

**MİKRODALGA ISITMA İLE SİNERLENMİŞ
Fe-Al TOZ KARIŞIMLARININ SAPLAMA
KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİ.**

MUSTAFA DOĞAN

DANIŞMAN

Doç. Dr. ŞÜKRÜ TALAŞ

METAL EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ARALIK 2011

**AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**MİKRODALGA ISITMA İLE SİNERLENMİŞ Fe-AI TOZ KARIŞIMLARININ
SAPLAMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİ.**

MUSTAFA DOĞAN

**DANIŞMAN
Doç. Dr. ŞÜKRÜ TALAŞ**

METAL EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ARALIK 2011

TEZ ONAY SAYFASI

Mutafa DOĞAN tarafından hazırlanan “MİKRO DALGA ISITMA İLE SİNERLENMİŞ Fe-Al TOZ KARIŞIMLARININ SAPLAMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİ.” adlı tez çalışması lisansüstü eğitim ve öğretim yönetmeliğini ilgili maddeleri uyarınca/...../..... tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği/oy çokluğu ile Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ/DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman : Doc.Dr. Şükrü TALAŞ

Başkan : İmza

Üye : İmza

Üye : İmza

Üye : İmza

Üye : İmza

Afyon Kocatepe Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu’nun
...../...../..... tarih ve
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

.....
Enstitü Müdürü

BİLİMSEL ETİK BİLDİRİM SAYFASI

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü, tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içindeki bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda ilgili eserlere bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu,
- Atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Ve bu tezin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunmadığımı

beyan ederim.

13/11/2011

Mustafa DOGAN

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

MİKRODALGA ISITMA İLE SİNTERLENMİŞ Fe-Al TOZ KARIŞIMLARININ SAPLAMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİ.

Mustafa DOĞAN

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı

Danışman: Doç.Dr. Şükrü TALAŞ

Bu çalışmada, değişik oranlarda Fe ve Al içeren toz karışımlar yüksek sıkıştırma basıncı ile sıkıştırılmıştır. Bu numuneler mikrodalga radyasyon kullanılarak sinterlenmiş ve bu numunelere değişik boşalma voltajları kullanılarak saplama kaynağına uygunluğu araştırılmıştır. Fe Al karışımındaki Al oranı, kaynakların dayanım değerlerini oluşturmaktadır.

Flaş kaynağı veya saplama kaynağı metal bir vidadan yüksek bir voltajın geçirildiği ve bu nedenle ısının oluştuğu kapasitorün boşalması ile çalışan bir kaynak yöntemidir. Bu kaynak yöntemi endüstride oldukça yaygın olmakla beraber farklı metal ve alaşımlarını birleştirmede kullanılan bir metoddur. Bu yöntemle oldukça hızlı bir kaynak gerçekleştirilir ve yüksek ısı girdisinin vermiş olduğu zarar düşük ısı girdisiyle minimum indirilmiştir. Bu Isı Tesiri Altındaki Bölgenin derinliğini sınırlaması ile ve birçok segregasyonun veya çökelmenin meydana geldiği kritik geçiş bölgelerinin oluşumunu da engeller. Bu yöntem, yüksek dayanım isteyen çelik konstrüksiyon işlerinde oldukça iyi sonuçlar vermesinin yanında çok ince parçaların ve plakaların kaynağında da başarı ile kullanılmaktadır.

Toz metalurjisinin kullanımı, otomotiv parçalarından makine parçalarına kadar ve hatta oyuncakların yapımına kadar bir çok parçanın üretiminde endüstri için oldukça büyük öneme sahiptir. Yüksek sıkıştırma basıncı ve sinterleme aşamaları bu metodun ana basamaklarıdır ve sinterleme aşaması konvensiyonel metodlarla ve mikrodalga sinterleme ile de yapılır.

Demir aluminatlar, oldukça yüksek sıcaklık korozyon performansı ve oldukça yüksek sıcaklık sürünme özellikleri potansiyel uygulamaları için kullanılabilecek potansiyeli yüksek ileri malzemelerdir. Bu uygulamalar için, Demir Alüminatlar, birçok araştırmacı tarafından araştırılmakta ve kullanım alanları genişletilmeye çalışılmaktadır.

2011,Xiii+106

Anahtar Kelimeler: Saplama kaynağı, Toz metalurjisi, Mikrodalga sinterleme.

ABSTRACT

M.Sc Thesis

MICROWAVE HEATING WITH A SINTERED Fe-Al POWDER MIXTURES COMBINE WITH STUD WELDING

Mustafa DOĞAN

Afyon Kocatepe University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metal Education

Supervisor: Assoc.Dr. Şükrü Talaş

In this study, the compatibility of stud welding for the joining of Fe and Al mixtures, containing Fe and Al powders at various ratios, that were compressed at high compaction pressure and sintered by microwave radiation by different discharge voltage has been investigated. The amount of Al in Fe Al powder mixtures drastically affects the efficiency and properties of the joints.

Flash welding or Stud welding is capacitor discharge welding by which high voltage is passed through a metal screw and heat is generated due to electrical resistance. This method is very commonly applied in industry and can be used to join different metals and alloys. It is fast and requires low energy heat input and therefore the extent of damage is kept to a minimum. This ensures good bonding by limiting the heat affected zone depth and prevents the formation of critical transition region in which various segregation occurs. This method produces good results in construction industry where high strength requirements are stringent and in addition to this it is also successfully employed on very thin plates and specimens.

The use of powder metallurgy is of extreme importance for the industry since it is widely used for manufacturing of countless parts ranging from automotive and machine parts as well as toys etc... High compaction pressure and sintering are the main process steps in this method and sintering can be done using conventional methods as well as unconventional methods such as microwave sintering which gives better results compared to conventional furnaces.

Iron aluminides are a group of advanced materials which is promising for applications such as very good high temperature corrosion performance and good high temperature creep properties. For these, Iron Aluminides are being investigated by many researchers and its area of use is attempted to be enlarged.

2011,Xiii+106

Keywords: Stud weldng, Powder metallurgy, Microwave sintering.

TEŞEKKÜR

Bu araştırmanın konusu, deneysel çalışmaların yönlendirilmesi, sonuçların değerlendirilmesi ve yazımı aşamasında yapmış olduğu büyük katkılarından dolayı tez danışmanım Sayın Doç. Dr. Şükrü TALAS'a, araştırma ve deneysel çalışmalar süresince yardımlarını esirgemeyen Sayın Yrd.Doç. Dr. Mehmet ÇAKMAKKAYA'ya, her konuda öneri ve eleştirileriyle yardımlarını gördüğüm hocalarıma ve arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Bu araştırma boyunca maddi ve manevi desteklerinden dolayı aileme teşekkür ederim.

Mustafa DOĞAN
AFYONKARAHİSAR, 2011

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

Sayfa

ÖZET	İ
ABSTRACT	İİİ
TEŞEKKÜR.....	V
İÇİNDEKİLER DİZİNİ.....	VI
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	İX
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	X
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	XIII
1. GİRİŞ.....	1
1.1 DEMİR ALUMİNAT (FeAl)	1
1.2 FeAl ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİ.....	2
1.2.1 FeAl Alaşımlarının Oksidasyon Özellikleri.....	3
1.2.2 FeAl Alaşımlarının Gevrekliği.....	5
1.2.3 FeAl Alaşımlarının Aşınma Dayanımı.....	6
1.2.4 FeAl alaşımlarının Dizaynı	6
1.2.5 FeAl Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Boşlukların Etkisi.....	7
1.2.6 FeAl Alaşımlarında Kaynaklanabilirlik.....	10
1.3 Fe ₃ Al ALAŞIMLARI.....	12
1.3.1 Fe ₃ Al Alaşımlarının Süneklik Davranışı.....	14
1.3.2 Fe ₃ Al Alaşımlarının Sürünme Özellikleri.....	15
1.3.3 Fe ₃ Al Alaşımlarının Yorulma Özellikleri.....	19
1.3.4 Fe ₃ Al Alaşımlarına Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	20
2.MEKANİK ALAŞIMLAMA.....	23
2.1 MEKANİK ALAŞIMLAMA İŞLEMİ.....	23
2.1.1 Hammadde.....	23
2.1.2 Değirmen Tipleri	23
2.1.3 İşlem Parametreleri.....	26
2.1.3.1 Öğütme Kabı	26
2.1.3.2 Öğütme Hızı	27
2.1.3.3 Öğütme Süresi.....	28
2.1.3.4 Öğütücü Malzemelerin Tipi.....	28

2.1.3.5 Bilya-Toz Ağırlık Oranı	28
2.1.3.6 Kabin Doluluk Oranı	29
2.1.3.7 . Öğütme Atmosferi	29
2.1.3.8 İşlem Kontrol Kimyasalları (İKK).....	30
2.1.3.9 Öğütme Sıcaklığı	30
2.2 MEKANİK ALAŞIMLAMA MEKANİZMASI.....	30
2.2.1 Sünnek-Sünnek Sistemi	33
2.2.2 Sünnek-Gevrek Sistemi	34
2.2.3 Gevrek-Gevrek Sistemi.....	35
2.3 TAKVİYE ELEMANI	36
2.3.1 Takviye Elemanlarının Seçimi.....	36
2.3.2 Takviye Elemanının Sekli.....	37
2.4 TOZ METALURJİSİ ile ELDE EDİLEN TOZLARIN ÖZELLİKLERİ	37
2.5 TOZLARIN PRESLENMESİ.....	38
2.6 SİNTERLEME.....	40
2.6.1 Mikrodalga Fırınlar.....	42
2.6.2 Endüstriyel, Bilimsel ve Tıbbi (I.S.M.) Kullanım Frekansları.....	42
2.6.3 Normal Fırınlar ile Mikrodalga Fırınlar Arasındaki Farklılıklar.....	43
2.6.4 Mikrodalga ile Sinterleme.....	44
2.6.5 Sinterleme Sonrası İşlemler.....	45
3. TOZ METAL MALZEMELERİN KAYNAKLANABİLİRLİĞİ.....	48
3.1 Kaynak Öncesi Alınması Gereken Önlemler.....	49
3.2 Toz Metal Malzemeleri birleştirme Teknikleri.....	49
3.2.1 Ergitmesiz Birleştirme Yöntemleri.....	50
4. SAPLAMA KAYNAĞI	52
4.1 CD Saplama Kaynağı (THE CD STUD WELDİNG).....	55
4.2 DA Saplama Kaynağı (THE DRAWN ARC STUD WELDİNG).....	56
4.3 Avantajları.....	57
4.4 Karşılaşılabilecek Problemler.....	58
4.5 Kullanım Alanları.....	59
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	60
5.1 Toz Metalurjik Çalışmalar İçin Demir ve Alüminyumun Ağırlıklarının Hesaplanması.....	60
5.2 Tozların Karıştırılması ve Preslenmesi.....	61

5.3 Numunelerin Sinterlenmesi	62
5.4 Numuneler İçin Gerçek Ağırlık Değerleri.....	62
5.5 Demir Alüminatların; Demir ve Alüminyum Vidalara Saplama Kaynağı Yöntemiyle Değişken Parametrelerle Birleştirilmesi.....	63
5.6 Kaynak Bölgesinin İncelenmesi.....	67
6. SONUÇLAR ve TARTIŞMA.....	69
6.1 Fe Saplama kullanılarak Birleştirilmiş Numuneler.....	69
6.1.1 Fe-26Al Numunelerin İncelenmesi.....	69
6.1.2 Fe-50Al Numunelerin İncelenmesi.....	79
6.1.3 Tartışma.....	83
6.2 Al Saplama Kullanılarak Birleştirilmiş Numuneler	87
6.2.1 Fe-26Al Numunelerin İncelenmesi.....	87
6.2.2 Fe-50Al Numunelerin İncelenmesi.....	93
6.2.3 Tartışma.....	99
7. KAYNAK.....	102

SİMGELER VE KISATMALAR DİZİNİ

Simgeler

A	Akım
M%	Alaşımdaki yüzde oran
Al ₂ O ₃	Alümina
DC	Doğru Akım
V	Gerilim
Mf	Kapasite
K	Kelvin
Kw	Kilowatt
J _{max}	Maksimum joule
µm	Mikrometre
mg	Miligram
Ma	Molekül Ağırlığı
N	Newton
SiN ₄	Silisyum nitrit
ZrO ₂	Zirkonyum oksit

