve %80NaCl karışımından oluşan daha iyi bir solüsyon bulmuşlardır. Sodyum bor florit ergiyikte sodyum florit (NaF) ve bor florite (BF₃) ayrışır. Gaz halindeki bor florit ergiyiği kuvvetli katıştırıcı etki yapar, böylece normalde etkili olarak tabanda bulunmayan bor karbürü katıştırır ve ergiyikte rahatlayan gazlar dışarı atılır. Ayrıca, ne NaBF₄ ne de BF₃'ün yalnız başına bor verici olarak görev yapmayacağı, bor karbür kullanımının zorunlu olduğu bulunmuştur. Şekil 5.4'de %5B₄C'li NaCl eriyiği kullanıldığında tabakaların daha kalın olduğu ve NaBF₄ içeriği artırıldığında yaklaşık %10'dan fazla içeriğe kadar tabakaların daha yoğun olmadığı görülebilmektedir. Şekil 5.4'de %20NaBF₄ içeren NaCl eriyiğinde bor karbür ilavesi olmadan borlamanın meydana gelmediği de görülebilmektedir. Bütün deneyler 950°C ve 5 saat süreyle yapılmıştır. Şimdiye kadar elektrolizsiz proseslerin hiçbiri anlamlı sonuçlar vermemiştir. (Matuschka, 1980)



Şekil5.4: %5B₄C içeren bir NaCl eriyiğinde borür tabaka oluşumuna NaBF₄'ün etkisi. (Matuschka, 1980)

5.2.6. Katı bor vericiler ile borlama

Kunst ve Schaaber toz şeklindeki katı bor vericileri kullanarak borlama şartlarını belirlemek için ilk çalışmaları yapan kişilerdir. Bu konuda, Minkevic

sadece ince ve poroz tabakaların oluştuğunu zaten belirlemişti, belki de toz içinde borlama araştırmalarının biraz ihmal edilmesinin nedeni de budur.

Kunst ve Schaaber Mirkevic'in yüksek kristalin içerikli amorf bor veya çok yüksek alüminyum veya silisyum içerikli ferrobor gibi uygun olmayan bor vericileri kullandığından dolayı bu yargıya vardığını fark etmişlerdir. Çizelge 5.5'de katı bor vericilerin en önemli özellikleri verilmektedir. Bu prosesin önemli avantajları kolay uygulanması, toz bileşiminin değişiminin mümkün olması, çok az miktarda takım gerektirmesi, sonuç olarak da ekonomik tasarruf sağlamasıdır.

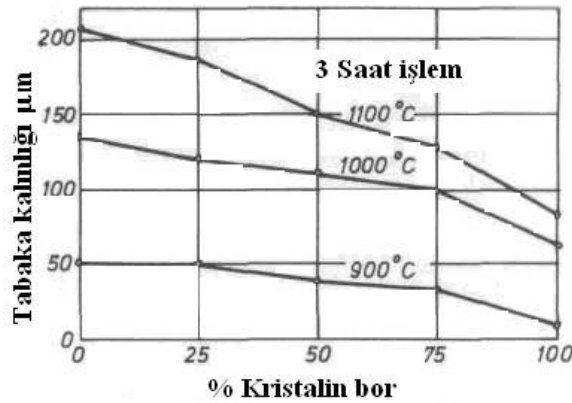
Çizelge 5.5: Katı bor verici bileşiklerin özellikleri. (Matuschka, 1980)

İsmi	Formülü	Molekül ağı.	Teorik bor içeriği	Ergime Sıcaklığı (°C)
Amorf bor	B	10,8	95-97	2050
Ferrobor	-	-	17-19	-
Bor karbür	B ₄ C	55,29	77,28	245

Amorf bor: Newkirk amorf borun kristalin şeklinden daha reaktif olduğunu açıklamıştır. Bu yüzden deneylerin çoğunda amorf bor kullanılmıştır. Minkovic'e göre amorf bor ile borlama sadece vakum veya inert hidrojen atmosferinde mümkündür. Bu şartlarda bile sadece ince ve porlu tabakalar üretilir. Samsonov ve Ceitina amonyum klorürü bir aktivatör olarak kullanarak amorf borla başka deneyler yapmıştır. Bu metotla elde edilen tabakaların kalitesi hakkında bir yargıya varmak mümkün değildir.

Minkevic'in aksine Kunst ve Schaaber amorf bor ile borlamada ne vakum ne de amorf bir atmosferin gerekli olmadığını bulmuşlardır. Vakumda üretilen borür tabakaları oldukça incedir. Armco demirinin normal basınçta amorf bor ile 1000°C'de 3 saat borlanmasında 200µm ve 10⁻⁵ Tor'da ise sadece 30-40µm borür tabakası elde edilmiştir. Kunst ve Schaaber, Newkirk'in sonuçlarıyla aynı sonuçları bulmuşlardır. Amorf bor, kristalin bordan çok daha reaktiftir. Şekil 5.5 armco demirinin borlanmasında kristalin bor oranının borür tabakası kalınlığına etkisini göstermektedir. Bunun tek açıklaması amorf bor kristalin bordan daha büyük aktif yüzey alanına sahiptir.

Amorf bora ilaveler eklenerek yapılan deneyler memnun edici sonuçlar vermemiştir. Temelde aktivatör olarak alüminyum oksit Al_2O_3 ve amonyum klorür NH_4Cl eklenmiştir. Örneğin, %33, %65 Al_2O_3 ve %2 NH_4Cl karışımıyla saf amorf borla elde edilenin çeyreğinden daha kısa bir borür kalınlığı elde edilmiştir. Sadece NH_4Cl (%2-5) eklendiğinde borür tabakası kalınlığı en az iki katına çıkmıştır. Alkali halitler toprak alkali Halitlerle yapılan deneylerde aktivatör olarak baryum floritin en uygun bileşik olduğu görülmüştür. Sonuç olarak söylenebilir ki, amorf bor sadece daha kalın borür tabakası elde etmeyi sağlamaz aynı zamanda borlanabilmeyi de artırır. Fakat iki fazlı borür tabakası oluşur. Üstelik bu yöntem ekonomik nedenlerden dolayı uygun değildir. Çünkü amorf bor diğer katı bor vericilerle karşılaştırıldığında daha pahalıdır.

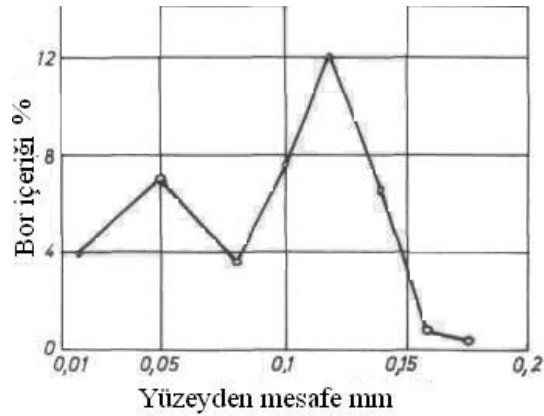


Şekil 5.5: Kristalin bor oranının borür tabakası kalınlığına etkisi. (Matuschka, 1980)

Ferrobör: Ferrobör ile elde edilen borür tabakaları çoğunlukla K türü (Bkz. Şekil 5.1) olduğundan teknik olarak uygun değildir. Ferrobör, alüminyum oksit ve bir aktivatör karışımıyla daha kalın tabakaların elde edildiği bulunmuştur. Baryum florür amorf borda olduğu gibi burada da iyi bir aktivatördür. Daha ileriki çalışmalar ferrobör ve baryum klorür karışımına alüminyum oksit ilavesinin daha iyi sonuçlar vermeyeceğini göstermiştir. K türü bozulmuş tabakalarda yapılan incelemeler borlama sırasında ferrobör içinde eser miktarda bulunan silisyumun

bor difüzyonundan önce veya borla birlikte difüze olduğunu göstermiştir. Borlama prosesinde ferrobor kullanıldığında alüminyum da silisyumla aynı etkiyi göstermiştir. Kunst ve Schaaber daha sonra kristalin borla çalıştıkları halde bozuk tabakaların oluşumunun bu sonuçlara göre açıklanabileceğini söylemişlerdir. Bunların kullandığı bor %1-5Al ve %0-5Si içeriyordu. Yüzeiden değişik mesafelerdeki bor konsantrasyonunu gösteren şekil 5.6 bu anlatılanları desteklemektedir. Bu eğri %66 ferrobor, %32 alüminyum oksit ve %2 baryum florür karışımında 1075°C’de 3 saat süreyle borlanmış armco demirinden kademeli olarak borür tabakasının kaldırılmasıyla elde edilmiştir. Bu deneyler için Fe-Si ve Fe-Al sistemleri kullanılmıştır, fakat Fe—Al-Si elbette çok daha uygundur.

Endüstriyel kullanım için gereken miktarda yeterli saflıkta ferrobor elde edilemez. Ferrobor yeterli saflıkta olmadığına kullanıma uygun olmayan K türü (şekil 5.1) bozuk tabakalar oluşur. Bu kalitede ferroborun ticari olarak temini veya ekonomik olarak üretimi mümkün değildir.



Şekil 5.6: Yüzeiden mesafeye bağlı bor içeriği. (Matuschka, 1980)

Bor karbür: Kunst ve Schaaber ilk çalışmalarda bor karbüre çok az dikkat verildiğini söylemişlerdir. Bazı Rus çalışmaları ferroborun kullanımına benzer şekilde bor karbür ile borlamada başarılı sonuçlar elde edilmediğini bildirmişlerdir. Bu raporlarda potasyum, sodyum, amonyum ve kalsiyum

klorürlerin ve borik asit ve boraksın da aktivasyon etkileri de belirtilmiştir. Sodyum, potasyum ve amonyum klorürün iyi sonuçlar verdiği, ama boraksın en iyi etkiyi yaptığı bulunmuştur. En uygun boraks miktarı %16'dır, boraks miktarının artmasıyla tabakalar incelik.

Trush ve ark. 16µm tane boyutlu teknik bor karbür kullanarak yapılan borlama deneylerini belirtmişlerdir. Armco demiri, 20, 45 ve U8 çelikleri çalışılmıştır. Bu yazarlar numuneleri 16mm tane boyutundaki teknik bor karbür içine koymuşlar ve parçaların ısıl işlem sırasında oksitlenmesini engellemek için sodyum silikatla kapatmışlardır. İki fazlı borür tabakası oluşmuştur, fakat işin kalitesi hakkında bir ifade yoktur. Deneyler optimum borlama sıcaklığının 900-950°C ve sürenin de 2, 4 ve 6 saat olduğunu göstermiştir. Bundan başka karbon çeliklerinde iki faz tabakası nedeniyle kabarıp dökülme olabileceğinden borür tabakası 100-150mm kalınlığı geçmemektedir. Şimdiye kadar kullanılan metodlar teknik nedenlerden dolayı başarısızlığa uğramıştır. Teknolojik olarak kullanışlı ilk tabakalar Harterei Teknik Enstitüsü, Bremen'de yapılmıştır. Aktivatörlerin etkileri burada incelenmiştir. Sonuçlar bor florürlerin özellikle uygun olduğunu ve daha kısa borlama zamanı ve düşük sıcaklıklarda kullanılabilir tabaka kalınlıklarının oluşturulabileceğini göstermiştir.

Bor florürlerin sıvı faz içinde borlamada kullanımı biliniyordu, fakat bu proseste bor florürlerin etki ve davranışları tamamen farklıdır. Tuz banyoları içinde borlamada florürler işlem sıcaklıklarında sıvı formda olan tuz veya tuz karışımları halindedir ve elemental bor çözünebilir veya dağılabilir. Ergimiş halde elemental boru çözücü olarak görev yapan tuz bor florür de olabilir. Bu iki metodun temel farklarından başka, (borun çözüldüğü ergiyik tuzlarla yapılan borlama ve bor florürün bir aktivatör olarak eklendiği toz borlamada) bor florür tamamen farklı davranır. Bor florür bir çözücü olarak kullanılırsa, yüksek ayrışma hızından dolayı problemlili olabilir. Toz bor vericiler ile yapılan borlamada üzeri örtülmüş olduğundan florürün bu hızlı ayrışması proseste aktivatör olarak değer kazanır. Bu yöntemde reaksiyonun mümkün olduğunca çabuk başlaması kesinlikle önemlidir. Toz formunda borlamada florürün bir aktivatör olarak kullanılması tamamen yeni bir gelişme olarak dikkat çekmiştir ve önemli avantajları olduğundan bir bor verici olarak patentlenmiştir. Esas olarak tüm bor florürler

kullanılabilir. Fakat sodyum bor florür (NaBF_4) veya potasyum bor florür (KBF_4) ve amonyum bor florür ($(\text{NH}_4)\text{BF}_4$) gibi alkali bor florürlerin toprak alkali ve ağır metal bor florürlerden daha uygun olduğu görülmüştür.

Proses daha sonra çok geliştirilmiştir ve günümüz teknik koşullarında tek fazlı borür tabakalarını üretmek mümkündür. Bor karbür, boraks ve potasyum bor florür içeren bor vericilerde uzun işlem süresi ve yüksek sıcaklık gerekli olduğundan ve iki fazlı borür tabakası oluştuğundan bu ileri düzeydeki gelişmeler gerekiyordu. Bazen boraks içeren tozun işlem görmüş parça yüzeyine çok kalın olarak yapışmasından dolayı zorluklarla karşılaşmıştır.

Fe_2B ve FeB 'den oluşan iki fazlı borür tabakası kesin olarak dezavantajlıdır. Tam bir tabaka olarak FeB bulunursa mekanik gerilme uygulandığında iki faz arasında ciddi gerilmeler oluşacağından çatlaklar oluşabilir. Daha geniş çaplı deneylerde bütün borlanan malzemelerde genellikle düşük sıcaklıklarda (yaklaşık 800°C) ve kısa işlem sürelerinde (2-3 saat) FeB 'nin oluşmadığı borür tabakalarının elde edildiği bulunmuştur. Bu şartlarda kalınlık yaklaşık $40\mu\text{m}$ 'dir. Sürenin uzaması ve sıcaklığın artması her zaman FeB oluşumuyla sonuçlanmıştır.

Yukarıda sözü edilen bor vericileri kullanarak hatasız fakat göreceli olarak ince tek fazlı borür tabakası üretmek mümkündür. Bunların kullanışlı uygulaması özellikle yağlamalı metalik sürtünmelerin olduğu kayma durumları gibi sınırlı bir alandadır. Fakat, abrasif gerilmelerin olduğu mineral aşınmasında üretilen tek fazlı tabaka çok incedir. Yukarıda sözü edilen ileri düzeydeki gelişmeler endüstriyel şartlarda özellikle tek fazlı ve gerilmersiz Fe_2B tabakasının daha kalın olarak üretilmesini sağlamıştır.

Bu, bor miktarının kontrolü ile sağlanmıştır. SiC , Al_2O_3 gibi reaksiyonun bir parçası olmayan uygun malzemeler bulunmuştur. Bu yeni yöntemleri kullanarak St37 çeliğinde 6 saat süreyle 1000°C 'de yapılan işlemde $320\mu\text{m}$ FeB 'nin oluşmadığı tabaka üretilmiştir.

Katı borlamada bor verici olarak bor karbür günümüzde istenilen kalitede ve göreceli olarak ucuz ve bol miktarda bulunabilir. Potasyum bor florür bir aktivatör olarak kullanılır. Bu kesinlikle tabaka büyüme hızını ve kalitesini

etkilemektedir. Silisyum karbür bor vericinin diğeri önemli bir bileşendir. Bu, bor miktarını kontrol eder ve bor vericinin yüzeye yapışmasını önler. (Matuschka, 1980)

5.2.7. Borlama için uygun olan malzemeler

Yapı çeliği, sementasyon çelikleri, temperlenmiş çelikler ve yatırım çelikleri, döküm çelikler, armco demiri, sinterlenmiş demir ve çelikler gibi bütün demir esaslı alaşımlar borlama için uygundur.

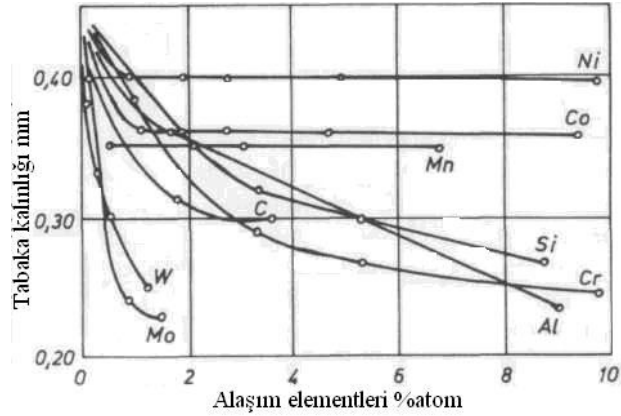
Aşınmaya maruz kalan borür tabakası borlanan iş parçasının kendisi olmadığından borlanan parça bileşimi oldukça sert ve aşınmaya dirençli borür tabakası, ısıl işlem, gerekli mukavemet özellikleri açısından uyum içinde olmalıdır.

Demir esaslı malzemelere ilaveten sert metaller, tungsten, molibden, titanyum, nikel gibi diğeri metal ve bileşikler de borlamak mümkündür. Bu malzemelerin borlama işlemleri demir ve bileşiklerinin borlanmasından farklı değildir. Tek fark kullanılan bileşimlerdir. (Matuschka, 1980)

5.2.8. Alaşım elementlerinin etkisi

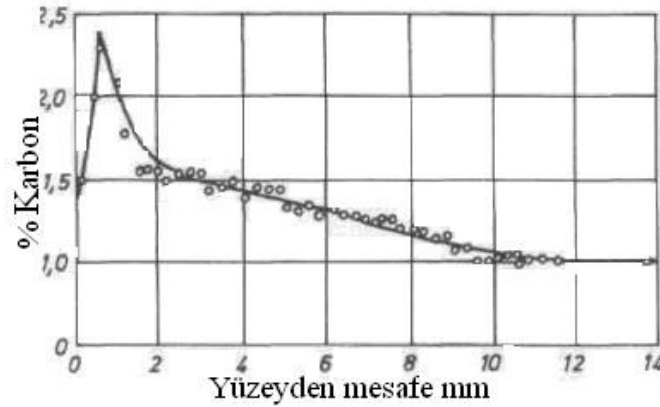
Alaşım elementlerinin borür tabakası kalınlığına etkisini incelemek için Blanter ve Besedin aynı karbon içeriğine sahip çeliğe her seferinde bir alaşım elementi ilave etmişlerdir. Şekil 5.7 sonuçları göstermektedir. Borlama %60 boraks ve %40 bor karbür karışımında 1100°C sıcaklıkta 5 saat süreyle yapılmıştır. Tüm alaşım elementlerinde borür tabakasında bir azalma belirlenmiştir.

Lachtin ve Pcelkina yüksek alaşımlı çeliklerde deneyler yapmışlardır. Bunlar en az miktarda krom ve nikel kullanılması durumunda diboran hidrojen karışımında (1:25) borlanan çeliklerde çok ince tabakanın oluştuğunu bulmuşlardır. Krom çeliklerinde mangan (%8'e kadar) tabaka kalınlığını etkilemez, %2 tungsten artırır ve titanyum ve niyobyum azaltır. Bu alaşım elementlerini içeren ticari çeliklerde bu etkiler birbirini karşılar.



Şekil 5.7: Alaşım elementleri yüzdesi ile borür tabakası kalınlığı arasındaki ilişki. (Matuschka, 1980)

Karbon: Çelikte karbon içeriğinin artması tabaka kalınlığını azaltır. Karbon borür tabakasında çözünmez. Bu yüzden karbon borür tabakasına doğru difüze olamaz. Borlanmış numunelerin çok kuvvetli karbürleme ortamında (860°C 'de %40BaCl₂'li meşe kömürü ortamında 15 saat) karbürizasyonunda ne borür tabakasındaki karbon oranı artmış ne de tabaka altında karbürleme olmuştur. Şekil 5.8 borür tabakası altında karbon zenginleşmesini göstermektedir. Karbon içeriği tabaka altında %1'den %2,3'e aniden artmaktadır. Bu oran çeliğin karbon içeriğine, işlem sıcaklığı ve süresine bağlıdır.



Şekil 5.8: Nüfuziyet derinliğine karbon içeriğinin bağımlılığı. (Matuschka, 1980)

Östenitte daha fazla karbon çözünmediği zaman (Fe-C denge diyagramına bakınız) borür tabakası büyümesi büyük oranda azalır. Karbon zenginleşmesi daha yumuşak soğuma sağlar, böylece borlanan malzemeye daha homojen bir sertlik dönüşümü meydana gelir.

Krom: krom içeriğinin artması tabaka kalınlığını ve dışımsi yapının bağlanmasını azaltır. Ağırlıkça %6'nın üzerinde demir borür tabakası tamamen düzleşir.

Tungsten, molibden ve vanadyum: Bu alaşım elementlerinin konsantrasyonlarının artması hem tabaka kalınlığını hem de dışımsi yapının bağlanmasını azaltır. Borlamada oluşan reaksiyonlar üzerinde vanadyumun etkisini belirlemek için yapılan bir deneyde vanadyum içeriğinin çeliklerde %0,15'i geçmemesi gerektiğini göstermiştir. Çalışmalar elektrolitik olarak borlanmış numuneler üzerinde yapılmıştır.

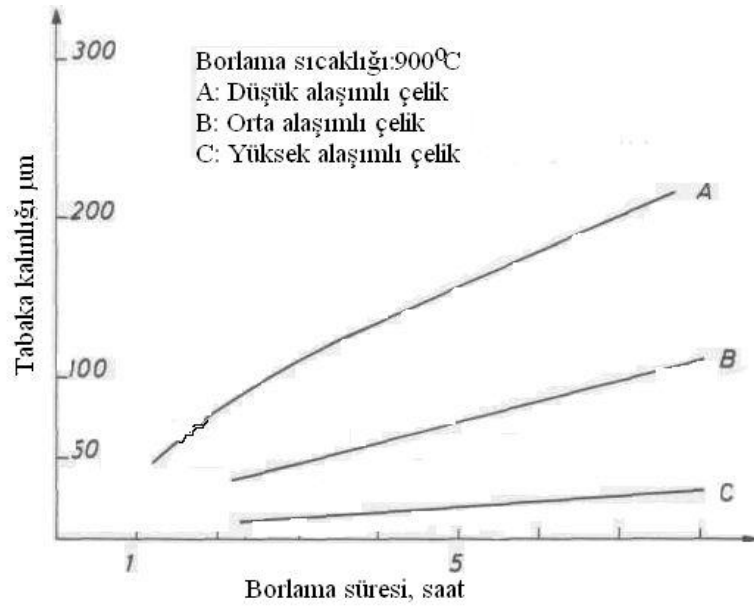
Silisyum: Silisyum difüze olan borun yerine geçer ve difüzyon tabakasında zenginleşmeye başlar. Silisyum içeriği %0,9 olan özel çelik X38CrMoV51 1000°C'de 8 saat borlandığında yaklaşık %4 zenginleşme oluşur. Ferrit oluşur. Bu olay borla çok az bir aktivitesi olan kuvvetli ferrit yapıcı elementler içeren çelikler için de araştırılabilir. Bu yüzden yüksek silisyum içerikli çeliklerin birçok borlama şartlarında çok uygun olmayacağı tahmin edilmelidir.

Mangan ve nikel: Bu elementler tabaka kalınlığı oluşumunu çok etkiler. Çok yüksek oranlarda bulunduğu dış yapısının bağlantısını düşürebileceği beklenebilir. Nikelin %9'a kadar dışımsi yapı için negatif bir etkisi yoktur. Çeliğin alaşım elementlerinin birçoğu en azından belli sınırlar içinde (karbon haricinde) borür içinde çözülebilir olmalıdır. Örneğin 45CrSiV6 ve 100WCr6 çeliği borlanmış ve hemen arkasından konsantre HNO₃ ile dağlanmış. Spektroskopik analiz ana çelik içinde bulunan tüm alaşım elementlerinin mevcut olduğunu göstermiştir. Bu elementlerin FeB veya Fe₂B içinde çözünürlükleri değişebilir. Ticari olarak bulunabilen alaşımlı çeliklerde değişik bileşimlerin bir sonucu olarak farklı alaşım elementlerinin etkileri birbirini karşılamaktadır. Şekil5.9'da 900°C'de düşük orta ve yüksek alaşımlı çeliklerde oluşan borür tabakası kalınlıkları

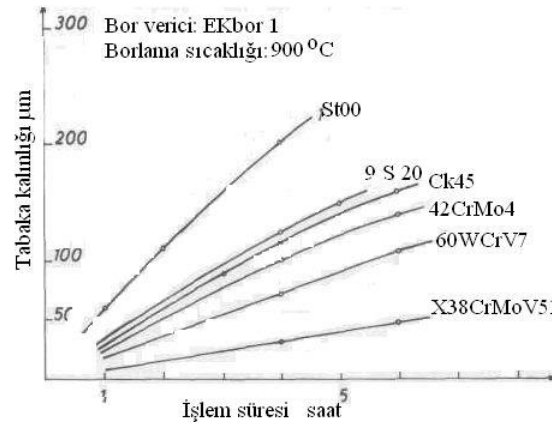
gösterilmiştir. Şekil 5.10'da EKabor 1 ile 900°C'de borlanmış değişik bileşimdeki çeliklerde borlama zamanı ile borür tabakası kalınlığındaki değişim görülmektedir.

Ck45 çeliğine daha kapsamlı deneyler yapılmıştır. Şekil 5.11'de borür tabakası kalınlığının borlama süresi ve sıcaklığı ile ilişkisi gösterilmiştir. Tabaka kalınlığının işlem sıcaklığının artışıyla büyük oranda arttığı açıkça görülebilmektedir. Daha uzun ve iyi bağlanmış tabaka kalınlıkları düşük alaşımlı çeliklere uygulanabilir. Çünkü, alaşım miktarı arttıkça difüzyon hızı düşmektedir.

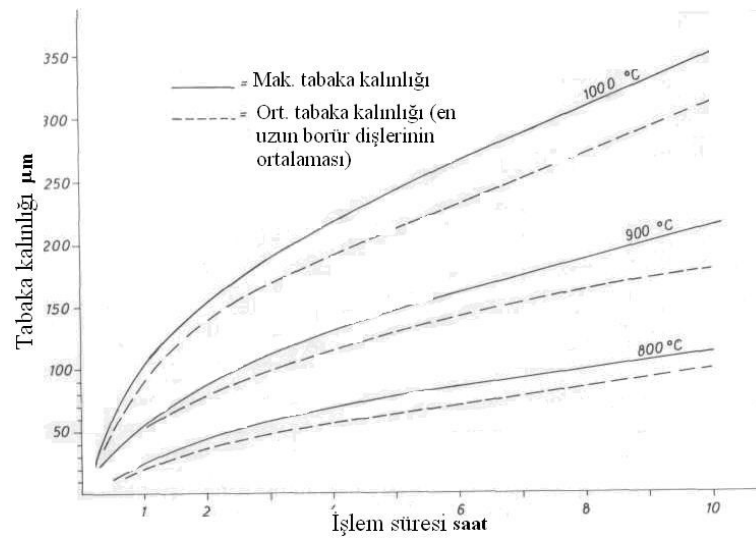
Bundan başka, yapılan deneyler bir çok durumda borlanmış düşük alaşımlı (pahalı olmayan) malzemelerin yüksek alaşımlı (pahalı) malzemelerden daha uzun servis ömrünün olduğunu göstermiştir. İlâveten düşük alaşımlı malzemelerin borlamadan önce daha kolay işlenebilir olması da hesaba katılmalıdır. (Matuschka, 1980)



Şekil 5.9: 900°C'de borlanan düşük, orta ve yüksek alaşımlı çeliklerin borlama zamanı ile borür tabakası kalınlığının değişimi. (Matuschka, 1980)



Şekil 5.10: Değişik çeliklerde işlem zamanının borür tabakası kalınlığına etkisi. (Matuschka, 1980)



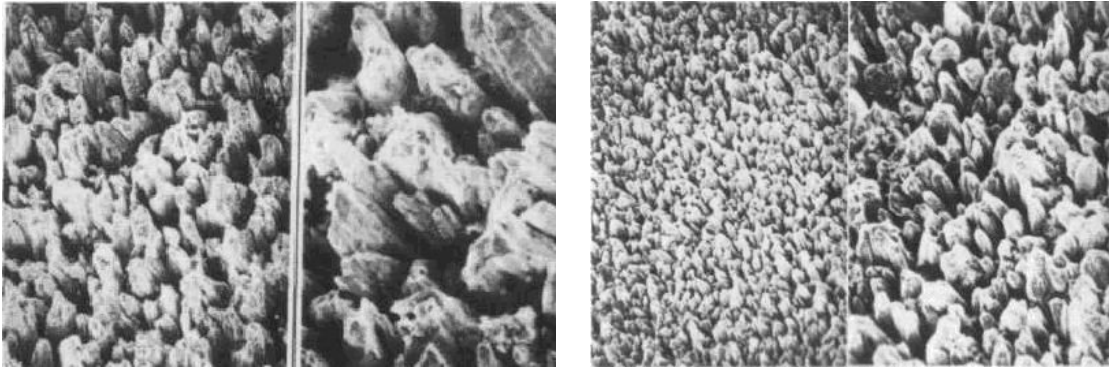
Şekil 5.11: Ck45 çeliğinin borür tabaka kalınlığına işlem süresi ve sıcaklığının etkisi. (Matuschka, 1980)

5.2.9. Tabakanın tanımlanması ve ölçülmesi

Bir tabaka kalınlığının anılması bir tanımlama ile beraber olmalıdır. Kesin bir tanımlama yapmak zordur, çünkü bor, borlamanın yapıldığı bir malzemeye dış yapısında nüfuz eder. Borür dışinin uzunluğu çeliğin alaşım elementi içeriğine bağlıdır. Bağlanma derecesi ve dışlerin uzunluğu alaşım içeriği arttıkça düşer.

Şekil 5.12 ve 5.13 karşılaştırılırsa şekil 5.12'deki düşük alaşımlı malzemenin dış yapısının şekil 5.13'deki yüksek alaşımlı malzemedan daha kaba olduğu görülebilmektedir. Yüksek alaşımlı malzemede borür dişleri daha yoğun, daha üniform ve kapalı oluşurlar.

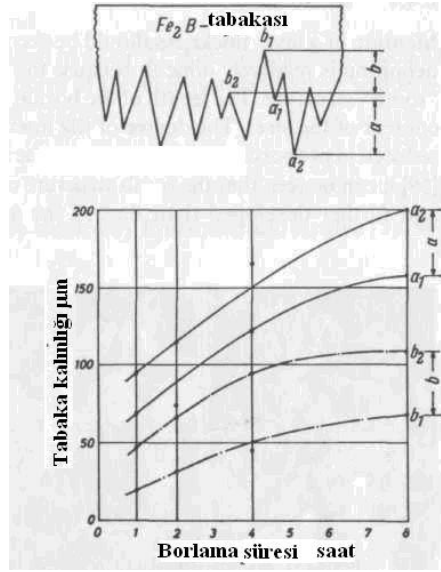
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
SUJ2V	0,98	0,21	0,40	0,18	0,18	0,06	0,25	1,44
S10C	0,09	0,21	0,36	0,014	0,024	-	-	-



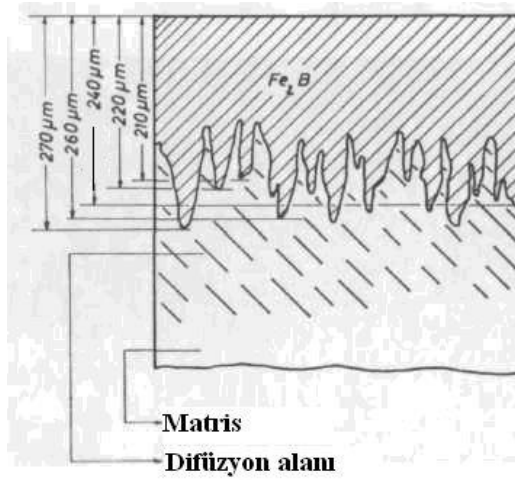
Şekil 5.12: S10C çeliğinde borür tabakasının matristen görünüşü (Matuschka, 1980)

Şekil 5.13: SUJ2V çeliğinde borür tabakasının matristen görünüşü (Matuschka, 1980)

Tabaka kalınlığının belirlenmesindeki zorluklar şekil 5.14'de görülebilir. Vadiler b1 ve b2 pikler de a1 ve a2 olarak adlandırılmıştır. Bu ekstrem örnek henüz literatüre girmemiş geçerli bir belirlemenin yapılmasının ne kadar önemli olduğunu göstermektedir. Almanya'da dış yapısındaki tabakalar ile daha düz tiptekileri karşılaştırabilmek için tabaka kalınlığı uzun borür dişlerinin ortalaması olarak alınır. (şekil 5.15). bu durum yayınlarda belirtilen sonuçların karşılaştırılabilmesine izin vermesi için pratikte kullanılan bir belirleme yöntemi olursa kabul edilebilir olabilir.



Şekil 5.14: Tabaka kalınlığını belirleme olasılıkları. (Matuschka, 1980)



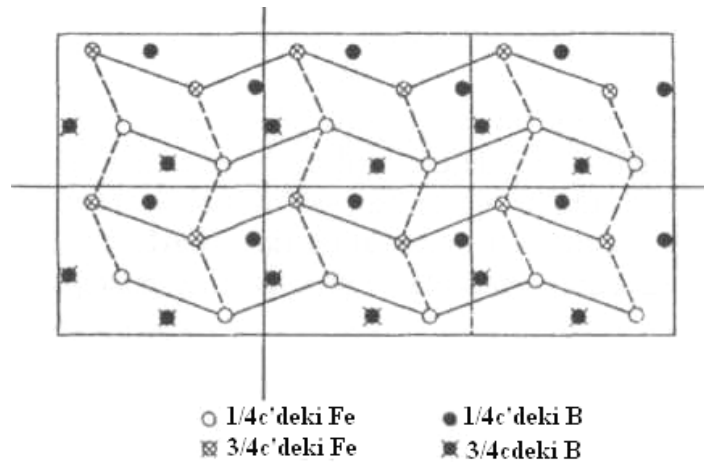
Şekil 5.15: Tabaka kalınlığının belirlenmesi. (Matuschka, 1980)

5.2.10. Borür tabakasının yapı ve özellikleri

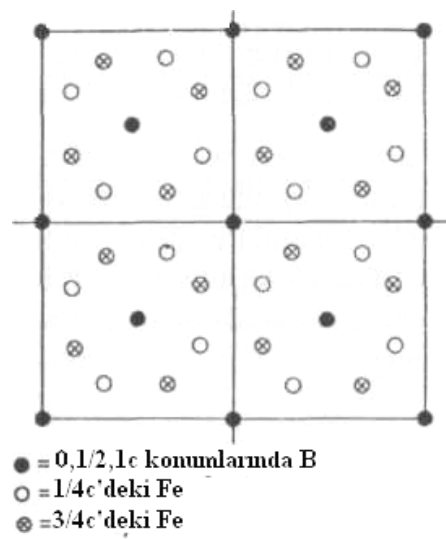
Demir borürün yapısı Bjurstrom ve Amfelt tarafından çalışılmıştır. Bjurstrom ve Amfelt'e göre FeB latis parametreleri $a=0,4053nm$, $b=0,5495nm$ ve $c=0,2946nm$ olan rombik yapıya sahiptir. Birim hücrede 4 demir ve 4 bor atomu

bulunur ve atomların dizilişleri şekil 5.16'da gösterilmiştir. Bor atomları c aksisi yönünde zig zag zincirleri oluşturacak şekilde yerleşmiştir ve B-B atomlar arası mesafesi sadece 0,177nm'dir

Fe_2B latis parametreleri $a=0,5078nm$ ve $c=0,4249nm$ olan tetragonal yapıya sahiptir. Birim hücrede 12 atom vardır ve dizilişleri şekil 5.17'de gösterilmiştir. (Matuschka, 1980)



Şekil 5.16: FeB 'nin yapısı, (001)düzlemi. (Matuschka, 1980)



Şekil 5.17: Fe_2B 'nin yapısı, (001)düzlemi. (Matuschka, 1980)

Bor denge diyagramına bakıldığında ağırlıkça % 16.23 bor bileşiminde FeB ve %8,83 bor bileşiminde Fe₂B fazları oluşur. FeB fazı, Fe₂B fazından daha gevrekler ve dolayısıyla uygulamada tek faz Fe₂B yapısı tercih edilir. Oluşan yapıdaki gevrekliğin önlenmesinin tek yolu daha düşük sıcaklıklarda ve en uygun borlama bileşimlerinde borlama yapmaktır. (Matuschka, 1980).

Yayınma yönüne bağlı olarak, kolonsal bir yapı sergileyen tek fazlı Fe₂B fazı, çift fazlı Fe₂B + FeB fazlarına göre daha çok tercih edilir. Çünkü oluşum sırasında FeB ve Fe₂B fazları birbirlerine basma ve çekme gerilmeleri uygulamakta ve çoğu zaman bu gerilmeler nedeniyle iki faz arasında çatlaklar oluşmaktadır (FeB: Çekme gerilmesi, Fe₂B: Basma gerilmesi oluşturmaktadır). Dış etkenler, örneğin termal şok ve mekanik zorlamalar, bu yapıların zamanla ayrılmasına ve yüzeyden kopmalarına neden olur. Farklı termal katsayılarından dolayı ($\alpha_{FeB}=23 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, $\alpha_{Fe_2B}= 7.85 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) FeB/ Fe₂B çift faz tabakasının arayüzeyinde çatlaklar oluşur ve mekanik yüke maruz kaldıklarında pul pul dökülme gerçekleşir. Bu nedenle minimum FeB fazı içeren tabakalar elde edilmeye çalışılmalıdır. Tek Fe₂B fazı çift fazlı yapıdan çok daha yüksek aşınma direnci ve mekanik özellikler gösterir. En az aşınma Fe₂B fazında, en fazla aşınma ise daha sert (1800-2000 HV) FeB fazında olan tabakada meydana gelmektedir. En yüksek aşınma dayanımının FeB içermeyen tabakalarda, yani sadece Fe₂B fazından oluşan tabakalarda elde edildiği deneylerle bulunmuştur.

Demir esaslı malzemelerde borlama sonucunda, Fe₂B fazının hakim olduğu diş yapısına benzer kolonsal bir yapı oluşur. Çift fazlı Fe₂B + FeB tabakası, vakum altında 800°C'de uzun süreli ısıl işleme tutulduğunda tek fazlı Fe₂B fazı elde edilebilmektedir. Bu fazların yanında yüksek karbonlu çelik ve dökme demirlerde Fe₃(B,C) ve Fe₅(B,C) tipi fazlar da oluşabilir. Ayrıca yüksek alaşımlı çeliklerde alaşım elementlerine bağlı olarak Cr₂B, CoB, CoB₂, TiB₂, Ni₂B ve Ni₃B fazları ve latis parametresi 10,62 Å olan kübik kafese sahip M₂₃(B,C)₆ tipi metal bileşikler de oluşabilir. Bor aynı zamanda çelik içersinde bulunan V₄C₃, NbC tipi karbürlerle eriyik halde bulunabilir. Çizelge 5.6'da FeB ve Fe₂B fazlarının tipik özellikleri verilmektedir. (Körpe,2003).