Kısaltmalar

BTO	Bilya-toz oranı
EDS	Enerji yayıcı spektroskopi
EDX	Enerji yayıcı Xray
ISM	Endüstriyel, bilimsel ve tıbbi
GHZ	Gigahertz
ITAB	Isı tesiri altındaki bölge
İKK	İşlem kontrol kimyasalları
KEV	Kapar enerji girişi
MHZ	Megahertz
MA	Mekanik alaşımlama
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
TM	Toz Metalurjisi
XRD	X Ray kırınım
YÇBO	Yorulma çatlak büyüme oranı

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1	Fe-Al faz diyagramı	2
Sekil 1.2	1000 K' de tavlama ve çeşitli ısıt işlemler sonrası FeAl alaşımlarının Mikro sertliğinin Al konsantrasyonu ile değişimi.....	7
Sekil 1.3	Düşük sıcaklıkta tavllanmış, iri taneli FeAl için alüminyum Konsantrasyonuna karşı, akma mukavemeti ve % boşluk konsantrasyonu.....	8
Sekil 1.4	Çeşitli sıcaklıklardan su verilmiş çok kristalli FeAl için [boşluk konsantrasyonuna] karşı mikro sertlik grafiği.....	9
Sekil 1.5	1.10-4 1/s gerilme oranı altında çekilmiş, düşük sıcaklıkta tavllanmış, FeAl'in sıcaklık-akma mukavemeti diyagramı.....	10
Sekil 1.6	Çeşitli bileşimlerdeki FeAl alaşımlarında sıcak çatlak esik gerilimi ölçümü.	11
Sekil 1.7	Demir-alüminyum faz diyagramı.....	13
Sekil 1.8	Fe ₃ Al alaşımlarının DO ₃ kristal yapısı.....	14
Sekil 1.9	Fe ₃ Al, FA-129 alaşımının ve 316 SS malzemenin akma mukavemeti ve sürünme ömrü grafikleri.....	16
Sekil 1.10	Fe-28Al alaşımlarında sürünme özelliklerine ilave elementlerin etkisi.....	17
Sekil 1.11	Mo, Nb, Zr ilave elementleriyle mukavemetlendirilen Fe ₃ Al alaşımının sürünme Kopması.....	17
Sekil 1.12	Üçlü Fe-28Al-2Mo alaşımında Zr, B ve C ilavelerin sürünme kopması ömrüne Etkisi.....	18
Sekil 1.13	Fe-28Al-2Mo alaşımının sürünme mukavemetine, Zr ilavesinin ve ısıt işlemin etkisi.....	18
Sekil 1.14	FA-180 alaşımlarının 1 saat tavlama ve havada soğutma sonrası sürünme kopma ömrü.....	19
Sekil 2.1	Salınlımlı tip değirmenlere bir örnek.....	24
Sekil 2.2	Planeter değirmene bir örnek.....	24
Sekil 2.3	Atritör tip değirmene bir örnek.....	25
Sekil 2.4	Ticari tip değirmene örnek.....	25
Sekil 2.5	Tungsten karbür' den yapılmış SPEX tipi karıştırıcının; öğütme kabı, kapak, conta ve bilyalardan oluşan öğütme hücresi.....	27
Sekil 2.6	Mekanik alaşımlama sırasında bilya-toz-bilya çarpışması.....	31

Sekil 2.7 MA safhaları.....	31
Sekil 2.8 MA kullanılan element başlangıç tozlarının ve deformasyon Karakteristiklerinin şematik gösterimi.....	32
Sekil 2.9 Öğütme şartlarında küçük parça cıkların kaynaklanma eğilimleri nedeniyle birlikte büyük parçacıklar oluşturması ve sonra kırılarak küçük parçacık oluşumu.....	33
Sekil 2.10 MA esnasındaki sünek-sünek sistem işlem basamakları.....	34
Sekil 2.11 MA esnasındaki sünek-gevrek sistem işlem basamakları.....	35
Sekil 2.12 Kalıpta presleme işleminin şematik gösterimi.....	39
Sekil 2.13 Preslemedeki yoğunluk dağılımı.....	40
Sekil 2.14 Sinterleme sırasında metalurjik bağların oluşumu ve gözeneklerin Kapanması.....	41
Şekil 2.15 Mikrodalga sinterlemenin şematik gösterimi.....	44
Sekil 3.1 Sürtünme kaynağı	51
Şekil 4.1 Saplama kaynak makinesi temsili şematik resmi.....	52
Şekil 4.2 Saplama kaynağı işlem sıralaması.....	53
Şekil 4.3. Saplama kaynak makinelerinde ayarlanması gereken gerilim ve akım oranı.....	54
Şekil 4.4 Saplama kaynağında kaynatılabilen bazı materyaller.....	55
Şekil 4.5. CD Kaplama Kaynağı işlemi.....	56
Şekil 4.6 DA saplama kaynağı işlem prosesi.....	57
Şekil 4.7 Saplama kaynağında Karşılaşılabilecek bazı problemler.....	58
Şekil 5.1 Tozların ağırlıklarını hesaplamada kullanılan formül.....	60
Şekil 5.2 Şekillendirme kabı.....	61
Şekil 5.3 Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin şekli ve boyutu.....	62
Şekil 5.4 Saplamada kullanılan Alüminyum vida EDS analizi.....	65
Şekil 5.5 Saplamada kullanılan Demir vida Edss analizi.....	66
Şekil 5.6 Saplama kaynağı yapılmış numunelerin şematik resmi.....	67
Şekil 6.1 Fe-26Al Numunesinin Fe saplama ile kaynaklanması (100V).....	69
Şekil 6.2 Fe-26Al - Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (100V).....	70
Şekil 6.3 Fe-26Al –Fe saplama arayüzeyi (120V).....	71
Şekil 6.4 Fe-26Al- Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (120V).....	72
Şekil 6.5 Fe-26Al - Fe saplama kaynak arayüzeyi (130V).....	73
Şekil 6.6 Fe-26Al - Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (130V).....	74

Şekil 6.7 Fe-26Al-Fe saplama kaynak ara yüzeyi (140V).....	75
Şekil 6.8 Fe-26Al –Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (140V).....	76
Şekil 6.9 Fe-26Al-Fe saplama kaynak ara yüzeyi (150V).....	77
Şekil 6.10 Fe-26Al-Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (150V).....	78
Şekil 6.11 Fe-50Al –Fe saplama kaynak ara yüzeyi (140V).....	79
Şekil 6.12 Fe-50Al -Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (140V).....	80
Şekil 6.13 Fe-50Al - Fe saplama kaynak arayüzeyi (150V).....	81
Şekil 6.14 Fe-50Al-Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (150V).....	82
Şekil 6.15 Fe-26Al numunelerde maksimum Termal Gerilme oranları.....	84
Şekil 6.16 Fe-26Al Numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri	85
Şekil 6.17 Fe-50Al numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri.....	86
Şekil 6.18 Fe-26Al- Al saplama kaynak arayüzeyi (100V).....	87
Şekil 6.19 Fe-26Al- Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (100V).....	88
Şekil 6.20 Fe-26Al –Al saplama kaynak arayüzeyi (120V).....	89
Şekil 6.21 Fe-26Al- Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (120V).....	90
Şekil 6.22 Fe-26Al –Al saplama kaynak arayüzeyi (130V).....	91
Şekil 6.23 Fe-26Al -Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (130V).....	92
Şekil 6.24 Fe-50Al -Al saplama kaynak arayüzeyi (100V).....	93
Şekil 6.25 Fe-50Al -Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (100V).....	94
Şekil 6.26 Fe-50Al -Al saplama kaynak arayüzeyi (120V) a) Kaynak bölgesi ve b) ITAB bölgesi	95
Şekil 6.27 Fe-50Al-Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (120V).....	96
Şekil 6.28 Fe-50Al - Al saplama kaynak arayüzeyi (130V).....	97
Şekil 6.29 Fe-50Al -Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (130V).....	98
Şekil 6.30 Fe-26Al Numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri (Al vida).....	99
Şekil 6.31 Fe-50Al Numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri (Al vida).....	100

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa No

Çizelge 1.1 Çeşitli Fe-Al alaşımlarının atomca, % bileşimleri.....	16
Çizelge 1.2 Kaynağı yapılan çeşitli Fe ₃ Al alaşımlarının bileşimi.....	21
Çizelge 2.1 Üretim yöntemine göre toz özellikleri	37
Çizelge 5.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin gerçek ağırlık değerleri....	63
Çizelge 5.2 Telwin Aluspotter 6100 serisi kaynak makinesi teknik özellikleri.....	64
Çizelge 5.3 Saplama kaynağında kullanılan numune-Voltaj değerleri.....	64

1.GİRİŞ

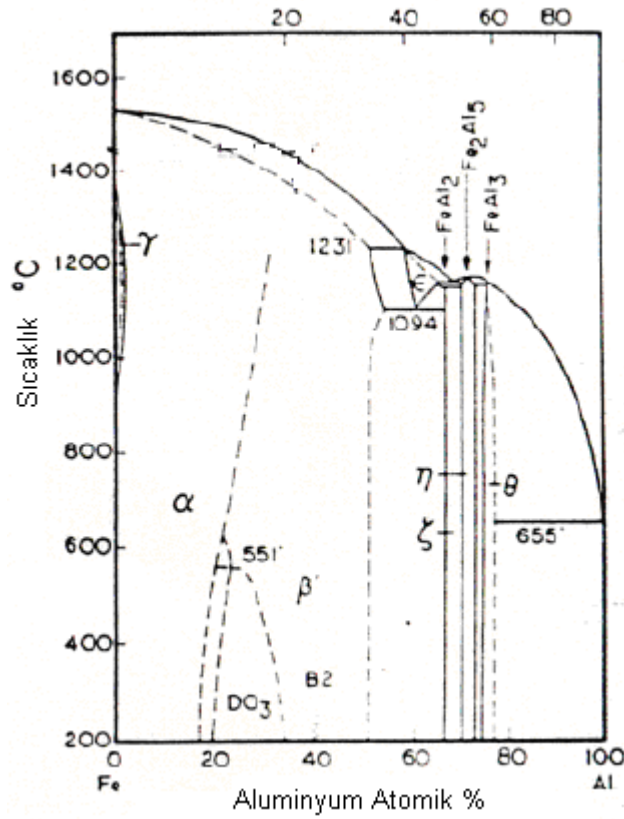
1.1 Demir Aluminat (FeAl)

FeAl ve Fe₃Al intermetalik malzemeler düşük yoğunlukları, düşük maliyetleri, yüksek aşınma dayanımları ve mükemmel oksidasyon ve korozyon mukavemetlerinden dolayı üzerinde en çok çalışılan intermetalik malzemelerdir. Demir aluminat malzemelerin en büyük dezavantajları oda sıcaklığı sünekliklerinin düşük olması ve düzensizliğin meydana geldiği 550 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda mukavemetinde hızlı bir düşüşün meydana gelmesidir (Stoloff, 1998).

Demir aluminatların oda sıcaklığı sünekliği azaltıcı elementlerin ilavesiyle artırılabilir. Ti ve Cr alaşım elementlerinin ilavesi hem gevreklik hem de süneklik artışını temin etmede etkilidir. Pasif yapıcı elementlerin ilavesi (Zr, Nb, Ta, Mo, W ve Si) intermetaliklerin pasifliğini artırsa bile gevrekliğe sebep olur. Bu sebepten dolayı demir aluminatlarda önemli miktarda oda sıcaklığı sünekliğinin, pasif yapıcı bu elementlerin katı çözelti limitlerinin altında tutularak elde edilmesi beklenir. Pasif tabaka hidrojenin, latis içine girmesini engeller (Balasubramaniam, 1997).

FeAl ve Fe₃Al intermetalik malzemelerin Kullanım alanları;

- 1-Kömür enerji dönüşüm sistemleri için makine parçaları,
- 2-Çeşitli endüstriyel sistemlerde ısıtma elemanları,
- 3-Karbürleyici çevrelerdeki endüstriyel sistemler için yapısal elemanlar,
- 4-Çeşitli yemek endüstrisi parçalarında,
- 5-Kalıp ve alet parçalarında,
- 6-Araba parçalarında,
- 7-Yürüyen fırın kirişleri için raylarda,
- 8-Korozyon dayanımını artırmak için kaplama malzemelerinde (Liu, et al ,1998),



Şekil 1.1 Fe-Al faz diyagramı (Vedula and Stephens, 1987).

Şekil1.1’de Fe-Al faz diyagramını görmekteyiz. Fe-Al denge diyagramı bu sistem içinde, birçok intermetalik yapının olduğunu göstermektedir. FeAl ve Fe₃Al bu sistem içindeki en önemli yapılardır. Daha yüksek Al içeriğine sahip olan intermetalikler kaplama uygulamaları için daha uygundur (Balasubramaniam, 2002) . FeAl yüksek ergime sıcaklığına ve B₂ yapısına sahiptir (Deevi and Jordan, 2003). Fe₃Al fazı ise DO₃ yapısına sahiptir (Stoloff, 1998). FeAl’ ın ergime sıcaklığı 1330 °C iken Fe₃Al’ ın ergime sıcaklığı 1540 °C’dir (Vedula and Stephens, 1987).

1.2 FeAl Alaşımlarının Özellikleri

Demir aluminatlar etkileyici fiziksel anti-oksidatif ve mekaniksel özelliklerinin yanı sıra düşük malzeme maliyetine sahiptir ve sahip olduğu bu özelliklerden dolayı yüksek sıcaklık malzemesi adayıdır. Yüksek Al içerikleri, B₂ bazlı demir aluminatlarda, onları yüksek sıcaklıklarda alaşımı korozyona karşı korumak için bütün yapı boyunca devam eden koruyucu bir tabaka oluşturma imkanı sağlar (Lang, et al, 2003).

Fe-Al bazlı intermetalikler arasında FeAl, en yüksek oksidasyon mukavemetine sahip intermetaliktir. Çelik ve diğer ticari demir bazlı alaşımlarla karşılaştırıldığında zaman daha düşük yoğunluğa ve daha yüksek mukavemete sahiptir (Deevi and Jordan, 2003).

Bu malzemelerin ticari kullanımını engelleyen zayıf oda sıcaklığı sünekliğidir. Bu onların hidrojen gevrekliğine karşı hassasiyetlerinden dolayıdır. Demir aluminatların hidrojen gevrekliği nemli havanın içinde bile gerçekleşebilir (Balasubramaniam, 1997).

1.2.1 FeAl Alaşımlarının Oksidasyon Özellikleri

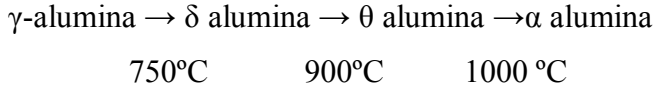
Yüksek sıcaklık yapısal malzemeleri, yüksek sıcaklıkta kullanılmak için iyi mekanik özelliklere sahip olduğu gibi bütün yapı boyunca yapışık koruyucu alumina tabakaya sahip olmalıdır (Lang, et al, 2004).

Demir aluminat intermetalik malzemeler, konvansiyonel mühendislik alaşımları için yapısal malzeme ve/veya kaplama kullanımı için geliştirilmektedir. Mukavemet avantajlarına ek olarak, bu malzemeler yavaş büyüyen alumina tabakalara rağmen yüksek sıcaklıklarda tek ve çoklu oksitleyici çevrelerde korozyona karşı yüksek dayanım sergilemektedirler (Natesan, 1998).

Demir aluminat bazlı Fe_3Al ve FeAl' ların oksitleyici ortama maruz kaldığında devamlı ve bütün yapı boyunca yapışık alumina tabaka oluşturabildiğinden gerekli kriterleri yerine getirebildiği düşünülmektedir. Sahip oldukları fiziksel ve mekanik özelliklere ek olarak düşük yoğunluk ve maliyete sahip malzemelerdir (Lang, et al, 2004).

Oksit tabakasının büyüme hızı ne kadar yavaşsa, alaşımın oksidasyon dayanımı o kadar iyidir. Özellikle tek oksitleyici çevrelerde oksit tabakalar ayrıca S, Cl ve alkaliler gibi korozyon hızlandırıcı reaktanların taşınımına karşı bariyer gibi davranır ve tabaka altındaki ana malzeme alaşımların tabakalaşma kinetiklerini çoklu oksitleyici ortama maruz kaldıklarında yavaşlatmaktadır (Natesan, 1998).

Demir aluminatların oksidasyon dayanımı oksitleyici ortama maruz kaldığında kimyasal şekilde Al_2O_3 yüzey tabakasını oluşturmaya bağlıdır. Al seviyeleri (15,9 ve 20-30 ağırlıkça % Fe_3Al ve $FeAl$ içinde), yüzeyde devamlı alumina tabakası oluşumu için gerekli olan kritik konsantrasyondur. Buna rağmen düşük sıcaklıklarda kısa süreli demir oksitler mevcut olacak ve termodinamik olarak kararlı alumina, devamlı bir skalayı uzun süreli maruz kalma süresinde oluşturabilir (Natesan, 1998).



Fe_3Al alaşımlarında, Al_2O_3 film tabakasının oluşması oksidasyon dayanımı sağlar. Al_2O_3 tabakasının oluşması için gerekli minimum Al içeriği %16-18 atomdur. Bu tabakalar düşük oksijen basınçlarında bile oluşabilir. Az miktarda Cr ilavesi gerekli olan minimum Al içeriğini azaltıyor. Uzun süreli oksidasyon ve korozyonda yeterli dayanım için tabakanın mekanik bütünlüğü ve yeniden oluşma özellikleri kritik öneme sahiptir (Stoloff, 1998).

Demir aluminatların yüksek Al konsantrasyonu oksidasyon dayanım süresini artırır. Demir aluminatların oksidasyon ömrünü artırmanın daha iyi bir yolu alüminyum tüketimini azaltmaktır. Çekme mukavemeti küçük miktarlarda Y veya Zr gibi alaşım elementlerinin ilavesiyle geliştirilebilir (Tortorelli and Natesan,1998).

Demir aluminatların üzerinde koruyucu Al_2O_3 'ün yapışkanlığını ve gelişimini kontrol eden önemli faktörler;

- 1)Alaşım elementleri ve mikroyapıları, alumina büyümesini geliştirmek için tahsis etmek,
- 2)Alaşımındaki sülfür seviyesi ve tabaka-alaşım arayüzeyini ayırma kabiliyeti (reaktif elementler tarafından kontrol ediliyor).
- 3)Reaktif element ilavesinin çeşit ve konsantrasyonu.
- 4)Tabaka ve ara yüzey hatalarının doğası.
- 5)Alaşım mukavemeti (Tortorelli and Natesan, 1998).

1.2.2 FeAl Alaşımlarının Gevrekliği

Son zamanlardaki çalışmalar FeAl aluminatların orta seviyedeki sıcaklıklardaki düşük çekme sünekliğinin ve gevrek kırılmasının üç büyük sebebi olduğunu gösteriyor.

- Çevresel gevreklik
- Zayıf tane sınırları
- Boşluk sertleşmesi ve gevreklik

Çevresel gevreklik nemli ortamlarda gevrekleşmektedir. Fe_3Al ve FeAl aluminatların düşük çekme sünekliğinin en önemli sebebi çevresel gevrekliktir. Fe_3Al alaşımlar için çevresel gevreklik, tek gevrekleşme sebebidir. Atomik % 38 Al'dan fazla Al ihtiva eden FeAl alaşımlarında çevresel gevrekliğin yanı sıra tane sınırlarındaki zayıflık ve boşluk sertleşmesi gibi iki tane daha önemli gevrekleşme sebebi daha ortaya çıkar. FeAl alaşımlarda kırılma şekli olarak taneler arası kırılma daha baskın hale gelir, oda sıcaklığındaki çekme sünekliği tane boyutuna da bağlıdır. İnce tane boyutlarında süneklik daha iyidir (Liu, et al, 1998).

Buna rağmen, oda sıcaklığındaki düşük sünekliği ingot aluminatları levha haline getirmeyi zorlaştırmaktadır. Son zamanlarda, 200µm kalınlığında yeni bir toz metalürjisi tekniği ile Fe-40 Al levha geliştirildi. Oda sıcaklığında, bu tip levha döküm alaşımlarından daha iyi mekanik özellikler sergiliyor ve 304 paslanmaz çeliğiyle karşılaştırıldığında daha yüksek elektriksel direncine, spesifik ısıya ve termal genleşme katsayısına sahiptir. Yüksek Al içeriğinden dolayı, Fe-40Al levhanın koruyucu $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ tabakası oluşturularak oksidasyon dayanımının yüksek olması potansiyeline sahiptir (Lang, et al, 2004).

FeAl alaşımlarının sünekliği termal boşlukların 400 °C'den yüksek sıcaklıklardan yavaşça soğutarak, B, C, Zr, Mo gibi alaşım elementlerinin ilavesiyle yada FeAl malzemenin tane boyutunun inceltilmesiyle artırılabilir (Sleboda, et al, 2004) .

FeAl malzemenin içinde bulunan Al seviyesi, malzemenin sahip olduğu oksidasyon dayanımı ve yoğunluk özelliklerini bozmayacak seviyede ama mümkün olduğunca düşük seviyede olmalıdır (Morris, et al, 1999).

Tane boyutu küçültülmesi, malzemenin mukavemetini ve sünekliğini artırmada en etkili yoldur (Morris, et al, 1999).

1.2.3 FeAl Alaşımlarının Aşınma Dayanımı

Fe₃Al bazlı intermetalik yapılarda karbon içeriği arttığı zaman mukavemet artarken, FeAl bazlılarda hafif bir düşüş gösterir. Bu durum intermetalik yapıların içerisindeki karbonun formundaki farklılıkla açıklanmaktadır. X-ışınları'nın karbon ilavesi analizine göre, Fe₃Al içinde karbid oluşurken FeAl içinde grafit oluşuyor. Karbid çok serttir ve mukavemetlenmeye katkı sağlarken, grafit kolay kayar ve mukavemete negatif bir etkisi vardır (Tamura, et al, 2000).

Aşınma katsayısının azalması belkide aşınmanın bastırılmasından dolayıdır. FeAl bazlıların içindeki grafitin, aşınma özelliklerini artıran katı yağlayıcı olarak hareket etmesi tahmin edilmektedir (Tamura, et al, 2000).

1.2.4 FeAl Alaşımlarının Dizaynı

Alüminyum demire ilave edilince, mukavemet artıyor ve süneklik azalıyor. Neme hassasiyet Fe₃Al alaşımların oda sıcaklığındaki düşük sünekliğine en önemli sebeptir. Krom, çevre gevrekliğine karşı en etkili çözüldür (Stoloff, 1998).

FeAl Alaşımlarının Dizaynı;

- Al seviyesinin atom sayısının %38 in altında kalmasını sağlamak.
- Dövlmü /lifli/uzatılmış tane yapılarının üretimi.
- Tane boyutlarının inceltilmesi.
- Koruyucu yüzey kaplama veya tabakalarının oluşumu (örneğin oksit kaplama).
- 400°C den yüksek sıcaklıklardan yavaş soğutularak termal boşlukların azaltılması.
- Yararlı alaşım elementlerinin ilave edilmesi.

Boron: Tane sınırlarını mukavemetlendirir.

Karbon: Kaynaklanabilirliği artırır ve karbid oluşturur.

Zr borid/ karbidler: Tane boyutunu inceltir ve lifli tane yapısını korur.

Mo: Mukavemeti ve sürünme dayanımını artırır (Liu, et al, 1998).

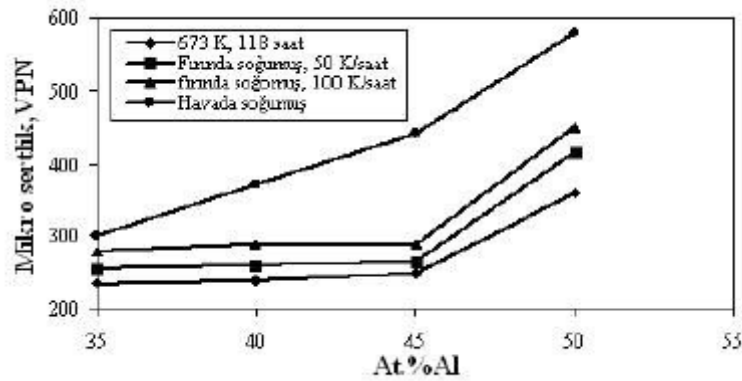
FeAl esaslı yeni yapısal malzemeler üretim endüstrisi ve enerji sistemleri yaklaşımları için geliştiriliyor. Fe-Al sistemi içinde, ilgilenilen alaşımlar Fe_3Al ve $FeAl$ 'dir .Genelde, diğer elementler bu alaşımlara onların mekaniksel ve çeşitli çevrelerdeki korozyon özelliklerini geliştirmek için ilave edilirler (Natesan, 1998)

Göreceli olarak zayıf olan yüksek sıcaklık mukavemeti ve sürünme mukavemetine sahiptir. Alaşımlama ve ısıtıl işlem gibi uygun yapısal değişikliklerle, yüksek sıcaklık mukavemeti ve sürünme mukavemeti artırılabilir (Balasubramaniam, 2002) .