Çizelge 5.6: FeB ve Fe₂B fazlarının tipik özellikleri. (Körpe,2003)

Özellik	Fe ₂ B	FeB
Kristal Yapısı	Hacim merkezli tetragonal	Ortorombik
Latis Parametresi (Å)	a = 5,078, c = 4,28	a=4,053, b= 5,495, c =2,946
Mikrosertlik (GPa)	18-20	19-21
Elastisite Modülü(GPa)	280-295	590
Bor İçeriği (% ağırlıkça)	8,83	16,23
Yoğunluk (gr/cm ³)	7,43	6,75
Termal Genleşme Katsayısı Ppm/°C	7,65 (200-600°C) 4,25 (100-800°C)	23 (200-600°C)
Ergime Sıcaklığı (°C)	1389-1410	1540-1657
Termal iletkenlik (W/rn.°K)	30,1 (20°C)	12,0(20°C)
Elektriksel Direnç (10 ⁻⁶ .cm)	38	80
Curie Noktası (°C)	742	325
Renk	Gri	Gri

Çeşitli malzemelerin borlanması sonucu oluşan farklı borür fazlarının ergime sıcaklıkları ve mikro sertlik değerleri çizelge 5.7’de verilmiştir.

Borlama, demir grubu malzemelerin akma ve kopma dayanımlarını %10-20, yorulma dayanımını %25 ve korozyonlu yorulma ömrünü %200 artırmaya karşın, plastisite özelliklerini kötü yönde etkiler. Termokimyasal difüzyon işlemleri çelik ve dökme demirlerin kayma şartlarında sürtünme ve aşınma karakterlerini iyileştirmede geniş oranda kullanılmaktadır. Bu yüzey işlemleri özellikleri aşağıdaki nedenlerden kaynaklanır:

- Abrasif aşınma ve yorulma hasarını geliştiren yüzey sertliğindeki artış. Kayma şartlarında, artırılmış sertlik ve akma mukavemeti uygulanan yük için temas bölgesini azaltır ve bu nedenle temas gerilimi artar.
- Yüzeyin kimyasal bileşimindeki bir değişiklik, sürtünme çiftleri arasındaki uyumu da değiştirebilir ve dolayısıyla bu yüzeylerin birbirine yapışma eğilimi azalır ve bu da aşınma direncini geliştirir.
- Kaygan yüzeyler arasında gerçekleşen sürtünme, ısı oluşumuna neden olur ve bu da yumuşama neticesinde yüzey yapısını ciddi biçimde etkileyebilir.

Borlanmış çelikler yüksek sertliklerinden dolayı abrasif aşınmaya karşı çok iyi direnç gösterirler. Bu nitrülendirilen ya da karbürleştirilen çeliklerle kıyaslandığında çok daha iyidir.

Çizelge 5.7: Çeşitli malzemelerin borlanması sonucu oluşan farklı borür fazlarının ergime sıcaklıkları ve mikrosertlik değerleri. (Özsoy, 1988)

Matris Malzemesi	Borür Tabakasındaki Sürekli Faz	Borür tabakasının sertliği (kg/mm ² veya HV)	Ergime Sıcaklığı°C
Fe	FeB	1900-2100	1390
	Fe ₂ B	1800-2000	
Co	CoB	1850	
	Co ₂ B	1500-1600	
	Co ₄ B	700-800	
Co-27.5Cr	CoB	2200(100gr)	
	Co ₂ B	~1550(100gr)	
	Co ₄ B	700-800	
Ni	Ni ₄ B ₄	1600	
	Ni ₂ B	1500	
	Ni ₃ B	900	
Inco 100	1700(200gr)	
Mo	Mo ₂ B	1660	2000
	MoB ₂	2330	~2100
	Mo ₂ B ₅	2400-2700	2100
W	W ₂ B ₅	2600	2300
Ti	TiB	2500	~1900
	TiB ₂	3370	2980
T1-6Al-4V	TiB		
	TiB ₂	3000(100gr)	
Nb	NbB ₅	2200	3050
Ta	Ta ₂ B		3200-3500
	TaB ₂	2500	3200
Hf	HfB ₂	2900	3250
Zr	ZrB ₂	2250	3040
Re	ReB	2700-2900	2100

Adhesif aşınma mukavemeti bakımından da diğer yöntemlerden oldukça üstün olduğu görülmektedir. Burada, borlamanın yüksek sıcaklıklardaki mukavemeti özellikle ön plana çıkmakta olup, borlu tabakaların iyi aşınma özellikleri göstermesi sebebi ile çok az ya da hiç yağlayıcı kullanmaksızın çevreyi korumak için gelecekte önemli bir etken olacağı düşünülmektedir.

Borlanmış tabakanın önemli bir özelliği de sonraki ısıl işlemde de sertliğini koruyabilmesidir. Sertliğini 900°C'ye kadar koruyabildiğinden esas metale uygulanan ısıl işlemler için geniş bir sıcaklık aralığına izin verir. Aşınma direnci

650°C'nin üzerinde mükemmeldir çünkü bu sıcaklıkta metal yüzeyinde oksidasyon gerçekleşmekte ve bu oksit filmi metal-metal etkileşimini korumakta, sürtünme katsayısını azaltmaktadır. Yüksek sertlik değerleri D2ve 304 çeliklerinde aşınmayı negatif yönde etkilemektedir. Borlanmış numunelerin mikrosertlik değerleri, korozyon dirençleri ve aşınma mukavemetlerinin diğer işlemlerin numunelerine göre arttığı görülmüştür.

Borun oksijene karşı ilgisi fazla olduğu için yüzeyde koruyucu ince bir oksit filmi oluşturmakta ve bu oksit filmi yüzeyde yağlayıcı vazifesi göstererek sürtünmeli aşınma sırasında sürtünme katsayısını düşürürken yüzeylerin birbirine kaynamasını önler. Kaymalı sürtünmelerde açığa çıkan ısı borlu tabakaları etkilemez.

Borlanmış numunelerin H₂SO₄ gibi oksitlenmeyen asitlere karşı korozyon direnci oldukça iyi iken, HNO₃ gibi oksitlenen asitlere karşı kötüdür. Borlamayla özellikle östenitik çeliklerin hidroklorik asitlere karşı korozyon direncinde büyük artış gözlenir. Tuz ve sodanın sudaki çözeltilerinde takım çeliklerinin korozyon direnci borlama sonrasında artar, alkali çözeltilerinde ise azalır. Bunun nedeni olarak borürlerin alkali çözeltilerle reaksiyona girmesi gösterilmiştir. (Özsoy, 1988)

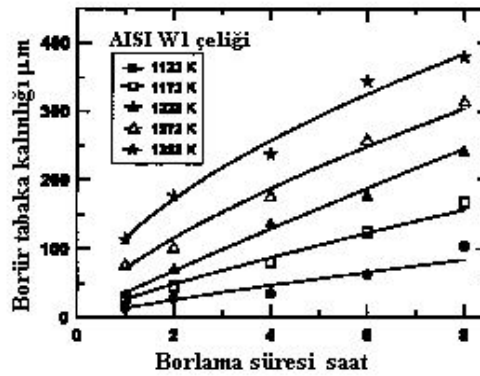
5.3. Borlama Kinetiği

Borlama işleminde önemli bir konu da kinetiktir. Belirli işlem şartlarında oluşturulabilen borür tabakasının tipi (Fe₂B veya Fe₂B+FeB) kadar bu tabakaların oluşum hızlarının ve bu tabakaları oluşturmak için gerekli olan enerjinin belirlenmesi de gerekir. Borlama termokimyasal bir difüzyon işlemidir. Bir atomun başka bir atom veya bileşiklerinin içine yayınmasında o atomun mobilitesi yanında en önemli iki faktör sıcaklık ve süredir. Borlama işleminde işlem sıcaklığının ve süresinin artmasıyla borür tabakası kalınlığının arttığı bildirilmektedir. Bu artışlar sıcaklıkla lineer süreyle parabolik değişmektedir. Literatürde büyüme hız sabiti ve aktivasyon enerjisini tespit etmeye yönelik birçok borlama kinetiği çalışması yapılmıştır.

Borlama prosesini kontrol ve otomize etmek için yüzeydeki bor konsantrasyonu yanında süre ve sıcaklık gibi kinetik parametrelerini bilmek

gereklidir. Sonuç olarak borlama prosesini doğru bir şekilde simüle etmek için difüzyon olayının iyi anlaşılması gereklidir. (Keddam, 2004)

Başlangıç olarak termodinamik dengeler hesaba katılmadan borlama işleminin kinetiğinin belirlenmesinde büyüme hız sabiti ve borlama aktivasyon enerjisini belirlemek için borür tabakası büyümesinin zamanla parabolik olarak değişmesinden ve Arrhenius eşitliğinden faydalanılır. (Genel et. al., 2003; Yu et al., 2002; Chen and Wang, 1999; Campos et. al., 2003, Campos et. al., 2005; Şen et al., 2005a; Şen et al., 2005b), bu şekilde değişik borlama yöntemlerini kullanarak çeşitli malzemelerin kinetik çalışmalarını yapmışlardır.

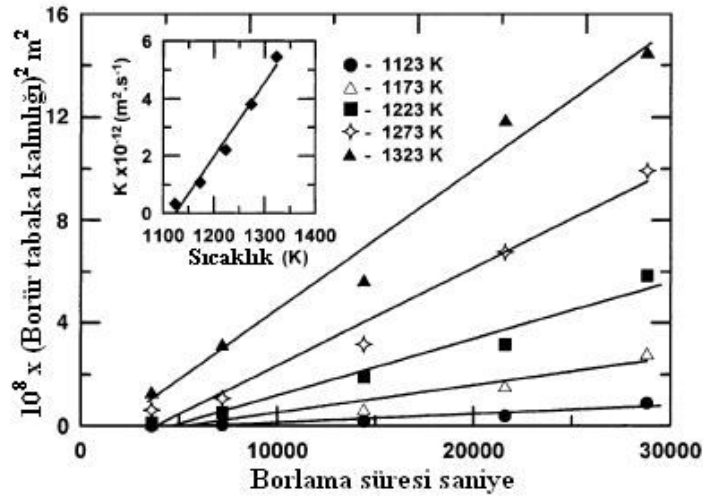


Şekil 5.18: Farklı işlem sıcaklıkları için borür tabaka kalınlığının borlama zamanı ile değişimi. (Genel et. al., 2003)

Bu çalışmalardan bir tanesini, örneğin Genel ve arkadaşlarının (2003) yaptığı çalışmayı örnek olarak alalım. Bu yazarlar AISI W1 çeliğini EKbor 1 tozu kullanarak, 850-900-950-1000 ve 1050°C sıcaklıklarda 1-2-4-6 ve 8 saat süreyle borlamışlardır. Tabaka kalınlıkları zamanla parabolik olarak büyümektedir ve parabolik kurala uyar. (Şekil 5.18). Borür tabakası kalınlığının karesi zamanın bir fonksiyonu olarak şu şekilde ifade edilebilir:

$$X^2=Kt$$

Burada X: borür tabakası kalınlığı, K: sıcaklığa bağlı büyüme hız sabiti ve t: işlem süresidir. Farklı sıcaklıklar için X^2 'nin t ile değişim grafiği çizildiğinde bu eğriler doğrusaldır ve eğimleri K değerlerini verir. (Şekil 5.19)



Şekil 5.19: Borlama süresi ile borür tabakası kalınlıklarının değişimi ve farklı sıcaklıklar için büyüme hız sabiti. (Genel et. al., 2003)

Büyüme hız sabiti K ile sıcaklık arasındaki ilişki bir Arrhenius eşitliği ile ifade edilebilir.

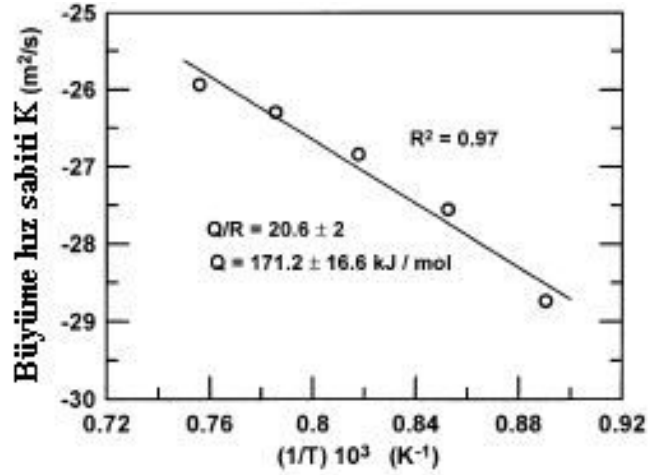
$$K = K_0 e^{-\frac{Q}{RT}}$$

Burada, K_0 : bir sabit, Q : aktivasyon enerjisi (J/mol), R : gaz sabiti (J/molK), T : sıcaklıktır (K).

Bu eşitliğin her iki tarafının doğal logaritması alındığında,

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q}{RT} \text{ bulunur.}$$

$\ln K$ 'nın $1/T$ ile değişim grafiği çizildiğinde (şekil 5.20) bu eğri bir doğrudur ve eğimi Q/R değerini verir. Bu değerden aktivasyon enerjisi Q hesaplanabilir. Doğrunun $\ln K$ eksenini kestiği nokta $\ln K_0$ değerini verir. Bu yazarlar böylece aktivasyon enerjisini 171,2KJ/mol olarak bulmuşlardır.



Şekil 5.20: Borlanmış AISI W1 çeliğinde büyüme hız sabitinin sıcaklıkla değişimi. (Genel et. al., 2003)

Aynı yöntemi kullanarak farklı çalışmalarda borlama işlemi için kinetik veriler elde edilmiştir. Farklı borlanan malzeme ve borlama ortamları için elde edilen sonuçlar çizelge 5.8'de özetlenmiştir.

Çizelge 5.8: Farklı malzemelerin değişik borlama yöntemlerindeki kinetik değerleri.

Malzeme	Borlama yöntemi	Sıcaklık aralığı °C	Aktivasyon enerjisi KJ/mol	Referans
AISI W1	EKbor 1	850-1050	171	Genel et. al. 2003
%0,2C çelik	SiC+B ₄ C	700-1000	145,84	Yu et.al. 2002
AISI 1045	EKbor 3+NH ₄ Cl	900-1000	167-153-131	Chen et. al. 1999
AISI 1045	B ₄ C+Na ₃ AlF ₆	920-1000	226	Campos et. al. 2005
AISI 5140	Boraks+ Borik asit+ferrosilis	800-1000	224	Şen et al. 2005a
AISI 4340			234	
AISI D2			170	
AISI 4140			215	
Armco	-	950-1050	151	Campos et. al. 2003
-	-	-	156	Brakman et al, 1988: Campos et. al.'dan (2005)
-	-	-	176	Kunst et al. 1967: Campos et. al.'dan (2005)
-	-	-	105,5	Planitz et al., 1982: : Campos et. al.'dan (2003)

6. TRIBOLOJİ

Triboloji kelimesi ilk kez 1966'da Jost tarafından belirtilmiştir. Kelime Yunanca "tribos" kelimesinden gelmektedir ve literatür çevirisi "sürtünme bilimi" olarak yapılabilir. İngilizcedeki sürtünme ve aşınma veya yağlama bilimine denktir. Triboloji sözlüklerde birbiri ile temas halinde hareket eden yüzeyler arasındaki etkileşimi inceleyen bilim ve teknoloji olarak tanımlanmaktadır. Bir tribolojik ara yüzeydeki yüzey etkileşimleri oldukça komplekstir ve bunların anlaşılması için fizik, kimya, uygulamalı matematik, katı mekaniği, sıvı mekaniği, termodinamik, ısı transferi, malzeme bilimi, reoloji, yağlama, makine dizaynı, performans ve güvenilirlik gibi birçok bilgiye ihtiyaç duyulur.

Sadece triboloji ismi oldukça yenidir, çünkü bu konudaki ilgi kaydedilmiş tarihten daha eskidir. Yontma taş devrinde delik açmak için matkaplar yapıldığı, boynuz veya kemikten yapılan yataklarda ateş üretildiği ve tahılların öğütülmesi için taşların kullanıldığı vb. bilinmektedir.

Kayıtlar MÖ 3500'de tekerleğin kullanıldığını göstermektedir ki, bu da bize atalarımızın sürtünmeyi azaltmakla uğraştığını anlatmaktadır. Büyük taş blokların taşınması ve muhteşem abideler su ile yağlanan kızaklar gibi sürtünmeli cihazlar ve yağlayıcılar hakkında bilgi gerektirir. MÖ 1880'de Mısırlıların taşıma için hayvan yağı ile yağlanan kızakları kullandığını gösteren resimler bulunmuştur.

Roma imparatorluğunun altın çağlarında ve sonrasında ordu mühendisleri tribolojik prensipleri kullanarak savaş makineleri ve istihkam metotlarını bularak ünlenmişlerdir. Rönesans mühendis-sanatçısı Leonardo da Vinci (1452-1519) zamanında, resim ve heykellerinin yanında askeri yapılarıdaki dehası ile de ünlenmiştir ki, sürtünmeye bir bilimsel yaklaşım getiren ilk kişidir. Da Vinci, düz bir yüzey üzerinde kayan bir küp bloğun hareketini etkileyen kanunları bulmuştur. İlk önce sürtünme katsayısının sürtünme kuvvetinin normal yüke oranı olduğunu bulmuştur. Onun çalışmaları tarihi bir önem kazanmadı, çünkü not defteri yüzlerce yıl yayınlanmadan kaldı. 1699'da Fransız fizikçi Guillaume Amontons iki düzgün yüzey arasındaki kuru sürtünme çalışmalarından sonra sürtünme kurallarını yeniden keşfetti. Birincisi, bir ara yüzeyde kaymaya direnç gösteren sürtünme kuvveti direkt olarak normal yükün bir kesridir. İkincisi, sürtünme kuvvetinin miktarı temas yüzeyinde

görünen alana bağlı değildir. Bu deneyler Fransız fizikçisi Charles-Augustin Coulomb tarafından onaylanmıştır ve Coulomb da sürtünme kuvvetinin hareket bir defa başladığında hızdan bağımsız olduğunu gösteren üçüncü kuralı ilave etmiştir. O aynı zamanda statik sürtünme ve dinamik sürtünme arasında açık bir ayırım da yapmıştır.

Aşınma, sürtünme ve yataklamanın gelişiminden çok daha yeni bir konudur. Aşınma hakkındaki bilimsel çalışmalar yirminci yüzyılın ortalarına kadar çok az gelişmiştir. Regnar Holm aşınma çalışmalarına ilk önemli katkıları yapan kişidir. (Bhushan, 1999)

6.1. Tribolojinin Endüstriyel Önemi

Bazı tahminlere göre, tribolojinin bilinmemesinden kaynaklanan kayıplar Birleşik Devletler milli ürünlerinin yaklaşık %6'sıdır. (veya 1966 yılı için yılda yaklaşık 200 milyar dolar), ve günümüzde dünya enerji kaynaklarının yaklaşık üçte biri bir şekilde sürtünme olarak harcanmaktadır. Bu yüzden sürtünmenin azaltılması ve aşınmanın kontrolünün önemi ekonomik nedenler ve uzun süreli güvenilirlik için üzerinde durulmalıdır. Jost'a göre (1966-1976) daha iyi tribolojik uygulamalarla UK yılda 500 milyon Pound ve USA da yılda 16 milyar Dolar tasarruf sağlayabilir. Bu tasarruflar çok büyük ve önemlidir ve çok sermaye harcamadan sağlanabilir.

Tribolojideki araştırmaların amacı yüzey sürtünmelerinin olduğu teknolojinin bütün kademelerinde sürtünme ve aşınmadan kaynaklanan kayıpları azaltmak ve gidermektir. Tribolojideki araştırmalar daha fazla verimlilik, daha iyi performans, daha az hasar ve büyük miktarda tasarruf sağlamıştır. (Bhushan, 1999)

6.2. Adhezyon

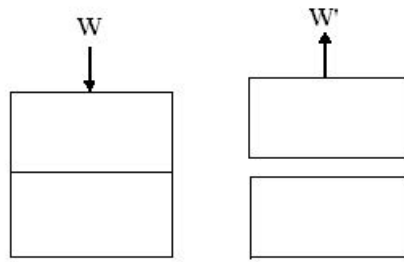
İki katı yüzey temas ettirildiğinde ara yüzeyinde adhezyon veya bağlanma oluşabilir. Buna adhesif kuvvet denir ve iki katı parçayı ayırmak için belirli bir normal kuvvet gerekir. Adhezyon ve kohezyon arasında bir ayırım yapmak gereklidir. Kohezyon bir malzeme içindeki atomik bağlanma kuvvetlerini ifade eder. Yani kohezyon bir malzeme içindeki bir atomun diğerlerine veya bir molekülün diğer moleküllere bağlanma kuvvetini ifade eder. Örneğin, bir malzeme kesilerek iki parçaya

ayrılırsa iki yeni yüzey elde edilir ve kırılan bağlar kohesif bağlardır. Buna karşın iki farklı (veya hatta benzer) malzeme bir ara yüzeyde katı halde temas ettirildiğinde yüzeylerin birbirine bağlanması adhesif bağlanmadır.

İki yüzey birbirine sadece normal kuvvetle (yük) veya normal ve kesme kuvvetlerinin bir birleşimiyle bastırılırsa adhezyon olayı meydana gelir. Yüzeyleri ayırmak için bir normal çekme kuvveti (yükü) gerekir (şekil 6.1). Yüzeyleri ayırmak için gerekli W' normal çekme kuvvetinin (normal olarak adhesif kuvvet olarak belirtilen) başlangıçta uygulanmış olan W normal basma kuvvetine oranı genellikle μ' adhezyon katsayısı olarak belirlenir.

$$\mu' = \frac{W'}{W} \dots\dots\dots[6.1]$$

W' tipik olarak W 'nin artışıyla lineer olarak artar ve μ' de statik temas yüzeyiyle ve ayrılma hızıyla artar. (Bhushan, 1999)



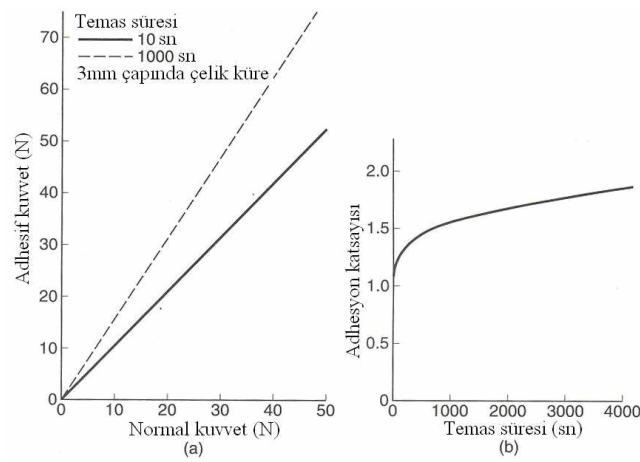
Şekil 6.1: İki katı cismin bastırılmasının şematik gösterimi; W belli bir süreyle uygulanan normal basma kuvveti (yük) ve W' de yüzeyleri ayırmak için gerekli normal çekme kuvveti. (Bhushan, 1999)

6.2.1. Katı-katı teması

Pürüzlülüğün yakın olması atomlar arası çekimden kaynaklanan bir adhesif bağlanmaya neden olur. Bir bakıma adhezyonun hem fiziksel hem de kimyasal tabiatta olduğu düşünülür. Kimyasal etkileşimler kovalent bağlar, iyonik veya elektrostatik bağlar, metalik bağlar ve hidrojen bağıdır; fiziksel etkileşimler de van der Waals bağlarıdır. Van der Waals kuvvetleri kimyasal etkileşimlerden çok daha zayıftır. İki

yüzey pürüzlülüğü birbirine çok yakın olduğunda bu kuvvetler her zaman vardır. Temas halindeki iki katı yüzey için ara yüzey bağlanması kohesif bağlanmadan daha kuvvetli olabilir. Bu durumda, iki katının ayrılması ile kohesif olarak zayıf bağlı malzemeden kohesif olarak kuvvetli bağlı olan malzemeye transfer oluşur. Örneğin, tek kristal silisyum yüzeyi ile temas ettirilen altında ayrılma sırasında silisyum yüzeyine altın transfer olur. Adhezyon metal çiftlerinin ve ara yüzey şartlarının (kristal yapı, kristalografik yönelme, bir malzemenin diğeri içinde çözünebilirliği, kimyasal aktivite ve şarjların dağılımı, yüzey temizliği, normal yük, sıcaklık, temas süresi ve ayırma hızı gibi) bir fonksiyonudur.

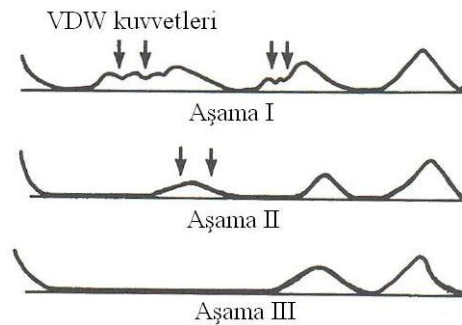
Oksit ve diğere yüzey filmlerinden adsorblanmış gazlardan arındırılmış temiz yüzeylerde önemli adhezyon gözlenmiştir. Böyle şartlara yüksek vakum ortamlarında ulaşılabilir. Fiziksel-kimyasal olarak emilmiş veya kimyasal olarak uyarılmış filmler gibi yüzey filmleri ve çevredeki kalıntılar iki aktif yüzey adhezyonunu düşürür. Açık havada soy metaller bile oksijen ve su buharını adsorbe ederler, bu film birkaç molekül kalınlığından fazla olmayabilir. Çok az miktardaki kalıntılar adhezyonu düşürmede bazı metallerde diğerelelerinden daha fazla etkili olabilir. Örneğin, çok az miktardaki oksijen (muhtemelen bir tabaka oluşturmaya yeter) demirin adhezyonunda kayda değer bir düşüşe neden olabilirken bakırda karşılaştırılabilir bir düşüşün olabilmesi için çok daha fazla oksijene ihtiyaç vardır.



Şekil 6.2: a) Adhesif kuvvetlerin normal yükle değişimi, b) temiz bir çelik kürenin indiyuma temasında zamanın fonksiyonu olarak adhezyon katsayısı. (Bhushan, 1999)

Sıcaklık, bir temas yüzeyinde adhesif kuvvetleri etkiler. Yüksek sıcaklıklarda yüzeylerin yumuşamasıyla daha büyük akma, süneklik ve daha geniş bir gerçek alan teması olacağından daha mukavemetli adhezyon oluşur. Yüksek sıcaklıklarda aynı zamanda ara yüzeyde difüzyon da meydana gelebilir. Metal-metal temasında yüksek sıcaklık çözünebilirliği artırılabilir ve polimer-polimer temasında iç difüzyon teması mukavemetlendirir, bunlar da daha mukavemetli adhezyonla sonuçlanır.

İki yüzey bir araya getirildiğinde yüzey pürüzlülüğünden dolayı temas yüzeyinin gerçek alanı genellikle geometrik alandan çok daha küçüktür. Adhezyon normal yük, yüzey pürüzlülüğü ve mekanik özelliklerin bir fonksiyonu olan gerçek temas yüzey alanından etkilenir. Adhezyon kuvveti genellikle normal yükün artmasıyla lineer olarak artar (şekil 6.2a). Çok pürüzlü yüksek elastisite modüllü ve/veya sert ve sünekliği olmayan malzemelerde gerçek temas alanı daha küçüktür, bu da adhezyonun daha az olmasına neden olur. Yük altında viskoelastik veya viskoplastik deformasyon (sürünme) oluşması zamanın bir fonksiyonu olarak gerçek temas yüzey alanını artıracaktır, bu da adhezyonu artırır (şekil 6.2b). Gerçek temas alanı atomlar arası çekimin (van der Waals kuvvetleri) sonucu olarak artırılabilir. Elastomerler gibi yumuşak bir katı sert bir yüzey ile temas ettirildiğinde her iki yüzey de düzleşir. Temas önce pürüzlerin ucunda meydana gelir. Bunlar daha sonra van der Waals kuvvetlerinin etkisiyle daha da yaklaşır. Bu proses devam eder ve bir normal yük olmadan geniş bir temas alanı oluşturabilir (şekil 6.3).



Şekil 6.3: Düzgün bir elastomer ile düzgün sert bir yüzeyin temasında gerçek temas alanının büyümesi. (Bhushan, 1999)

Normal yüke ilaveten bir kesme hareketi (kuvveti) eklendiğinde adhesif kuvvetler artar. Yüklenmiş metalik numunelere dik bir kuvvet uygulandığında normal ve dik gerilmelerin birleşimlerinin etkisi altında plastik akma etkisiyle gerçek temas alanı büyür. Preslendikten sonra kayma ve ikizlenme uygulanan sert metaller bile yüksek adhezyon gösterebilirler. (Bhushan, 1999)

6.3. Sürtünme

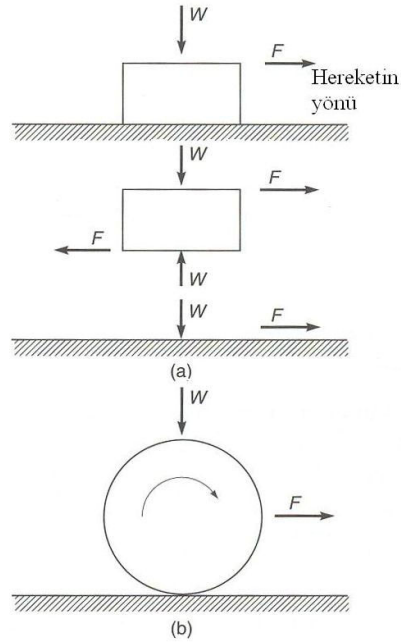
Sürtünme kayma veya yuvarlanma sırasında harekete karşı gösterilen dirençtir. Bu direnç bir katı cismin temas halinde başka bir katı ile yüzeysel hareketinde oluşur (şekil 6.4). Hareket yönünün tersindeki teğetsel direnç kuvvetine sürtünme kuvveti denir. Genellikle karşılaşılan iki ana tür sürtünme vardır; kuru sürtünme ve sıvı sürtünme. Kuru sürtünme, aynı zamanda “Coulomb” sürtünmesi olarak da adlandırılır, iki kuru yüzey hareket ettiğinde oluşan temas kuvvetlerinin teğetsel bileşenlerini anlatır. Sıvı sürtünme birbirine göre farklı hızlarda hareket eden bir sıvı içinde bitişik tabakalar arasında oluşan temas kuvvetlerinin teğetsel bileşenlerini anlatır.

Katı cisimler birlikte yüklenir ve bir F teğetsel kuvveti uygulanırsa hareketi başlatmak için gerekli olan teğetsel kuvvetin değerine statik sürtünme kuvveti (F_s) denir. Ara yüzeyde hareketin başlamasından önce birkaç milisaniye alır. Hareketi sürdürmek için gerekli olan teğetsel kuvvet kinetik (veya dinamik) sürtünme kuvveti (F_d) olarak bilinir. Statik sürtünme kuvveti kinetik sürtünme kuvvetinden ya daha büyük veya eşittir. (şekil 6.5)

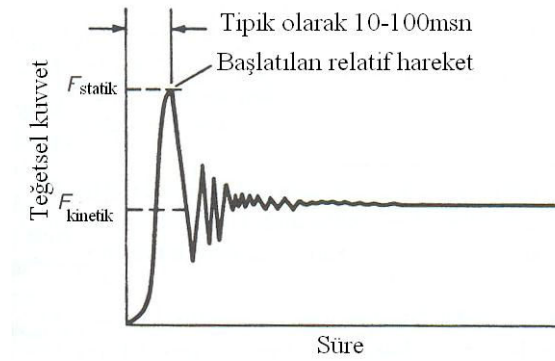
Sürtünme bir malzeme özelliği değil sistem karşılığıdır. İki katı yüzey temiz, kimyasal filmlerden ve adsorbantlardan arındırılmış ise yüksek sürtünme oluşur. Yüzey kalıntıları veya ince filmler sürtünmeyi etkiler. İyi yağlanmış yüzeylerde genellikle zayıf adhezyon ve sürtünme meydana gelir. Fakat, özellikle iki düzgün yüzey arasında çok az miktar sıvının bulunması sıvı ortamlı adhezyon oluşturur bu da yüksek sürtünme verir. (Bhushan, 1999)

Sürtünme kuvvetleri iyi veya kötü olabilir. Sürtünme olmadan yürümek, caddede otomobil tekerleklerini kullanmak veya bir nesneyi tutmak imkansızdır. Araç frenleri ve kavramaları ve gücün sürtünmeyle iletimi gibi bazı makine uygulamalarında sürtünme en üst düzeyde istenir. Fakat yataklar ve contalar gibi birçok sürtünen ve yuvarlanan

parçalarda sürtünme istenmez. Sürtünme enerji kaybına ve temas halinde hareket eden yüzeylerde aşınmaya neden olur. Bu durumlarda sürtünme en az seviyeye indirilmelidir. (Bhushan, 1999)



Şekil 6.4: a) bir cismin bir yüzey üzerinde kayması, b) bir cismin yatay bir yüzeyde yuvarlanmasının şematik gösterimi. W normal yük (kuvvet) ve F sürtünme kuvveti. (Bhushan, 1999)



Şekil 6.5: Süre veya mesafenin bir fonksiyonu olarak teğetsel kuvvet. (Bhushan, 1999)

6.3.1. Kayma sürtünmesi kuralları

Genellikle birçok uygulamaya uyan asıl (veya konvansiyonel) sürtünmenin iki temel kuralı vardır. Bu kurallar Amonton kuralları olarak bilinir. Leonardo da Vinci ondan 200 yıl önce bu kuralları açıklamıştır.

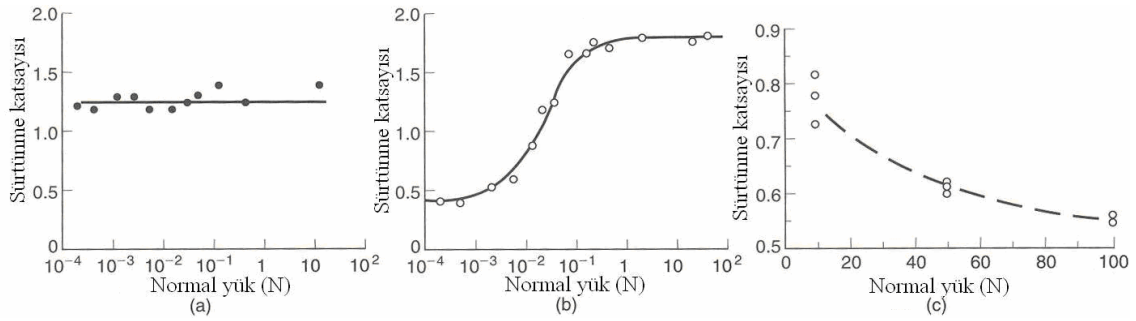
$$F = \mu W \dots\dots\dots [6.2]$$

μ (f olarak da gösterilir), statik sürtünme (μ_s) veya kinetik sürtünme (μ_k) katsayısı olarak bilinir ve normal yüke bağlıdır. Kuru sürtünme katsayısı 0,05'den 10'a kadar değişen değerler veya yumuşak ve/veya temiz metallerin vakumda birbiriyle sürtünmesinde daha büyük değerler alabilir.

İkinci kural; sürtünme kuvveti (veya sürtünme katsayısı) temas halindeki cisimler arasında görünen temas alanından bağımsızdır. Bu yüzden fiziksel boyutuna bakmadan iki cismin sürtünme katsayısı aynıdır.

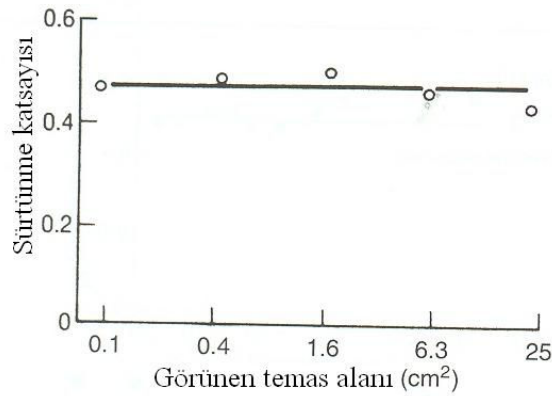
Bu iki kurala bazen üçüncü bir kural eklenir. Bu da, kinetik sürtünme kuvveti (veya sürtünme katsayısı) hareket bir defa başladığında kayma hızından bağımsızdır. Coulomb statik ve kinetik sürtünme arasında açık bir ayrım yapmıştır. Bu üç kural tamamen deneyseldir. (Bhushan, 1999)

Havada, yağlamanın olmadığı bir durumda alüminyum üzerinde bir çelik kaydırıcı için yükün bir fonksiyonu olarak sürtünme katsayısı şekil 6.6a'da gösterilmiştir. Sürtünme katsayısı yük 105 kat artsa bile değişmeden kalmaktadır. Fakat özellikle uygulanmış veya çevre ile reaksiyon sonucu oluşmuş yüzey filmleri olan malzemelerde sürtünme katsayısı yükün bir fonksiyonu olarak sabit kalmayabilir. Örneğin havada bakır üzerinde kayan bakır için sürtünme katsayısı düşük yüklerde düşüktür ve normal yük artırıldığında daha yüksek bir değere artış olur (şekil 6.6b). Düşük sürtünmenin nedeni olan faktörler: 1-Bakır havada oksitlenmeye hazırdır, bu yüzden düşük yüklerde oksit filmi iki metal yüzeyini etkili bir şekilde ayırır ve metalik temas çok azdır veya hiç yoktur. 2-Oksit filminin kesme mukavemeti çok düşüktür. Büyük yüklerde film kırılır, yakın metalik temas oluşur, bu da yüksek sürtünme ve yüzey hasarına neden olur. Birçok metal çifti için yüksek yük durumunda sürtünme katsayısı yük ile düşer (şekil 6.6c). Yüzey pürüzlülüğünün artması aşınma tozlarının miktarının fazla olmasının sürtünmeyi azalttığına inanılmaktadır.



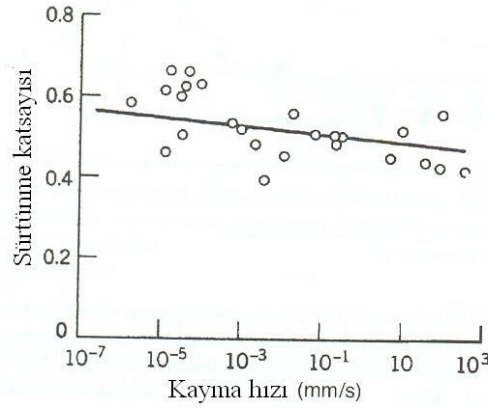
Şekil 6.6: Normal yükün sürtünme katsayısına etkisi. a) havada alüminyum üzerinde çelik, b) havada bakır üzerinde bakır ve c) havada Ni₃Al alaşımı üzerinde AISI 440C paslanmaz çeliğin kayması. (Bhushan, 1999)

Sürtünme katsayısı, çok düzgün yüzeylerde ve/veya mikro-nanonewton civarındaki düşük yüklerde çok küçük olabilir. Yağlama yapılmayan bir çelik yüzey üzerinde tahta kayıcının sürtünme katsayısının görünen temas alanı ile değişimi Şekil 6.7'de gösterilmiştir. Görünen yüzey alanı 250 kat kadar artırılmış ve normal yük sabit tutulmuştur. Sürtünme katsayısı, 2. Amonton kuralına uygun olarak sabit kalmaktadır. Sürtünme katsayısı polimerler gibi yumuşak malzemeler ve çok düzgün ve temiz yüzeyler için sabit kalmayabilir (bu durumda gerçek temas alanı görünen temas alanına eşittir). Örneğin otomobil tekerleğinin cadde üzerindeki sürtünme katsayısı tekerlek genişliğinin büyümesi ile artar.