Boşluk konsantrasyonunun azaltması FeAl malzemenin sertliğinin azaltmakta ve şekillendirilebilirliğini arttırmaktadır. FeAl malzemelerdeki boşluk konsantrasyonu ısıtıl işlemle kontrol altında tutulabilir. 400 °C'de yapılan tavlama işlemi boşluk konsantrasyonunu önemli ölçüde azaltmaktadır (Deevi and Jordan , 2003).

1.2.5 FeAl Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Boşlukların Etkisi

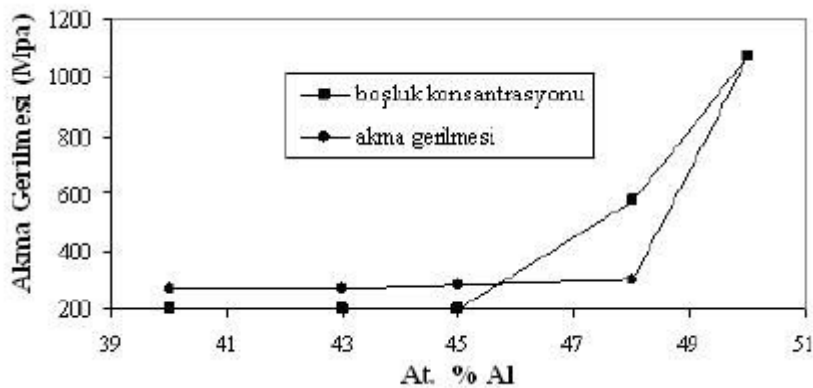
FeAl'nin mekanik özellikleri ilk olarak 1926'da Westbrook tarafından araştırılmıştır. Ancak, son yıllarda FeAl'nin mekanik özellikleri daha iyi anlaşılmıştır. Son zamanlarda mekanik özellikleri etkileyen iki gözlem kaydedilmiştir. Birincisi düşük sünekliliğin nedeninin su buharı olduğudur; ikincisi yüksek sıcaklıkta oluşan ve soğuma esnasında kolayca kalabilen büyük boşluk konsantrasyonlarıdır. Bu boşluklar düşük sıcaklıklarda mekanik özellikleri çok kuvvetli etkilemektedir. Sekil 1.2' de FeAl 'in mekanik özellikleri gösterilmiştir (Baker and George,1999).



Sekil 1.2 1000 K' de tavlama ve çeşitli ısıtıl işlemler sonrası FeAl alaşımlarının mikro sertliğinin 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 tavllanması sonucunda (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 (Deevi et. al.,1996).

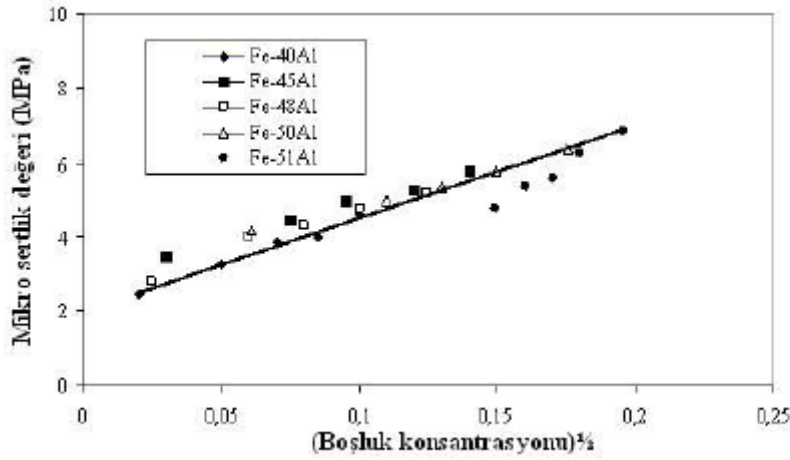
FeAl' de oda sıcaklığında boşluk konsantrasyonunun dengesini Chang hesaplamış, boşluk konsantrasyonunun ve benzer olarak sertlik değerinin Fe/Al oranına bağlı olduğunu göstermiştir. Bu durum göz önüne alınarak, oda sıcaklığı akma mukavemetinin boşluk kontrolü altında olduğu belirlenmiştir. Xiao ve Baker oda sıcaklığında boşluk konsantrasyonunu atomca Fe/Al oranının bir fonksiyonu gibi ölçerek, akma mukavemetinin atomca Fe/Al oranı ilişkisi ile benzer yakınlıkta olduğunu göstermiştir. Sekil 1.3.'de oda sıcaklığı akma mukavemeti ve boşluk konsantrasyonu ilişkisi görülmektedir.



Sekil 1.3 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 (Sekil 1.4.). 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 kilitlenmesi, dislokasyon ayrılması ve boşluk sertleşmesi.

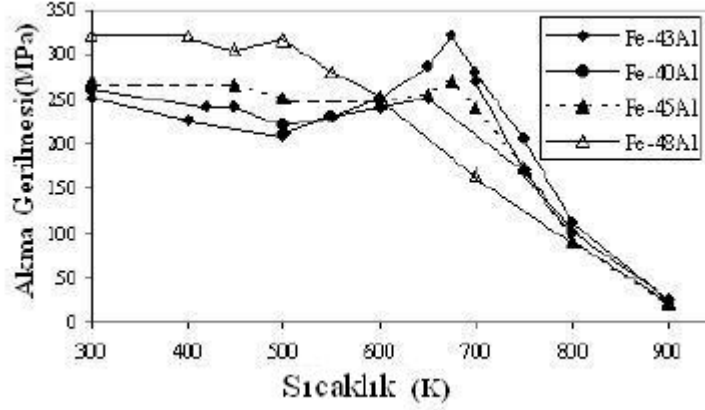
İlk veriler, sıcaklık artışıyla kaymada $\langle 111 \rangle$ ' den $\langle 110 \rangle$ ' a geçiş olduğunu göstermiştir. Daha sonraki çalışmalarda akmanın bütün sıcaklıklarda $\langle 111 \rangle$ dislokasyon kayması nedeniyle olduğu gözlenmiştir. Ancak, yüksek sıcaklıklarda yüzde birkaç gerilmenin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



Sekil 1.4 Çeşitli sıcaklıklardan su verilmiş çok kristalli FeAl için (boşluk Konsantrasyonuna) 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 Tm civarında olduğunu kaydetmişlerdir.

Baker ve George tarafından akma mukavemetine, gerilme oranının etkisi incelenmiş ve bu incelemeden şekil 1.5.'deki grafik elde edilmiştir.(Baker and George,1999)



Sekil 1.5 1.10- 1/s gerilme oranı altında çekilmiş, düşük sıcaklıkta tavllanmış, FeAl'in sıcaklık- akma mukavemeti diyagramı (Baker and George,1999).

1.2.6 FeAl Alaşımlarında Kaynaklanabilirlik

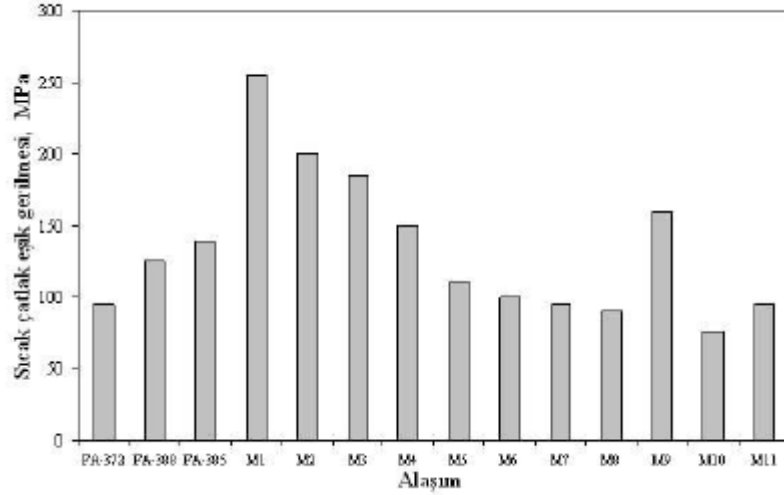
Kaynaklanabilirlik hemen hemen tüm mühendislik uygulamaları için esastır ve yeni gelişmekte olan malzemeler için kritik bir konudur. Mo, Zr, B içeren Fe- 36Al alaşımında (FA-362, yüksek oda sıcaklığı sünekliğine ve yüksek sıcaklık mukavemetine sahip) oksijen kaynak testi esnasında sıcak çatlak görülmüştür.

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 çatlak çok daha dirençli olduğu görülmüştür. (Sekil 1.6.).

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. (Çelikyürek İ. 2006)



Sekil 1.6 Çeşitli bileşimlerdeki FeAl alaşımlarında sıcak çatlak eşik gerilimi ölçümü (Deevi et. al.,1996).

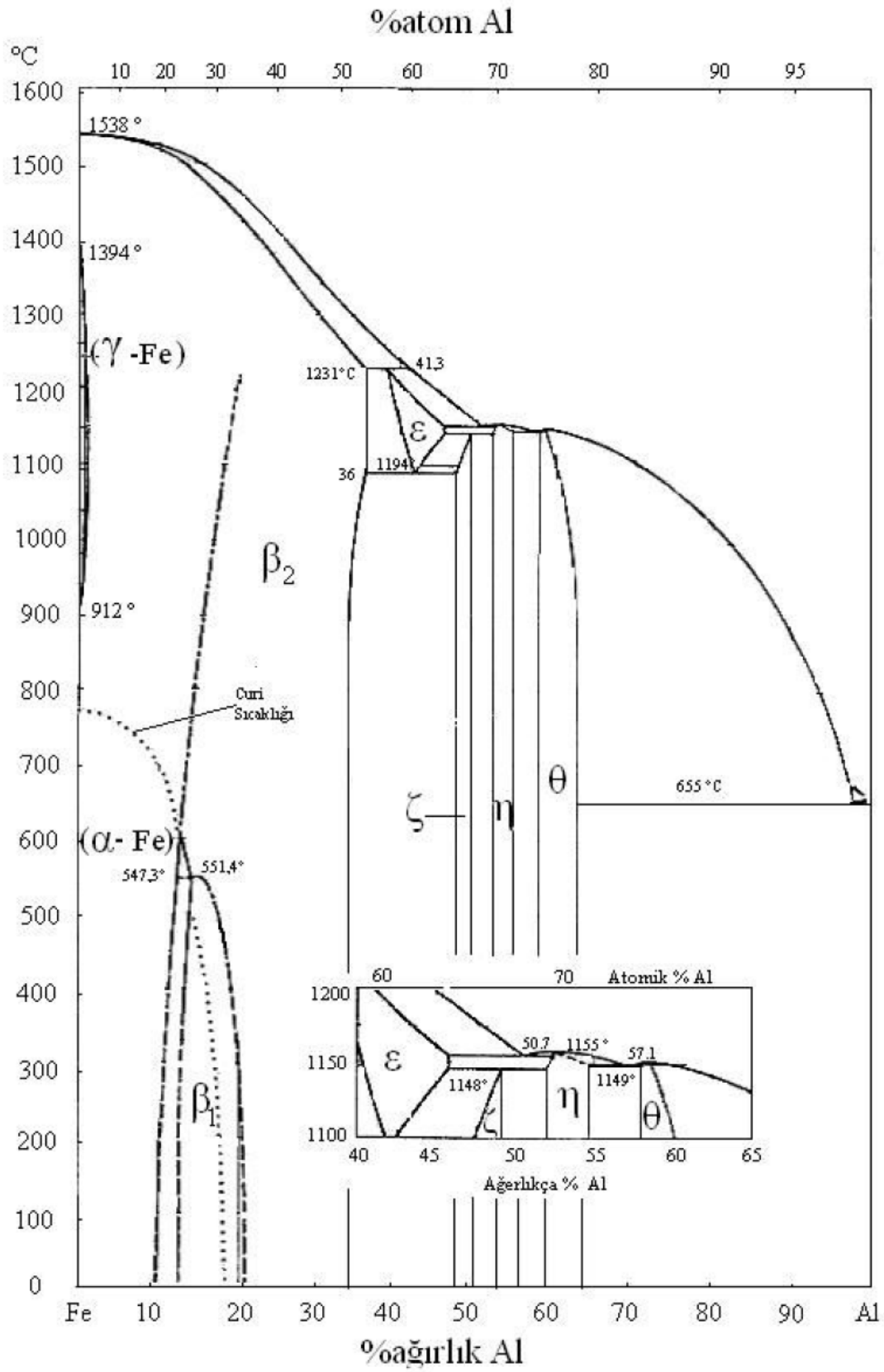
FeAl alaşımlarında, üretim ile ilgili olarak diğer bir konuda çatlaksız kaynakta soğuk çatlaktır. Bu çatlak türünde, çatlaklar kaynak işleminden sonra soğuma esnasında meydana gelir. Testlerin sonucunda, çatlakların kaynak merkez hattı boyunca değil dikdörtgensel olduğu görülmüştür. soğuk çatlak, alaşımın sünekliği ile bağlantılı olduğu kadar, havadaki nemde bulunan hidrojenin çevresel gevrekliğe etkisiyle de yakından ilişkilidir. Kaynakla kaplı FeAl alaşımlarında kaynak öncesi ilk ısıtmayla (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 ısıtma işlemi sonrası kaynak işleminde soğuk çatlaklar meydana gelir. sünekliği ve mukavemeti yüksek olan FeAl alaşımlarında havada soğuk çatlakların önlenilebileceği düşünülmektedir.

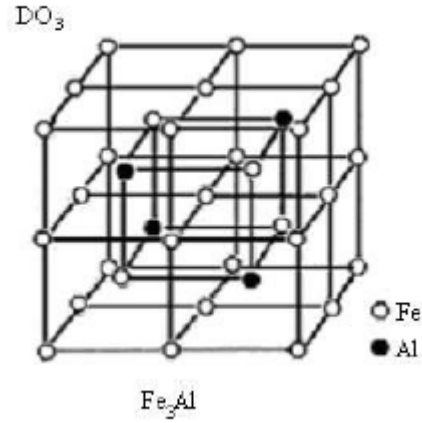
Benzer kaynak işlemlerinde 1000°C’de sıcak ekstrüzyon edilmiş P/M ve 900 °C’ de sıcak ekstrüzyon edilmiş I/M FeAl alaşımlarında oksijen GTA kaynağında soğuk çatlak görülmemiştir (Çelikyürek İ. 2006).

1.3 Fe₃Al Alaşımları

Fe₃Al düzenli metaller arası bileşiklerin kristal yapısı DO₃ (Sekil 1.8) olup, yüksek potansiyelleri nedeniyle son yıllarda oldukça ilgi çekmiştir. Fe₃Al 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. Fe₃Al alaşımlarının uygulanabilir yapı malzemesi olmasını güçleştiren en önemli etkenler oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemetidir. Sekil 1.7’deki faz diyagramından da görüldüğü gibi Fe₃Al alaşımları 823 K sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda mükemmel olmayan B₂ yapısına ve 823 K sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda DO₃ düzenli yapısına sahiptir.



Sekil 1.7 Demir-alüminyum faz diyagramı (Metals Handbook 8th ed.).



Sekil 1.8 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).

1.3.1. 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 kırılganlık 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 kırılganlığın en önemli nedenleri şunlardır;

- 1) Tane sınırlarının taneler arası kırılmaya veya tane sınırlarında düzensiz yerleşimin taneler arası kırılmaya neden olması, zararlı tane sınırları segragasyonu,
- 2)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.

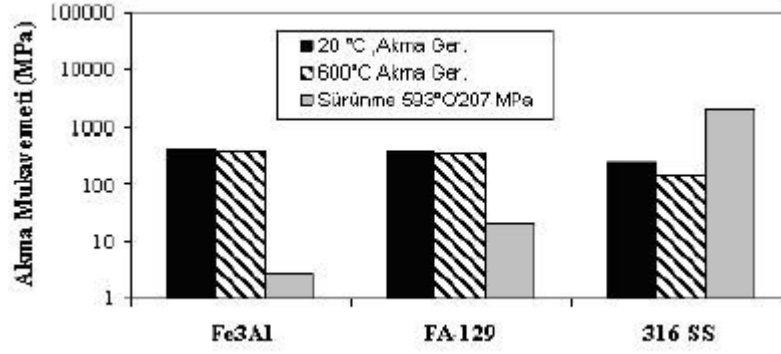
Hidrojen çatlak uçlarında dislokasyon hareketlerinde değişime neden olur ve tane sınırları mukavemeti azalır. Diğer metallerarası bileşikler dahil olmak üzere Fe₃Al alaşımlarının sünekliği şu yöntemlerle geliştirilebilir:

- 3) Katı çözelti elementleriyle alaşımlama ile kayma sistem sayılarının artırılmasıyla,
- 4) Makro alaşımlama ve işleme kristal yapının değiştirilmesiyle,
- 5) Mikro alaşımlama ile tane sınırları kompozisyonunu ve mukavemetini kontrol ederek, tane sınırlarının mukavemetlendirmesiyle,
- 6) Tane boyutunun inceltilmesiyle,
- g) Minimum mikro segragasyon ve tane sınırı segragasyonun sağlanmasıyla,
- 7) kusurların ve kalıntı içeriklerin kontrol edilmesiyle,
- 8) İstenilen tokluğu ve mukavemeti sağlamak için kırılma faz yerine daha sünek faz geliştirmesiyle,
- 9) Çevresel kontrolle,

Fe_3Al alaşımlarında, Titanyum taneler arası kırılmaya baskı yapar ve $DO_3 - B_2$ sıcaklığını artırır. Aynı zamanda katı çözelti 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).

1.3.2. Fe_3Al Alaşımlarının Sürünme Özellikleri

Son yıllarda yapılan çalışmalarda Fe_3Al ikili alaşımlarının sürünme mukavemetinin diğer bazı alaşımlarla karşılaştırıldığında, daha düşük olduğu görülmüştür. Şekil 1.9.'de Fe_3Al ikili alaşımın, FA-129 (Çizelge 1.1.) ve paslanmaz 316 alaşımın akma mukavemeti ve sürünme ömrü karşılaştırılmıştır. İkili Fe_3Al alaşımın sürünme özellikleri SS 316 alaşımı ve FA-129 alaşımının sürünme özelliğinden daha düşüktür. Cr ve Nb'nin sürünme özelliğini geliştirdiği görülmüştür.

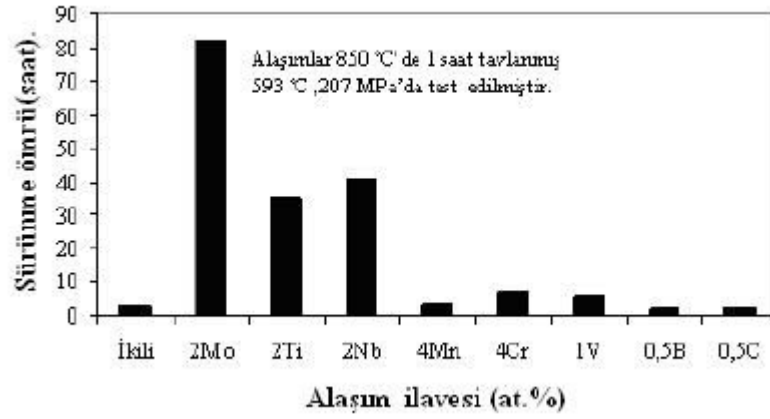


Sekil 1.9 Fe₃Al, FA-129 alaşımlarının ve 316 SS malzemenin akma mukavemeti ve sürünme ömrü grafikleri (Deevi et. al,1996).

Çizelge 1.1 Çeşitli Fe-Al alaşımlarının atomca, % bileşimleri (Deevi et. al.,1996).

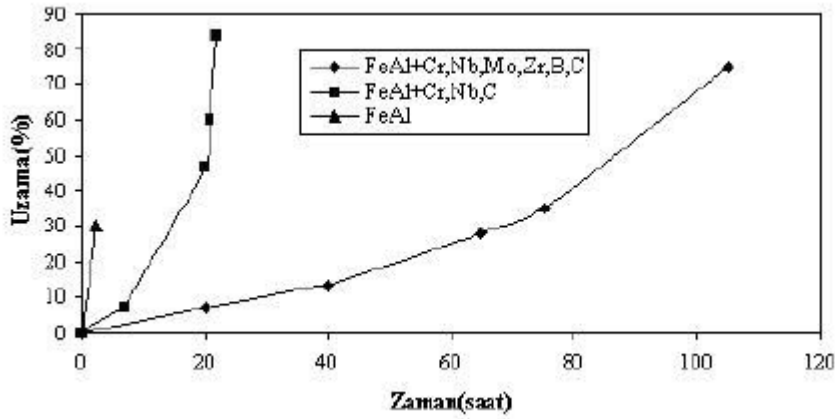
	FAP-Y	FA-129	FA-180	Fe-28Al-5Cr	1%ZrC	0,5%ZrC	0,5%Zr
Fe	77,07	66,17	66,9	67	65,95	66,45	66,5
Al	16,2	28,08	28	28	28	28	28
Cr	5,44	5,04	5	5	5	5	5
Zr	0,11		0,025		1	0,5	0,5
C	0,13	0,2			0,05	0,005	
Mo	1,07			0,8			
Nb		0,51	0,5				
Y	0,06						
B			0,005				
Tane boyutu	42µm	*		180 µm	*	*	*
* 700–750 °C'de 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 oluşturmalar ilave edilmiştir. Bu elementlerin alaşımların sürünme özelliklerine etkisi Sekil 1.10.'de verilmiştir. Mo, Ti ve Nb sürünme ömrünü önemli ölçüde arttırırken, Cr ve V sürünme ömrünü bir miktar arttırmıştır.



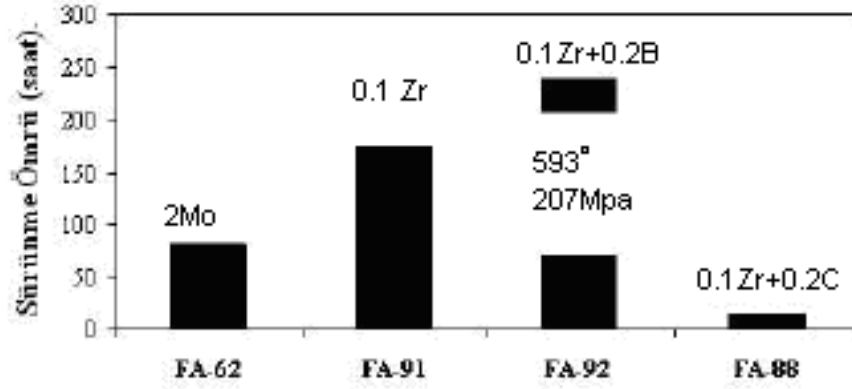
Sekil 1.10 Fe-28Al alaşımlarında sürünme özelliklerine ilave elementlerin etkisi (Deeviet.al.,1996).

Ayrıca Sekil 1.11.'dan da görüldüğü gibi Mo, Nb ve Zr ilaveleriyle mukavemetlendirilen Fe₃Al alaşımlarının sürünme kopma eğrilerine bakıldığında sürünme özelliklerinde önemli ölçüde gelişme görülmüştür. (Deevi et. al.,1996).



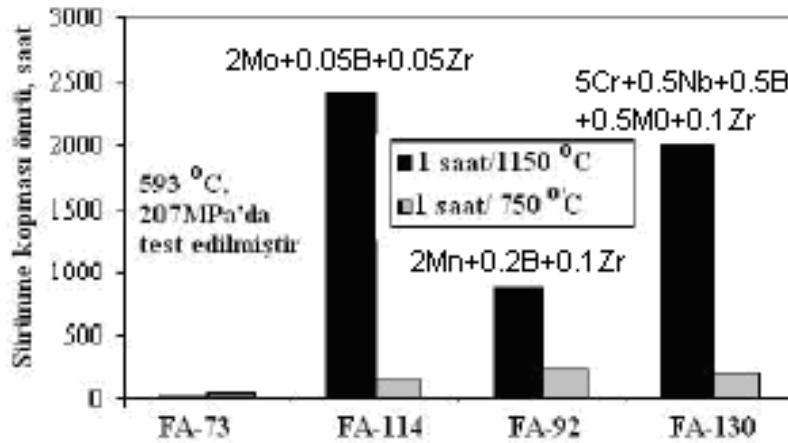
Sekil 1.11 Mo, Nb, Zr ilave elementleriyle mukavemetlendirilen Fe₃Al alaşımının sürünme kopması (Deevi et. al.,1996).

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 (Sekil 1.12.).



Sekil 1.12 Üçlü Fe-28Al-2Mo alaşımda Zr, B ve C ilavelerin sürünme kopması ömrüne etkisi (Deevi et. al.,1996).