Şekil 6.7: Havada 0,3N normal yük altında çelik yüzeyinde kaydırılan bir tahta için görünen temas alanının sürtünme katsayısına etkisi. (Bhushan, 1999)

Sürtünmenin hızdan bağımsız olduğunu söyleyen 3. Sürtünme kuralı her zaman geçerli değildir. Kinetik sürtünme katsayısı kayma hızının bir fonksiyonu olarak genellikle negatif eğimlidir (şekil 6.8). Sürtünme-hız eğrilerinin eğimi her zaman azdır. Sürtünme katsayısının hızla değişimi çok azdır. Kayma hızındaki değişiklikler kesme kuvvetini değiştirir, bu da malzeme çiftlerinin mekanik özelliklerini etkileyebilir. Birçok metal ve metal olmayan (özellikle polimerler) malzemelerin mukavemetleri yüksek kesme hızlarında daha yüksektir. Bu da daha küçük gerçek temas alanı ve kuru sürtünmede daha düşük sürtünme katsayısına neden olur. (Bhushan, 1999)

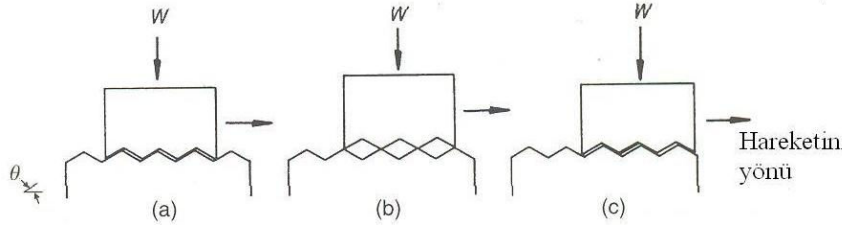


Şekil 6.8: 3N normal yük altında titanyum üzerinde kayan titanyum için sürtünme katsayısının kayma hızı ile değişimi. (Bhushan, 1999)

6.3.2. Kayma sürtünmesinin temel mekanizmaları

Amontons, Coulomb ve diğer ilk araştırmacılar metalik sürtünmenin temas yüzeylerinin pürüzlülüğünün mekanik etkileşiminden kaynaklanabileceğini ileri sürmüşlerdir. Coulomb modelinde köşeli şekilli pürüzlerin etkisi yüzeyler (a) pozisyonundan (b) pozisyonuna, oradan da (c) pozisyonuna kayarken iki yüzeyin ayrılmasına neden olur (şekil 6.9). Pürüzleri (a) pozisyonundan (b) pozisyonuna hareket ettirmede bir iş yapılır ve normal yük sistemde eşit miktarda iş yapar ve hareketin birinci fazında biriktirilen potansiyel enerjinin çoğu yüzeyler (b) pozisyonunda (c) pozisyonuna hareket ettiğinde toparlanır. Pürüzlerde aşağı doğru kayma sırasında

enerjinin sadece küçük bir kesri harcanır. Bu durumda sürtünme harcanan bir işlemdir. Mekanik etkileşim teorisi terk edilmiştir. Gerçekçi bir sürtünme teorisi enerji kaybının mekanizmasını içermelidir. (Bhushan, 1999)



Şekil 6.9: Kayma sürtünmesi için Coulomb modelinin şematik gösterimi. (Bhushan, 1999)

Bowden ve Tabor (1950) kayma temasındaki iki metalde mevcut temas noktalarında yüksek basıncın oluştuğunu bunun da lokal kaynamaya neden olduğunu ve bu yüzden oluşan temasların sonradan yüzeylerin relatif kayması ile paylaşıldığını ileri sürmektedir. Daha sonra pürüzlerin kaynaklanmasının gerekmediği fakat metal ve seramiklerin sürtünmesinde pürüzler arasında sadece iç adhezyonun yeterli olacağı tartışılmıştır. Yüzeyler arasındaki gerçek temas alanında (pürüz teması) oluşan adhezyonu yenmek için sürtünme enerjisine (veya kuvvet) ilaveten, hareket boyunca temas yüzeylerinin mikro boyuttaki deformasyonu için de enerjiye ihtiyaç vardır. Yüzeylerden birinin pürüzleri (şayet farklı malzemeler ise sert olanı) diğerini plastik deformasyon ile çizer, bu makro boyuttaki deformasyon (oluk açma) için enerjiye ihtiyaç vardır. Viskoelastik malzemelerde (polimerler gibi) deformasyon kuvveti elastik histerisiz kayıplarından ortaya çıkar. Bu teoriler, ilk önce Bowden ve Tabor tarafından ileri sürülmüştür ve metal ve seramiklerin sürtünmesinde en çok kabul gören teorilerdir. Metal ve seramiklerde enerji kaybının baskın mekanizması plastik deformasyondur. Ara yüzeylerin elastik deformasyonu boyunca çok az bir enerji kaybı vardır. %0,1-10 (genellikle %1'den az) bir enerji kaybı titreşimler ile oluşabilir. Mühendislik ara yüzeylerinde deformasyon öncelikle elastik olsa bile biraz plastik deformasyon da

oluşur. Deformasyon türünü ihmal etsek, hareket boyunca adhesif bağların kırılması için enerjiye ihtiyaç vardır.

Kayma boyunca adhezyon ve deformasyon işlemleri arasındaki etkileşimlerin ihmal edildiğini varsayarsak, bunları birbirine ekleyebiliriz ve toplam gerçek sürtünme kuvveti (F_i) adhezyon bağlanmalarını koparmak için gerekli olan kuvvet (F_a) ve deformasyon enerjisini uygulamak için gerekli olan kuvvetin (F_d) toplamına eşittir.

$$F_i = F_a + F_d \dots \dots \dots [6.3]$$

veya sürtünme katsayısı $\mu_i = \mu_a + \mu_d$ yazabiliriz. Polimerlerde (özellikle elastomerler) ve pürüzlü yüzeylerde genellikle m_d , m_i 'nin büyük bir kesri olabilir.

Adhezyon ve deformasyon teorileri arasında ayırım yapmak keyfidir ve etkileşimin olmadığını varsaymak da çok basit bir yaklaşımdır. Her iki durumda da lokal deformasyon vardır ve etkileşim halindeki yüzeylerin fiziksel ve kimyasal özellikleri, yük, kayma hızı, sıcaklık vs. sürtünmenin miktarını etkiler. İki bileşen arasında sürekli bir karşılıklı etkileşim olabilir.

Kırılğan malzemelerde adhesif temasların kırılması ve malzemelerin kırılğan deformasyonu dikkate alınmalıdır. Kılma tokluğu önemlidir. Kırılğan malzemelerin kırılma mekaniğine dayalı sürtünmeleri için literatürde açıklamalar mevcuttur. Bu anlatılan analizler sünek malzemelere uygulanabilir. (Bhushan, 1999)

6.4. Aşınma

Aşınma, birbiri ile kayma, yuvarlanma veya çarpma hareketi yapan iki yüzeyden birinde veya her ikisinde de yüzey hasarı oluşması veya yüzeyden malzeme uzaklaşmasıdır. Birçok durumda pürüzlerdeki yüzey etkileşimleriyle aşınma meydana gelir. Hareket sırasında önce temas yüzeyindeki malzeme yerinden çıkabilir, böylece katı cisim yüzeyindeki özellikler değişir, fakat çok az malzeme kaybı olur veya hiç malzeme kaybı olmaz. Sonra malzeme yüzeyden uzaklaşabilir ve diğer yüzeye malzeme transferi olabilir veya aşınma partikülleri şeklinde kırılarak yüzeyden ayrılabilir. Bir yüzeyden diğerine transfer olması durumunda yüzeylerden biri zarar görmüş olsa bile ara yüzeydeki net hacim veya ağırlık kaybı sıfırdır. Aşınma hasarı gerçekte malzeme kaybıyla olur ve bağımsız olarak da meydana gelebilir. Aşınmanın tanımlanması genellikle malzeme kaybıyla yapılır, fakat şunu da vurgulamak gerekir ki, verilen bir

cisimde net bir ağırlık veya hacim kaybı olmadan meydana gelen ve malzeme hareketlerinden kaynaklanan hasarlar da aşınmayı oluşturur.

Aşınma, tıpkı sürtünme gibi bir malzeme özelliği değildir, bir sistem karşılığıdır. Çalışma koşulları ara yüzey aşınmasını etkiler. Hatalı bir şekilde bazen yüksek sürtünmeli ara yüzeylerin yüksek aşınma hızı göstereceği varsayılmaktadır. Bu mutlaka doğru değildir. Örneğin seramikler orta derecede sürtünme fakat oldukça düşük aşınma gösterirken, katı yağlayıcıların bulunduğu ara yüzeyler ve polimerler düşük sürtünme ve yüksek aşınma gösterirler. (Bhushan, 1999)

6.4.1. Aşınma mekanizmaları

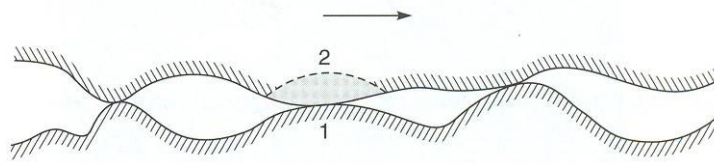
Aşınma mekanik ve/veya kimyasal anlamda meydana gelir ve genellikle sürtünme ısınmasıyla artar. Aşınma oldukça farklı olaylar olan altı prensibi içerir. Bunların ortak noktası sürtünen yüzeylerden katı malzeme uzaklaşmasıdır. bunlar; 1- adhesif, 2-abrasif, 3-yorulma, 4- erozyon veya çarpmalı darbe, 5-kimyasal (korozif) ve 6-elektrik ark aşınmalarıdır. bazı değerlendirmelere göre endüstriyel uygulamalarda bütün aşınma şekillerinin iki-üç katı adhesif ve abrasif aşınma mekanizmaları nedeniyle meydana gelmektedir. Yorulma mekanizması dışında bütün mekanizmalardaki aşınma malzeme kaybıyla meydana gelir. (Bhushan, 1999)

6.4.1.1. Adhesif aşınma

Adhesif aşınma iki normal düzgün katı cismin kayma temasında yağlama olsun veya olmasın meydana gelir. Ara yüzeyde pürüzlerin temasında adhezyon (veya bağlanma) meydana gelir ve bunlar kayma ile kesilir. Bir yüzeyden parçalar koparak diğer yüzeye yapışabilir. Kaymanın devamında diğer yüzeye transfer olan parçalar tekrar orijinal yüzeye transfer olabilir veya serbest aşınma partikülleri oluşabilir.

Malzemenin bir parçasının yüzeyden ayrılması için birkaç mekanizma önerilmiştir. Kayma aşınmasının ilk teorisinde (hala en çok rağbet gören) orijinal ara yüzeyde veya iki cisimden birinin en zayıf bölgesinde kesmenin oluşabileceği düşünülmektedir (şekil 6.10). Birçok durumda ara yüzey adhezyon mukavemetinin onu çevreleyen lokal bölgelerin kırılma mukavemetinden daha küçük olması beklenir, bu

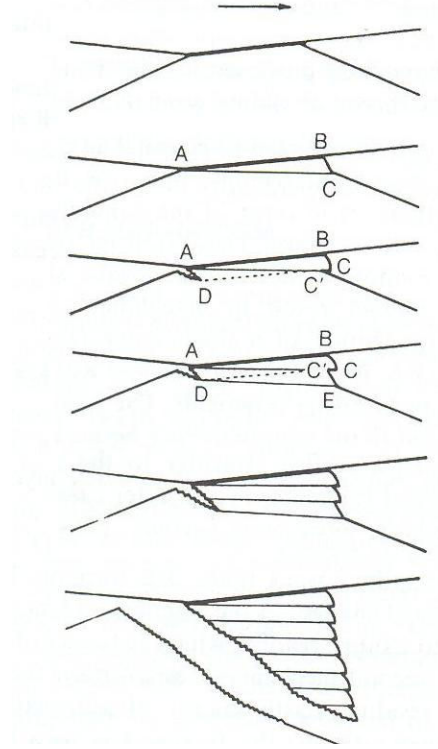
yüzden ara yüzeydeki kontakların çoğunda kesme boyunca kırılma oluşur ve bu kayma çevriminde aşınma oluşmaz. Kontakların küçük bir kesrinde iki cisimden birinde kırılma meydana gelebilir ve küçük bir parça (şekildeki taralı bölge) diğer yüzeye birleşmeye başlayabilir. Bu transfer parçaları düzensizdir ve bloklar içinde oluşur. Diğer mekanizmada bir pürüz temasının birbirini izleyen tabakalarının plastik kesilmesi bir aşınma parçasının kopmasına neden olur. Bu teoriye göre bağlantıda bir kesme çatlağının yayılması ile kayma düzlemi bölgesi esaslı birbirini izleyen tabakaların plastik kesilmesi meydana gelir (şekil 6.11). Bu işlemde ince kama şekilli transfer parçaları oluşur. Bu parçacıklar bir yüzeyden ayrılır ve adhezyon nedeniyle diğer yüzeye transfer olur. Daha fazla kayma bu iki mekanizma ile daha fazla parçacık oluşumuna neden olur. Diğer yüzeye veya yüzeye daha önce yapışmış parçacıklar üzerine transfer sonucu daha büyük bir aglomera büyük bağımsız aşınma partikülü olarak ayrılmaya başlar. Bu partiküller kabaca her yönde eşit ebatlı olabilir.



Şekil 6.10: Bir ara yüzeyin kesilmesi sırasında kırılmanın (1 ve 2) olasılıklarının şematik gösterimi. (Bhushan, 1999)

Parçacıklar ve transfer olacağı yüzey arasında kuvvetli bir bağın olması gerekse de son bağımsız partikülün oluşumu zayıf bir bağ gösterir. Bir bağımsız partikülün oluşumu parçacıktaki kimyasal değişikliklerden de kaynaklanır. Parçacıkların yüzey alanı çok geniştir ve hızla oksitlenmeye meyillidir, bu da adhesif mukavemeti düşürür ve hızla bağımsız partikülü kırar. Bağımsız partiküllerin oluşumundan sorumlu ikinci mekanizma yapışan parçacıkların kalıntı elastik enerjileridir. İki yüzey arasında sıkıştırıldığında parçacıklar yüksek oranda gerilmiş durumdadırlar. Diğer yüzey üzerinde hareket ettiğinde sadece artık elastik gerilmeler kalır. Elastik enerji adhesif

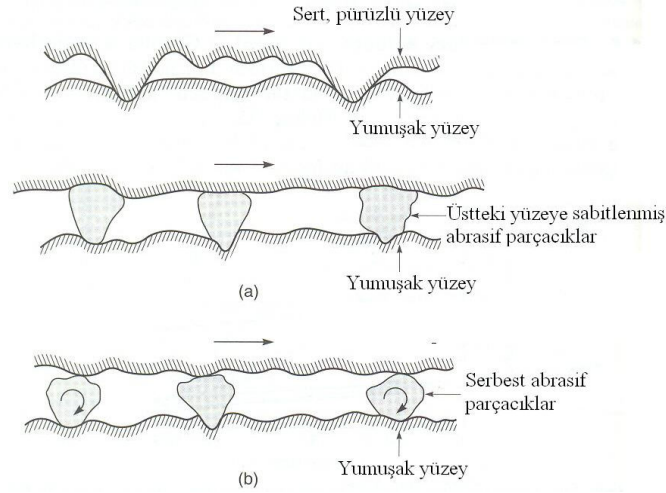
enerjiden daha büyükse bir parçacık aşınma partikülü şeklinde kırılıp ayrılır. (Bhushan, 1999)



Şekil 6.11: Bir pürüz temasında malzemenin bir parçasının plastik deformasyonla ayrılmasının şematik gösterimi. (Bhushan, 1999)

6.4.1.2. Abrasif aşınma

Abrasif aşınma pürüzlü, sert bir yüzeyin pürüzleri veya sert partiküllerin yumuşak bir yüzey üzerinde kaymasıyla meydana gelir ve ara yüzeyi plastik deformasyon veya kırılma ile hasara uğratar. Yüksek kırılma tokluğu olan (metal ve alaşımlar) sünek malzemelerde sert pürüzler veya sert partiküller yumuşak malzemede plastik akmaya neden olur. Birçok metalik ve seramik yüzey kayma sırasında plastik akmaya ait açık deliller gösterir. Metallerin temas eden pürüzleri en düşük yüklerde bile plastik deformasyona uğrar. Düşük kırılma tokluklu kırılğan malzemelerde aşınma gevrek kırılma ile olur. Bu durumda hasarlı bölge büyük çatlaklar içerir.



Şekil 6.12: Abrasif aşınmanın şematik gösterimi, a) pürüzlü sert bir yüzey veya abrasif parçacıkların bir yüzeye yapışık olması, b) yüzeylerden en azından birinden daha sert olan abrasif parçacıkların iki yüzey arasında sıkışması (Bhushan, 1999)

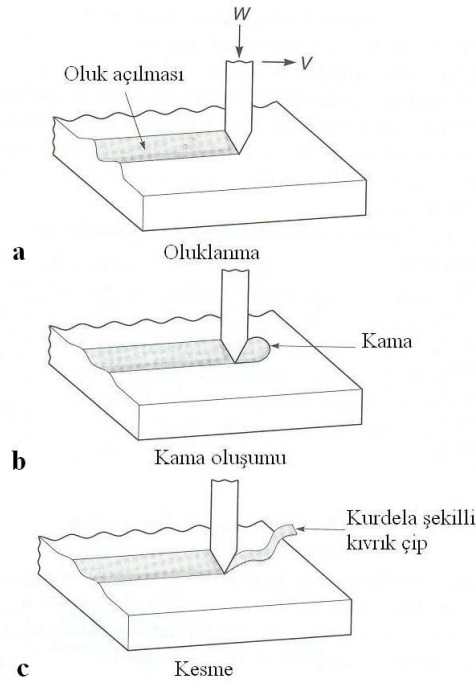
Abrasif aşınma için iki genel durum vardır (şekil 6.12). Birinci durumda sert yüzey iki sürtünen yüzeyin daha sert olanıdır. (iki cisim abrasyonu). Bu duruma örnekler öğütme, kesme ve talaşlı imalat gibi makine çalışmalarıdır. İkinci durumda sert yüzey üçüncü bir cisimdir, genellikle küçük abrasif partiküllerdir, diğer iki yüzey arasında bulunur ve yüzeylerden birini veya ikisini de aşındırabilir (üç cisimli abrasyon). Buna örnekler serbest abrasif alıştırma ve parlatmadır. Birçok durumda başlangıçta aşınma mekanizması adhesiftir. Adhesif aşınmada aşınma partikülleri oluşur, bu partiküller ara yüzeyde sıkışır ve üç cisimli abrasif aşınmaya neden olur.

Birçok abrasif aşınma durumunda, daha çok yumuşak yüzeyde, kayma yönüne paralel olan oluklar şeklinde (oluklanma) kazıma gözlenmiştir. Abrasif aşınmaya uğratılmış bir numunenin dik kesitinin SEM incelemesi adhesif aşınmadaki kadar çok olmasa da plastik deformasyon yüzeyi göstermiştir. Hasara uğramış yüzeyin mikro sertliğinde %10-80 artış olduğu gözlenmiştir. (Bhushan, 1999)

6.4.1.2.1. Plastik deformasyonla abrasif aşınma

Abrasyon sırasında bir yüzeyden malzeme kaldırılması birkaç deformasyon moduyla meydana gelebilir. Bunlar oluklanma, kama oluşumu ve kesmedir (şekil 6.13).

Oluklanma daha yumuşak malzemenin plastik akması sonucu bir seri oluğun oluşmasıdır. Oluklanma işleminde (çıkıntı oluşumu da denir) malzeme kaybı olmaksızın bir oluktan yanlara malzeme hareket eder (şekil 6.13a). Fakat yüzey birkaç kere oluklandığında bir düşük çevrimli yorulma mekanizmasıyla malzeme kaybı oluşabilir. Oluklanma oluştuğunda aşınma partikülleri oluşsun veya oluşmasın olukların kenarlarında çıkıntılar oluşur. Bu çıkıntılar düzleşir ve tekrarlı yükleme boşaltma çevriminden sonra neticede kırılırlar. Oluklanma işlemi alt yüzey plastik deformasyonuna da neden olur ve yüzey ve alt yüzey çatlaklarının çekirdeklenmesine katkıda bulunabilir. Daha fazla yükleme ve boşaltma (düşük çevrimli yüksek gerilmeli yorulma) bu çatlaklara, önceden bulunan boşluk ve çatlakların ilerlemesine ve komşu çatlaklarla birleşmesine neden olur. Sonunda yüzey kesilir ve ince aşınma pıhtıları oluşur. İndiyum ve kurşun gibi çok yumuşak metallerde üretilen aşınma tozlarının miktarı azdır ve deforme olan malzeme olukların kenarları boyunca hareket eder.



Şekil 6.13: Üç deformasyon modunda plastik deformasyonun sonucu olarak abrasif aşınma proseslerinin şematik gösterimi. (Bhushan, 1999)

Abrasif aşınmanın kama oluşumu türünde bir abrasif uç bir oluk açar ve önünde bir kama oluşturur. Bu genellikle ara yüzeyin kesme mukavemetinin cismin kesme mukavemetine oranı yüksek olduğunda (yaklaşık 0,5-1) meydana gelir. Bu durumda oluktan çok az bir malzeme kenarlara hareket eder ve kalan malzeme bir kama olarak görünür (şekil 6.13b)

Abrasif aşınmanın kesme formunda büyük dalma açılı bir abrasif uç bir oluk açar ve metal kesme işlemine benzer şekilde süresiz veya kurdele şeklinde partikülleri koparır (şekil 6.13c). Bu işlem genellikle çok miktarda malzeme uzaklaştırılmasıyla sonuçlanır ve uzaklaşan malzeme oluğun ebatına göre çok azdır. (Bhushan, 1999)

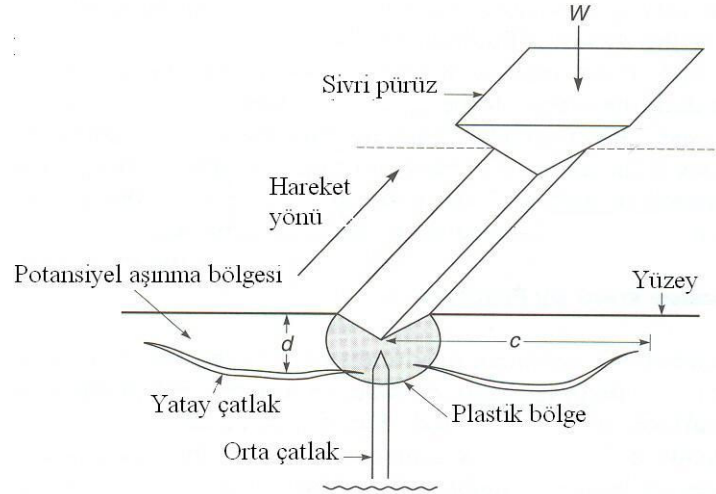
6.4.1.2.2. Kırılmayla abrasif aşınma

Kırılgan bir katının düzgün yüzeyi üzerinde keskin geometrili bir pürüz düşünelim (şekil 6.14). Düşük yüklerde sert bir pürüz teması sadece plastik deformasyona neden olur ve aşınma plastik deformasyonla meydana gelir. Belirli bir yükün üzerinde gevrek kırılma oluşur ve birden artan bir hızla yatay çatlama ile aşınma oluşur. Eşik yük $(K_c/H)^3 K_c$ ile orantılıdır. H/K_c gevreklik indeksi olarak bilinir, H sertlik (deformasyona direnç) ve K_c kırılma tokluğudur. (kırılmaya karşı direnç) batan pürüz hareket ettiğinde çatlakın maksimum genişlemesi gerçekleşir. Sert bir pürüz bir yüzey üzerinde kaydığında yatay çatlaklar serbest yüzeye doğru ilerler ve malzeme yatay çatlaklar ile serbest yüzey arasında bağlanmış bölgeden pıhtılar şeklinde koparılır. E/H oranı farklı sert gevrek katılar için çok fazla değişmez. Bu yüzden aşınma hızı kırılma tokluğu ve sertlik ile ters orantılıdır. Aşınma hızı normal yük ile orantılıdır. (Bhushan, 1999)

6.5. Sürtünme ve Aşınmanın Ölçülmesi

Sürtünme katsayısı sürtünme kuvvetinin uygulanan normal kuvvete oranından hesaplanır. Malzeme çiftlerinin sabit elemanı esnek bir eleman üzerine bindirilmiştir ve sürtünme kuvveti (sabit elemanı tutmak için gerekli kuvvet) yük ölçerler (strain-gage transducer) veya yerdeğiştirme ölçerleri (capacitance veya optik metodlar) kullanılarak

ölçülür. Belirli şartlarda piezoelektrik kuvvet transducerleri de (çoğunlukla dinamik ölçümlerde) sürtünme kuvvetinin ölçümünde kullanılır.



Şekil 6.14: Gevrek bir malzemenin düzgün yüzeyinde kayan sert bir pürüzün yatay çatlaklar oluşturmasıyla meydana gelen aşınma mekanizması. (Bhushan, 1999)

Aşınma ölçüm teknikleri ağırlık kaybı, hacim kaybı veya aşınma genişliği veya derinliği veya diğer geometrik ölçümlerdir ve bir kaplamayı aşındırmak için gerekli zaman veya şiddetli bir aşınmaya neden olacak veya yüzeyde bir değişikliğe neden olacak yük miktarı gibi indirekt ölçümlerdir. Hasarlı yüzeylerin mikroskobik aşınma ölçümünde genellikle taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve atomik kuvvet mikroskobu (AFM) kullanılır.

Ağırlık kaybı ölçümleri büyük miktarda aşınma için uygundur. Ağırlık kaybı ölçümlerinin iki büyük sınırlaması vardır. Birincisi, aşınma kaldırılan malzemenin hacmine bağlıdır. Bu yüzden bu metot karşılaştırılan malzemelerin yoğunluğu farklı ise farklı sonuçlar verebilir. İkincisi, bu ölçüm malzemenin yer değiştirmesi için ölçü değildir, çünkü bir numune transfer ile ağırlık kazanabilir. Bu yüzden ağırlık kaybı ölçümleri sadece yoğunluk sabit kaldığında ve aşınma işleminde transfer oluşmadığında geçerlidir. Bu teknik küçük yük ve/veya kısa zaman kullanıldığında veya ince aşınmaya karşı dayanıklı kaplamalara test yapıldığında aşınma miktarı çok az olacağından yeteri kadar hassas değildir.

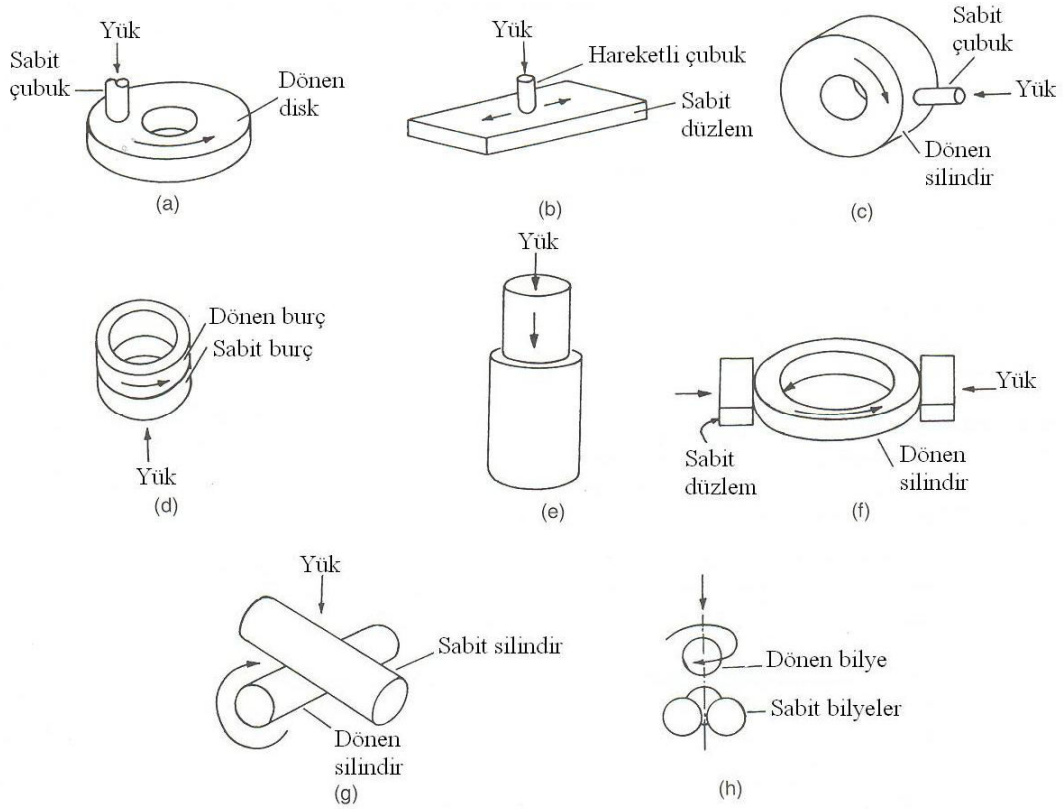
Bir stylus (ince uç) veya temas etmeyen optik profil ölçer ve Vickers veya Knoop mikrosertlik ölçüm tekniklerinin kullanımı kolaydır ve aşınma derinliğini nanometre mertebesinde hassasiyetle ölçmek için genellikle kullanılır. Üç boyutlu hasarlı yüzey profilleri de otomatik profil ölçerler ile elde edilebilir. mikro sertlik ölçüm tekniğinde, Vickers veya Knoop ölçümleri aşınma yüzeyinde yapılır. Bir mikroskopta aşınma testinden önce ve sonra girintilerin genişliği ölçülerek aşınma derinliği hesaplanabilir. Nanoçizme tekniğinde bir nanoçizik bir konik uçlu nanoçizici kullanılarak küçük yüklerde ile yapılır. Bir AFM kullanılarak aşınma testinden önce ve sonra yapılan nanoçizimin derinlik ölçümü aşınma derinliğini verir. (Bhushan, 1999)

6.5.1. Tipik test geometrileri

6.5.1.1. Kayma sürtünmesi ve aşınma testleri

Numune geometrisi, uygulanan yük, kayma hızı, ortam sıcaklığı ve nemliliği gibi faktörlerin kontrolüne imkan sağlayan birçok hızlandırılmış test aleti ticari olarak mevcuttur. En çok kullanılan ara yüzey geometrileri şekil 6.15’de gösterilmiştir. Statik ve dinamik yükleme herhangi bir test geometrisinde uygulanabilir. (Bhushan, 1999)

Disk üzerinde çubuk (pin-on-disk) (yüzeyden yükleme): Disk üstünde çubuk aparatında çubuk sabittir ve disk döner. (şekil 6.15a) Çubuk, dönmeyen bir bilye, yarım küre uçlu bir ilave, düz uçlu bir silindir veya hatta dikdörtgenel bir paralel boru bile olabilir. Bu test aparatı tribolojik uygulamalar için malzemelerin gelişiminde en çok kullanılan yöntemdir.



Şekil 6.15: Kayma sürtünmesi ve aşınma testlerinde kullanılan tipik test geometrilerinin şematik gösterimleri. (Bhushan, 1999)

Düzlem üzerinde çubuk (pin-on-flat) (var-gel): Düzlem üzerinde çubuk aparatında sabit duran çubuk üzerinde bir düzlem git-gel hareketi yapar (şekil 6.15b). Bazı durumlarda düzlem sabittir ve çubuk hareketlidir. Çubuk, bir bilye, yarım küre uçlu bir ilave veya düz uçlu bir silindir olabilir. Yüksek frekansta küçük bir titreşim genliği kullanarak aşınma testleri yapılabilir.

Silindir üzerinde çubuk (pin-on-cylinder) (kenardan yükleme): Silindir üzerinde çubuk aparatı disk üzerinde çubuk aparatına benzerdir. Farkı, çubuğun yüklemesi dönen veya titreşen silindirin eksenine diktir (şekil 6.15c). Çubuk düzlem veya yarım küresel uç olabilir.

Sürtünen rondelalar (thrust washers) (yüzeyden yükleme): Sürtünen rondelalar test aparatında bir rondelanın (disk veya silindir) düzgün yüzeyi sabit bir rondelanın düzgün yüzeyi üzerinde döner veya titreşir (şekil 6.15d). Test yüzeyden yüklemelidir, çünkü yük dönme eksenine paralel uygulanır. Rondelalar dolu veya halka

şeklinde olabilirler. Bu konfigürasyon en çok çark mil yatağı ve yüzey contaları gibi düşük gerilmeli uygulamalar için malzemelerin testinde kullanılır.

Burç içinde çubuk (pin-into-busging) (kenardan yüklemeli): burç içinde çubuk test aparatında bir burç içerisine daha büyük ebatlı bir çubuğu bastırmak için gerekli aksenal kuvvet ölçülür (şekil 6.15e). Normal (aksenal) kuvvet radyal yönde etkili olur ve burcu genişletmeye çalışır, bu radyal kuvvet malzeme özellikleri, girişim ve burcun dış çapındaki değişimden hesaplanabilir. Aksenal kuvvetin radyal kuvvete bölümü sürtünme katsayısını verir.

Dönen silindir üzerinde dikdörtgen düzlemler (kenardan yükleme): Dönen bir silindir üzerinde dikdörtgen düzlemler test aparatında iki dikdörtgen düzlem dönen veya titreşen diskin eksenine dik olarak yüklenir (şekil 6.15f).

Çapraz silindirler (crossed cylinders): Çapraz silindirler test aparatında içi boş (su soğutmalı) veya dolu bir silindir sabit aşınma elemanı ve dolu bir silindir de dönen veya titreşen aşınma elemanı olarak kullanılır. Silindirler birbirine diktir. (şekil 6.15g)

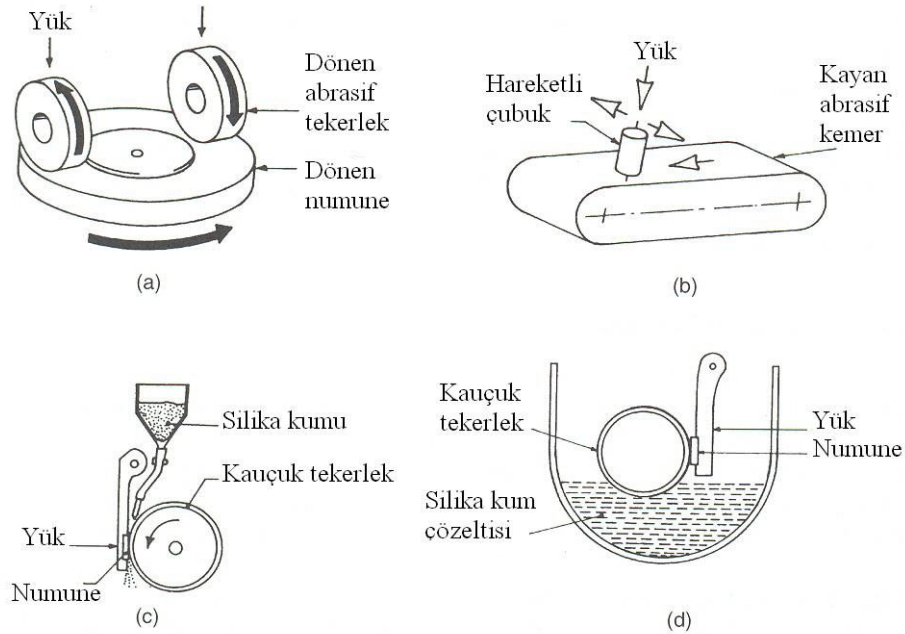
Dört bilye: Dört bilye aparatında dört bilye eşkenar tetrahedron oluşturur (şekil 6.15h). Üstteki bilye döner ve sabit pozisyonda duran alttaki üç bilyeye sürtünür.

6.5.1.2. Abrasyon testleri

Abrasyon testlerinde iki cisim ve üç cisimli testler vardır. İki cisimli bir abrasyon testinde hareket eden elemanın birisi abrasiftir. Üç cisimli bir abrasyon testinde abrasif parçacıklar ara yüzeyde tanımlanır. Abrasyon testleri, daha önce anlatılan test geometrileri ile yüzeylerden birini abrasif malzemedan yaparak veya ara yüzeyde abrasif partiküller bulundurarak yapılabilir. Genellikle kullanılan birkaç özel test burada anlatılmıştır. (Bhushan, 1999)

Taber abrasyon testi: Taber test edici çeşitli malzeme ve kaplamaların abrasyon dirençlerini belirlemek için geniş çapta kullanılır. Test numuneleri (tipik olarak 100mm kare veya 110mm çaplı) aşındırıcı dönen tabla üzerine yerleştirilir ve ağırlığı bilinen dönen abrasif tekerlek (yün keçe, düz kauçuk ve tungsten karbür) çifti ile sürtünme etkisi uygulanır (şekil 6.16a). Abrasif tekerlek çiftleri ile numune malzemesinin bağlandığı döner tabla ters yönde döndüğünde aşınma etkisi oluşur. Sonuçlar dört farklı metotla değerlendirilir; malzemenin son noktası veya genel

kırılması, aynı spesifik ağırlıklı malzemeler arasındaki ağırlık kaybının mukayesesi, farklı spesifik ağırlıklı malzemelerdeki hacim kaybı ve aşınma derinliğinin ölçülmesi.



Şekil 6.16: Abrasyon test aparatlarının şematik gösterimleri(Bhushan, 1999)

Abrasif kuşak testi: Düz uçlu bir blok veya silindirik numune bir abrasif kuşakla kaydırılarak aşındırılır (şekil 6.16b). Kuşak yatay olarak çalışırken numune kuşak üstünde çaprazlamasına karşılıklı çalışır. Numune abrasiyon testi sırasında döndürülebilir de.

Kuru kum abrasiyon testi: Kuru kum abrasiyon veya kuru kum kauçuk tekerlek abrasiyon test aparatında numune dönen kauçuk tekerlek üstüne yüklenir (şekil 6.16c). Yük tekerleğin yatay çapı boyunca uygulanır. Abrasif kendi halinde numune ve tekerlek arasına beslenir. Abrasif tipik olarak 50-70mesh ASM test kumudur. Numune ağırlık kaybı abrasif aşınmanın bir ölçüsü olarak kullanılır.