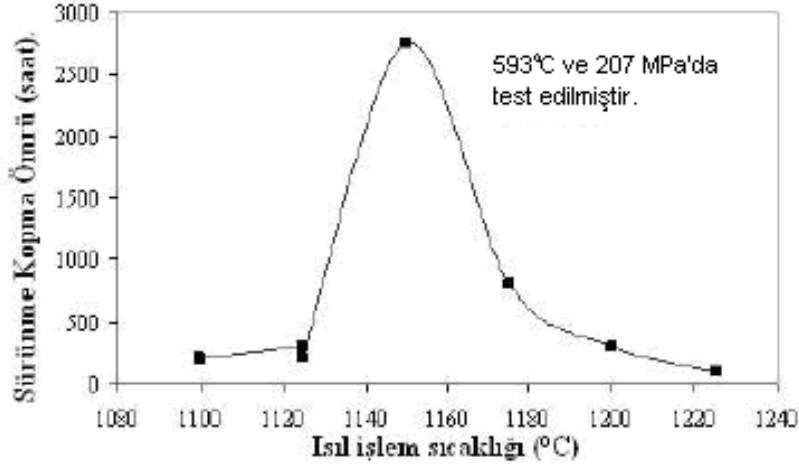
Sekil 1.13.'de daha detaylı görüldüğü gibi, 2Mo+0,05Zr ve 0,05B'lu alaşım en uzun sürünme kopması ömrüne sahiptir. ZrC partikülleri nokta dislokasyonları durumundadır. Bu yüzden mukavemet ve sürünme direncinin her ikisini de arttırmıştır. Zr' un aynı zamanda yorulma çatlak büyüme oranına da olumlu etkisi vardır. Mo ve Nb'ce zengin alaşımlarda karbürler daha büyüktür fakat bu durum sürünme ömrünü arttırmıştır.



Sekil 1.13 Fe-28Al-2Mo alaışımının sürünme mukavemetine, Zr ilavesinin ve ısıtılmanın (tavlamanın) etkisi (Deevi et. al.,1996).

FA-180 alaışımının 207 MPa ve 650°C' de sürünme direnci yüksektir fakat 675 ° C' de sürünme direnci büyük oranda düşer. Ancak, düşük gerilmeler altında yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir.

Ayrıca, ısıtım işlem yoluyla mikro yapının kontrolü sürünme kopma ömrü gelişiminde önemli rol oynamıştır (Sekil 1.14.).



Sekil 1.14 FA-180 alaşımlarının 1 saat tavlama ve havada soğutma sonrası sürünme kopma ömrü (Deevi et. al.,1996).

1150 °C’de 4 saatten daha fazla ısıtım işlem görmüş numunelerinde karbür irileşmesi nedeniyle sürünme kopma ömürleri kısalmıştır. 1150 °C’ den su verilmiş numunelerde sürünme kopma ömrü daha uzundur. Su verme ortamı olarak yağ veya suyun seçilmesi önemli bir farka neden olmamıştır. FA-180 sürünme numunelerinde, altyapı dislokasyon analizinde, 1150 °C ‘de tavllanmış, yağda su verilmiş ve 593°C’de 207 MPa’da test edilmiş numunelerde çiftli dislokasyonlardan çok, tek kare veya dikdörtgen düğümler görülür. Bu düğümler, nokta dislokasyonu olarak mukavemet sağlarlar. (Deevi et. al.,1996)

1.3.3. Fe₃Al Alaşımlarının Yorulma Özellikleri

Fe₃Al alaşımlarında yorulma üzerine yapılan çalışmalarda bileşim esas alınmıştır. Fe₃Al alaşımlarında bileşimin, yorulma çatlak büyümesini etkilediği 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 kırılabilirlik 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 kırılabilirliği minimum eden kuru oksijen ve maksimum eden kuru hidrojen gaz ortamları seçilmiştir. Fe-28Al-5Cr alaşımında Nb ve C'un (FA-129) varlığı düşük K değerlerinde YÇBO'yu önemli ölçüde arttırmıştır. Zr, düşük K değerlerinde YÇBO'yu arttırırken, daha yüksek K değerlerinde YÇBO'yu önemli ölçüde düşürmektedir (Deevi et. al.,1996).

1.3.4. Fe₃Al alaşımlarına alaşım elementlerinin etkisi

Mühendislik malzemelerinin en önemli konularından birisi de kaynaklanabilme yeteneğidir. Demir alüminatların kaynak işlemi geleneksel kaynak yöntemleri kullanılarak yapılmış ve olumlu sonuçlar elde edilmiştir. Son zamanlarda düzenli metallerarası bileşiklerin yüksek enerjili ısı kaynağı başarılı bir şekilde yapılmıştır. Çeşitli Fe-Al alaşımları 4,2-16,9 mm/s aralığında değişen hızlarda elektron ısı kaynağı ile kaynaklanmıştır. Kaynak işleminden sonra numunelerin çatlak incelemesi yapılmış ve sonuçların olumlu olduğu görülmüştür. Sonuçlar incelendiğinde Cr, Nb ve Mn içeren Fe₃Al (Çizelge 1.2) 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 kolonsal tane yapısından kaynaklandığı düşünülmektedir. Benzer durum, yani kaynak hızı artışıyla çatlama eğiliminin artması elektron ısı 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 1.2 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 mikroskopunda çatlak yüzeylerin incelenmesinde kaynak bölgesindeki çatlamanın, katılaşma çatlağı olduğu açığa çıkmıştır. Kaynak bölgesinde çatlamış yüzeylerde dentritik yapı hakimdir ve sıcak çatlama görülür. Ti ve B'un demirin ergime sıcaklığını düşürdüğü bilinmektedir. Yapıda TiB₂' nin varlığı düşük ergime sıcaklığına sahip sıvının oluşumuna yardım eder ve sıcak çatlak oluşturur.

Esas alaşımlar içerisinde sadece TiB₂ ilavesiz alaşımlar iyi bir şekilde bağlanmıştır. Aksine, FA-39 alaşımları ciddi şekilde çatlamıştır. Bu alaşımda Al içeriğinin yüksek olması nedeniyle bu durum sürpriz olmuştur. Bilindiği gibi yüksek Al içeren Fe-Al alaşımları daha sünektir. Ancak, FA-39 TiB₂ içermektedir ve TiB₂ ilavesinin kaynak işlemlerinde çatlama eğilimini arttırdığı bilinmektedir. Ayrıca bilindiği gibi Al içeriğinin artışı malzemenin ısı 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 TiB₂ içeren bazı alaşımlar olmasına rağmen çatlak gözlenmemiştir.

Gaz Tungsten ark kaynağında da TiB₂ dispersiyonunun Fe₃Al alaşımlarına zararlı etkileri olduğu görülmüştür. Geliştirilmiş çoğu TiB₂ ilaveli alaşımlarda çatlaklar ortaya çıkmıştır. Ancak, FA-83 hariç TiB₂ ilaveli tüm alaşımlarda tam birleşme sağlanmıştır. TiB₂ içeren Nb ilaveli FA-66 alaşımında çatlğa rastlanmamıştır. Bu durumda, Fe₃Al alaşımların kaynağında Nb'nin yararlı olduğu açıkça görülmektedir. Bor'un Fe₃Al alaşımlarının oda sıcaklığı sünekliğine ve yüksek sıcaklık mukavemetine yararlı olduğu bilinmektedir. Fakat bor ilavesinin Fe₃Al alaşımlarının kaynağına zararlı etkisi vardır.

Esas metal Fe₃Al alaşımlarında TiB₂ ilaveli alaşımların tane boyutları küçüktür ve 50fm'dir. TiB₂'siz alaşımların tane boyutu iri ve 300fm '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 ısın 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. TiB₂ içeren alaşımlarda ince taneli yapıdan ziyade kolonsal yapı görülmüştür. TiB₂'siz FA-72 alaşımlarında kaynak bölgesinde daha iri taneler vardır. Ancak bu durum esas metalin iri taneli olmasından kaynaklanmaktadır. Kaynaklı bölgelerde yapılan incelemelerde elektron ısın kaynağındaki kaynaklı bölgelerin tane yapısının gaz tungsten ark (TIG) kaynağındakinden daha ince olduğu tespit edilmiştir. TIG kaynağındaki çatlama eğiliminin nedeninin kaynak esnasındaki tane irileşmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir (David et al.1989).

2.MEKANİK ALAŞIMLAMA

2.1. MEKANİK ALAŞIMLAMA İŞLEMİ

MA işlemi doğru oranda tozların karıştırılmasıyla baslar ve orta şiddetli öğütme ile değirmen içersinde genellikle çelik bilyeler vasıtasıyla öğütülür. Bu karışım arzu edilen kararlı hale ulaşana kadar öğütülmektedir. MA işleminin önemli bileşenleri hammadde, değirmen ve işlem parametreleridir (Suryanarayana, 2001).

2.1.1. Hammadde

MA işlemi için kullanılan hammaddeler 1 ile 200 µm oranında parçacık boyutuna sahip ticari saf tozlardır. Toz parçacık boyutu öğütücü bilyeler boyutundan daha büyük olmadıkça önemli değildir. Çünkü toz parçacık boyutu öğütme zamanına bağlı olarak azalır ve birkaç dakika öğütmeden sonra birkaç mikron azalır. Ham tozlar; saf metaller, ana alaşımlar, ön hazırlanmış tozlar ve refrakter bileşenler olarak kategorilere ayrılır (Suryanarayana, 2001).

2.1.2. Değirmen Tipleri

MA işleminde kullanılan değirmen tiplerini; salınımlı değirmenler, planeter değirmenler, atritör, ticari değirmenler ve yeni dizayn değirmenler olarak beş ana baslık altında toplayabiliriz. Bu değirmenlerin kapasiteleri ve öğütme etkileri farklıdır, ayrıca soğutma sistemleri gibi ilave elemanlara sahiptirler. Salınımlı değirmenler genel olarak laboratuvar araştırmaları için kullanılan 10 gr. toz öğütebilen değirmenlerdir. Sekil 2.1.'de salınımlı tip değirmenlerin bir örneği gösterilmiştir (Suryanarayana, 2001).



Sekil 2.1 Salınlımlı tip değirmenlere bir örnek (Suryanarayana, 2001).

Diğer bir değirmen tipi olan planeter değirmenler 100-200 gr öğütme yapabilen değirmen kesitidir. Sekil 2.2.'de planeter değirmene bir örnek gösterilmiştir (Suryanarayana, 2001).



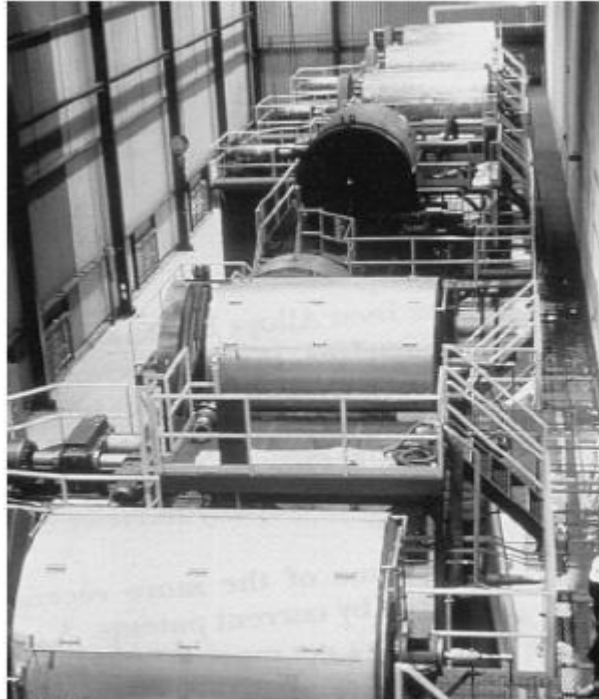
Sekil 2.2 Planeter değirmene bir örnek (Suryanarayana, 2001).

Atritörler büyük miktarlarda (45 kg. civarı) toz öğütebilen değirmenlerdir. Sekil 2.3'de atritör tip değirmene bir örnek gösterilmiştir (Suryanarayana, 2001).



Sekil 2.3 Atritör tip degirmene bir örnek (Suryanarayana, 2001).

Ticari tip değirmenlerde MA için kullanılan diğer tip değirmenlere oranla daha büyük tozebatlarının öğütülebildiği ve yaklaşık olarak 1.5 ton kapasiteli değirmen tipidir. Sekil 2.4’de ticari tip degirmene örnek gösterilmiştir (Suryanarayana, 2001).



Sekil 2.4 Ticari tip değirmene örnek (Suryanarayana, 2001).

Yeni dizayn değirmenler belirlenmiş amaçlar için geliştirilmiş değirmen tipleridir. Çubuklu kırıcı, titresimli değirmenler ve elektrikle ısıtarak 300 oC' a kadar yüksek sıcaklıklarda ve sıvı azot püskürterek çok düşük sıcaklıklarda öğütme yapılabilen değirmenler kullanılmaktadır (Suryanarayana, 2001).