Islak kum abrasiyon testi: Islak kum abrasiyon test aparatında numune kauçuk tekerlek ile sıkıştırılmıştır (şekil 6.16d). Çelik bir tekerlek üzerine kauçuk halka geçirilmiştir ve bu tekerlek bir sulu silika kumu içinde döner. Kum test numunesi ve

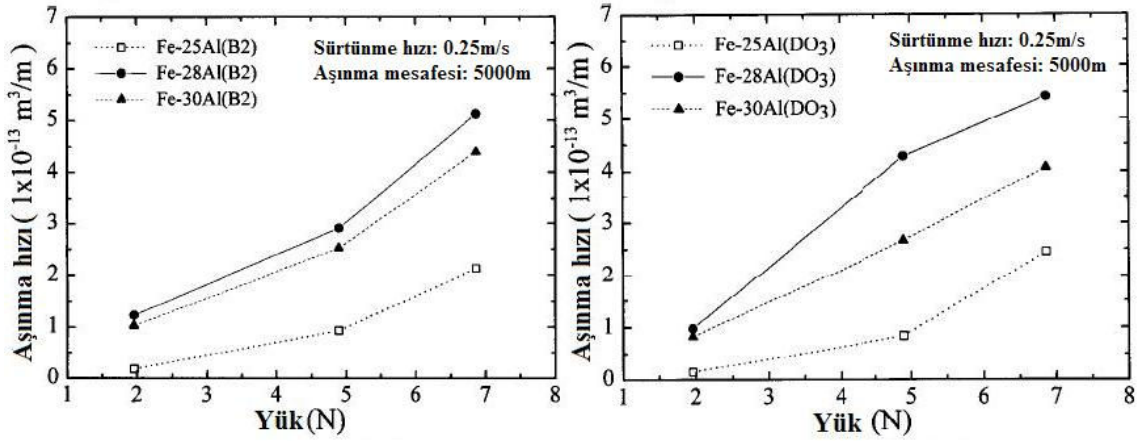
tekerlek arasına kauçuk ile taşınır. Sulu kum 940g deiyonize su ve 1500g AFS 50-70mesh silika test kumu içerir. Numune ağırlık kaybı abrasif aşınmanın bir ölçüsü olarak kullanılır.

Bozulma direnci abrasyon testi: Bozulma direnci abrasyon testi aparatı, düşen silisyum karbür test aparatı da denir, kaba, sert silisyum karbür partiküllerinin çarpma veya darbesinin bir sonucu olan abrasif aşınmayı simüle eder. Testle belirli bir ağırlıktaki 80 grit silisyum karbür bir cam tüp ile test numunesi yüzeyine 45° açıyla düşürülür. Abrasyon direnci aşınmış test numunesinin yüzeyindeki bulanıklığın oransal değişimi ölçülerek belirlenir.

6.6. Demir Aluminatların Aşınması

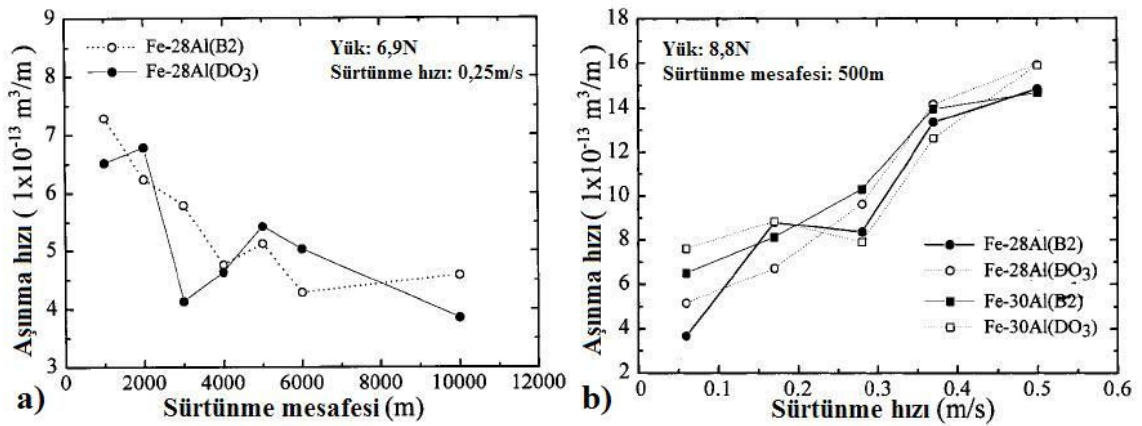
Kim and Kim (1998) atomca %25, 28 ve 30 Al içeren Fe₃Al esaslı demir aluminatların sürtünme aşınması özelliklerini araştırmışlardır. Bu araştırmacılar alaşımları vakum indüksiyon ergitmeyle hazırlamışlar ve numuneleri sıcak haddeleme ile üretmişlerdir. Aşınma testlerini bu alaşımların DO₃ ve B₂ yapısına sahip durumlarına oda sıcaklığında ve açık atmosferde uygulamışlar, Al içeriğinin ve yapının aşınma özelliklerine etkilerini araştırmışlardır. Aşınma testlerinde disk üzerinde çubuk düzeneğini kullanmışlardır. Numuneler 30mm çapında disk, karşı malzeme ise sertleştirilmiş AISI 52100 çelik bilyeleridir. Aşınma testlerinde test değişkenleri; normal yük, sürtünme mesafesi ve sürtünme hızıdır.

Aşınma hızı uygulanan normal yükün artışıyla artmaktadır (şekil 6.17). Düşük yüklemelerde aşınma hızı çok farklı değilken yüksek yüklemelerde aşınma hızlarındaki fark daha belirgindir. Aluminatlar içinde Fe-25Al en düşük aşınma hızı gösterirken Fe-28 Al en yüksek aşınma hızını göstermiştir. DO₃ yapısındaki aluminatlar B₂ yapısından çok az bir miktar daha fazla aşınma hızı göstermiştir. Fakat bu test koşullarında iki düzenli yapı arasındaki aşınma hızı farkı çok belirgin değildir.



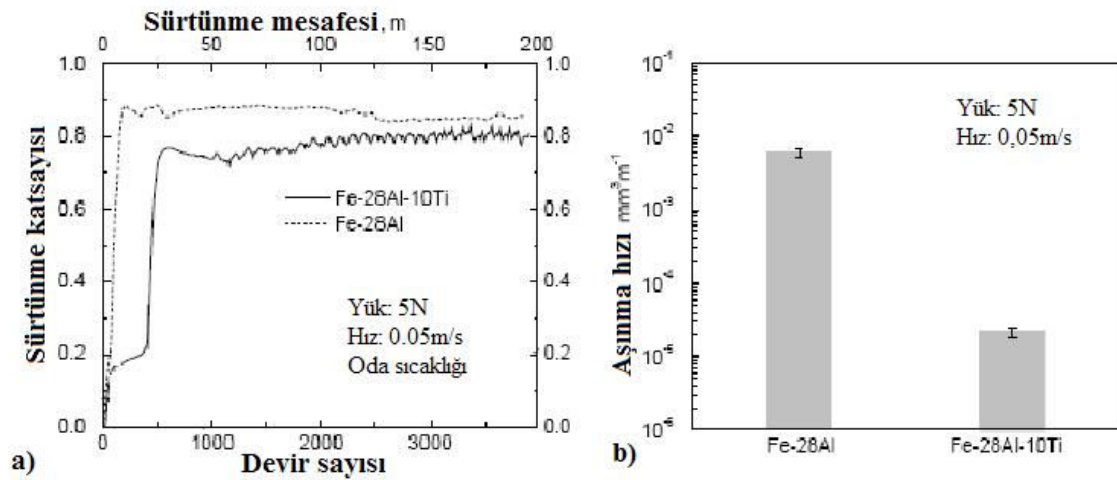
Şekil 6.17: B₂ ve DO₃ yapısındaki alaşımlarda aşınma hızının normal yüklerle değişimi. (Kim and Kim, 1998)

Şekil 6.18,a'da B₂ ve DO₃ yapılarındaki Fe-28Al aluminat için aşınma hızının sürtünme mesafesi ile değişimi gösterilmektedir. Her iki yapıda da yaklaşık 4000m sürtünme mesafesine kadar aşınma hızı azalmış, daha sonra sabit kalmıştır. İki yapının aşınma hızlarında bariz bir fark yoktur. DO₃ ve B₂ yapılarına sahip Fe-28Al ve Fe-30Al aluminatların aşınma hızlarının sürtünme hızı ile değişimi şekil 6.18,b'de görülmektedir. Şekilde sürtünme hızı arttıkça aluminatların aşınma hızının arttığı görülmektedir.



Şekil 6.18: Aşınma hızının sürtünme mesafesi ve hızı ile değişimi. (Kim and Kim, 1998)

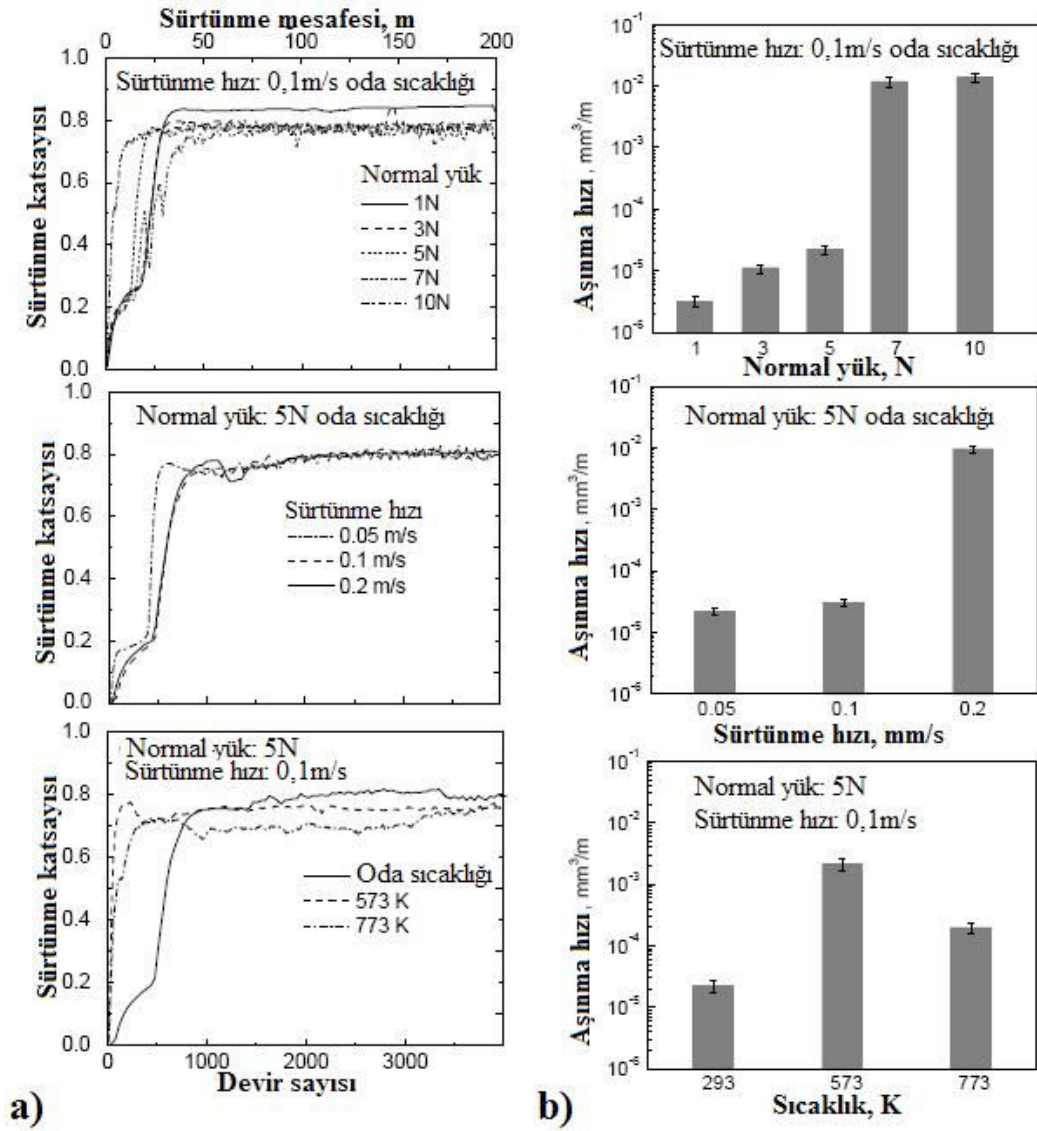
Guan et al. (2004) Fe-28Al ve Fe-28Al-10Ti alaşımlarının oda sıcaklığındaki ve yüksek sıcaklıklardaki kuru sürtünme aşınma özelliklerini araştırmışlardır. Guan et al. (2004)'ün söylediğine göre Kim et al (1997,1998) Fe-Al alaşımlarının iyi aşınma özellikleri gösterdiği ve yüksek miktarda karbon ilave ederek aşınma dirençlerinin büyük ölçüde artırıldığını belirtmiştir. Bu yazarlar alüminatların aşınma hızlarının uygulanan yük ve sürtünme hızının artmasıyla arttığını ve aşınma direncinin Al içeriğinin artışıyla düştüğünü bildirmişlerdir. Yine Guan et al. (2004) Hawk et al. (1995) ve Maupin et al. (1993)'ün Fe₃Al'ye Ti ilavesinin anti-abrasif özelliklerin artırılmasında çok etkili olduğunu bildirdiğini söylemektedir.



Şekil 6.19: Fe-28Al ve Fe-28Al-10Ti alaşımlarının tribolojik davranışlarının karşılaştırılması (Guan et al., 2004)

Guan et al. (2004) aşınma numunelerini gaz atomizasyonu ile üretilen tozların sıcak izostatik preslenmesiyle üretmişlerdir. Aşınma testleri disk üzerinde bilye düzeneğiyle, havada, farklı yük, sürtünme hızı ve sıcaklıklar için yapılmıştır. Ti ilavesinin aşınma davranışları üzerindeki etkisi şekil 6.19'da görülmektedir. Şekil 6.19, a'da Fe-28Al alaşımının sürtünme katsayısı titanyumlu olandan yaklaşık %10 daha yüksektir. Aşınma hızı ise titanyum ilavesi ile yaklaşık 300 kat azaltılmıştır (şekil 6.19, b). Bu araştırmacılar Ti ilaveli alaşım daha iyi tribolojik özellikler gösterdiğinden diğer

deneylerini bu alaşım üzerinde yapmışlardır. Normal yükün, sürtünme hızının ve test sıcaklığının sürtünme katsayısına etkileri Şekil 6.20,a'da, aşınma hızına etkileri ise şekil 6.20, b'de görülmektedir. Sürtünme katsayısının normal yük ve kayma hızına çok az bir bağımlılığı vardır. Sıcaklık arttıkça sürtünme katsayısı azalmaktadır. Aşınma hızı normal yükün artışıyla artmaktadır. 5 ve 7N yük arasında ise büyük bir artış gözlenmiştir. Aşınma hızı 0,2m/s sürtünme hızında da büyük bir şekilde artmıştır. Sıcaklığa bağımlılıkta ise maksimum aşınma hızı 573 K'de görülmüştür.



Şekil 6.20: Fe-28Al-10Ti alaşımının sürtünme katsayısı ve aşınma hızının normal yük, sürtünme hızı ve test sıcaklığıyla ilişkisi. (Guan et al., 2004)

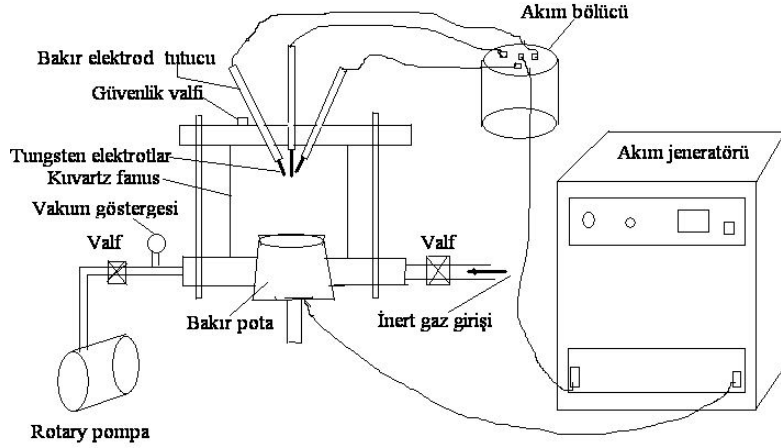
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada demir aluminat metaller arası bileşiklerine borlama yapılarak, yüzeyde aşınmaya karşı dayanıklı bir borür tabakası oluşturulması hedeflenmiştir. İlk önce, en çok bilinen bileşiklerden biri olan Fe_3Al esaslı $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımı vakumda ark ergitme tekniğiyle ESOGU Metalurji Enstitüsü laboratuvarlarında üretilmiş, bu alaşıma borlama uygulanmış, borlama aktivasyon enerjisi ve büyüme hız sabiti tespit edilmiştir. Daha sonra Al içeriğinin demir aluminatların borlanmasındaki etkilerini tespit etmek amacıyla, saf demirden atomca %40'a kadar değişen oranlarda Al içeriğine sahip demir aluminatlar üretilerek değişen işlem şartlarının ve alüminyum içeriğinin, bor tabakası kalınlığına, sertliğine, oluşan fazlara ve morfolojisine etkisi incelenmiştir. Aktivasyon enerjisinin artan Al bileşimi ile değişimi tespit edilmiştir. Değişik süre ve sıcaklıklarda borlanan $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımına kuru sürtünme testi uygulanarak abrasif ve adhesif aşınma özellikleri tespit edilmiştir.

7.1. Alaşımların Üretimi

Deneylerde kullanılan tüm alaşımlar ESOGU Metalurji Enstitüsü laboratuvarlarında bulunan ark ergitme ocağında üretilmiştir. Alaşımın hazırlanmasında %99,5 saflıkta Fe ve %99,7 saflıkta Al kullanılmıştır. Atomca %5, 10, 15, 20, 25, 28, 30, 35 ve 40Al içeren alaşımlar hazırlanmıştır. Ark ergitmeyle elde edilen alaşımların bazılarının optik emisyon spektrometresi ile ölçülen bileşim değerleri çizelge 7.1'de verilmiştir. Alaşımların üretiminde kullanılan ark ergitme ocağının şematik görünümü şekil 7.1'de verilmiştir. Fırında güç kaynağında üretilen akım üçe bölünerek elektrotlara verilmekte ve elektrotlar ayrı ayrı veya birlikte kullanılabilir. Ergitme su ile soğutulan bakır bir potada gerçekleştirilmektedir. Ergitme bölgesi kuvarz bir fanusla kapatılmıştır. Böylece ortam bir rotary pompa ile vakumlanabilmekte veya istenilen bir gaz ortamında ergitme yapılabilir. Elektrotlar tungstenden yapılmıştır ve su ile soğutulmaktadır. Elektrotlar yukarı-aşağı ve eksen etrafında hareket edebilmektedir.

Alaşımlar bileşimlerine göre hazırlanan demir ve alüminyumun bakır potada, fırın iki defa vakumlanıp argon verildikten sonra sürekli akan argon atmosferinde üçer kez ergitilmesiyle hazırlanmıştır.



Şekil 7.1: Ark ergitme fırınının şematik görünüşü.

Çizelge 7.1: Hazırlanan alaşımların bazılarının bileşimleri (% atom).

Atomca %Al	5		25		40	
	Fe	Al	Fe	Al	Fe	Al
	kalan	4,7	kalan	24,5	kalan	41,2

7.2. Numunelerin Borlama için Hazırlanması

Vakum ark ocağında üretilen numuneler torna tezgahında 8mm çaplı çubuklar halinde işlenmiştir. Daha sonra bu çubuklardan 3,5mm kesilerek numuneler çıkarılmıştır. Bu numunelerin bir yüzeyi metalografik işlemlerle zımparalanıp 3 mikronluk elmas pasta ile parlatılmıştır.

7.3. Borlama İşlemi

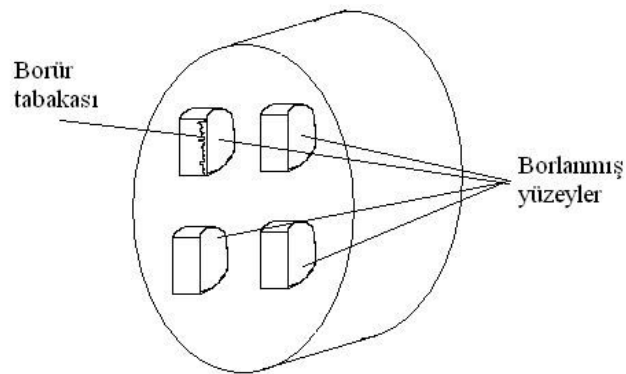
Borlama, vakum ısıl işlem fırınında grafit potalarda gerçekleştirilmiştir. Grafit potaların iç ölçüleri 40mm çapında ve 55mm yüksekliğinde işlenmiştir. Bor kaynağı olarak susuz sodyum boraks ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$) kullanılmıştır. Borlamada aktivatör olarak silisyum karbür kullanılmıştır. Boraks seramik değirmende öğütülerek 150 mesh elek

altına indirilmiştir. Silisyum karbür tane boyutu da 22 mikrondur. Borlama işleminde ağırlıkça %35 silisyum karbür %65 boraks karışımı kullanılmıştır.

Borlamanın başlangıcında 40g boraks-silisyum karbür karışımı grafit potaya konulmuş ve rotary pompa ile sürekli vakumlanan elektrik dirençli fırın içinde istenilen borlama sıcaklığına ulaşıncaya kadar beklenmiştir. İşlem sıcaklığına ulaşıldığında pota fırından çıkartılmış, sıvılaşmış karışım hafifçe karıştırılmış ve numune, parlatılmış yüzeyi yukarıya gelecek şekilde sıvıya gömülmüştür. Daha sonra potanın üzerine 20g daha boraks- silisyum karbür karışımı ilave edilmiş ve yeniden fırına konulmuştur. Borlama işlemi 3, 6, 9, 12 saat süreyle 900, 950, 1000 ve 1050°C sıcaklıklarda yapılmıştır. İstenilen borlama süresi kadar beklenmiş ve numune sıvı banyo içinden çıkarılarak havada soğutulmuştur.

7.4. Metalografi Numunelerinin Hazırlanması

Borlanan numuneler bor tabakası büyüme eksenine dik konularak sıcak kalıplanmıştır. Zımpara ile yeterli bir derinliğe inildikten sonra numune yüzeyi 400, 800 ve 1000 grid zımparalar ile zımparalanmıştır. Daha sonra 3 ve 1 mikronluk elmas pasta ile parlatılmıştır. Hazırlanan numuneler ile önce metalografi çalışmaları daha sonra da sertlik ölçümleri yapılmıştır. Kalıplanan numunelerin şematik görünüşü şekil 7.2'de gösterilmiştir.



Şekil 7.2: Metalografi ve mikro sertlik için hazırlanan numunelerin şematik görünüşü

7.5. Mikro Yapı Çalışmaları

Mikro yapı çalışmaları ESOGU Metalurji Enstitüsü laboratuvarlarında bulunan Olympus PMG 3 optik mikroskop ve buna bağlı Leco 2001 görüntü analizörü ile tamamlanmıştır. Görüntü analizörü ile mikro yapı fotoğrafları çekilmiş ve bor tabakası kalınlıkları ölçülmüştür. Bor tabakası kalınlığı ölçümünde ekranda görülen bor tabakasının tüm vadi ve tepelerinden yaklaşık 30 ölçüm alınmıştır. Bu işlem üç farklı bölge için tekrarlanmış ve tüm ölçümlerin aritmetik ortalaması alınarak ortalama borür tabakası kalınlığı elde edilmiştir. Borlanmış numunelerde, alaşım elementlerinin bor tabakası yüzeyinden matristeki belli bir derinliğe kadar olan dağılımı, ESOGU bünyesindeki JEOL 5600LV taramalı elektron mikroskopunda, elektron mikroprop analizi kullanılarak doğrusal tarama ile ölçülmüştür. Aşınma testleri sonrası numunelerin yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiştir.

7.6. Mikro Sertlik Ölçümleri

Mikro sertlik ölçümleri ESOGU Metalurji Enstitüsü laboratuvarlarındaki Shimadzu HMV-2000 mikro sertlik ölçüm cihazında Vickers ucuyla 100g yükü 20sn uygulayarak yapılmıştır. Her bir numunenin yüzeyinden 10 µm mesafeden 10 ölçüm yapıp aritmetik ortalaması alınarak mikro sertlik değerleri elde edilmiştir.

7.7. Faz Tanımlamaları

Yüzeyde oluşan borür tabakasındaki faz tanımlamaları ESOGU Metalurji Enstitüsü'nde bulunan bakır hedefli ve nikel filtreli Bruker D8Advance marka X-ışınları difraktometresinde doğrudan numune yüzeyinden yapılmıştır. Değişen işlem şartlarının Fe_2B , FeB veya Fe_2B+FeB fazlarının oluşumuna etkileri araştırılmıştır.

7.8. Glow Discharge Spectrometer Çalışmaları

Numunelerin bir kısmı Glow Discharge Spectrometer (GDS) ile yüzeyden merkeze olan Fe, Al, B, C ve Si dağılımını tespit etmek için Fransa'ya gönderilmiştir.

Gönderilen 8 numuneden 4'ünün analizi yapılmıştır. GDS ile numune yüzeyinden başlanarak kimyasal bileşim analizi yapılmakta, yüzeydeki atomlar koparılarak analize devam edilmekte, böylece bir numunenin yüzeyinden itibaren iç kısımlara doğru belli mesafelerdeki kimyasal bileşim tespit edilebilmektedir.

7.9. Aşınma Testleri

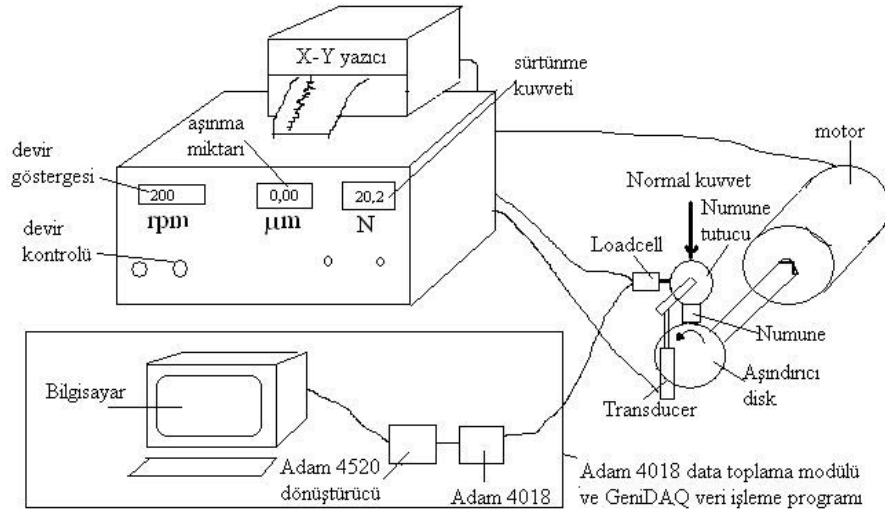
Aşınma testleri ESOGU Metalurji Enstitüsü'nde bulunan Plint marka sürtünme ve aşınma test cihazında disk üzerinde numune (pin-on-disk) yerleşiminde yapılmıştır. Aşınma testleri sadece borlanmış $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımına uygulanmıştır. Borlanan numunelerin abrasif ve adhesif aşınma özellikleri belirlenerek en yüksek aşınma direncine sahip borür tabakasının oluşum şartları belirlenmiştir.

Aşınma testleri 60mm çapında aşındırıcı disk üzerinde 42N normal yük kullanılarak yapılmıştır. Cihaz yatay duran bir yük hücresi vasıtasıyla oluşan sürtünme kuvvetlerini ölçebilmekte ve bunları bir ekranda göstermektedir. Cihaza bir X-Y yazıcı bağlayarak bu sürtünme kuvvetlerini kaydetmek de mümkündür. Cihazda sürtünme hızı devir/dakika olarak istenilen değerde ayarlanabilmektedir. Uygulanacak normal kuvvet de bir yük kolu vasıtasıyla istenilen değere getirilebilmektedir. Sürtünme ve aşınma test cihazının şematik görüntüsü şekil 7.3'de verilmiştir.

Abrasif aşınma deneyleri 18,84m/d çevresel hızla yapılmıştır. Tüm deneylerde 42 N normal yük kullanılmıştır. Diskin yüzeyine 800 grid'lik Struers marka zımpara kağıdı yapıştırılmıştır. 150m sürtünme mesafesine kadar test yapılmıştır. Deneylerin başlangıcında ve her 50m sürtünme sonunda yeni zımpara kağıdı kullanılmış ve numunelerdeki ağırlık kaybı tespit edilmiştir.

Adhesif aşınma deneyleri ise 37,68m/d çevresel hızla yapılmıştır. Tüm deneylerde 42 N normal yük kullanılmıştır. Kullanılan disk 1030 çeliğinden yapılmıştır ve yüzeyi borlanmıştır. 1500m sürtünme mesafesine kadar test yapılmıştır. Deneylerin başlangıcında ve her 500m sürtünme sonunda disk ve numunelerin yüzey pürüzlülüğü ölçülmüştür. Her 500m sürtünme sonunda numunelerdeki ağırlık kaybı da tespit edilmiştir. Aşınma modunun sürekli adhesif olmasını sağlamak için disk, yüzeye sıkıştırılan bir parça pamuk ile sürekli temizlenmiştir.

Sürtünme kuvvetlerinin X-Y yazıcı ile kaydedilmesinde ve değerlendirilmesinde yaşanan zorluklar nedeniyle sisteme Adam 4018 veri toplama modülü eklenmiştir. Yük hücresinden alınan veriler Adam 4018 ile toplanmış ve GeniDAQ programı ile değerlendirilmiştir.

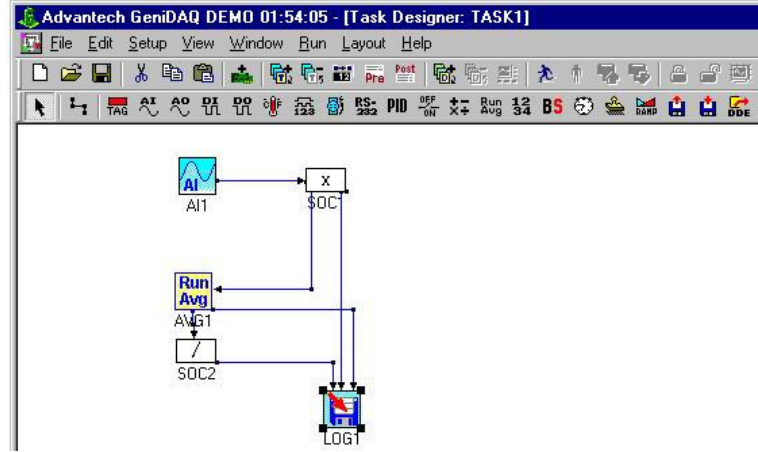


Şekil 7.3: Aşınma testi düzeneğinin şematik görüntüsü

Yük hücresi 100N kuvvet için 1volt DC akım üretmektedir. Adam 4018 veri toplama modülü ile volt olarak algılanan sinyaller Adam 4520 dönüştürücüsü ile RS-232'ye dönüştürülmektedir. Bu sinyaller RS-232 kablo ile bilgisayara aktarılmaktadır. Daha sonra bu sinyaller GeniDAQ programı ile değerlendirilmektedir.

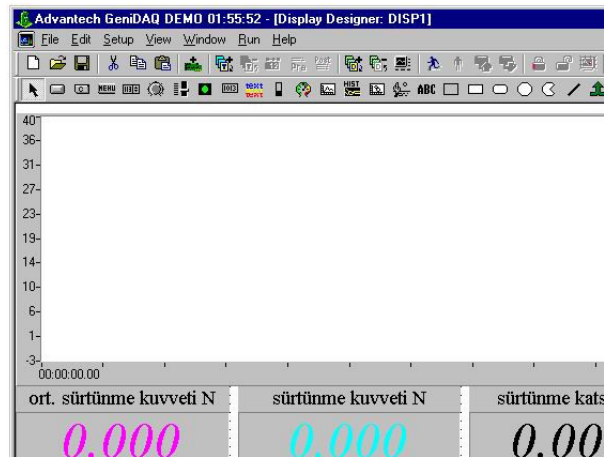
GeniDAQ Builder programı ile bir blok diyagram hazırlanarak verilerin ne şekilde değerlendirileceği belirlenmektedir. Deneysel olarak kullanılan blok diyagram şekil 7.4'de gösterilmiştir. AI 1'de volt DC olarak sürtünme kuvvetleri alınmaktadır. SOC 1 ile bu veriler 100 ile çarpılarak Newton'a dönüştürülmektedir. SOC 1'deki bu veriler anlık sürtünme kuvveti olarak LOG 1'de saklanmaktadır. Aynı zamanda SOC1'den alınan verilerin ortalamaları AVG 1'de hesaplanmaktadır. Hesaplanan ortalama sürtünme katsayıları da LOG 1'de kaydedilmektedir. AVG 1'den aynı zamanda alınan ortalama sürtünme kuvvetleri SOC 2'de normal yüke bölünerek ortalama sürtünme katsayıları da belirlenmektedir. Bu katsayı değerleri de LOG 1'de saklanmaktadır.

Böylece deneyin başlangıcından sonuna kadar tüm sürtünme kuvvetleri, ortalama sürtünme kuvvetleri ve sürtünme katsayısı değerleri bilgisayar ortamına aktarılmış olmaktadır. Bu veriler daha sonra Excel türü bir program ile rahatlıkla grafiğe dönüştürülebilir.



Şekil 7.4: GeniDAQ Builder blok diyagramı.

GeniDAQ programı, deney esnasında sürtünme kuvvetleri, ortalama sürtünme kuvvetleri ve sürtünme katsayılarını anlık olarak göstermektedir. Görüntü ekranının şekli şekil 7.5’de gösterilmiştir. Değerler anlık rakamlar olarak görülürken aynı anda grafik olarak da çizilmektedir. Böylece deneyin başlangıcından sonuna kadar ki değişimleri her an izlemek mümkün olmaktadır.



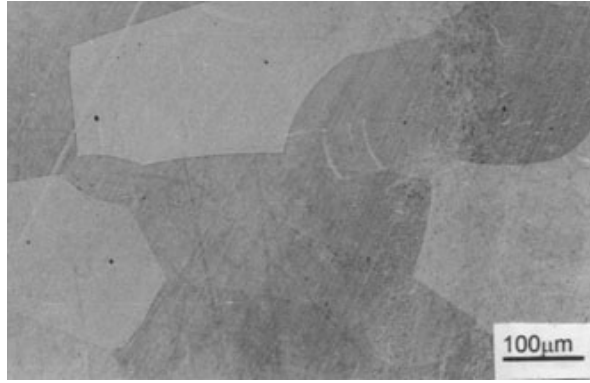
Şekil 7.5: GeniDAQ bilgi ekranı

8. DENEYSEL SONUÇLAR

Çalışmalar göstermiştir ki, uygulanan borlama işlemi şartlarında, işlem süresi ve sıcaklığı arttıkça borür tabakası kalınlığı ve sertliğinin arttığı bulunmuştur. Alaşımdaki Al miktarı arttıkça borür tabakası kalınlığı azalmakta ve sertliği artmaktadır. Al miktarının artmasının borür tabakası morfolojisini düzleştirdiği, borlama aktivasyon enerjisinin arttığı ve FeB oluşma eğilimini artırdığı tespit edilmiştir. $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımı için abrasif ve adhesif aşınmaya en dirençli borlama şartları tespit edilmiştir.

8.1. Mikro yapı

Ark ergitme ile hazırlanan alaşımlardan örnek olarak $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımına ait döküm halindeki optik mikro yapı fotoğrafı şekil 8.1’de verilmiştir.

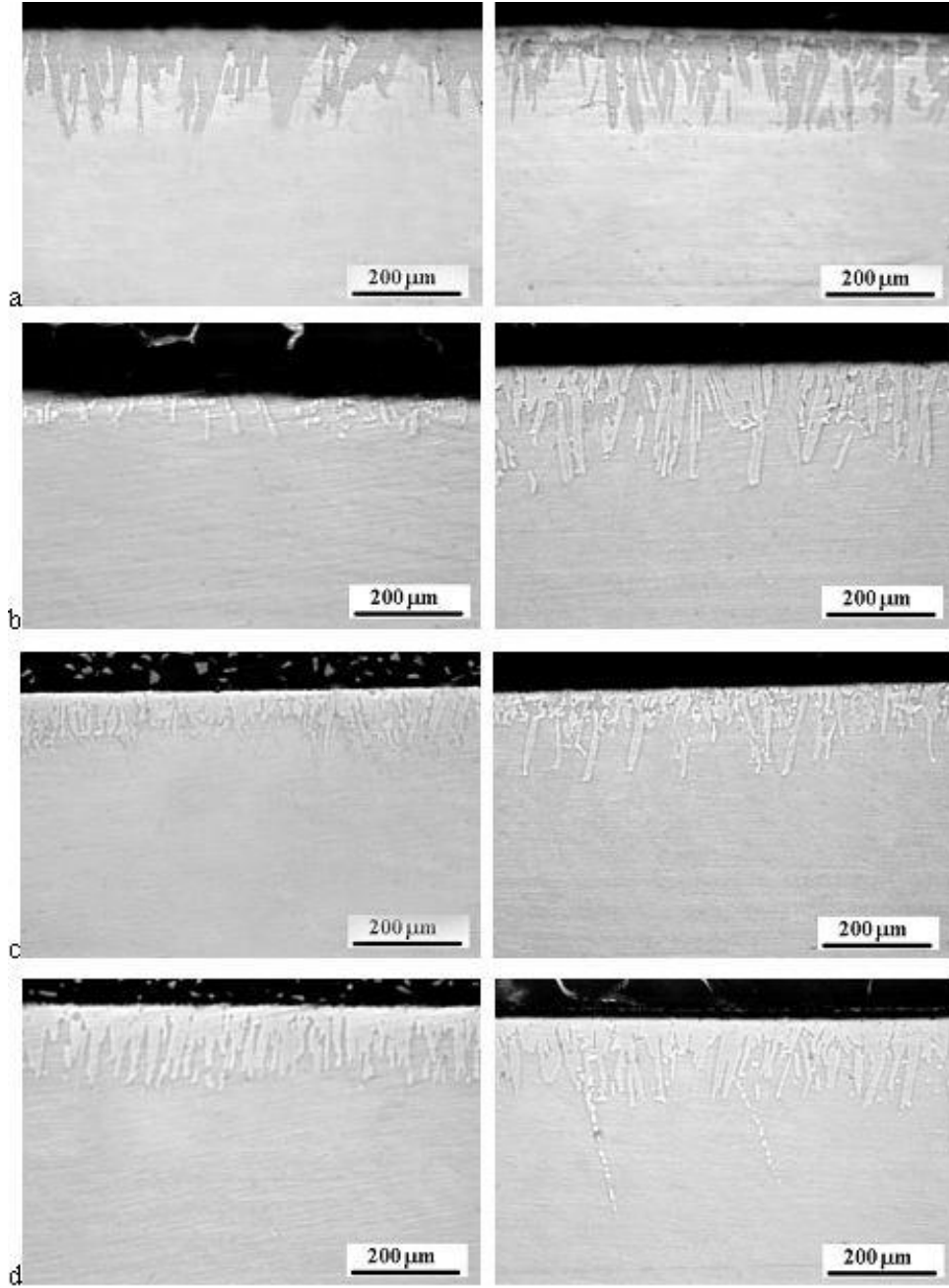


Şekil 8.1: $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımının döküm optik mikro yapı fotoğrafı

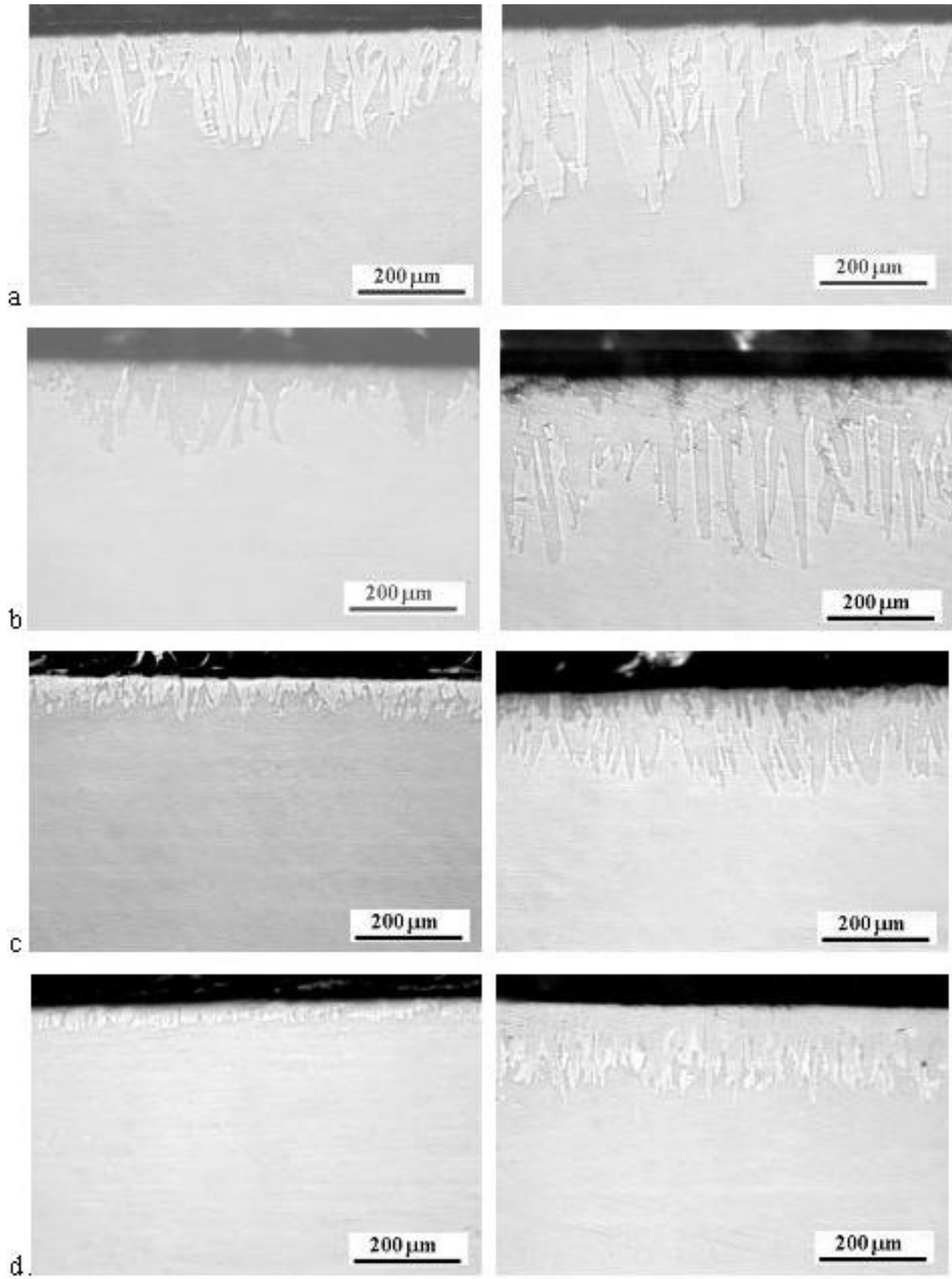
Farklı işlem şartlarında borlanan numunelerin bazılarının optik mikroskoptan alınan mikro yapı fotoğrafları şekil 8.2, 8.3, 8.4 ve 8.5’de verilmiştir. Mikro yapı fotoğrafları parlatılmış numunelerden dağlama yapılmaksızın çekilmiştir.

Görüntü analizörü ile yapılan çalışmalar göstermiştir ki, uygulanan işlem şartlarında bütün alaşımlar için işlem süresi ve sıcaklığı arttıkça oluşan borür tabakası kalınlığı artmaktadır. Alaşımdaki Al miktarının artması ise tüm işlem şartları için oluşan

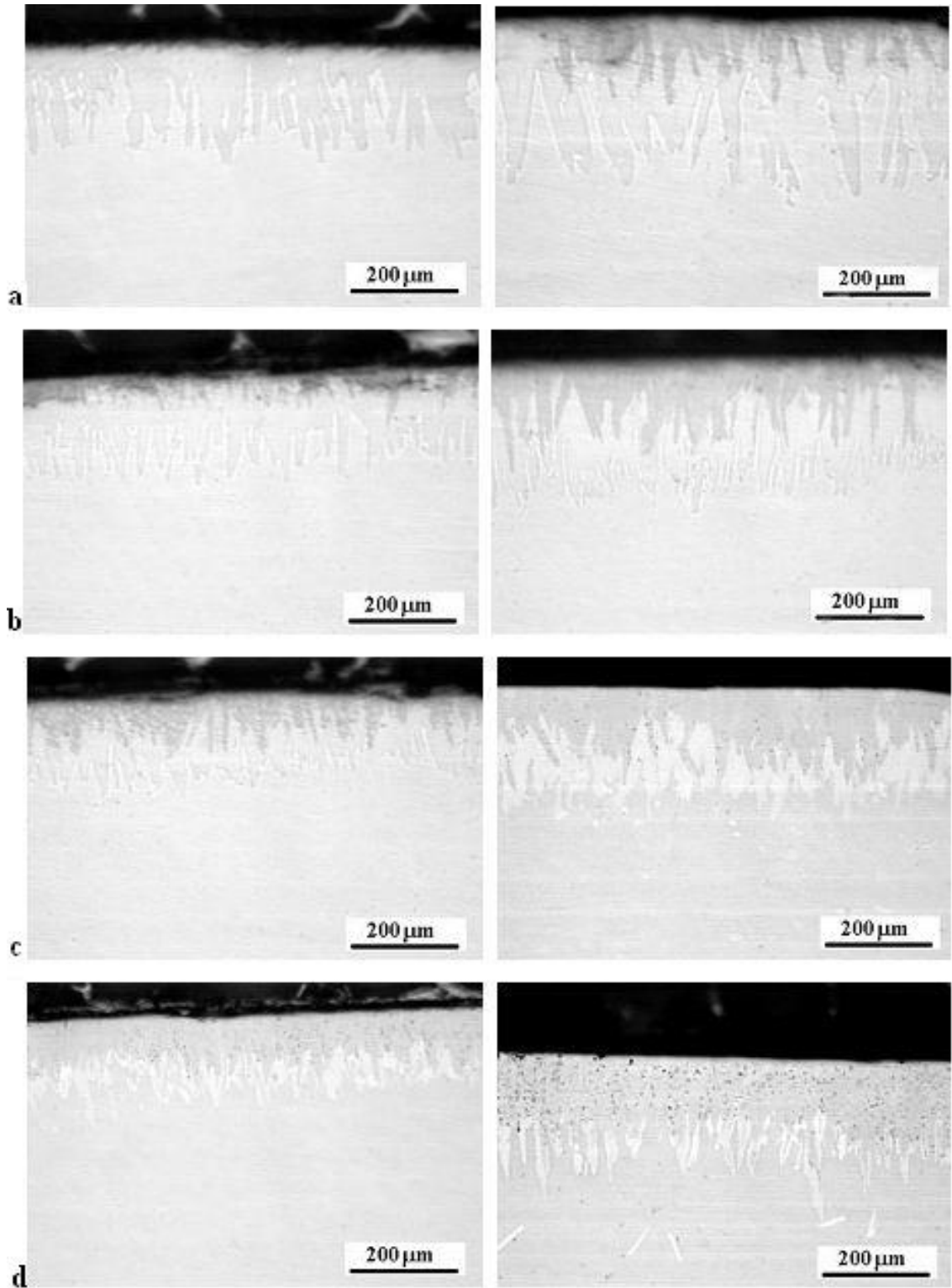
borür tabakasının kalınlığını düşürmektedir. Borür tabakası kalınlığına borlama sıcaklığının etkisi şekil 8.6'da, borlama süresinin etkisi şekil 8.7'de ve Al içeriğinin etkisi de şekil 8.8'de grafiklerle gösterilmiştir.



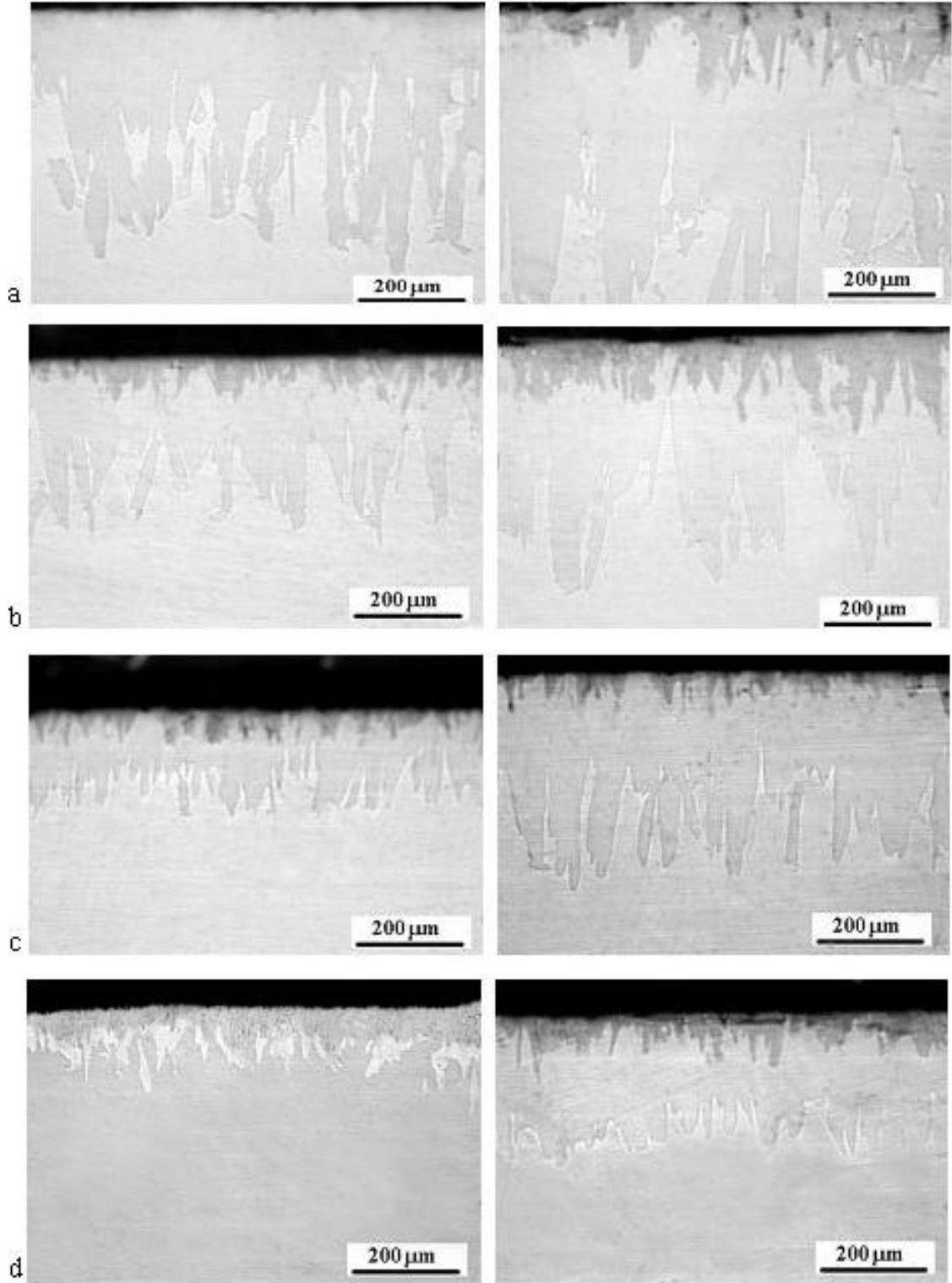
Şekil 8.2: 900°C'de a)Saf demir (6 ve 9saat), b)%10Al (3 ve 9saat), c)%20Al (3ve 9 saat), d)%30Al (3 ve12 saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları.



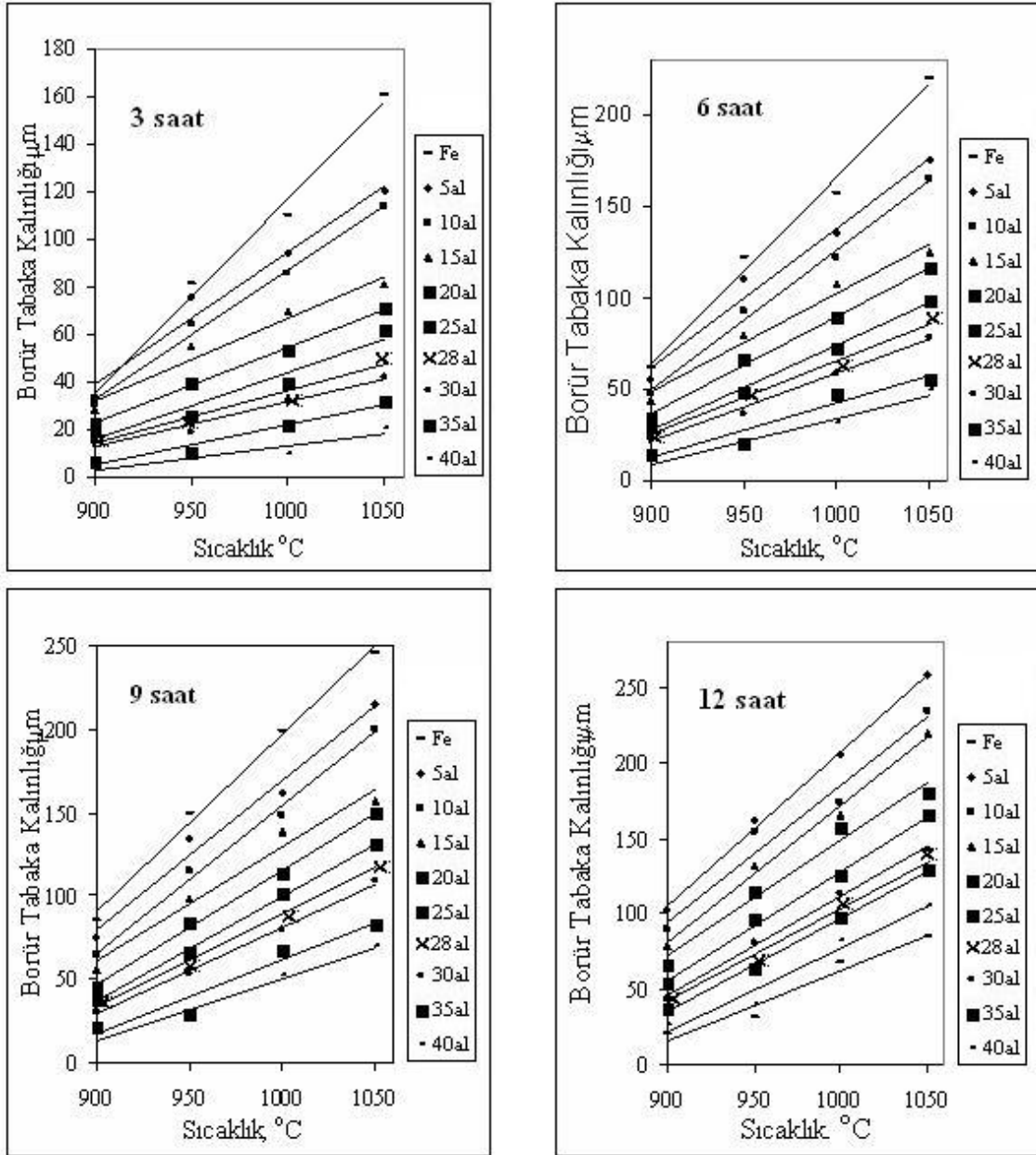
Şekil 8.3: 950°C'de a)%5Al (3 ve 9saat), b) %15Al (6 ve 12saat), c)%25Al (3 ve 9 saat), d)%35Al (6 ve 12saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları.



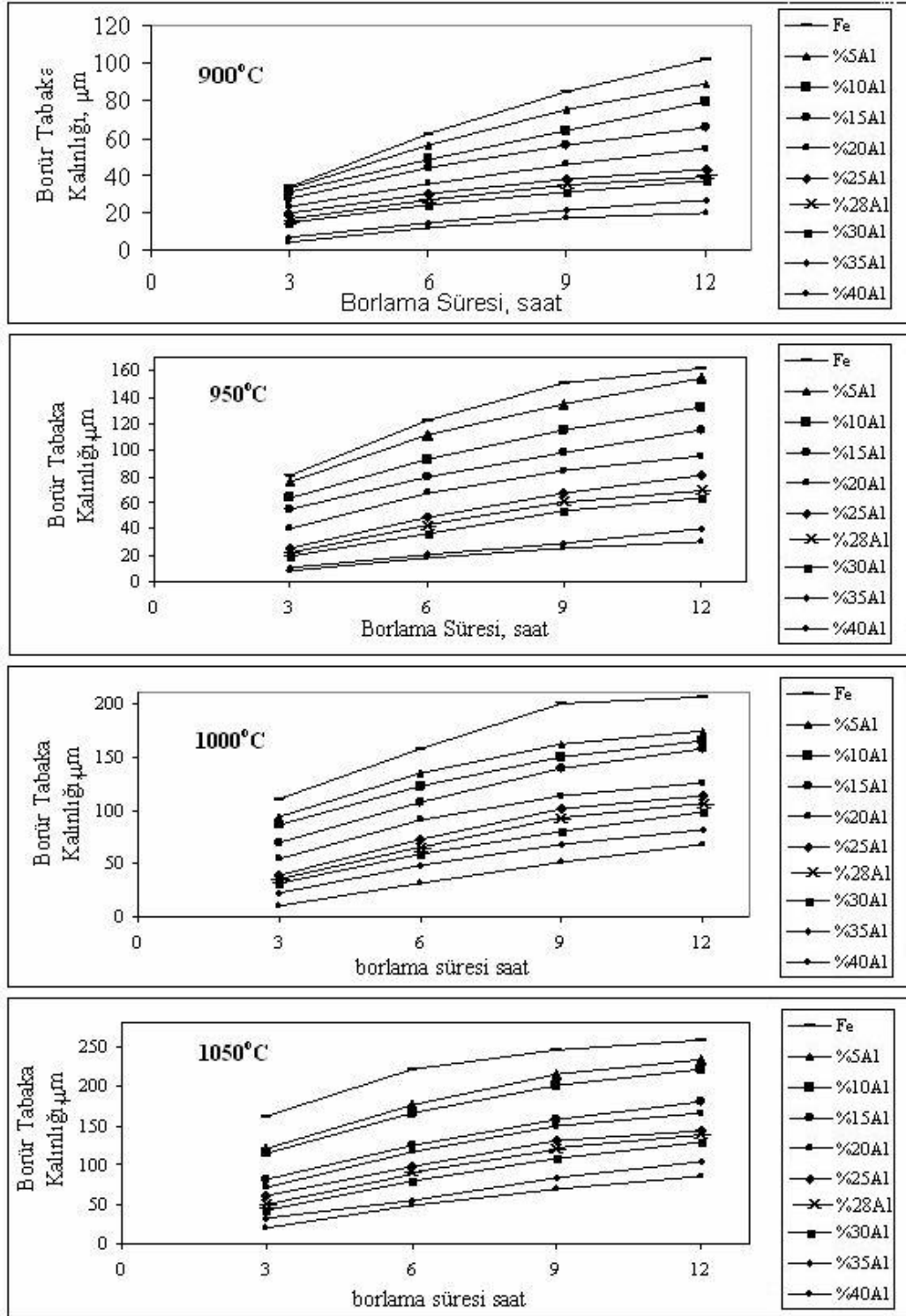
Şekil 8.4: 1000°C’de a)%10Al (3 ve 9saat), b)%20Al (6 ve 12 saat), c)%30Al (6 ve 12 saat), d)%40Al (6 ve 12 saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları.



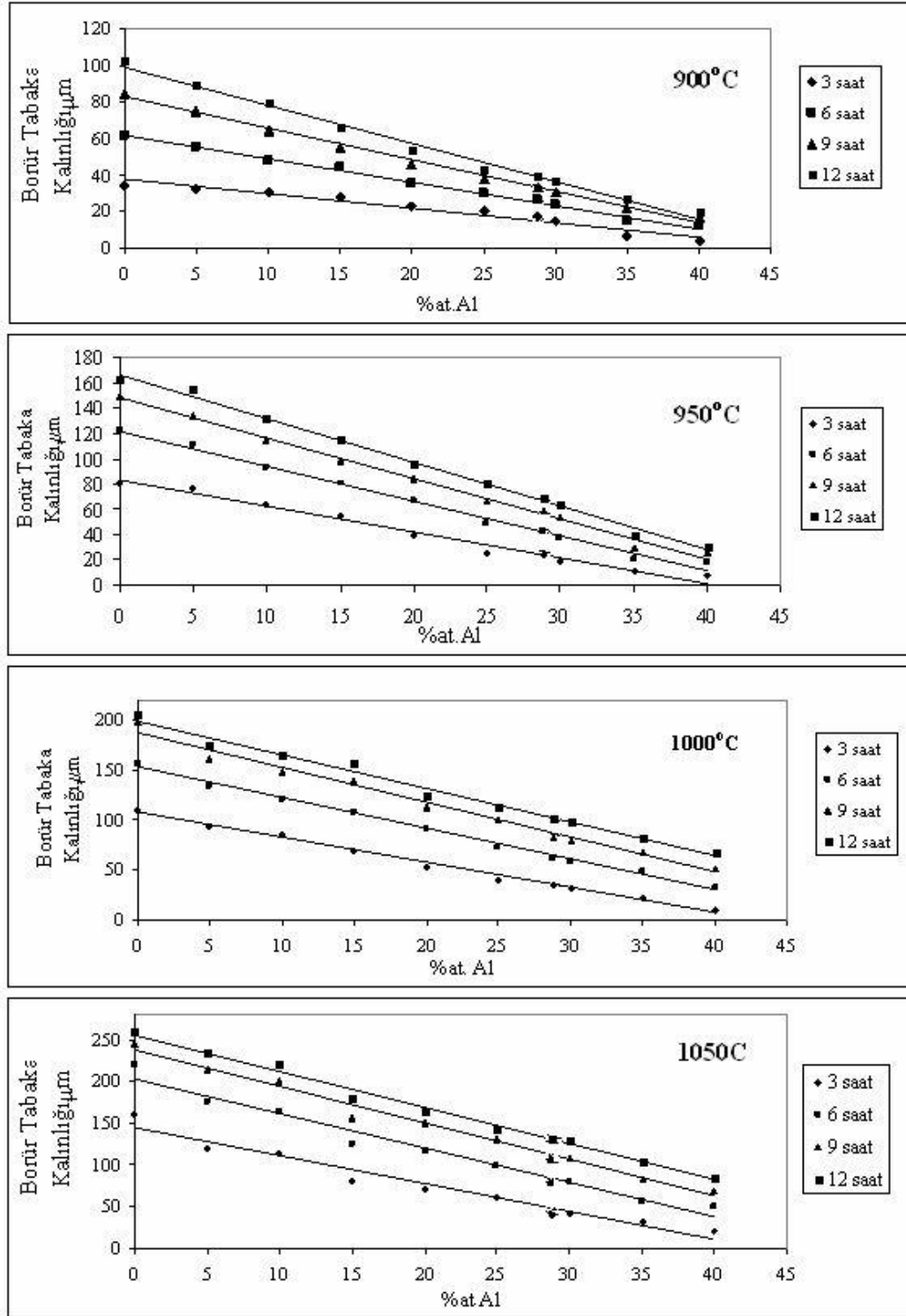
Şekil 8.5: 1050°C’de a)%5Al (6 ve 9saat), b)%10Al (3 ve 6 saat), c)%20Al (3 ve 9 saat), d)%35Al (6 ve 12 saat) borlanmış numunelerin mikro yapıları.



Şekil 8.6: Demir alüminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası kalınlığının borlama sıcaklığı ile değişimi.



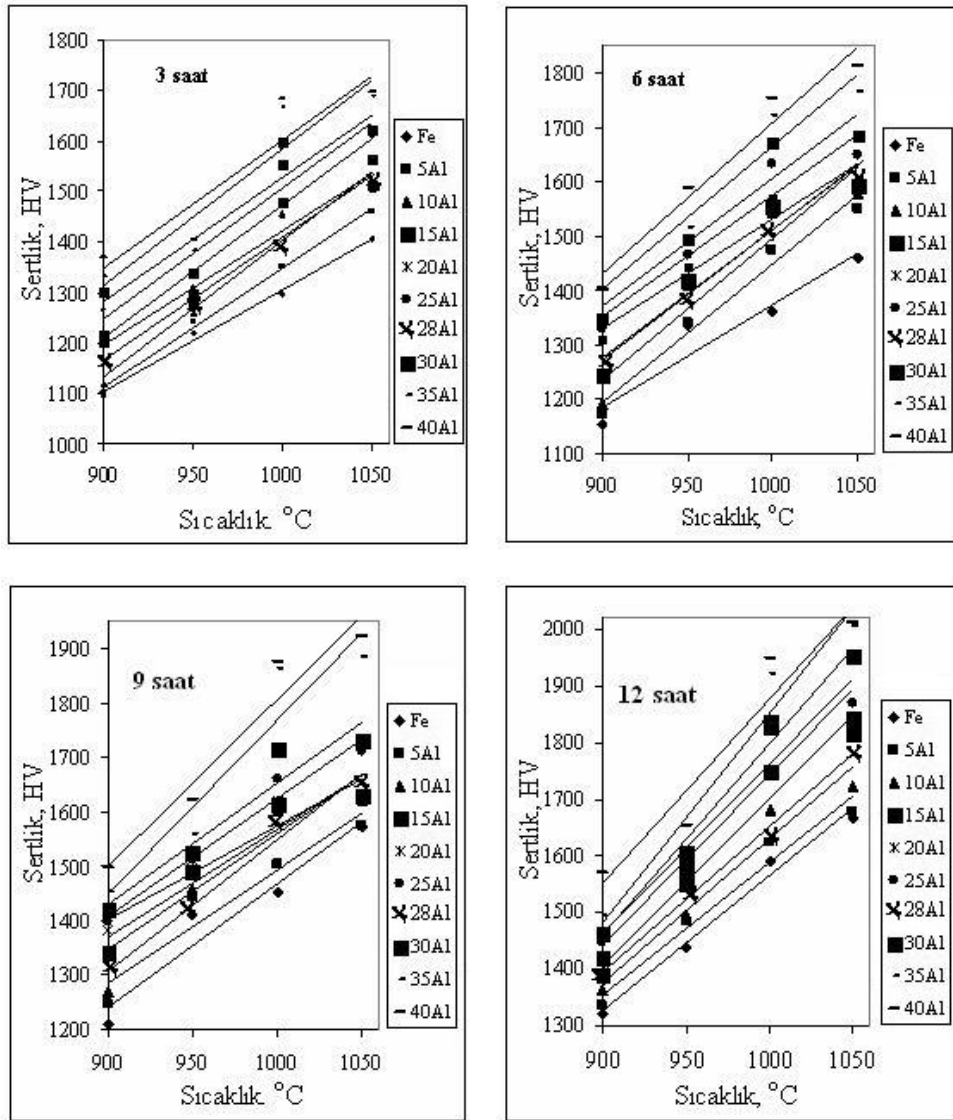
Şekil 8.7: Demir aluminat alaşımlarının borlanması borür tabakası kalınlığının borlama süresi ile değişimi.



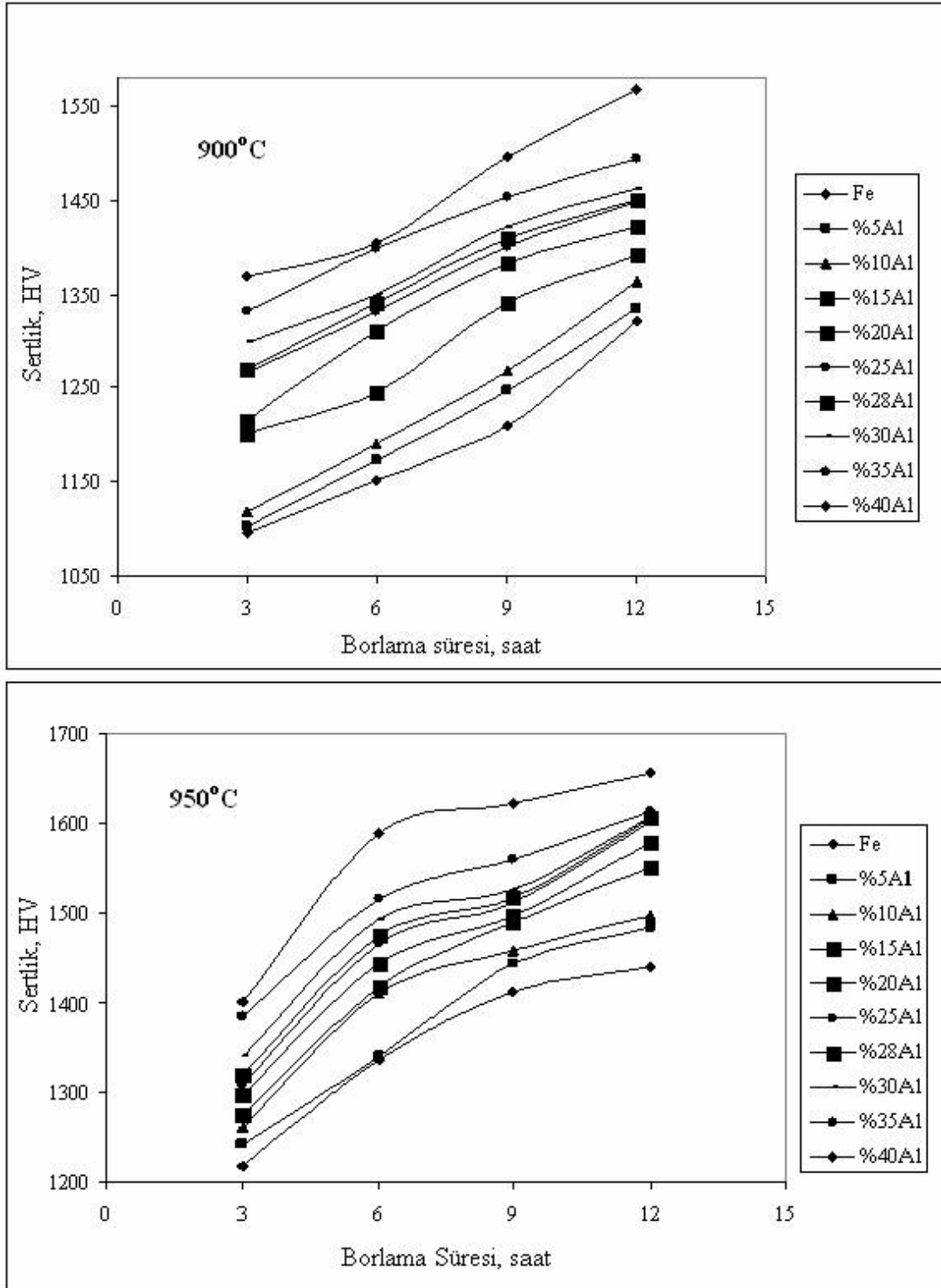
Şekil 8.8: Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası kalınlığının Al miktarı ile değişimi. (değişik sıcaklıklar için)

8.2. Mikro sertlik

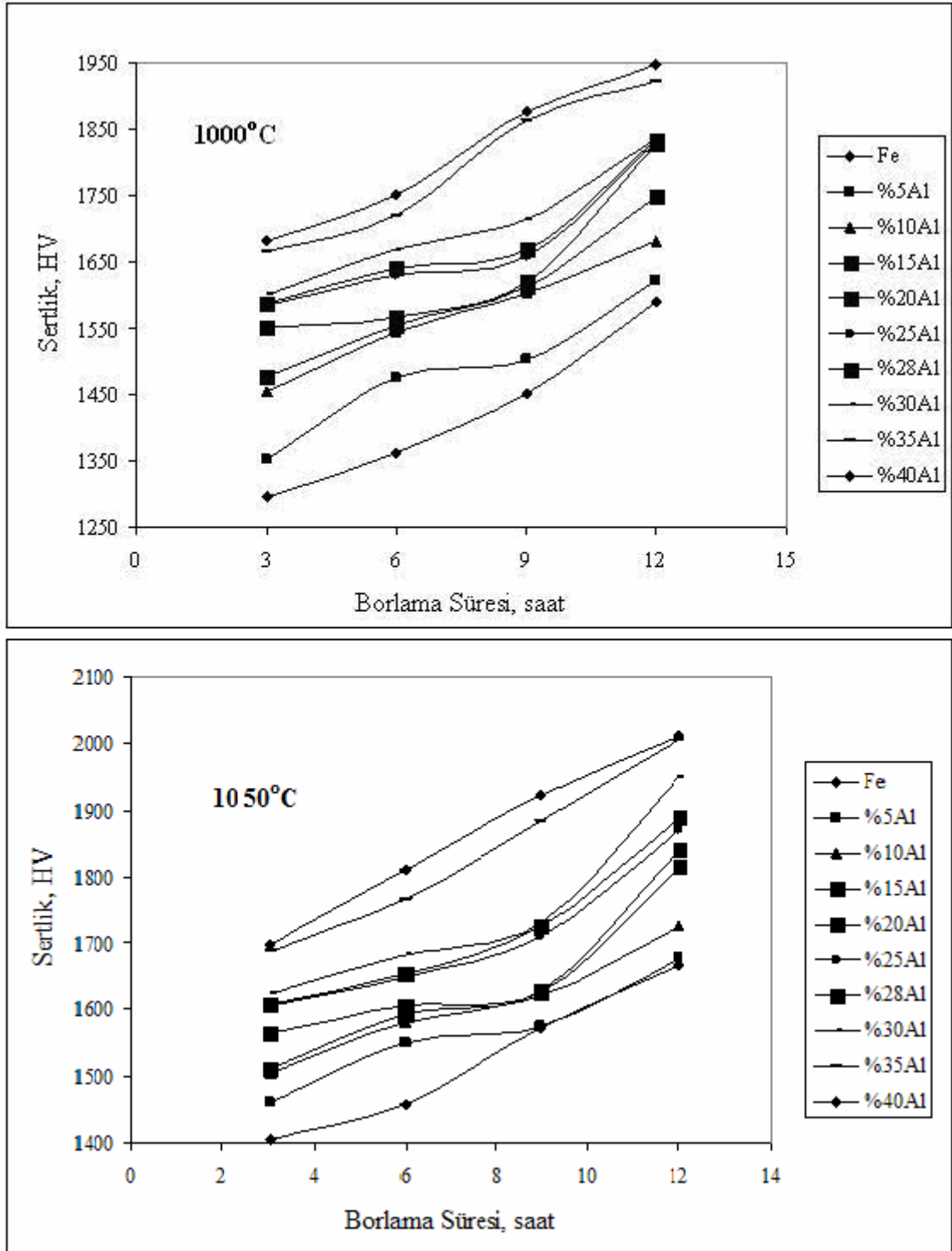
Uygulanan işlem şartlarında bütün alaşımlar için işlem süresi ve sıcaklığı arttıkça oluşan borür tabakası sertliği artmaktadır. Alaşımdaki Al miktarının artmasının ise tüm işlem şartları için oluşan borür tabakasının sertliğini artırdığı bulunmuştur. Borlama işleminde borlama sıcaklığı, borlama süresi ve Al içeriğinin borür tabakası sertliğine etkileri sırayla şekil 8.9, 8.10 ve 8.11’de gösterilmiştir.



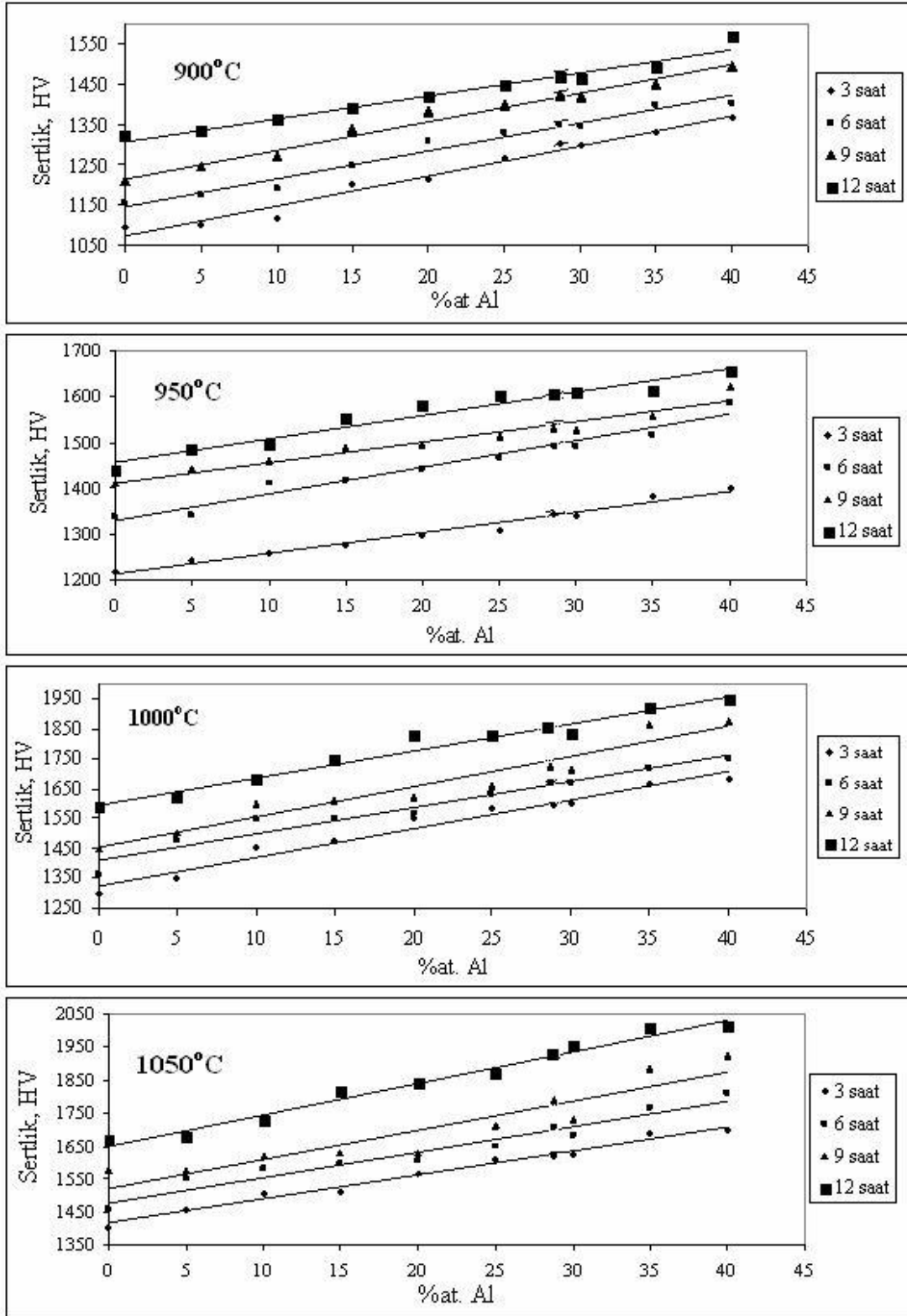
Şekil 8.9: Demir aluminat alaşımlarının borlanması borür tabakası sertliğinin borlama sıcaklığı ile değişimi.