2.1.3 İşlem Parametreleri

MA yoluyla üretilen malzemelerde elde edilmek istenen optimum özelliklerin sağlanması için bazı işlem parametrelerinin kontrol altında tutulması gerekir. MA işlem parametreleri birbirleri ile bağımlı olarak değerlendirilmelidir. MA işlem parametreleri;

- Öğütme Kabı
- Öğütme Hızı
- Öğütme Zamanı
- Öğütücü Malzemelerin Tipi
- Bilya-Toz Ağırlık Oranı (BTO)
- Kabin Doluluk Oranı
- Öğütme Atmosferi
- İşlem Kontrol Kimyasalları (İKK)
- Öğütme Sıcaklığıdır (Suryanarayana, 2001).

2.1.3.1 Öğütme Kabı

Öğütme kabı olarak kullanılan malzeme seçiminde, öğütücü bilyaların kabin iç çeperlerine çarparak aşındırdığından ve ayrıca iç çeperlerden kopan parçalar tozun kimyasal kompozisyonunu değiştirdiğinden ve kirlettiğinden dolayı dikkat edilmesi gerekir. Eğer öğütme kabının yapımında kullanılan malzeme, toz malzemesinden farklı ise, kabin iç çeperlerinden kopan parçacıklar tozu kirletir. Öğütme kabı yapımında kullanılan malzemeler; sertleştirilmiş çelik, takım çeliği, sertleştirilmiş krom çeliği, temperlenmiş çelik, paslanmaz çelik, tungsten karbür (WC)-kobalt (Co), WC kaplı çelik ve yatak çeliği gibi aşınmaya karşı dayanıklı malzemelerdir. Belirli amaçlar için bakır, titanyum, sinterlenmiş korondum, yitriya ile stabilize edilmiş zirkonya, kısmi kararlaştırılmış zirkonya-yitriya, safir, akik taşı, sert porselen, silisyum nitrit (Si₃N₄) ve bakır (Cu)-berilyum (Be) gibi malzemeler de öğütme kabı yapımında kullanılmaktadır.

Öğütme kabının yapımında kullanılan malzeme kadar kabın şekli ve özellikle kabın iç dizaynı önemlidir. Hem düz kenarlı hem de yuvarlak kenarlı öğütme kapları kullanılmaktadır. alaşımlama işleminde, düz kenarlı kaplar yuvarlak kenarlı kaplara göre daha fazla kullanılmaktadır. Sekil 2.5’da Tungsten karbür’ den yapılmış SPEX tipi karıştırıcının; öğütme kabı, kapak, conta ve bilyalardan oluşan öğütme hücresi gösterilmiştir (Suryanarayana, 2001).



Şekil 2.5 Tungsten karbür’ den yapılmış SPEX tipi karıştırıcının; öğütme kabı, kapak, conta ve bilyalardan oluşan öğütme hücresi (Suryanarayana, 2001).

2.1.3.2 Öğütme Hızı

Yüksek devirli çalışan değirmenlerde toz enerji girişi daha fazla olur. Bu yüzden değirmen dizaynında çalışabileceği maksimum devir sınırı göz önünde bulundurulur. Örneğin, geleneksel bilyalı değirmende dönme hızı artışı bilyaların hareket hızını artırır ve belli bir hızın üzerinde, bilyalar kabın duvarına yapışarak çarpma kuvveti ile aşağı düşmeyecektir. Bu yüzden, maksimum hızda, maksimum çarpma enerjisini üretmek amacıyla bilyaların maksimum yükseklikten aşağı düşmesi için kritik hız değerinin biraz altında olmalıdır.

Çok yüksek hızlarda kabın sıcaklığı daha yüksek bir değere ulaşabilir. Bu, tozlarda homejenizasyon ve/veya alaşımlamayı sağlamak için avantajlı olabilir. Ancak, bazı durumlarda sıcaklık artışı, dönüşüm işlemini hızlandırır ve aşırı doymuş katı çözeltileri veya öğütme sırasında oluşan diğer kararlı fazlar bozulurken ayrıca ortaya çıkan yüksek sıcaklık tozları kirletebilir (Suryanarayana, 2001).

2.1.3.3 Öğütme Süresi

Toz parçacıklarının kırılma ve soğuk kaynak arasında düzenli bir durum elde etmek için gerekli en önemli işlem parametrelerinden birisi de öğütme süresidir. öğütme süresi kullanılan değirmen tipine, öğütme yoğunluğuna, bilya-toz (BTO) oranına ve öğütme sıcaklığına bağlıdır. MA işlem parametrelerinin her bir kombinasyonlarına göre öğütme süreleri değişir. Eğer öğütme süresi gereğinden daha uzun olursa kirlenme seviyesinin artması ve istenmeyen fazların oluşması gibi beklenmeyen sonuçlar ortaya çıkabilir. Bu yüzden tozun gerekli süre kadar öğütülmesi gerekmektedir (Suryanarayana, 2001).

2.1.3.4 Öğütücü Malzemelerin Tipi

Öğütücü malzeme olarak sertleştirilmiş çelik, takım çeliği, sertleştirilmiş krom çeliği, temperlenmiş çelik, paslanmaz çelik, WC-Co ve yatak çeliği gibi malzemeler seçilir. N.öğütme malzemesinin yoğunluğu, bilyaların toz üzerinde büyük çarpma kuvveti oluşturması için yeterince yüksek olmalıdır. Ancak, öğütme kabında olduğu gibi, öğütme malzemesi için de bazı özel malzemeler kullanılır. Bunlar: Cu, Ti, niyobyum (Nb), zirkonyumoksit (ZrO_2), akik taşı, yitriya ile stabilize edilmiş zirkonya, kısmi kararlaştırılmış zirkonya + yitriya, safir, silisyum nitrit (SiN_4) ve Cu-Be' dir. öğütme kabı ve öğütme malzemelerinin aynı malzemeden yapılması tercih edilmektedir (Suryanarayana, 2001).

2.1.3.5 Bilya-Toz Ağırlık Oranı

Bilya-toz oranı (BTO), öğütme işleminde önemli bir değişkendir. BTO, farklı araştırmacılar tarafından, 1:1 gibi küçük değerden 220:1 gibi büyük değerlere kadar değişik oranlarda değiştirilmiştir. Genellikle, salınlı değirmeni gibi küçük kapasiteli değirmenlerde toz öğütülürken en yaygın kullanılan oran 10:1'dir. Fakat öğütme, atritör gibi büyük kapasiteli değirmende yapıldığında, 50:1 ve hatta 100:1'den daha yüksek BTO kullanılır (Suryanarayana, 2001).

BTO, öğütülen tozda özel bir faz elde etmek için gerekli olan öğütme zamanına önemli bir etkide bulunmaktadır. Daha yüksek BTO öğütme zamanını kısaltır. (Örneğin, bir SPEX değirmeninde öğütülen Ti-% 33 Al toz karışımında amorf fazın oluşumu, 10:1 BTO' de 7 saatte, 50:1 BTO'da 2 saatte elde edilirken 100:1 BTO'da 1 saatte elde edilebilmektedir). Yüksek BTO'da, bilyaların ağırlık oranındaki artıştan dolayı, birim zamandaki yüzde çarpışma sayısı artar ve sonuçta toz parçacıklarına daha fazla enerji transfer edilir. Böylece alaşımlama daha hızlı olur. Daha yüksek enerjiden dolayı, daha fazla ısı üretimi mümkündür ve bu da toz bileşimini değiştirebilir.

2.1.3.6 Kabın Doluluk Oranı

Bilyaların ve toz parçacıklarının öğütme kabında serbestçe hareket edebilmesi için yeterince boşluk olması gerekir. Bundan dolayı, kabın toz ve bilyalarla doluluk oranı önemlidir. Eğer bilyeler ve tozların miktarı çok küçükse, o zaman ürün miktarı da çok az olur. diğer taraftan miktar büyükse, o zaman bilyaların hareketi için yeterince boşluk olmayacak, bu yüzden çarpışma enerjisi azalacaktır. Bu nedenle kap aşırı doldurulmamalı, kap boşluğunun yaklaşık % 50'si dolu olmalıdır (Suryanarayana, 2001).

2.1.3.7 Öğütme Atmosferi

öğütme atmosferinin esas etkisi tozun kirlenmesi ile alakalıdır. Bu yüzden, tozlar ya argon (Ar) ya da helyum (He) gibi asal gaz ile dolu kaplarda öğütülür. Yüksek saflıkta Ar tozların oksitlenmesini ve/veya kirlenmesini engellemek için en yaygın kullanılan atmosfer ortamıdır. Oksitlenmenin, azot atmosferinde genellikle engellenebileceği veya minimize edilebileceği yapılan araştırmalar sonucunda ortaya çıkmıştır (Suryanarayana, 2001).

2.1.3.8 İşlem Kontrol Kimyasalları (İKK)

Toz parçacıkları sünek ise öğütülmesi sırasında ağır plastik deformasyondan dolayı birbirlerine soğuk kaynaklanmaktadır. Gerçek alaşımlama, toz parçacıklarının birbirine soğuk kaynaklanması ve kırılma arasında bir denge sürdürüldüğünde olabilir. İKK, toz karışımını öğütme sırasında soğuk kaynak etkisini azaltmak için ilave edilir. İKK katı veya sıvı olabilir. İKK çoğunlukla, yüzey oksit kimyasalları olarak etki eden organik bileşiklerdir, fakat gerekli değildir. İKK toz parçacıklarının yüzeyine absorbe edilir. Bu durumda da toz parçacıkları arasındaki soğuk kaynak minimize olmaktadır. Ayrıca tozların aglomere (topaklanma) olması önlenir. Parçacık yüzeylerinde abisibe edilen yüzey-aktif kimyasalları soğuk kaynağı engeller ve katı malzemenin yüzey gerilimini azaltır. Genellikle İKK, toplam toz şarjının yaklaşık % 1-5'i kadar kullanılır.

2.1.3.9 Öğütme Sıcaklığı

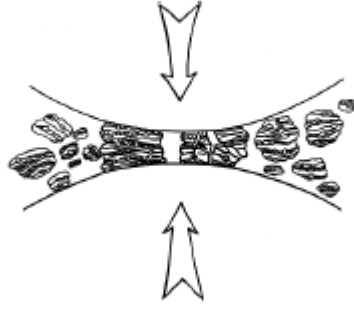
Difüzyon işlemi, son ürün fazı katı çözelti, intermetalik faz nano yapı veya amorf faz olup olmadığına bakmaksızın, alaşım fazlarının teşekkülünde gerekli olduğundan dolayı, öğütme sıcaklığı herhangi bir alaşım sisteminde önemli bir etkiye sahiptir.

Öğütme sıcaklığın üzerine çok az araştırma yapılmıştır. Bu çalışmalar düşük sıcaklık için öğütme kabına ya sıvı azot damlatılarak ya da öğütme sıcaklığını artırmak için elektrikle ısıtarak yapılmıştır. Bu araştırmalar, katı çözülebilirlik seviyelerindeki değişimlerde öğütme sıcaklığının etkisini incelemek veya farklı sıcaklıklarda ya amorf faz ya da nano kristalit yapı biçimlerini belirlemek amacıyla yapılmıştır. Nano kristallerin teşekkülü sırasında, daha yüksek sıcaklıklarda öğütülen malzemeler için, malzemede etkili gerilim daha düşük ve toz boyutunun daha geniş olduğu kaydedilmiştir (Suryanarayana, 2001).

2.2.Mekanik Alaşımlama Mekanizması

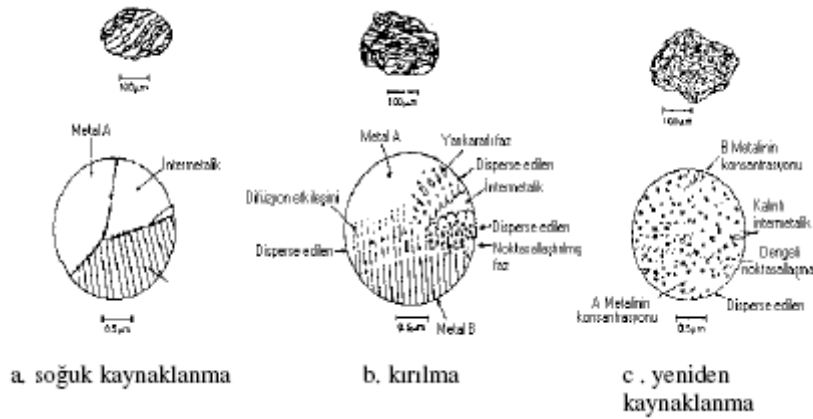
MA, tekrarlı deformasyon-kaynaklanma-kırılma mekanizması yoluyla homojen alaşım elde etmek için malzeme transferini kapsayan toz karışımlarının birlikte öğütülmesi işlemidir (Fogagnolo et al, 2002). İki çelik bilyanın çarpışması esnasında tozların bir kısmı bu bilyaların arasına kalır.