Şekil 8.10: Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası sertliğinin borlama süresi ile değişimi



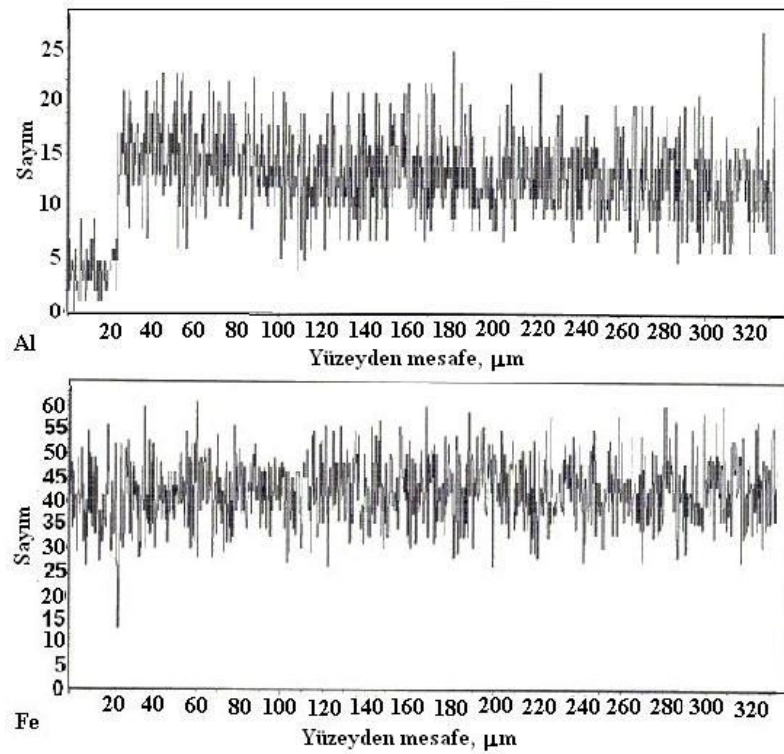
Şekil 8.10: (devamı)



Şekil 8.11: Demir aluminat alaşımlarının borlanmasında borür tabakası sertliğinin Al miktarı ile değişimi (değişik sıcaklıklar için verilmiştir.)

8.3. Enerji Dağılım Spektrometresi

Borlanmış $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımlarının SEM-EDS çalışmaları ile borür tabakasındaki alüminyum miktarının çok az olduğu belirlenmiştir. Alüminyum miktarı bor tabakası içinde atomca % 3-4 iken Fe_2B tanelerinin ucunda ve komşu matris sınırında atomca % 31'e kadar çıktığı bulunmuştur. Bu, borlama sırasında alüminyum atomlarının büyük bir kısmının borlama bölgesinden matrise doğru difüze olduğunu göstermektedir. Bu bulgular elektron mikroprop analizi kullanılarak yapılan doğrusal tarama ile doğrulanmıştır. (Şekil 8.12) Bor tabakası yüzeyinden matristeki belirli bir derinliğe kadar olan alüminyum dağılım ölçümleri bor tabakasındaki alüminyum miktarının düşük olduğunu Fe_2B ucunda matrisle belli bir mesafede olan bölgede arttığını ve daha sonra matris içinde tekrar aynı değere düştüğünü göstermiştir. Yapılan bu çalışmalarda bor analizinin mümkün olmadığı görüldüğünden daha sonraki analizler RF GDS cihazı ile gerçekleştirilmiştir.



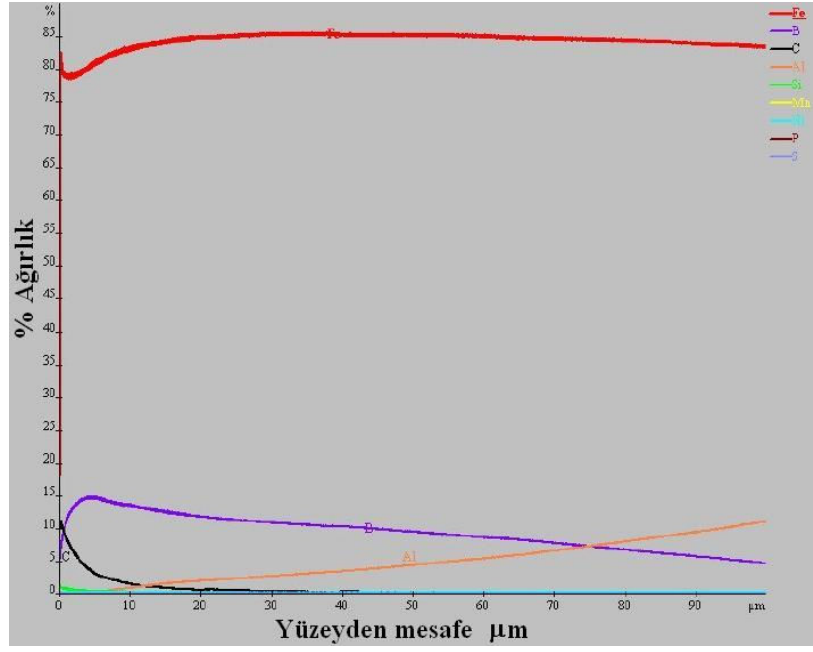
Şekil 8.12: 900°C'de 12 saat borlanmış numunenin EDS doğrusal tarama analizi.

8.4. Glow Discharge Spectrometer Çalışmaları

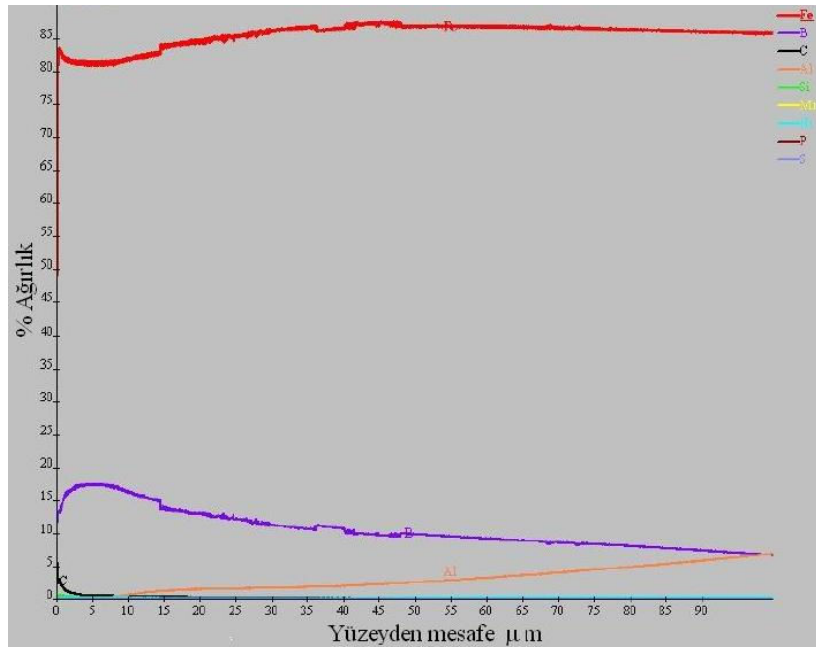
Borür tabakası derinliğince bor dağılımını analiz eden RF GDS çalışmaları yüzeyden merkeze Fe, B, Al, C, Si, Mn, P ve S elementlerinin dağılımını görmek için yapılmıştır. 1000°C'de 9saat borlanmış %15Al içerikli, 12 saat borlanmış %20Al içerikli, 9saat borlanmış %25Al içerikli ve 9 saat borlanmış %35Al içerikli numunelerin GDS analizleri alınmıştır. Bu sonuçlar da SEM-EDS analizlerini desteklemektedir. Şekil 8.13, 8.14, 8.15 ve 8.16'de değişik şartlarda borlanmış numunelerin GDS ile alınmış borür yüzeyinden içeriye doğru bileşim analizi görülmektedir. Bu analiz sonuçlarına göre yüzeyden itibaren bor konsantrasyonu düşerken alüminyum miktarı artmaktadır. 1000°C'de %20Al içerikli alaşımın 12 saat süreyle, %25Al içerikli alaşımın 9 saat süreyle ve %35Al içerikli alaşımın 9 saat süreyle borlanmasında yüzeyde FeB oluşumu için yeterli bor konsantrasyonuna (ağ.%16,23) ulaşıırken, %15Al içerikli alaşımın 9 saat borlanmasında Fe₂B oluşumu için gerekli bor konsantrasyonu (ağ.%8.83) aşılmış, fakat, FeB oluşumu için gerekli olan ağ.%16,23 bor miktarına ulaşamamıştır. Bu numunenin mikro yapı fotoğrafında çok ince bir FeB tabakası görülmüştür.

Borür tabakasında alüminyumun yüzeyde hiç kalmadığı, yüzeyden matrise doğru ilerledikçe Al miktarının arttığı görülmüştür. Borlamada aktivatör olarak kullanılan silisyum karbürden borür tabakasına hemen hemen hiç silisyumunun difüze olmadığı görülmüştür. Literatürde karbonun demir borür fazlarında çözünmediği belirtilmektedir. GDS analizi yapılan numunelerde yüzeyden çok kısa bir mesafede karbon elementi de görülmektedir. Bu durum numune yüzeylerinin çok iyi temizlenmemesinden ve yüzeyin pürüzlülüğünden kaynaklanmaktadır. Yüzeyden matrise doğru ilerledikçe karbon miktarı azalmakta ve iç kısımlarda hiç karbon kalmamaktadır. Borür tabakasında Mn, P ve S elementlerinden hemen hemen hiç yoktur.

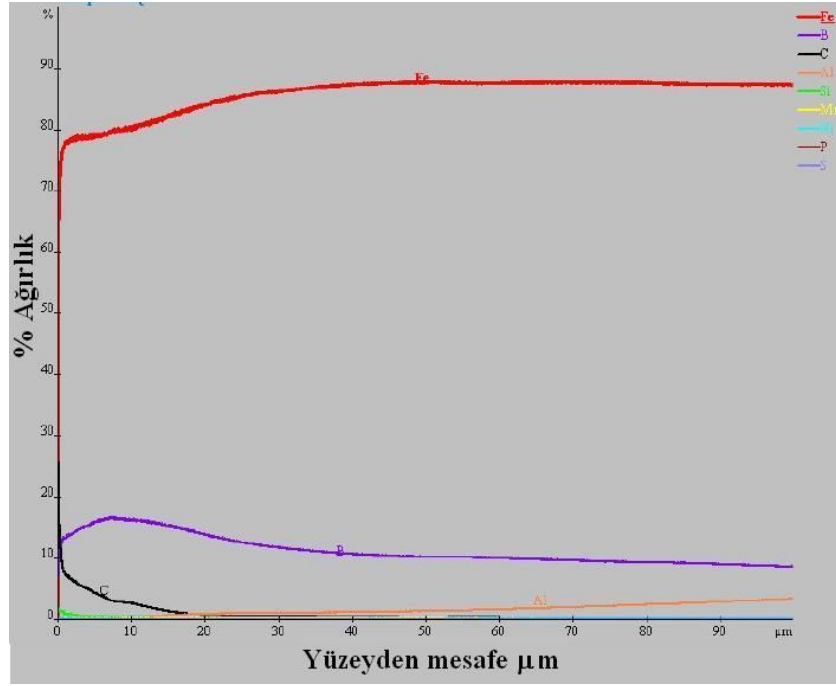
Şekil 8.17'de ise GDS analizi yapılan bu numunelerin optik mikroskopta alınmış mikro yapıları verilmiştir. Mikro yapı fotoğrafları da GDS sonuçları ile uyum göstermektedir. Mikro yapı fotoğraflarında aynı şartlarda borlanmış numunelerde (1000°C ve 9 saat), alaşımdaki Al miktarı arttıkça oluşan FeB tabakası kalınlığının arttığı açıkça görülmektedir.



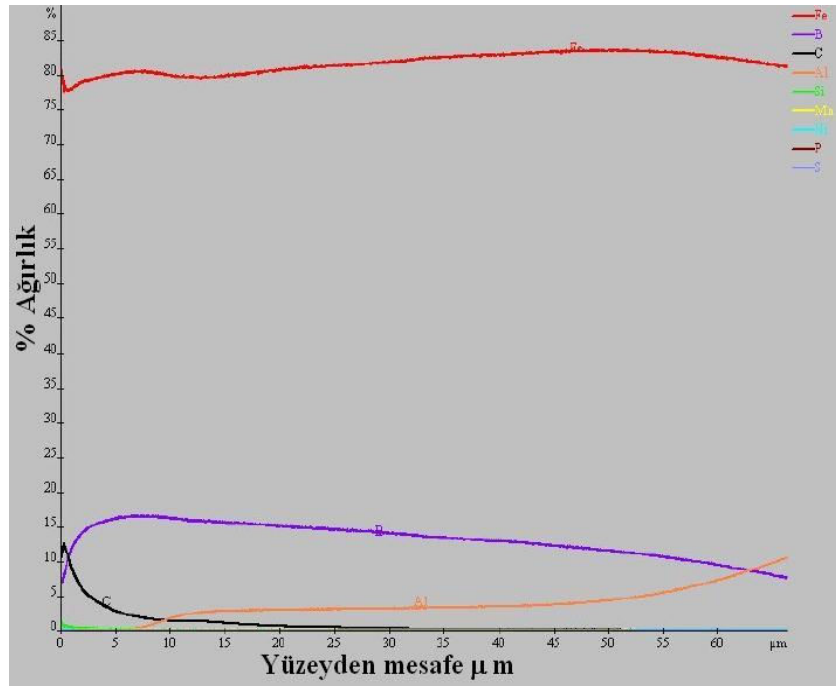
Şekil 8.13: 1000°C'de 9 saat borlanmış %15Al içerikli numunenin GDS analizi.



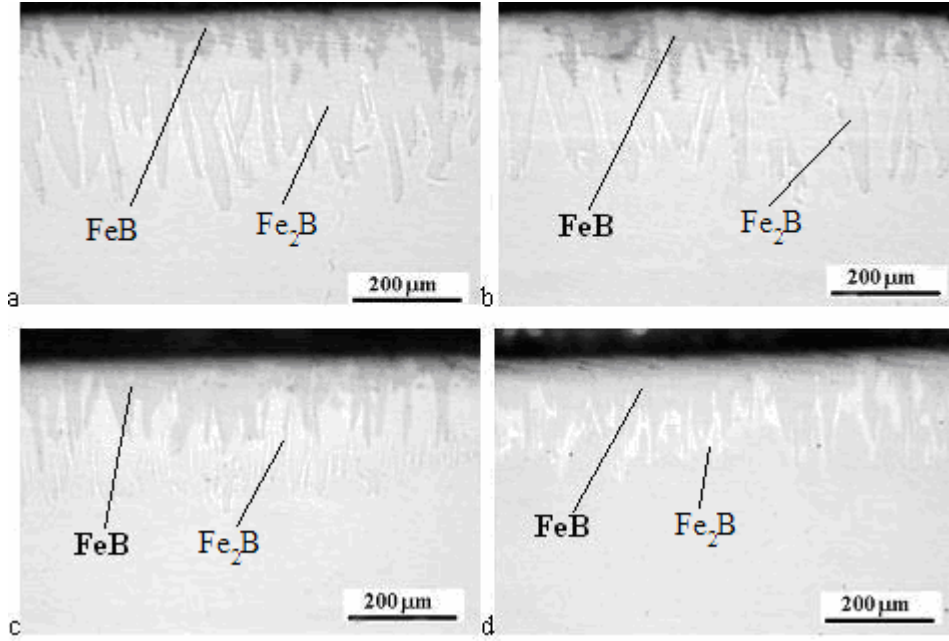
Şekil 8.14: 1000°C'de 12 saat borlanmış %20Al içerikli numunenin GDS analizi.



Şekil 8.15: 1000°C'de 9saat borlanmış %25Al içerikli numunenin GDS analizi.



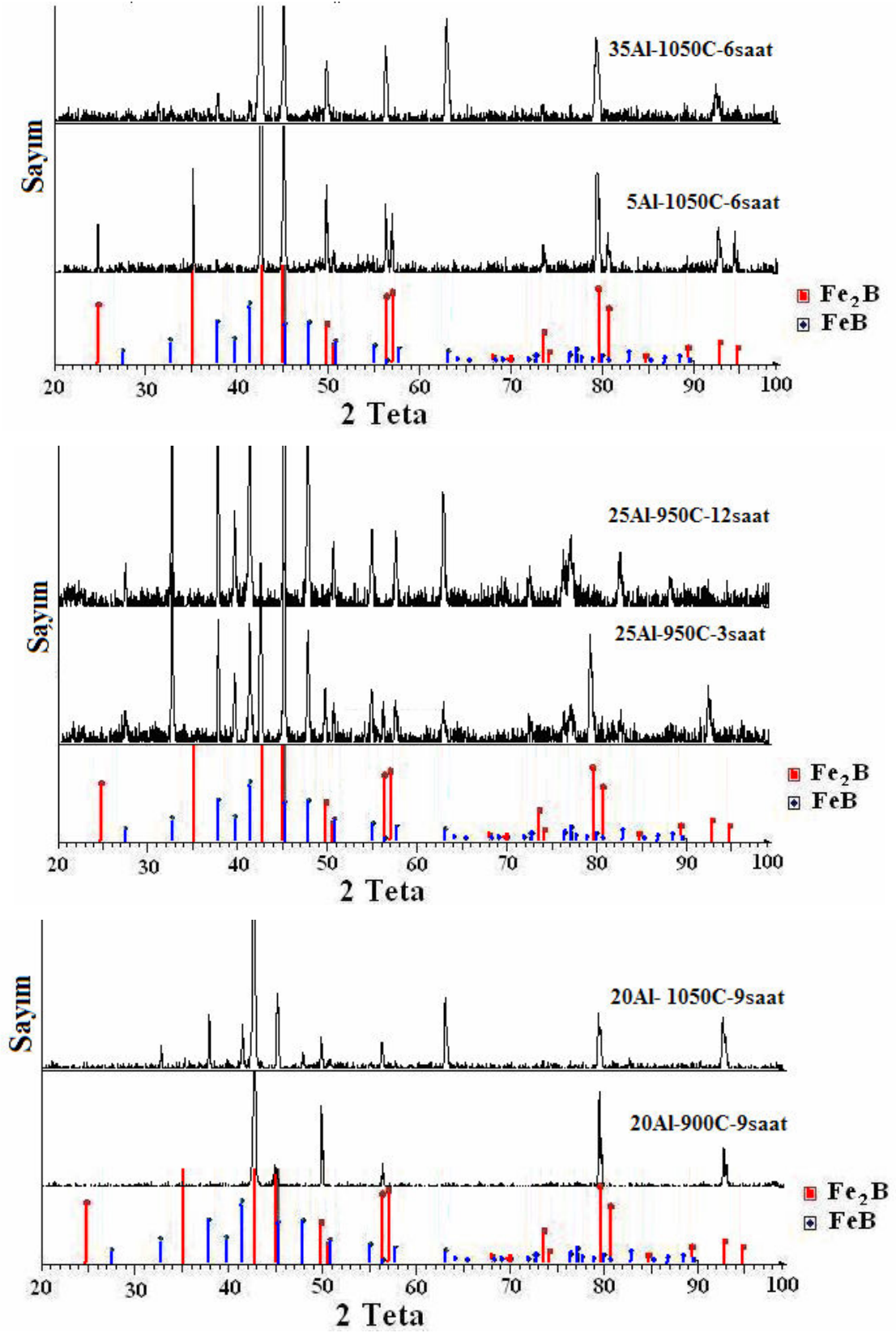
Şekil 8.16: 1000°C'de 9 saat borlanmış %35Al içerikli numunenin GDS analizi.



Şekil 8.17: 1000°C’de borlanmış numunelerin mikro yapıları, a) %15Al 9 saat, b) %20Al 12 saat, c)%25Al 9 saat ve d)%35Al 9 saat.

8.5. X-ışınları çalışmaları

Alaşımdaki Al miktarının artışıyla FeB fazı oluşumu eğiliminin arttığı belirlenmiştir. Şekil 8.18’de X ışınları paternleriyle borlama sıcaklığı, borlama süresi ve Al içeriğinin oluşan fazlara etkisi gösterilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi %20Al içeren bileşiğin 9 saat süreyle borlanmasında 900°C borlama sıcaklığında sadece Fe₂B borür oluşurken 1050°C borlama sıcaklığında Fe₂B ile birlikte FeB borür de oluşmuştur (borlama sıcaklığının etkisi). %25Al içeren bileşiğin 950°C’de borlanmasında 3 saat borlama süresinde Fe₂B ile birlikte FeB borür oluşurken 12 saat borlama süresinde artan miktarda FeB borür oluşmuştur (borlama süresinin etkisi). 1050°C’de 6 saat süreyle borlanan numunelerde %5Al içeren bileşikte sadece Fe₂B borür oluşurken %35 Al içeren bileşikte Fe₂B ile birlikte FeB borür de oluşmuştur (Al içeriğinin etkisi).



Şekil 8.18: Al içeriğinin oluşan fazlara etkisi

Oluşan fazların bir ifadesi çizelge 8.1’de verilmiştir.

Çizelge 8.1: Al içeriği, borlama sıcaklığı ve süresinin oluşan fazlara etkisi

%Al	900°C				950°C				1000°C				1050°C			
	3	6	9	12	3	6	9	12	3	6	9	12	3	6	9	12
0	1	1	1	1	1	1	1	1,2	1	1	1	1,2	1	1	1,2	1,2
5	1	1	1	1	1	1	1	1,2	1	1	1	1,2	1	1	1,2	1,2
10	1	1	1	1	1	1	1	1,2	1	1	1,2	1,2	1	1	1,2	2
15	1	1	1	1	1	1	1,2	1,2	1	1	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2	2
20	1	1	1	1	1	1	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2	2	1,2	1,2	1,2	2
25	1	1	1	1	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2
28	1	1	1	1	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2
30	1	1	1	1,2	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2
35	1	1	1,2	1,2	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2	1,2	1,2	2	2
40	1	1	1,2	1,2	1,2	1,2	2	2	1,2	2	2	2	1,2	2	2	2

1: Fe₂B, 2: FeB (Koyu renkli rakamlar XRD’den, diğerleri ise mikro yapıdan belirlenmiştir.)

8.6. Borlama Kinetiği

Alaşımaların borlama kinetiğinin belirlenmesinde ölçülen borür tabakasının ortalama kalınlığından faydalanılmıştır. Borlama aktivasyon enerjisinin belirlenmesinde borlama işlemi için şu kabuller yapılmıştır.

- Difüzyon yarı sonsuz sistemde katı halde bor difüzyonudur.
- Borur tabakasının büyümesini borun difüzyonu kontrol eder, alüminyumun ters difüzyonu ihmal edilmiştir.
- Bor atomlarının akışı numune yüzeyine diktir. Yani faz-ara yüzey hareketi tek yönlüdür, numune yüzeyine paralel hareket eder.
- Borlama boyunca numune sıcaklığı sabittir.
- Fe₂B demir borür t=0 zamanında hemen çekirdeklenir, kuluçka evresi yoktur.
- Tüm ara yüzeylerde bölgesel termodinamik dengeye ulaşılır.
- Tabaka büyümesi parabolik kurala uyar ve borür tabaka kalınlığı numunenin kalınlığı ile karşılaştırıldığında çok incedir.

- Demirin difüzyonu ihmal edilebilir.
- Bor difüzyon katsayısının konsantrasyona bağımlılığı yoktur.
- Numune yüzeyinde porozitenin etkisi yoktur.

Borun difüzyonu Fick'in ikinci kanunu ile açıklanabilir. Borlama aktivasyon enerjisi de Arrhenius eşitliğinden bulunabilir. Şekil 8.7'den de görüldüğü gibi borür tabakası kalınlığı işlem sıcaklığı ve süresiyle artış göstermektedir. Bu artış işlem süresiyle parabolik olarak değişmektedir. Borür tabakası kalınlığının karesi zamanın bir fonksiyonu olarak şu şekilde ifade edilebilir:

Yarı sonsuz sistem için II. Fick kanununun açılımı:

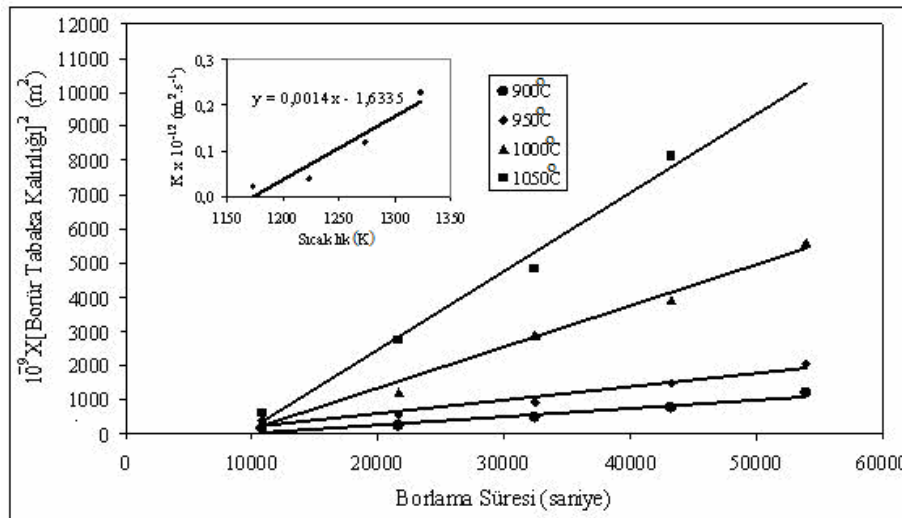
$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

c_s : yüzey bor kons., c_x : x derinliğindeki bor kons., c_0 : alaşımın başlangıçtaki bor kons.,
x: yüzeyden mesafe, D: difüzyon katsayısı, t: borlama süresi

$$x^2 = \left[2\sqrt{D} \operatorname{erf}^{-1}\left(\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0}\right)\right]^2 t$$

$$x^2 = Kt$$

Farklı sıcaklıklar için X^2 'nin t ile değişim grafiği çizildiğinde bu eğriler doğrusaldır ve eğimi K değerlerini verir. Borlanmış $\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}$ alaşımı için bu diyagram şekil 8.19'da çizilmiştir.



Şekil 8.19: Borür tabaka kalınlığının borlama süresi ile değişimi.

K parametresi difüzyon katsayısına bağlı olduğundan Arrhenius eşitliği ile ifade edilebilir.

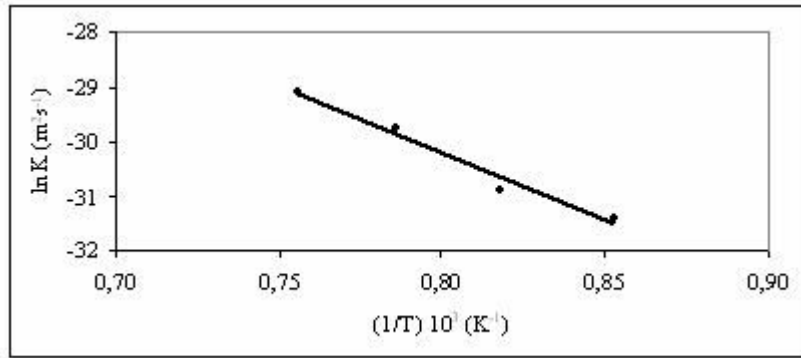
$$K=K_0e^{(-Q/RT)}$$

(K_0 : sabit, Q: aktivasyon enerjisi (J/mol), R: gaz sabiti (J/molK), T: sıcaklık (K))

Bu eşitliğin her iki tarafının doğal logaritması alındığında,

$$\ln K = \ln K_0 - Q/RT, \text{ bulunur.}$$

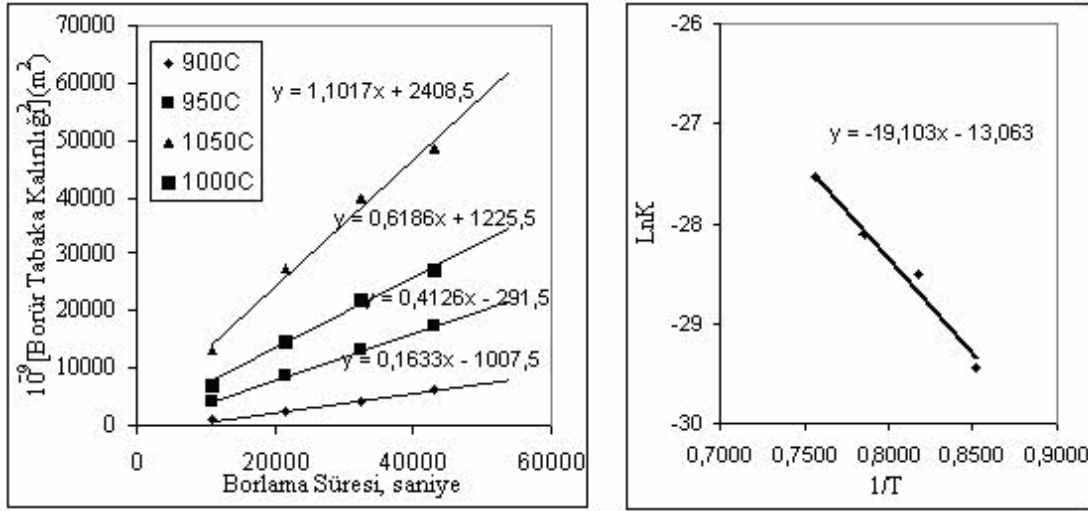
$\ln K$ 'nın $1/T$ ile değişim grafiği çizildiğinde bu eğri bir doğrudur ve eğimi Q/R değerini verir. Bu değerden aktivasyon enerjisi Q hesaplanabilir. Doğrunun $\ln K$ eksenini kestiği nokta $\ln K_0$ değerini verir. $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımı için şekil 8.19'dan elde edilen K değerleri ve sıcaklıklar kullanılarak çizilen diyagram şekil 8.20'de verilmiştir.



Şekil 8.20: Borlanmış $Fe_{72}Al_{28}$ alaşımının sıcaklık ile büyüme hız sabiti arasındaki ilişki.

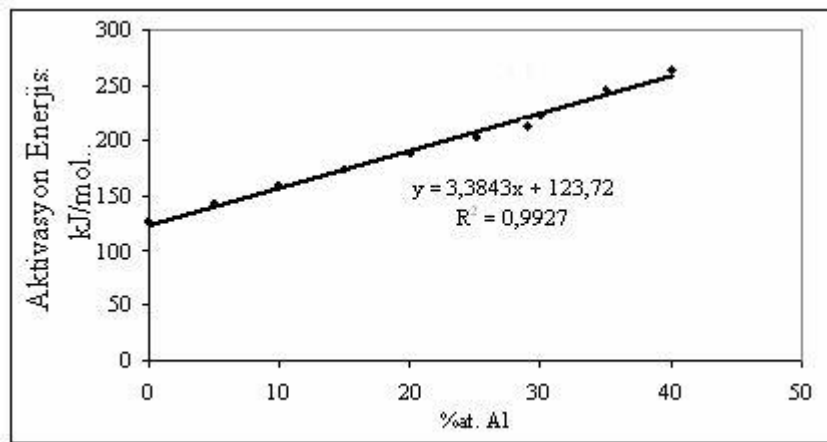
Şekil 8.20'den aktivasyon enerjisi $Q=203,56\text{KJ/mol}$ olarak bulunmuştur. K_0 değeri de $2,45 \times 10^{-5}$ olarak bulunmuştur.

Al içeriğinin borlama aktivasyon enerjisine etkisini belirlemek için bu çalışmalar tüm bileşimlerdeki alaşımlara uygulanmıştır. Şekil 8.21'de daha düşük Al içeren %10 Al alaşımı için aktivasyon enerjisini bulmaya yönelik X^2-t ve $\ln K-1/T$ grafikleri örnek olarak verilmiştir.



Şekil 8.21: %10 Al içeren alaşım için X^2-t ve $\ln K-1/T$ grafikleri

Bu şekilde tüm bileşimlerdeki alaşımların aktivasyon enerjileri tespit edilmiş ve şekil 8.22'de de borlama aktivasyon enerjisinin Al miktarı ile değişim grafiği verilmiştir. Kinetik çalışmaları sonunda Al içeriğinin artışıyla borlama aktivasyon enerjisinin arttığı görülmüştür. Şekilden de görülebileceği gibi borlama aktivasyon enerjisi saf demir için 126KJ/mol iken bu değer %40 Al içeren alaşım için 264KJ/mol değerine yükselmektedir.

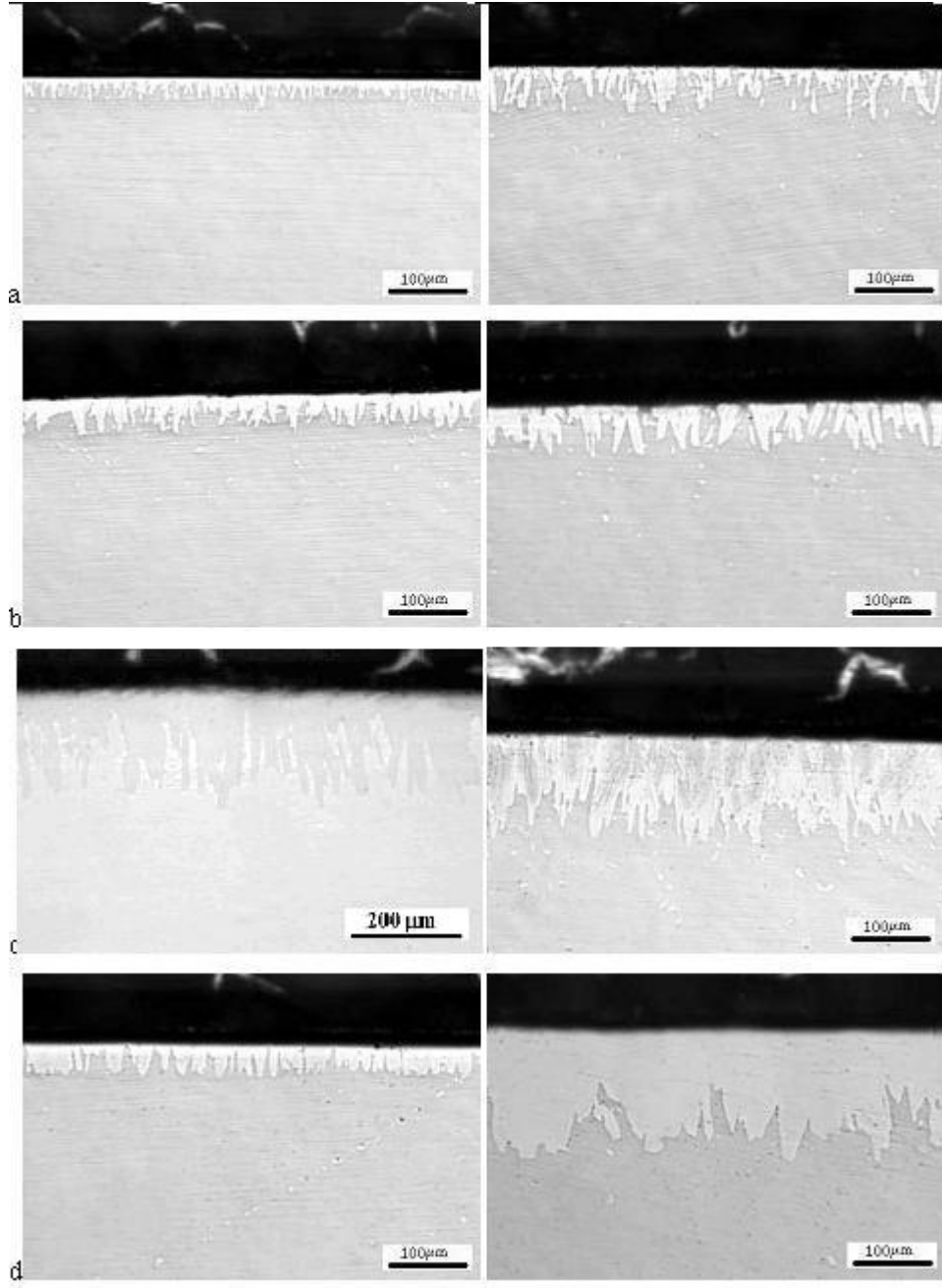


Şekil 8.22: Borlama aktivasyon enerjisinin Al miktarı ile değişimi.

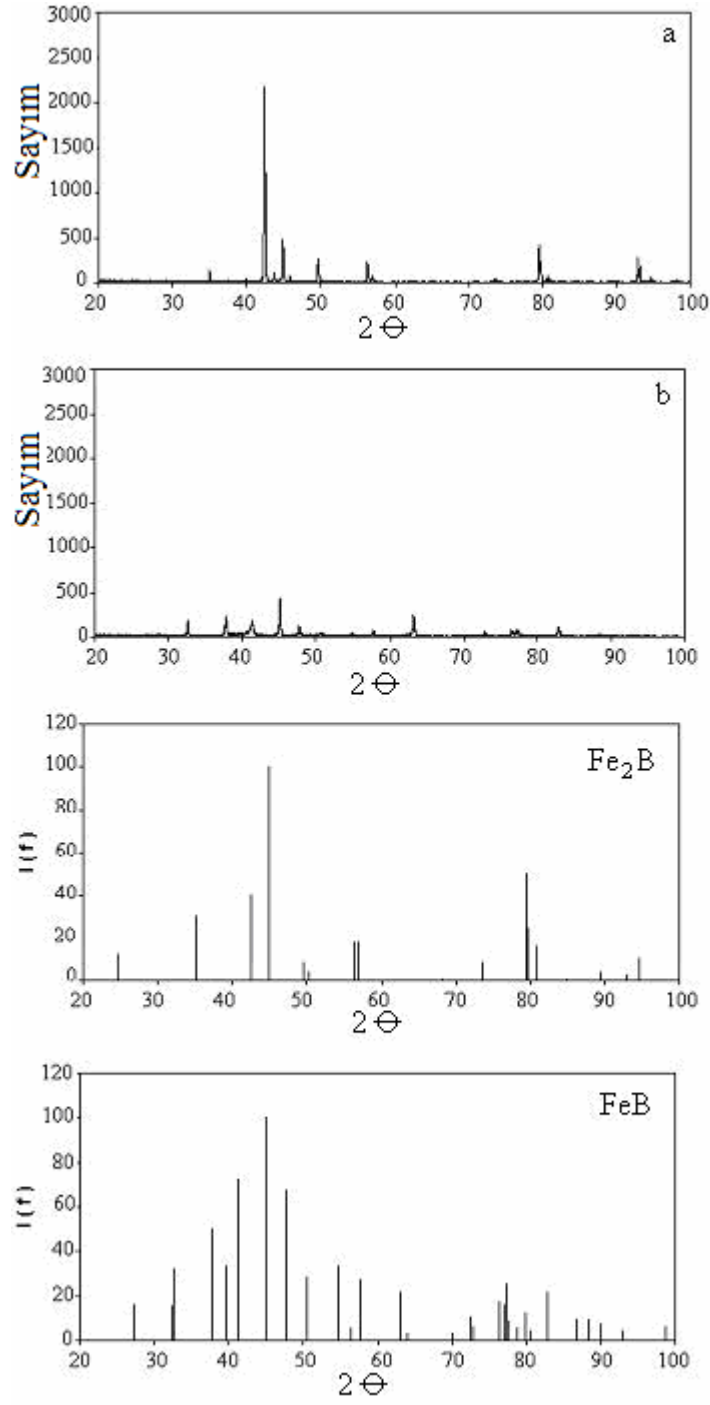
8.7. Aşınma Testleri

Aşınma testleri borlanmış $Fe_{72}Al_{28}$ metaller arası bileşiğine uygulanmıştır. 900, 950, 1000 ve 1050°C sıcaklıklarda 3, 6, 9 ve 12 saat süreyle borlanmış numunelere abrasif ve adhesif aşınma testleri uygulanarak aşınmaya karşı en dayanıklı borlama şartları tespit edilmiştir.

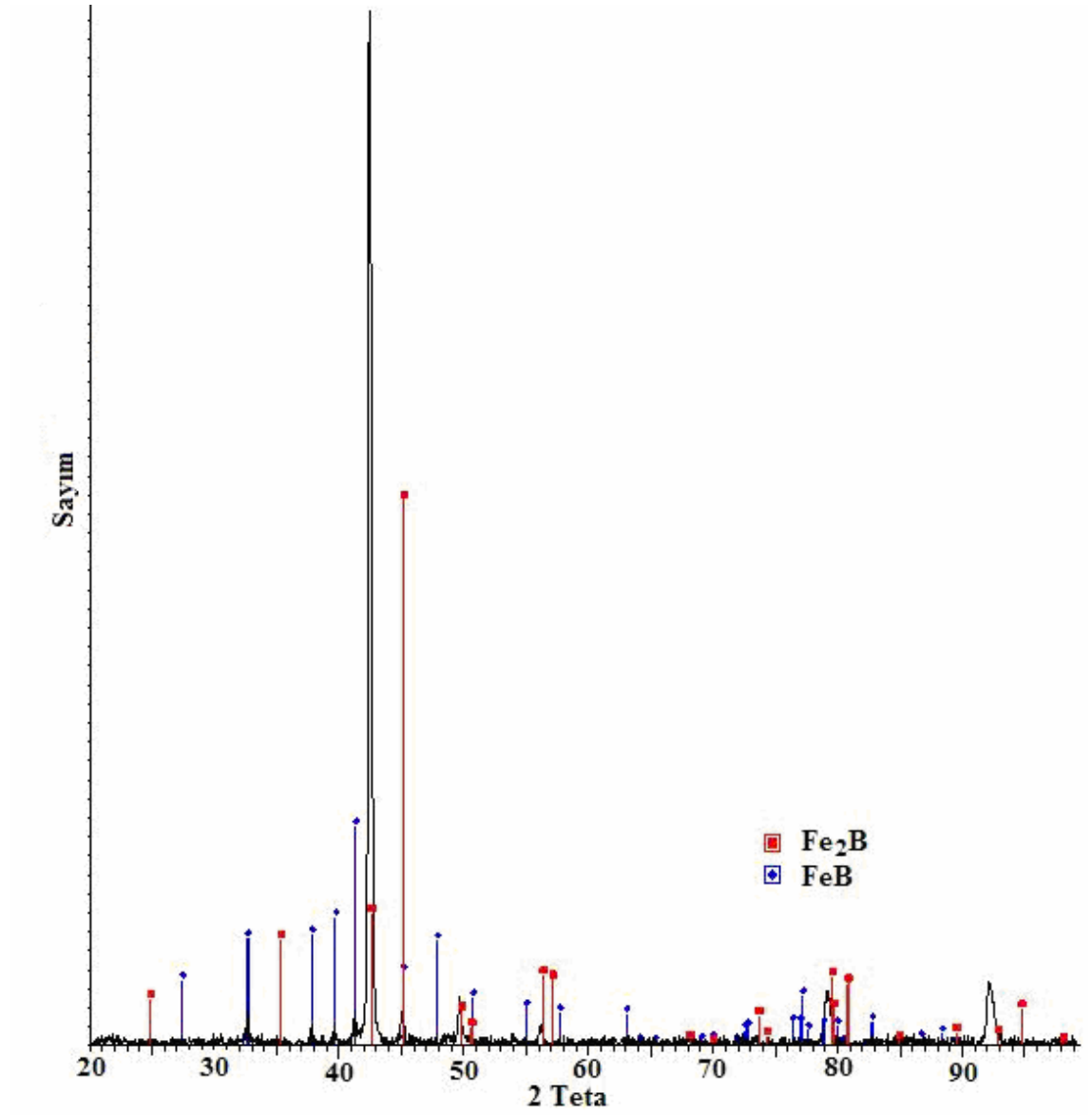
$Fe_{72}Al_{28}$ alaşımında metalografik olarak hazırlanmış numunelerin optik ve SEM incelemeleri uygulanan borlama tekniğinin deney şartlarında çoğunlukla tek fazlı Fe_2B bor tabakasının elde edilebildiğini göstermiştir. Şekil 8.23'de bu numunelerin bazılarının dağlama yapılmaksızın çekilmiş optik mikro yapı fotoğrafları verilmiştir. X ışınları çalışması sonuçları da bor tabakasında Fe_2B fazının varlığını doğrulamıştır. 950, 1000 ve 1050°C'de 9 ve 12 saat borlanan numunelerde FeB fazının mevcut olduğu görülmüştür. Mevcut bulgular endüstriyel olarak istenen Fe_2B tabakasının nispeten daha kısa borlama süresi ve işlem sıcaklıklarında elde edildiğini göstermiştir. Şekil 8.24'de Fe_2B ve FeB standartlarıyla birlikte $Fe_{72}Al_{28}$ numunelerinin X-ışınları difraksiyon paternleri verilmiştir. Şekil 8.25'de 1000°C'de 6 saat süreyle borlanmış $Fe_{72}Al_{28}$ numunesinin X ışınları difraksiyon paterni görülmektedir. Şekil 8.26'da ise borlanan numunelerde borür tabakası kalınlık ve sertlikleri gösterilmektedir.



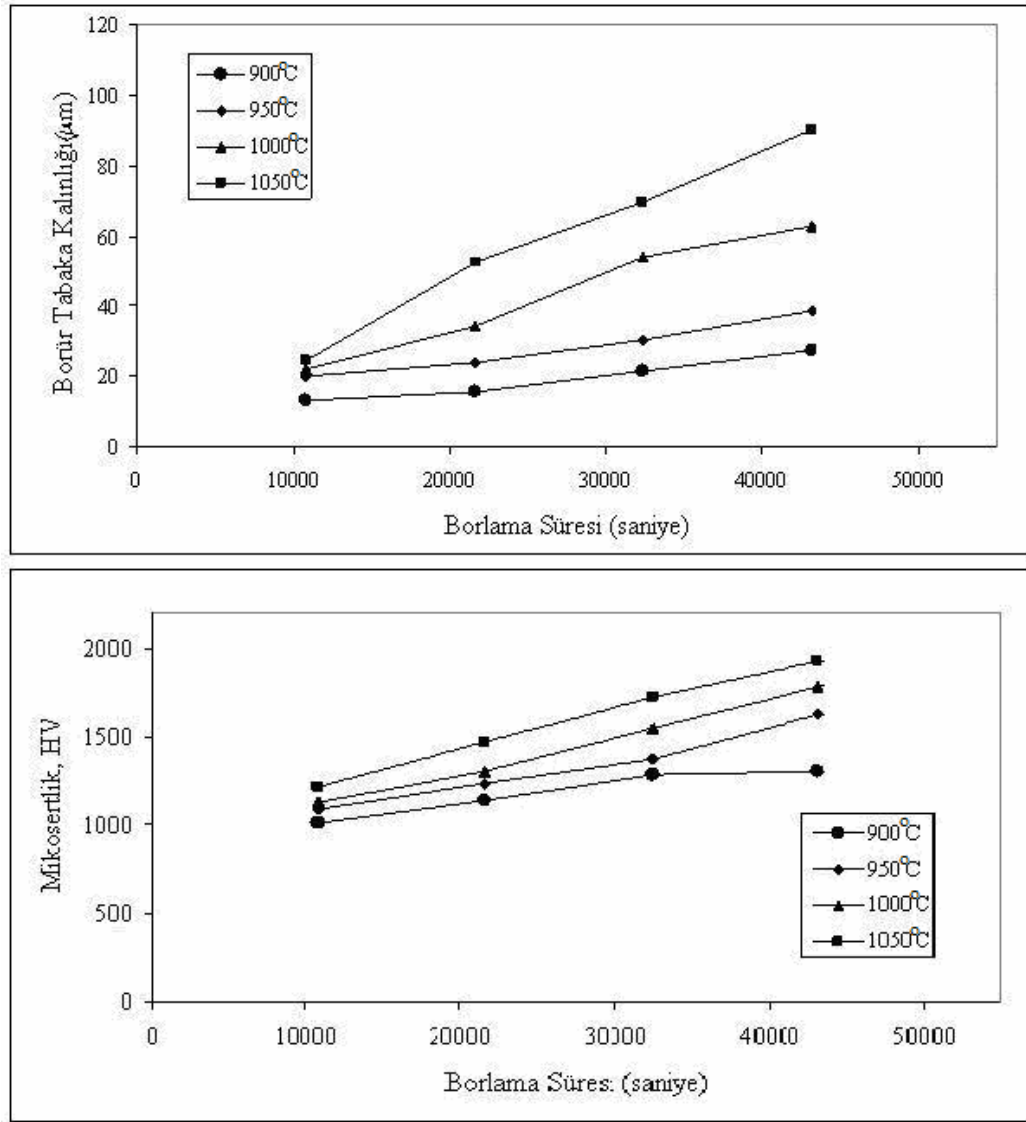
Şekil 8.23: a.) 900°C’de (3 ve 12 saat), b.) 950°C’de (3 ve 12 saat), c.) 1000°C’de (6 ve 12 saat), d.) 1050°C’de (3 ve 12 saat); borlanmış Fe₇₂Al₂₈ numunelerinin dik kesit görüntüleri.



Şekil 8.24: Fe_2B ve FeB standartlarıyla birlikte $Fe_{72}Al_{28}$ numunelerinin X-ışınları difraksiyon paternleri. a.)900°C’de 9 saat, b.)1000°C’de 12 saat borlanmış numuneler.



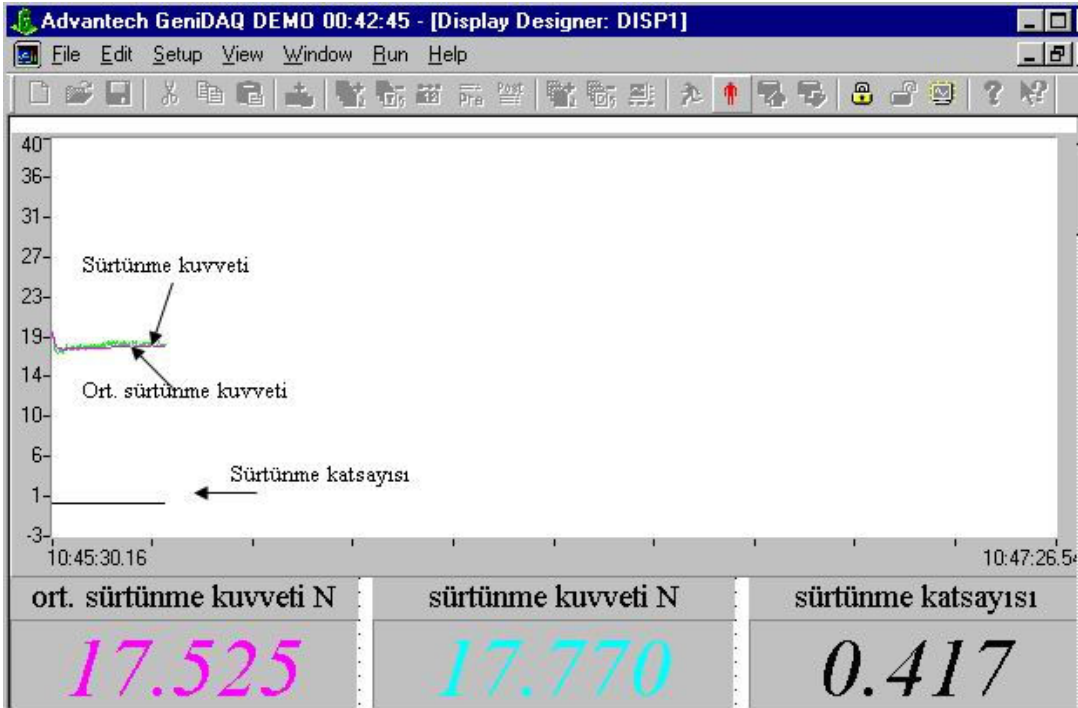
Şekil 8.25: 1000⁰C'de 6 saat süreyle borlanmış Fe₇₂Al₂₈ numunesinin X ışınları difraksiyon paterni.



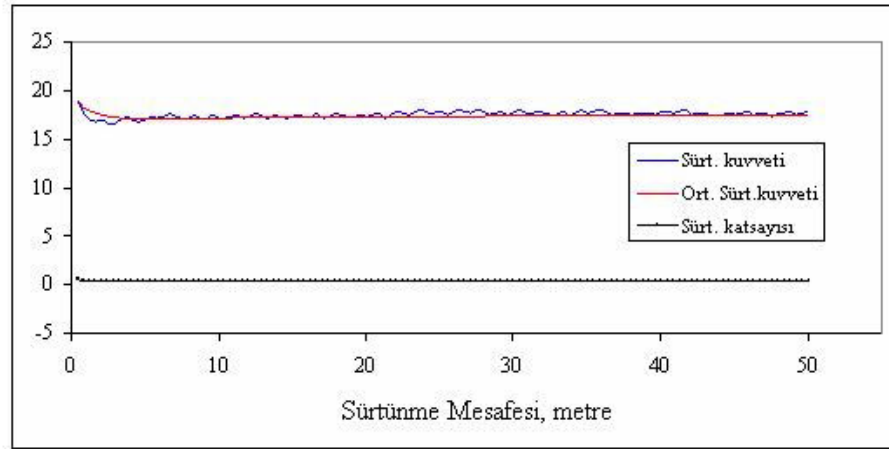
Şekil 8.26: Borlanmış $Fe_{72}Al_{28}$ numunelerinin süreye bağlı olarak değişik sıcaklıklar için borür tabakası kalınlık ve sertlikleri.

8.7.1. Abrasif aşınma

Aşınma test cihazına bağlı Adam 4018 veri toplama modülü ile elde edilen anlık sürtünme kuvveti, ortalama sürtünme kuvveti ve sürtünme katsayısı eğrileri ile toplanan verilerden Excel ile çizilen eğriler şekil 8.27’de verilmiştir.



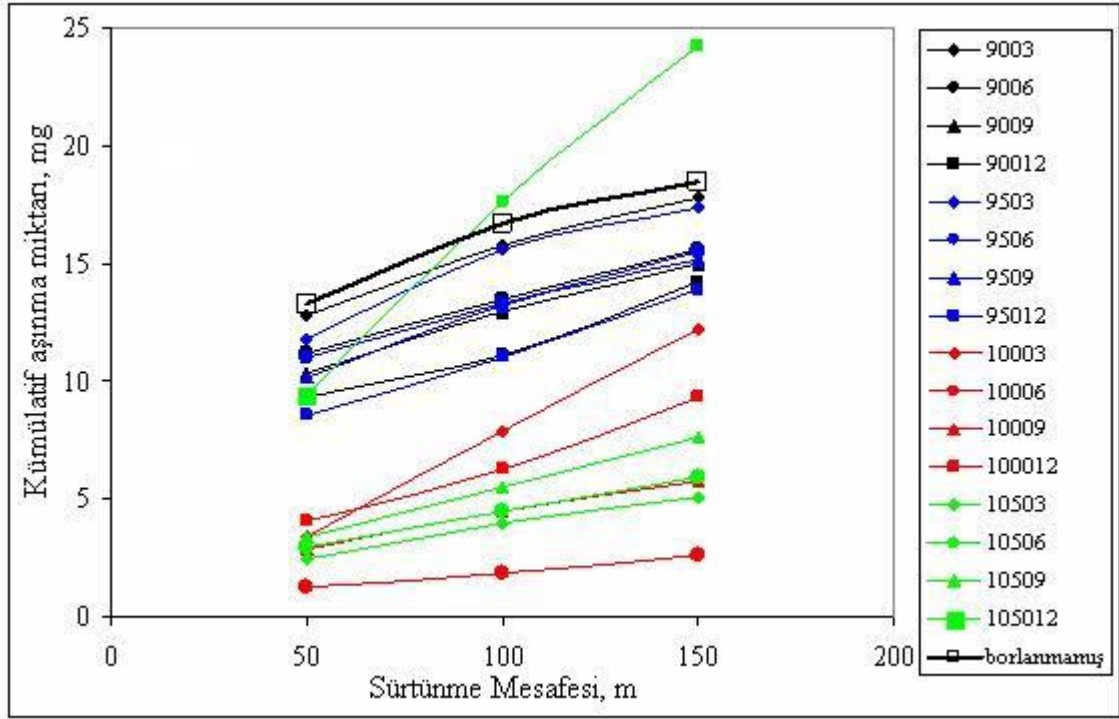
GeniDAQ bilgi ekranı



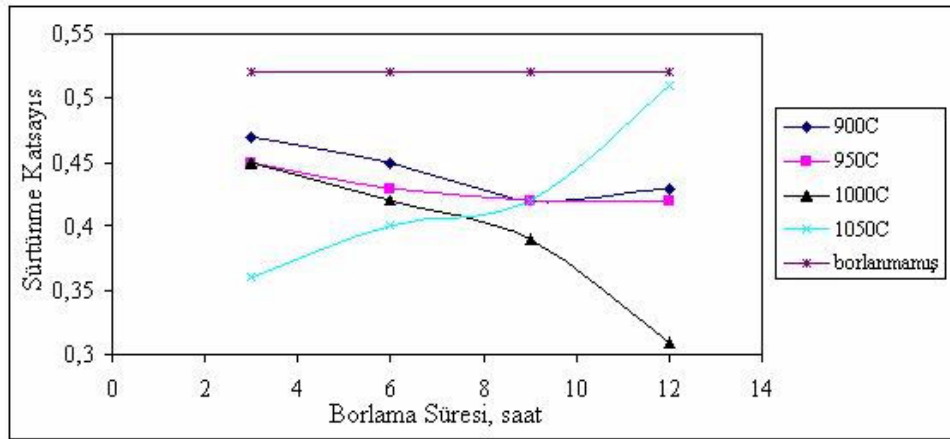
GeniDAQta toplanan verilerle çizilen excel grafiği

Şekil 8.27: 1000°C'de 3 saat borlanmış numunenin mesafe ile sürtünme kuvveti ve katsayısı eğrisi.

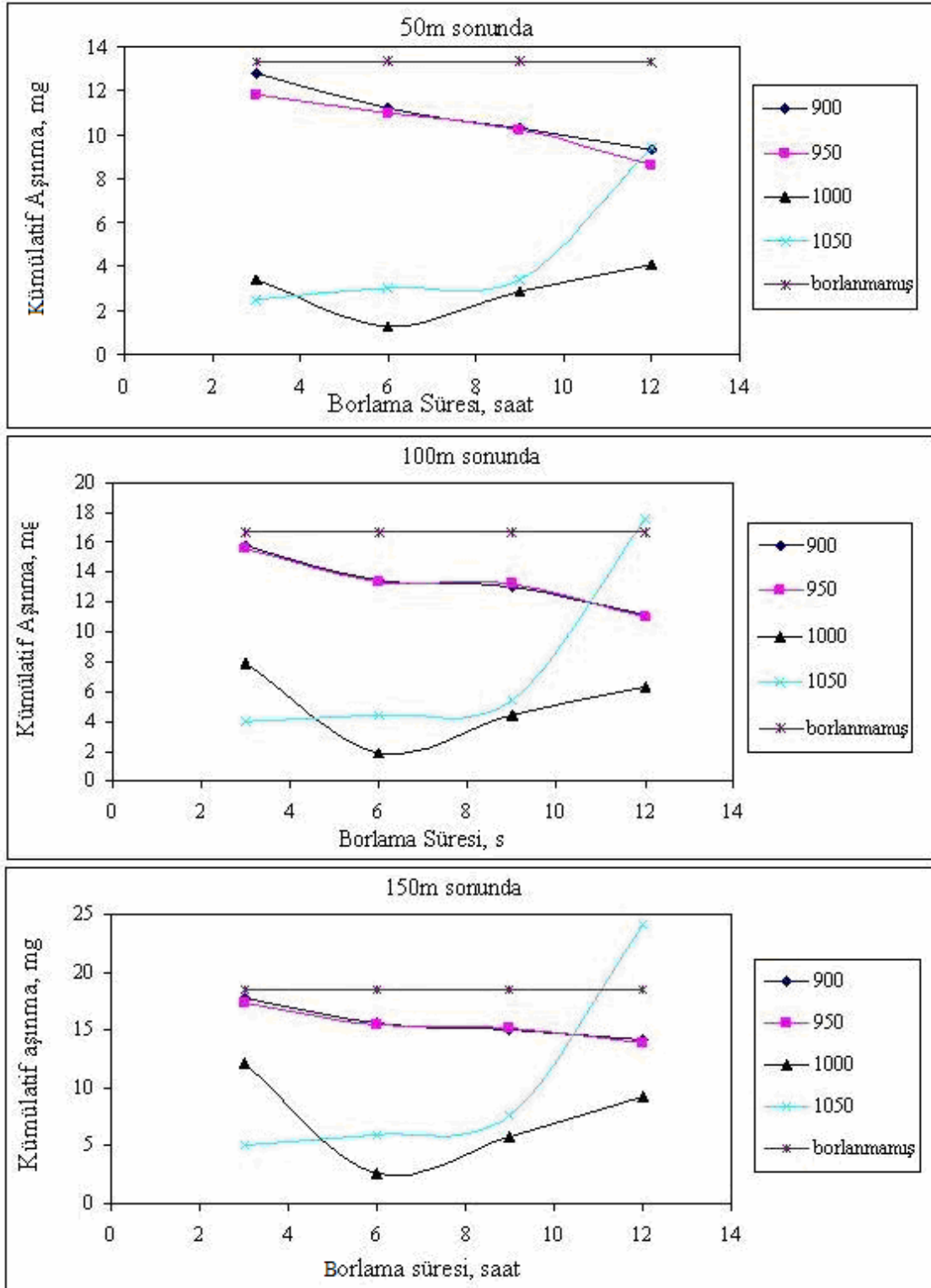
Şekil 8.28'de kümülatif aşınma miktarının sürtünme mesafesi ile değişimi verilmiştir. Sürtünme katsayısının borlama süresi ile değişimi de şekil 8.29'da gösterilmiştir. Şekil 8.30'da ise 50, 100 ve 150m sonunda kümülatif aşınma miktarının borlama süresi ile değişimi görülmektedir.



Şekil 8.28: Kümülatif aşınma miktarının sürtünme mesafesi ile değişimi.



Şekil 8.29: Sürtünme katsayısının borlama süresi ile değişimi.

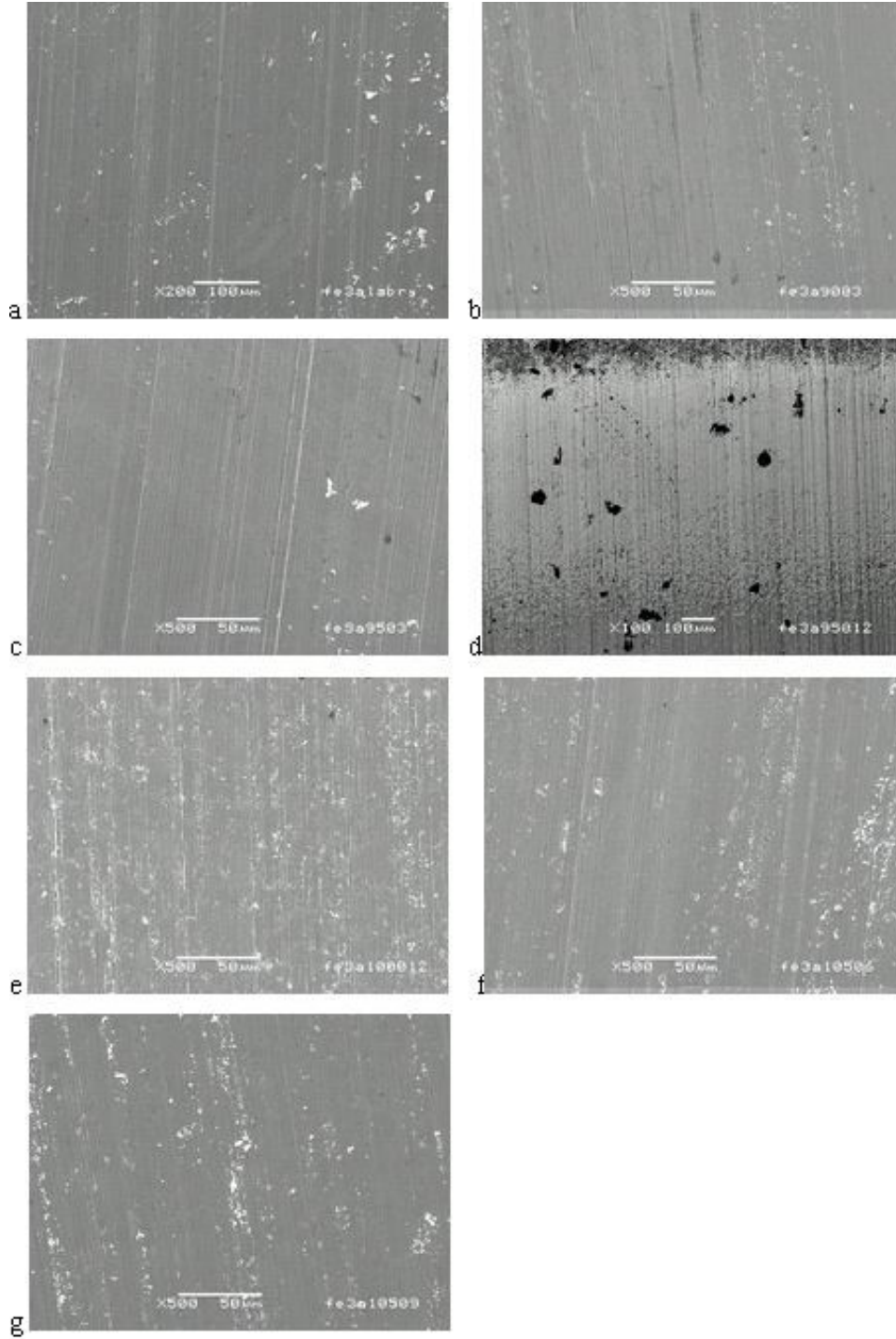


Şekil 8.30: 50, 100 ve 150m sürtünme sonunda kümülatif aşınma miktarları.

Bu sonuçlara göre şu bilgiler açığa çıkmaktadır:

- Borlama işlemi uygulanan tüm numuneler borlanmamış numuneden daha yüksek aşınma direnci göstermiştir. Sadece 1050°C'de 12 saat süreyle borlanmış olan numune 150m aşınma sonunda borlanmamış numuneden daha fazla aşınmıştır. Bunun nedeni FeB tabakasının kırılarak yüzeyden uzaklaşmasıdır.
- En iyi aşınma direncini 1000°C'de 6 saat süreyle borlanmış olan numune göstermiştir.
- Genel olarak aşınma direnci borlama süresi ve sıcaklığı arttıkça artmaktadır. Belli bir sıcaklık ve süreye kadar bu artış devam etmektedir. Ancak belli bir sıcaklık ve süreden sonra aşınma direncinin azaldığı görülmüştür. Aşınma direncindeki bu değişim yüzeyde oluşan sert, kırılabilir ve Fe₂B ile uyumsuz FeB miktarıyla ilgilidir. 900 ve 950°C'de yapılan deneylerde borlama zamanının artışıyla aşınma direnci artmaktadır. 1000°C'de 6 saate kadar yapılan borlama işleminde aşınma direnci artmaktadır. 9 ve 12 saatlik işlemlerde ise aşınma direnci düşmektedir. Bu düşüşün nedeni yüzeyde oluşan sert ve kırılabilir FeB fazının varlığıdır. 1050°C'de borlanmış numunelerde ise 3 saatten itibaren aşınma direnci düşmektedir. Bu düşüş 9 saat süreye kadar yavaş seyrederken 9 saatten sonra aniden artmaktadır. Bu da 1050°C'de 12 saat borlanmış numunelerde (sertlik: 1930 HV) tamamen FeB tabakasının oluştuğunu göstermektedir. Öyleki bu tabakanın çok fazla olması 1050°C'de 12 saat borlanmış numunenin hiç borlanmamış numuneden daha fazla aşınmasına neden olmuştur.
- Borlanmış tüm numunelerin sürtünme katsayısı borlanmamış olandan daha düşüktür. 900, 950 ve 1000°C'de borlanan numunelerde sürtünme katsayısı borlama süresinin artışıyla azalmaktadır. 900 ve 950°C'de yapılan işlemlerde bu azalış yavaş seyrederken 1000°C'de yapılan işlemlerde sürtünme katsayısındaki azalış çok daha hızlıdır. En düşük sürtünme katsayısı 1000°C'de 12 saat borlanmış numunede elde edilmiştir. 1050°C'de yapılan işlemlerde ise sürtünme katsayısı işlem süresi arttıkça artmaktadır. Bunun nedeni ise yüzeyden FeB partiküllerinin kopmasıyla yüzey pürüzlülüğünün artmasıdır. Sonuçta sürtünme katsayısı da artmaktadır.

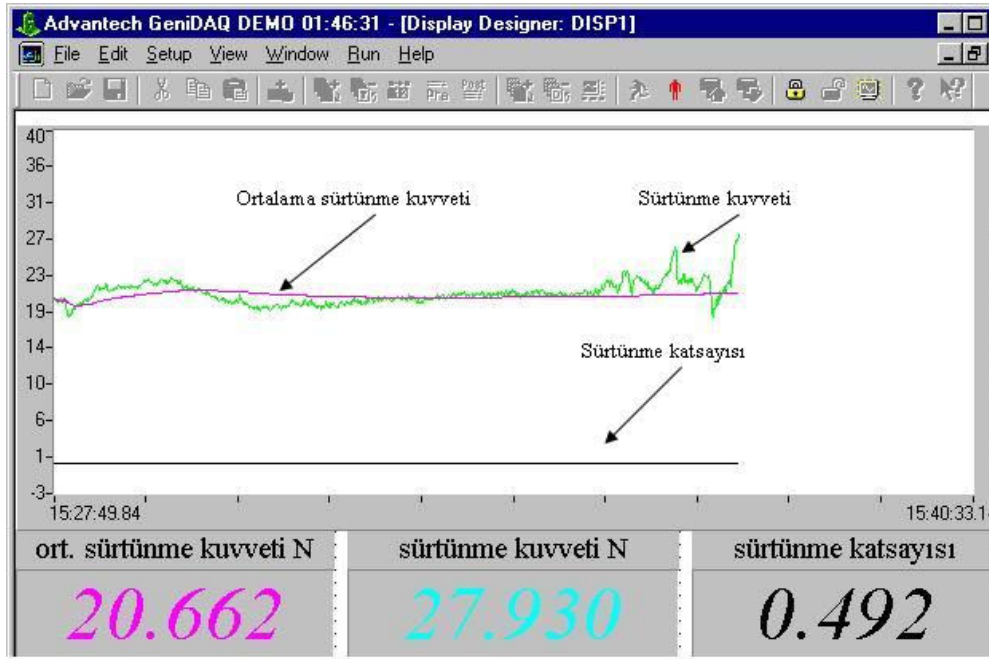
Değişik süre ve sıcaklıklarda borlanmış numunelerin 150m aşınma testinden sonraki aşınmış yüzey SEM fotoğrafları şekil 8.31'de verilmiştir. Yüzey pürüzlülüğü özellikle 1000°C'de 12 saat, 1050°C'de 9 saat borlanan numunelerde fazladır.



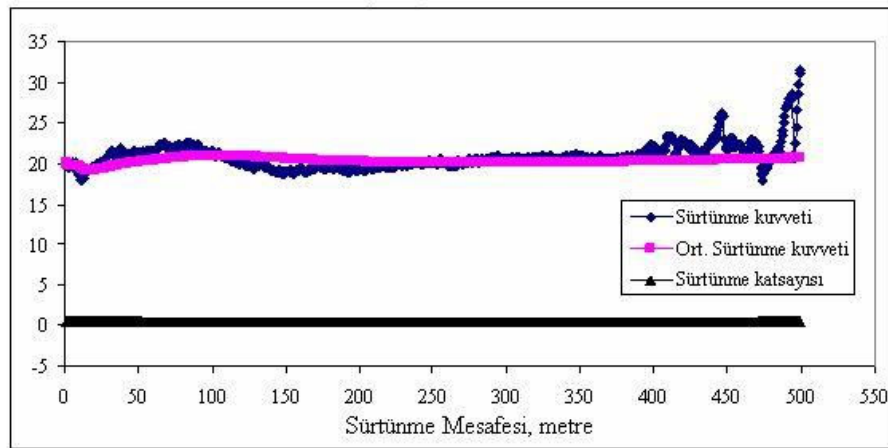
Şekil 8.31: 150m aşınma sonunda aşınma yüzeyleri SEM fotoğrafları. a)borlanmamış, b) 900°C'de 3 saat, c) 950°C'de 3 saat, d) 950°C'de 12 saat, e) 1000°C'de 12 saat, f) 1050°C'de 6 saat, g) 1050°C'de 9 saat

8.7.2 Adhesif aşınma

Aşınma test cihazına bağlı Adam 4018 veri toplama modülü ile elde edilen anlık sürtünme kuvveti, ortalama sürtünme kuvveti ve sürtünme katsayısı eğrileri ile toplanan verilerden Excel ile çizilen eğriler şekil 8.32’de verilmiştir.



GeniDAQ bilgi ekranı



GeniDAQtan alınan verilerle çizilen excel grafiği

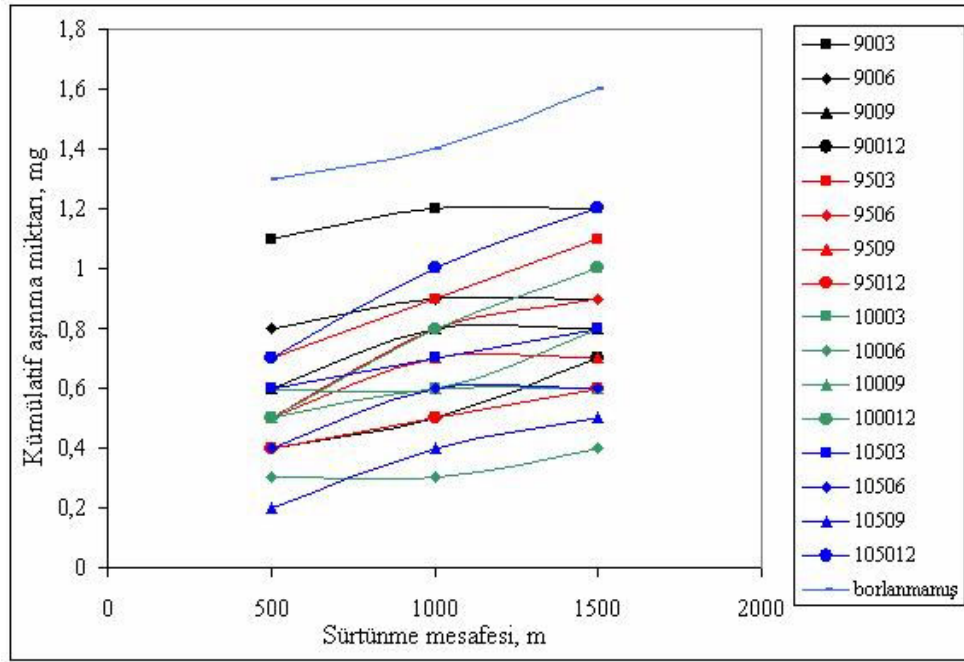
Şekil 8.32: 1000°C’de 12 saat borlanmış numunenin mesafe ile sürtünme kuvveti ve katsayısı eğrisi.

Deneyin başlangıcında numunelerin ve diskin ve 1500m sürtünme sonunda diskin yüzey pürüzlülüğü ölçülmüştür. Her 500m sonunda numunedeki ağırlık kaybı da tespit edilmiştir. Çizelge 8.2’de deneyden önceki numune ve disk yüzey pürüzlülükleri, 1500m sürtünmeden sonraki disk yüzey pürüzlülüğü ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri verilmiştir. Yüzey pürüzlülüğü ölçümleri deney sonunda disk pürüzlülüğünde önemli bir değişimin olmadığını göstermiştir. Öyle ki, deneylerin başlangıcında diskin yüzey pürüzlülüğü (Ra) 0,250 μ m iken tüm deneylerden sonra bu değer 0,2 μ m’ye düşmüştür. Numunelerin başlangıçtaki yüzey pürüzlülük değerlerinin borlama sıcaklığı ve süresi arttıkça yükseldiği görülmüştür.

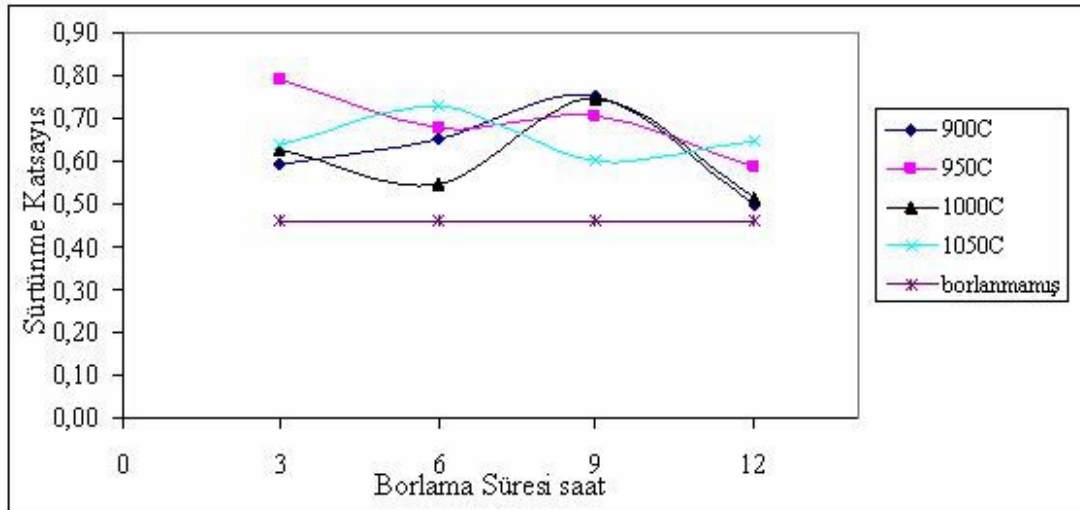
Çizelge 8.2: Borlanmış Fe₇₂Al₂₈ alaşımının adhesif aşınma miktarları ve sürtünme katsayıları.

İşlem sıcaklık ve süresi	Disk Ra, μ m	Numune Ra, μ m	1500m sürtünmeden sonra Disk Ra, μ m	Ortalama sürtünme katsayısı, μ	
Borlamasız	0,200	0,150	0,200	0,46	
900°C	3	0,250	0,225	0,59	
	6	0,250	0,200	0,65	
	9	0,250	0,225	0,75	
	12	0,200	0,225	0,50	
950°C	3	0,225	0,200	0,79	
	6	0,200	0,325	0,68	
	9	0,250	0,400	0,71	
	12	0,250	0,300	0,59	
1000°C	3	0,225	0,500	0,63	
	6	0,250	0,500	0,55	
	9	0,250	0,650	0,75	
	12	0,250	0,400	0,200	0,52
1050°C	3	0,225	0,600	0,250	0,64
	6	0,250	0,700	0,200	0,73
	9	0,200	1,700	0,250	0,60
	12	0,250	0,800	0,200	0,65

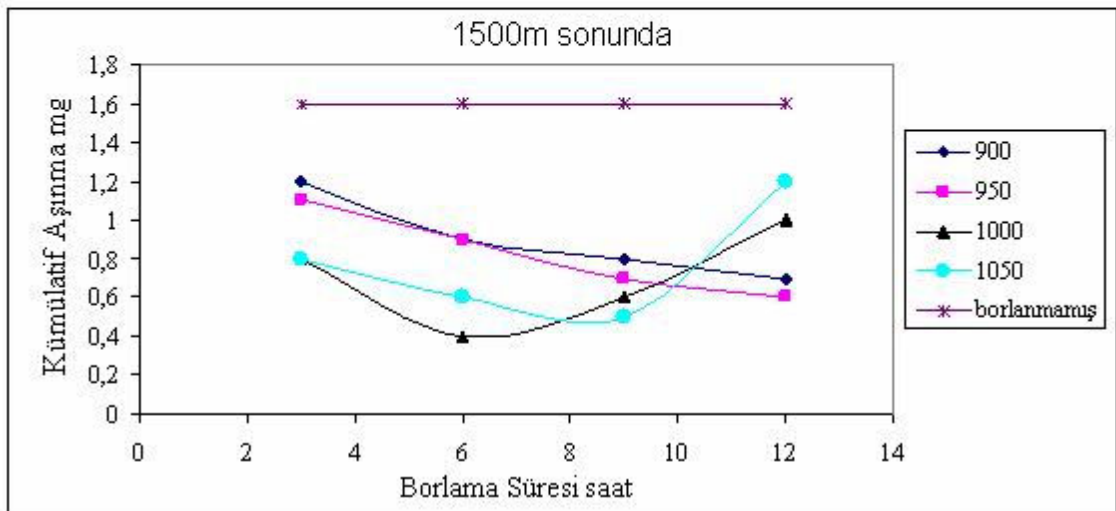
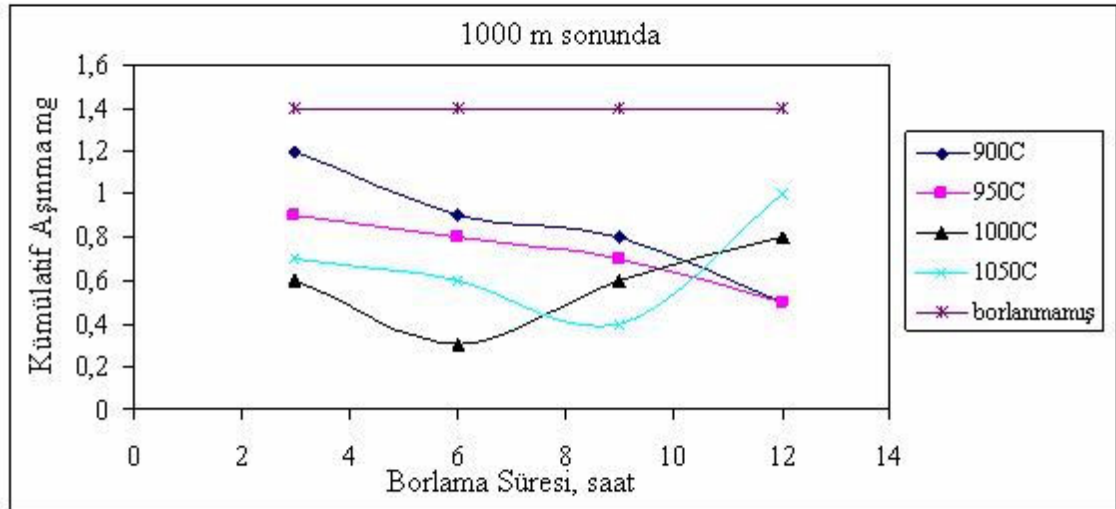
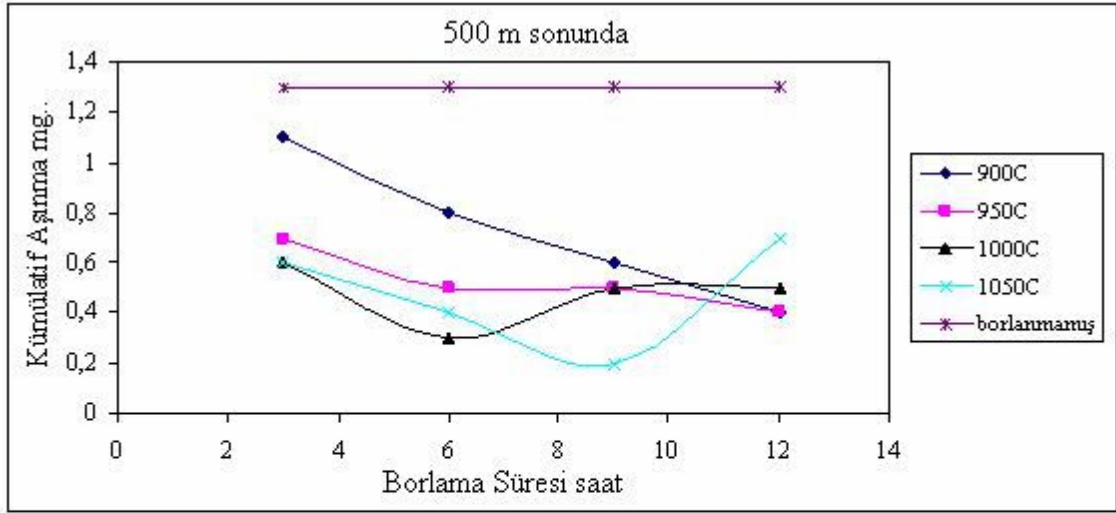
Şekil 8.33’de kümülatif aşınma miktarının sürtünme mesafesi ile değişimi verilmiştir. Sürtünme katsayısının borlama süresi ile değişimi de şekil 8.34’de gösterilmiştir. Şekil 8.35’de ise 500, 1000 ve 1500m sonunda kümülatif aşınma miktarının borlama süresi ile değişimi görülmektedir



Şekil 8.33: Kümülatif aşınma miktarının sürtünme mesafesi ile değişimi.



Şekil 8.34: Sürtünme katsayısının borlama süresi ile değişimi.

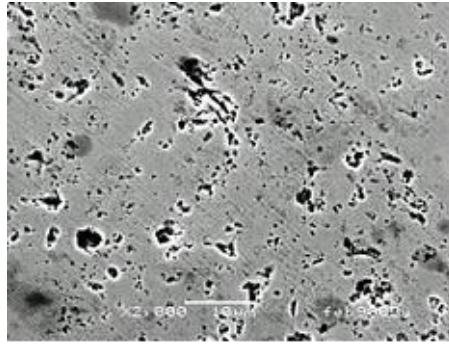


Şekil8.35: 500, 1000 ve1500m sürünme sonunda kümülatif aşınma miktarları.

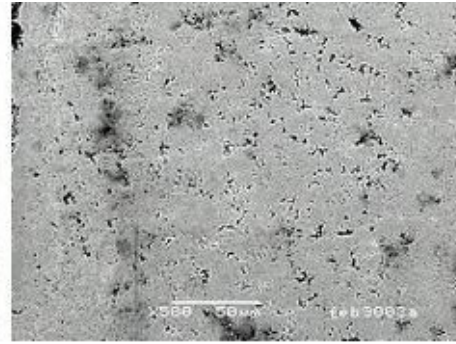
Bu sonuçlara göre şu bilgiler elde edilebilir:

- Borlama işlemi uygulanan tüm numuneler borlanmamış numuneden daha yüksek aşınma direnci göstermiştir.
- En iyi aşınma direncini 1000°C'de 6 saat süreyle borlanmış olan numune göstermiştir.
- Aşınma miktarlarının çok az olması değerlendirmeyi güçleştirmektedir. Genel olarak aşınma direnci borlama süresi ve sıcaklığı arttıkça artmaktadır. 900 ve 950°C'de yapılan deneylerde borlama zamanının artışıyla aşınma direnci artmaktadır. 1000 ve 1050°C'de yapılan deneylerde aşınma direnci önce artmakta, sonra azalmaktadır. 1000°C'de borlanan numunenin aşınma direnci 9 saate kadar artmakta, 9 saatten sonra FeB oluşumu başladığından, 9 saatten sonra hızla azalmaktadır. 1050°C'de borlanan numunede ise aşınma direnci 6 saate kadar artmakta 6 saatten sonra ise azalmaktadır. Bu azalışın nedeni 6 saatten sonra FeB fazının oluşmaya başlamasıdır. 1000 ve 1050°C'de 12 saat borlanmış numunelerin aşınma dirençleri 900 ve 950°C'de borlanmış olandan daha düşüktür. Bunun nedeni de yüzeyde oluşan FeB fazının kırılarak yüzeyden ayrılmasıdır.
- Borlanmış tüm numunelerin sürtünme katsayısı borlanmamış olandan daha yüksektir. Sürtünme katsayısında borlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak düzenli bir değişim gözlemlenmemiştir.

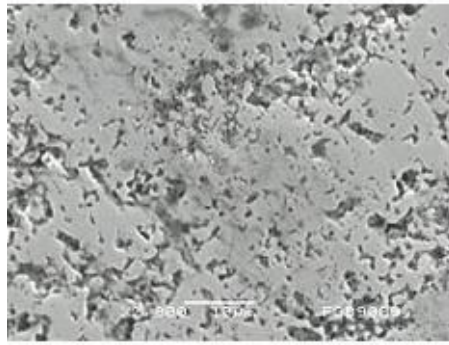
Değişik süre ve sıcaklıklarda borlanmış numunelerin 1500m aşınma testinden sonraki aşınmış yüzey SEM fotoğrafları şekil 36'da verilmiştir.



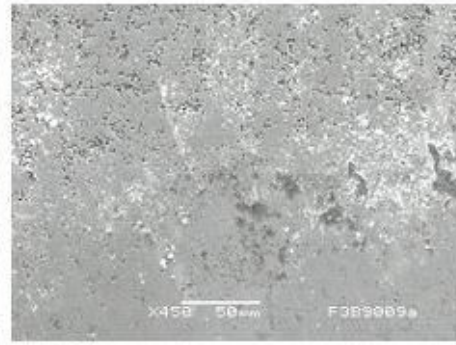
900°C 3 saat yüzey



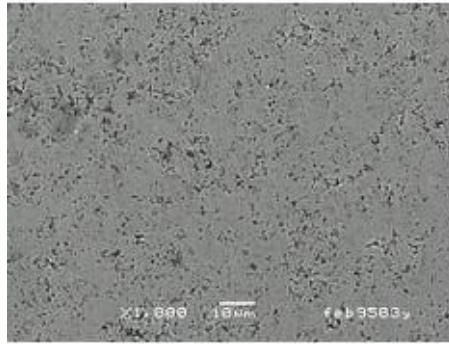
900°C 3 saat aşınma yüzeyi



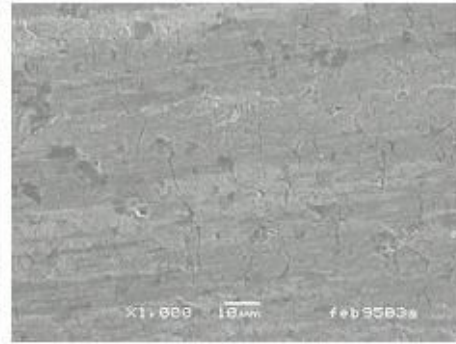
900°C 9 saat yüzey



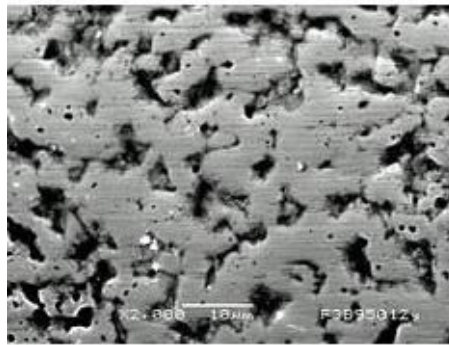
900°C 9 saat aşınma yüzeyi



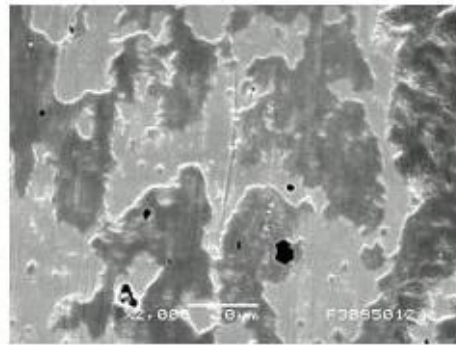
950°C 3 saat yüzey



950°C 3 saat aşınma yüzeyi

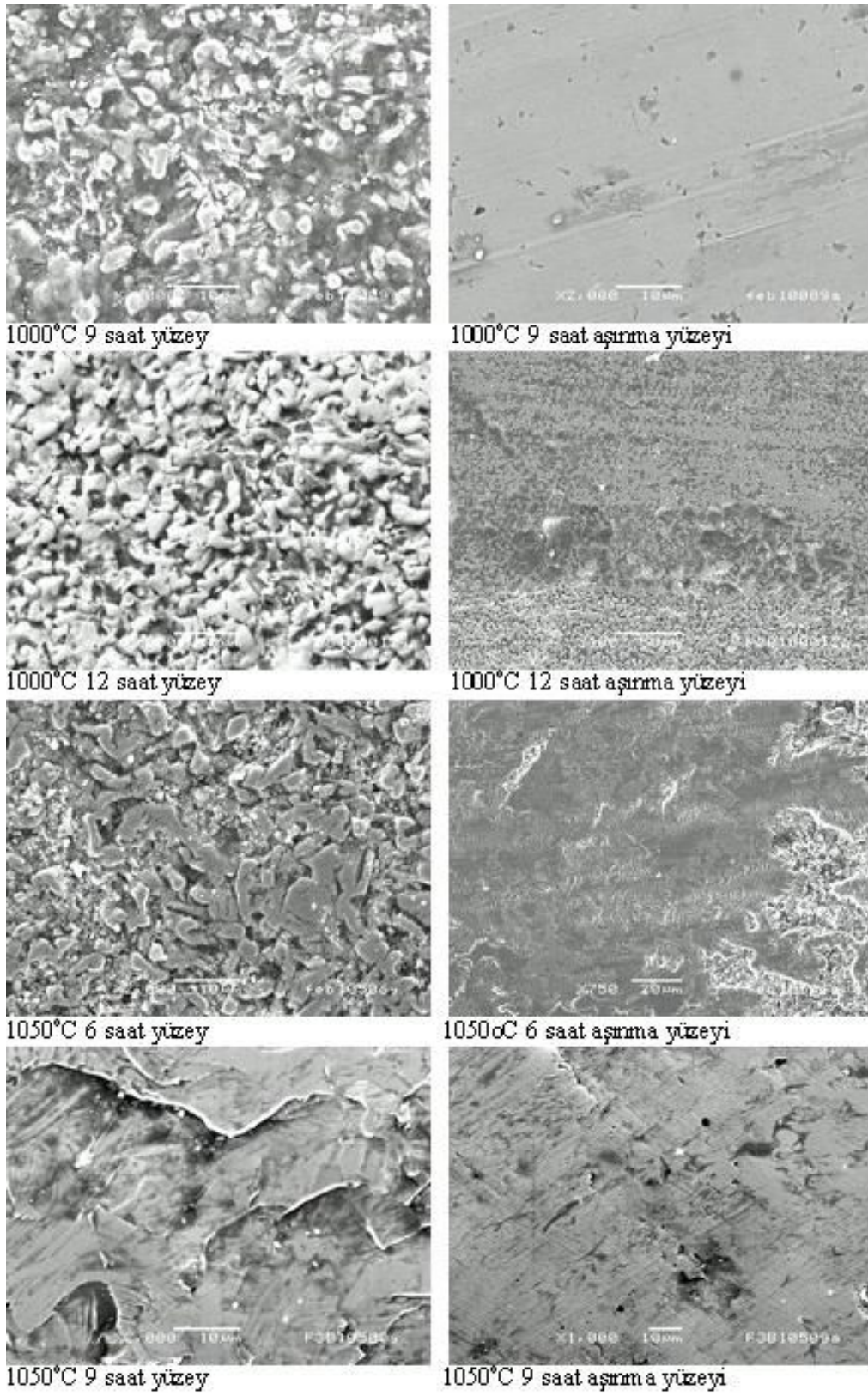


950°C 12 saat yüzey



950°C 12 saat aşınma yüzeyi

Şekil 8.36: Sürtünmeden önce ve 1500m adhesif aşınma sonunda aşınma yüzeyi SEM fotoğrafları (devamı arka sayfada)



Şekil 8.36 devamı.

9. TARTIŞMA

Demir alüminyum alaşımlarının susuz boraks ve SiC karışımı kullanılarak borlanmasıyla çoğunlukla endüstriyel olarak istenen dişimsi morfolojideki Fe₂B borür tabakası başarıyla oluşturulmuştur. İşlem süresi ve sıcaklığı arttıkça Fe₂B ile birlikte FeB tabakasının da oluştuğu görülmüştür. FeB bileşiği Fe₂B'den daha serttir, fakat yüzeyde borür oluşumu Fe₂B ile başlar, daha sonra FeB oluşur. FeB bileşiği daha kırılıgandır ve Fe₂B ile uyumsuzdur. Bu nedenle yüzeyden ayrılması daha kolaydır. Bu durum aşınma özelliklerini kötü etkilemektedir.

Mikro yapı çalışmaları tüm alaşımlar için işlem süresi ve sıcaklığı arttıkça oluşan borür tabakası kalınlığının arttığını göstermiştir. Borür tabakası kalınlığındaki artış borlama süresi ile parabolik değişirken, borlama sıcaklığı ile bu değişim doğrusaldır. Bu sonuçlar çeliklerin borlanmasına ait diğer çalışmalar (örneğin Genel 2003) ile uyum göstermektedir. Alaşımdaki Al miktarı arttıkça oluşan borür tabakası kalınlığı azalmaktadır. Bu sonuç da literatür ile uyum sağlamaktadır. (Matuschka, 1980). Alaşımda Al miktarının artması bor atomlarının demir matris içine difüzyonunu zorlaştırmaktadır. Bu nedenle Al miktarının artışıyla borür tabakası kalınlığı azalmaktadır. Alaşımdaki Al miktarının artışıyla borlama aktivasyon enerjisinin arttığı bulunmuştur. Borlama aktivasyon enerjisi saf demir için 126KJ/mol iken bu değer %40Al içeren alaşım için 264KJ/mol'dür. Alaşımda Al miktarının artması bor atomlarının matrise difüzyonunu zorlaştırdığından borlama için gerekli olan aktivasyon enerjisi de artmaktadır. Borlama işlemi alaşımdaki alüminyumun yüzeyden matrise doğru göçüyle birlikte gerçekleşmiştir. (Bölüm 8.3). SEM-EDS çalışmalarında borür tabakasında çok az Al görülürken, borür tabakası ucundan matrisdeki belirli bir derinliğe kadar alüminyum biriktiği, daha sonra da alaşımdaki normal bileşimine döndüğü görülmüştür. Bu durum yüzeyden matrise difüze olan bor atomlarının difüzyon sırasında alüminyum atomlarını matris içine doğru ittiğini göstermektedir. Böylece demir alüminatların borlanmasında Al miktarının etkili olduğu anlaşılmaktadır. Campos et al. (2003) saf demirin pasta borlanmasında borlama aktivasyon enerjisini 151KJ/mol bulmuştur. Aktivasyon enerjisindeki bu fark borlama yönteminden kaynaklanmaktadır. Yu et al.(2002) 0,2 C içerikli çeliği SiC+B₄C ile spark plazma sinterleme tekniğini kullanarak borlama yapmışlar ve borlama aktivasyon enerjisini

145KJ/mol olarak bulmuşlardır. Daha yüksek karbon içerikli sade karbonlu çeliklerin borlama aktivasyon enerjileri daha yüksektir. Alaşımli çeliklerde ise borlama aktivasyon enerjisi 200KJ/mol değerinin üzerine çıkmaktadır (bkz. çizelge 5.12)

GDS analizlerinde ise borür tabakası boyunca yüzeyden içe doğru Al içeriği incelendiğinde, yüzeyde hiç Al kalmadığı matrise doğru gidildikçe Al miktarının arttığı görülmüştür. GDS analizleri ile bor miktarının yüzeyden matrise doğru gidildikçe azaldığı tespit edilmiştir. GDS sonuçları borür tabakasında Si elementlerinin bulunmadığını göstermiştir. Yüzeyden çok kısa bir mesafede görülen C numune yüzeylerinin iyi temizlenmemesinden ve numune yüzeyinin pürüzlülüğünden kaynaklanmaktadır.

Mikro sertlik ölçümlerinde borlama sıcaklığı ve süresi arttıkça borür tabakası sertliğinin arttığı görülmüştür. Alaşımdaki Al miktarının artmasıyla da borür tabakası sertliğinde artış tespit edilmiştir. Alaşımda alüminyumun bulunması matris yüzeyine gelen bor atomlarının iç kısımlara doğru difüze olmasını zorlaştırmaktadır. Uzunov and Ivanov (2004) farklı oranlarda Mn ve Cr içeren çeliklerin borlamasını yapmışlar ve alaşım elementi miktarının artışıyla borür tabaka kalınlığının azalırken sertliğinin arttığını bulmuşlardır. Bu yazarlara göre borlaması yapılan $\leq 0,25\text{Cr}$ içeren çeliğin borür tabaka kalınlığı ve sertliği sırasıyla $167\mu\text{m}$ ve 1988HV iken 12Cr içeren çeliğin borür tabaka kalınlığı ve sertliği sırasıyla $85\mu\text{m}$ ve 2040HV 'dir.

Alaşımdaki Al miktarının artmasıyla oluşan borür tabakası morfolojisinin düzleştiği görülmüştür. Bu durum literatür ile uyusmaktadır. Literatürde demir esaslı alaşımların borlanmasıyla alaşım elementlerinin borür tabakası morfolojisini düzleştirdiği belirtilmektedir. (Matuschka, 1980)

X ışınları çalışmaları ile nispeten düşük borlama sıcaklığı ve sürelerinde sadece Fe_2B fazı oluşurken, daha yüksek sıcaklık ve sürelerde Fe_2B ile birlikte FeB veya yalnızca FeB fazının oluştuğu görülmüştür. Alaşımdaki Al miktarının artması ile FeB fazı oluşumu eğiliminin arttığı belirlenmiştir.

Aşınma deneyleri sadece borlanmış $\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}$ alaşımına abrasif ve adhesif olmak üzere iki tipe uygulanmıştır. Borlama işlemi ile alaşımın abrasif ve adhesif aşınma direnci artırılmıştır. Abrasif aşınma testlerinde genel olarak borlama süresi ve sıcaklığı arttıkça aşınma direncinin arttığı görülmüştür. En iyi aşınma direnci 1000°C 'de 6 saat

süreyile borlanmış numunede sağlanmıştır. 1000°C’de 6 saat süreyile borlama ile Fe₇₂Al₂₈ alaşımının abrasif aşınma direnci borlanmamış haline göre yedi kat artırılmıştır. Yüzeyde tamamen FeB fazının oluşması ise abrasif aşınma özelliklerini kötü etkilemektedir. Aşınma direncini artırmak için sadece Fe₂B fazının oluşturulması yeterlidir. FeB fazı daha sert olsa bile Fe₂B ile uyumsuz olduğundan yüzeyden koparak ayrılmakta ve aşınmaya karşı dirençte çok fazla etkili olmamaktadır.

Adhesif aşınma testlerinde de borlama ile aşınma özelliklerinin geliştiği görülmüştür. 1000°C’de 6 saat süreyile borlanmış numune yine en iyi adhesif aşınma direncini göstermiştir. 1000°C’de 6 saat süreyile borlama ile Fe₇₂Al₂₈ alaşımının adhesif aşınma direnci borlanmamış haline göre dört kat artırılmıştır. Genel olarak aşınma direnci borlama süresi ve sıcaklığının artmasıyla artmaktadır. Yüksek borlama sıcaklığı ve çok uzun borlama sürelerinde aşınma direnci düşmektedir. Bunun nedeni yüzeyde sadece FeB fazının oluşmasıdır.

Guan et al. (2004) Fe-28Al alaşımına uyguladıkları aşınma testinde, 5N normal yük ve 0,05m/s sürtünme hızında sürtünme katsayısını yaklaşık 0,8 olarak bulmuştur. 10N normal yük ve 0,1m/s aşınma hızında ise sürtünme katsayısı yaklaşık 0,7’dir. Bu araştırmacılar aşınma testlerinde numune üzerinde alumina bilye düzeneğini kullanmışlardır. Kim and Kim (1998) ise Fe-30Al alaşımına uyguladıkları aşınma testlerinde 8,8N normal yük altında ve 0,06m/s sürtünme hızında sürtünme katsayısını yaklaşık 0,5 olarak bulmuştur. Bu araştırmacılar da numune üzerinde sertleştirilmiş çelik bilye düzeneğini kullanmışlardır. Şimdiki çalışmada ise Fe₇₂Al₂₈ alaşımının abrasif aşınmadaki sürtünme katsayısı 0,52, adhesif aşınmadaki sürtünme katsayısı ise 0,46 olarak bulunmuştur. Kim and Kim (1998)’in bulgularıyla bu bulgular benzeşmektedir.

10. ÖNERİLER

Bu çalışmada Fe-Al esaslı alaşımların borlanarak, yüzeyde aşınmaya karşı dayanıklı bir tabaka oluşturulması hedeflenmiştir.

İleriki çalışmalarda değişik bileşimlerdeki demir aluminatların yüzeyinin borlanması ile mekanik özelliklerin ne şekilde etkilendiği araştırılabilir.

Demir aluminatlarda oda sıcaklığındaki düşük sünekliğin en büyük nedenin çevresel gevreklik olduğu tespit edilmiştir. Çekme deneylerinde havada bulunan su buharı ile Al reaksiyona girerek atomik hidrojen oluşturur ve atomik hidrojen çatlak uçlarına sızarak kırılma hızına neden olur. Yüzeyde oluşan borür tabakası bunu önleyebilir, bu yüzden bu konu da araştırılabilir.

Ayrıca yüzeydeki borür tabakasının demir aluminatların oksidasyon ve korozyon direncine etkileri de araştırılabilir.

Demir aluminatların borlanmasındaki borlama kinetiğinde, baskın mekanizmanın borun difüzyonu mu, yoksa alüminyumun ters difüzyonu mu olduğu araştırılabilir.

11. KAYNAKLAR DİZİNİ

- Bahadur, A., Kumar, B. R. and Mohanty, O. N., 1995, Ductility improvement in iron aluminides, *Journal of Materials Science*, 30, p. 3690-3696.
- Bahadur, A. And Mohanty, O. N., 1991, The development of intermetallics, *Journal of Materials Science*, 26, 2685-2693
- Baker, I. and George, E. P., 1999, The mechanical properties of FeAl., *Materials Society Symp.* 552, KK4. 1. 1-KK4-1. 11
- Balasubramaniam, R., 2002, Hydrogen in iron aluminides, *Journal of Alloys and Compound*, p. 506-510.
- Beş Yıllık Kalkınma Planı, 2001, DPT
- Bharat Bhushan, *Principles and Applications of Tribology*, 1999, John Wiley and Sons Inc, New York, USA.
- Boren, www.boren.gov.tr, 2004
- Buytoz, S., 1999, Alüminyum matrisli Al₂O₃ takviyeli kompozit malzemelerin katı hal birleştirme teknikleri ile kaynak edilebilirliğinin araştırılması” Fırat Ü. Fen Bilimleri Ens. Yüksek Lisans Tezi,
- Cahn, R. W., 1997, *Proceedings of materials week '96 on nickel and iron aluminides: processing, properties, and applications*, Ohio, 7-9 October 1996, edited by S.C. Deevi, V.K.Sikka, P.J.Maziasz and R.W.Cahn, USA, ASM International (1997) p 3.
- Callister, D., 2000, *Materials science and engineering an introduction*, departman of metalurgia engineering, The University of Utah Johnwalley, p. 99-111
- Campos, I., Oseguera, J., Figueroa, U., Garcia, J. A., Bautista, O. And Kelemenis, G., 2003, Kinetic study of boron diffusion in the paste-boriding process, *Materials Science and Engineering A*, 352,p. 261-265.
- Campos, I., Bautista, O., Ramirez, G., Islas, M., Para, J. D. L., and Zuniga, L., 2005, Effect of boron paste thickness on the growth kinetics of Fe₂B boride layers during the boriding process, *Applied Surface Science* , 243, p. 429-436.
- Chen, F. S., Wang, K. L.,1999, The kinetics and mechanism of multi component diffusion on AISI 1045 steel, *Surface and Coating Technology*, 115, p. 239-248.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam ediyor)

- Cohron, J. W., Lin, Y., Zee, R. H. and George, E. P., 1999, Ductility and fracture of FeAl Effects of composition and environment., Materials Society Symp., 552, KK4.7.1- KK4-7.5
- David, S. A., Horton, J. A., McKamey, C. G., Zcharia, T. and Reed, R. W., 1989, Welding of iron aluminides, Welding Journal, 68(9), p. 372-381,
- Deevi, S. C., Sikka, V. K., Maziasz, P. J., Chan, R. W., 1996, International symposium on nickel and iron aluminides: processing, properties and applications: Proceedings from Materials Week 96, Cincinnati
- Erdoğan, M., 1998, Malzeme bilimi ve mühendislik malzemeleri, Nobel Yayın Dağıtım, 3. baskı, Ankara, p. 76-93
- Froes, F.H., Suryanarayana C., and Eliezer, D., 1992, J. Mat. Sci., 27, p.5113
- Genel, K., Özbek İ. and Bindal C. 2003., Kinetics of boriding of AISI W1 steel, Materials Science and Engineering, A347, p. 311-314.
- Genel, K., Özbek İ., Kurt A. and Bindal C., 2002., Boriding response of AISI W1 steel and use of artificial neural network for prediction of borided layer properties, Surface and Coatings Technology, 160, p. 38-43.
- Guan, X., Iwasaki, K., Kishi, K., Yamamoto, M, and Tanaka, R., 2004, Dry sliding wear behavior of Fe-28Al and Fe-28Al-10Ti alloys., Materials Science and Engineering, A366, p.127-134.
- Güleç, Ş. ve Aran, A., 1998, Malzeme Bilgisi I, İ.T.Ü, p. 34-90
- Gürler, R., 1997, Metallerarası bileşiklerin üretimi, TÜBİTAK MİSAG-A-31 nolu proje
- Ha, T. K., Park, W. J., Ahn, S. and Chang, Y. W., 2002, Fabrication of spray-formed hypereutectic Al-25Si alloy and its deformation behavior, Journal of Materials Processing Technology, p.691-695
- Ikeda, O., Ohnuma, I., Kainuma, R. and Ihsida, K., 2001, Phase equilibria and stability of ordered BCC phase in the Fe-rich portion of the Fe-Al system, Intermetallics , 9, p. 755-761
- Keddam M., 2004, A kinetik model for the borided layers by the paste-boriding process, Applied Surface Science, 236, p.451-455

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam ediyor)

- Keddam, M. and Chentouf, S. M., 2005, A diffusion model for describing the bilayer growth (FeB/Fe₂B) during the iron powder-pack boriding, Applied Surface Science, 252, p. 393-399
- Kim Y S, Kim Y H; 1998, Sliding wear behavior of Fe₃Al-based alloys, Material Science and Engineering, A258, p. 319-314
- Körpe, N. Ö., 2003, Fe₃Al (Fe₇₇Al₂₃ ve Fe₇₂Al₂₈) alaşımlarının borlanması, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Kurt, A., 1996, Toz Metalden Üretilen Bronz Yatağın Düşük Karbonlu Çeliğe Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi, Fırat Ü. Fen Bilimleri Ens. Doktora Tezi.
- Lancaster, F., Metallurgy of Welding, 1987, London
- Liu, C. T. and Kumar, K. S., 1993, J.O.M., 38, May.
- Liu, C. T. and Stiegler, J. O., Metals Handbook, 10th ed. Vol 2, p. 913-942
- Liu, C. T., Tab, A. I., Stoff, N. S. and Koch, C. C., High-temperature ordered intermetallic alloys III, MRS. Symposium Proceeding, Volume 133
- Matuschka A.G; 1980, Boronizing, Hanser and Heyden, Germany
- Metals Handbook , 8th, ed. Vol 8, p. 252-338
- N. S. Stolof, C. C. Koch, C. T. Liu, O. Izumi, High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II, MRS. Symposium Proceeding, Volume 88
- Oğuz, B., 1990, Demir dışı metallerin kaynağı, Oerlikon, İstanbul, p.327-329
- Özsoy, A., 1988, Termal çevrimli borlama uygulamaları., Anadolu Üniversitesi Fenbilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi
- Raabe, D.,and Keichel, J., 1996, Microstructure and crystallographic texture of rolled polycrystalline Fe₃Al, Journal of Materials Science, 31,p. 339-344
- Salamcı, E., 2004, Spray casting, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri dergisi, 17(2), p.155-173
- Sauthoff, G., 1989, Z. Metallkde., 80, p. 337.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam ediyor)

- Sen, S and Stefanescu, D. M., 1991, Melting and casting process for high temperature Intermetallics, J.O.M, p.30-34
- Sikka, V. K. Wilkening, D., Liebetrau, J. and Mackey, B., 1998, Melting and casting of FeAl – Based cast alloy, Materials Science and Engineering, A258, p. 229-235
- Şahin, S. and Meriç, C., 2002, Investigation of the effect of boronizing on cast iron, Materials Research Bulletin, 37, p.971-979
- Şen, S., Şen, U. and Bindal, C., 2005, An approach to kinetic study of borided steels, Surface and Coating Technology. 191, p. 274-285.
- Şen, S., Şen, U. and Bindal, C., The growth kinetics of borides formed on boronized AISI 4140 steel, Vacuum, 77, p. 195-202.
- Şen U., Şen S. ve Yılmaz F. 2004. Structural Characterization of Boride Layer on Boronized Ductile Irons, Surface and Coatings Technology, v. 176, 222-228.
- Topbaş, A., 1993, Isıl işlemler, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul
- Torun O. 2003, Fe₃Al (Fe-26Al) Alaşımının Difüzyon Kaynağı, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Uzunov, N and Ivanov, R., 2004, Aluminothermic powder boriding of steel., Applied Surface Science., 225, p. 72-77.
- Van Vlack, L. H., 1989, Elements of materials science and engineering, 6. edition, University of Michigan, p. 200-214
- Verhoeven, J. D., 1975, Fundamentals of physical metallurgy, John Wiley and Sons Inc.Canada
- Wang, W. and Wood, J. V., 1995, Role of nickel in Fe₃Al intermetallic compound formation, Powder Metallurgy, 38
- Yılmaz, A., 2002, Bor, Bilim ve teknik dergisi, sayı414, s.41
- Yu L.G., Khor K.A. ve Sundararajan G., 2002, Boriding of mild steel using the spark plasma sintering (SPS) technique, Surface and Coatings Technology, 157, p. 226-230.

ÖZGEÇMİŞ

İbrahim Çelikyürek 1974’de Bolu/Gerede’de doğdu. İlk ve orta öğrenimini Eskişehir’de tamamladıktan sonra 1992-1996 yılları arasında İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’nde Lisans eğitimi aldı. 1997’de Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Metalurji Enstitüsü’nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaya başladı. Yüksek Lisansını Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Anabilim dalında “Vakumda Ergitme Yoluyla Bazı Metallerarası Bileşiklerin Üretimi” isimli teziyle Prof Dr. Remzi Gürler danışmanlığında, 1997-2000 yılları arasında tamamladı. 2000’de Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora eğitimine başladı. Halen “Demir Alüminatların Borlanması ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi” konulu doktora tez çalışmasına Prof Dr. Remzi GÜRLER danışmanlığında devam etmektedir. Başlıca çalışma konuları; metallerarası bileşikler, metal matrisli kompozitler, yüzey özelliklerini geliştirme, borlama, kinetik ve toz metalurjisidir. Danışmanı Prof. Dr. Remzi Gürler ile birlikte hazırladığı, bilimsel indekslere giren dergilerde yayınlanmış 3 makalesi, yurt içi hakemli dergilerde yayınlanmış 1 makalesi, uluslar arası sempozyum ve konferanslarda sunulmuş 11 bildirisi ve ulusal sempozyum ve konferanslarda sunulmuş 4 bildirisi bulunmaktadır. Ayrıca Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Araştırma fonu tarafından desteklenen 3 ve Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu tarafından desteklenen 2 projede araştırmacı olarak görev almıştır.