Tipik olarak, toplam ağırlığın 0,2 mg' si her çarpışma esnasında bilyaların arasına hapsolür. Bilya-toz-bilya ve bilya-toz-kap duvarı çarpışmalarında ve parçacık kırılmalarında temiz yüzeyler ortaya çıkarmaktadır. Sekil 2.6'de mekanik alaşımlama sırasında bilya-toz-bilya çarpışması şematik olarak gösterilmiştir (Suryanarayana, 2001).



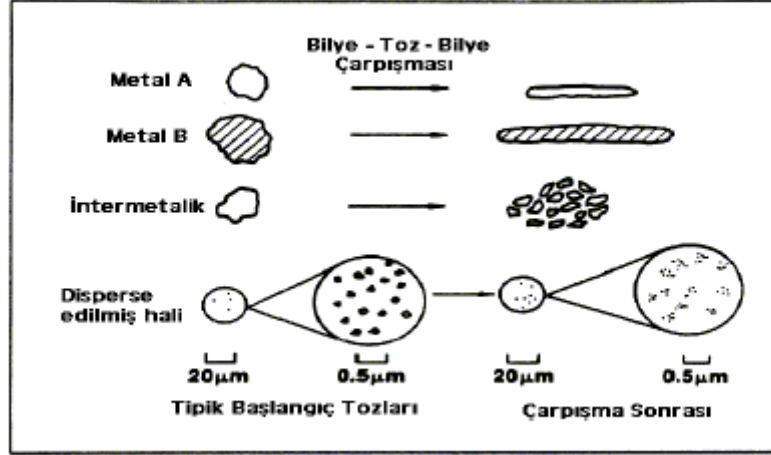
Şekil 2.6 Mekanik alaşımlama sırasında bilya-toz-bilya çarpışması (Wojciechowski, 2000).

Sekil 2.7 a' da görüldüğü gibi başlangıç aşamasında, şiddetli bir soğuk kaynaklanmadan dolayı başlangıç toz parçacıkları katmanlaşır. Sekil 2.7 b' de görüldüğü gibi hızlı kırılma sırasında, kırılma ve soğuk kaynak daha ince kompozit parçacıkları oluşmasına neden olur. Bu safhada, helisel lameller parçacıklar içinde görülebilir. Hafif soğuk kaynak sırasında, lamel alanı $1\mu\text{m}$ ' den daha küçük, lameller daha ince ve daha helisel hal almaktadır (Sekil 2.7 c). Son safha bir kararlı hal pozisyonudur. Bu asama sonunda işlem tamamlanmış ve parçacıklar son derece deforme edilmiş yarı kararlı yapıda olmaktadır (Sundaresan and Froes, 1987).



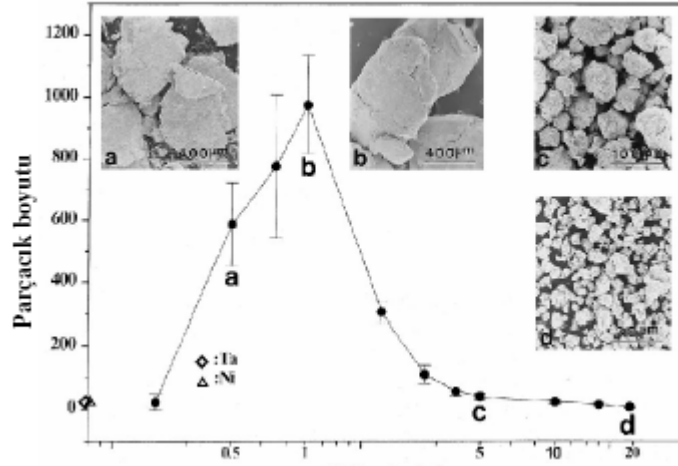
Şekil 2.7 MA safhaları (Sundaresan and Froes, 1987).

Öğütmenin başlangıcında tozlar yumuşak olduğu için birbirleriyle kaynaklanma ve büyük tanecik oluşturma eğilimindedirler. Toz tanecik boyutları başlangıç tozların yaklaşık üç katı kadardır. İşlem devam ettikçe tozlarda deformasyon sertleşmesi nedeniyle kırılmalar olmaktadır. Sekil 2.8’da başlangıç tozları ve deformasyon özellikleri görülmektedir.



Şekil 2.8 MA kullanılan element başlangıç tozlarının ve deformasyon karakteristiklerinin şematik gösterimi (Suryanarayana, 2001).

Bilya darbeleri etkisinden dolayı bu aşamada kırılma eğilimi soğuk kaynaktan daha yüksek olur ve toz boyutları daha da küçülür. Sekil 2.9.’de görüldüğü gibi tozların incelmesine rağmen parçacıkların boyutu aynı kalarak tabakalar arası boşluklar azalmakta ve parçacık tabakaları ise artmaktadır (Özyürek, 2002; Benjamin, 1976).



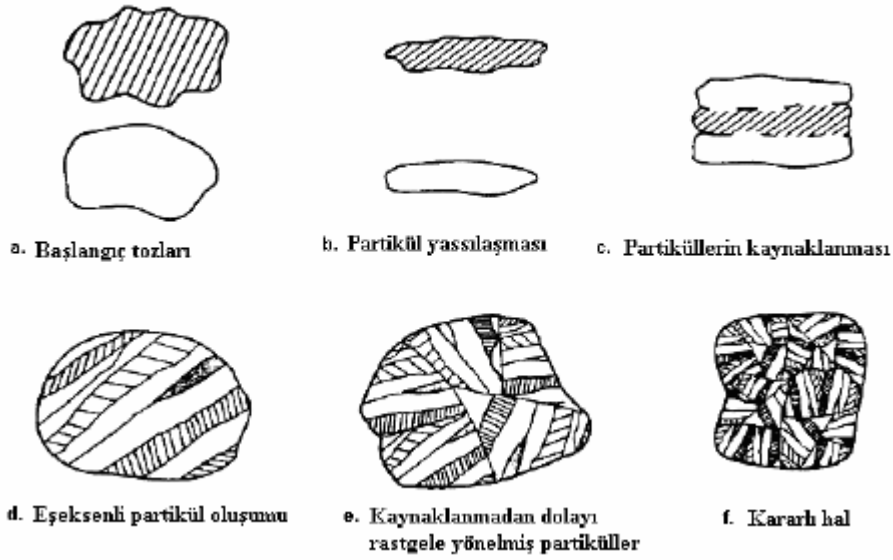
Sekil 2.9 Öğütme şartlarında küçük parçacıkların kaynaklanma eğilimleri nedeniyle birlikte büyük parçacıklar oluşturma ve sonra kırılarak küçük parçacık oluşumu (öğütme süresi saat)(Özyürek, 2002; Benjamin, 1976).

MA'da metal ve alaşımlarının üç farklı kombinasyonu mümkündür. Bunlar; sünek-sünek, sünek-gevrek ve gevrek-gevrek sistemleridir.

2.2.1 Sünek-Sünek Sistemi

Sünek-sünek sistemi MA için ideal malzeme kompozisyonudur. Benjamin' in önerisine göre, alaşımın başarılı olabilmesi için en az % 15 sünek bileşene ihtiyaç vardır. Doğru alaşımlama, toz parçacıklarının tekrarlanan soğuk kaynak ve kırılma hareketinden dolayı olmaktadır (Suryanarayana, 2001).

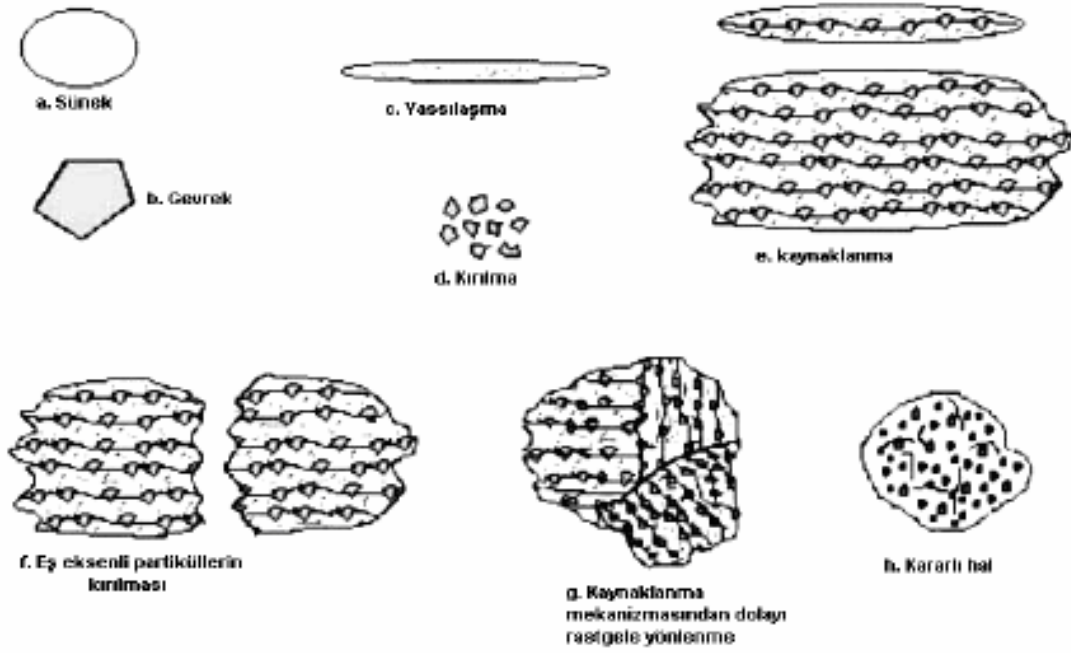
İlk olarak deformasyon altındaki parçacıkların morfolojisi eseksenliden yassılaşmaya doğru değişir. Sonraki aşamada kaynaklanma mekanizması eseksenel parçacık oluşumuna neden olur. Bu aşamada yönlenmiş ara yüzey sınırları gözlenmektedir. Daha sonra kaynak ve kırılma mekanizması dengeye ulaşır ve ara yüzey sınırlarında yada kaynaklanma yönünde rast gele yönlenmiş parçacıklar oluşur. Son asama kararlı hal işlemi olarak adlandırılmaktadır. Bu aşamada mikroyapısal incelik devam eder ama parçacık boyutu aynı kalır. Sekil 2.10'de MA esnasındaki sünek-sünek sistem işlem basamakları gösterilmiştir (Fogagnolo et al, 2002).



Sekil 2.10 MA esnasındaki sünek-sünek sistem işlem basamakları (Fogagnolo et al, 2002).

2.2.2 Sünek-Gevrek Sistemi

Öğütmenin ilk aşamasında gevrek parçacıklar kırılmaya, sünek parçacıklar ise deformasyona maruz kalırlar. Daha sonra, sünek parçacıklar kaynaklanmaya başladığında gevrek parçacıklar bilyaların çarpışması sebebiyle iki veya daha çok sünek parçacığın arasında kalır. Sonuç olarak, kırılmış takviye parçacıklar kaynaklanmış metal parçacıkları ara yüzey sınırları içersine yerleşmiş olacaktır ve gerçek kompozit meydana gelecektir. soğuk kaynaklanma MA işleminde etkili bir mekanizmadır ve parçacıkların morfolojisi laminal parçacıkların kümelesmesiyle değişir. Deformasyon, kaynaklanma ve katı dağılım sertleşen malzemede kırılma işlemini arttırır ve eşeksenli morfoloji oluşumuna katkıda bulunur. Kaynaklanma ve kırılma mekanizmaları dengeye ulaştıktan sonra ara yüzey sınırlarında rastgele yönelmiş kompozit parçacık oluşumunu arttırır. Kararlı hal aşamasında aşırı incelmeden dolayı mikroyapı optik mikroskop yoluyla ara yüzey sınırlarında tam olarak görülememektedir. Sekil 2.11’de MA işlemi esnasında sünekgevrek sistemin işlem basamakları şematik olarak gösterilmiştir



Sekil 2.11 MA esnasındaki sünek-gevrek sistem işlem basamakları (Fogagnolo et al,2002).

2.2.3 Gevrek-Gevrek Sistemi

İki veya daha fazla gevrek bileşenlerden oluşan bir sistemde mekanik alaşımlama işlemi başarılı olmamaktadır. Çünkü sünek bileşenin eksikliği soğuk kaynaklanma olayını engeller ve alaşımlama gerçekleşmez. Ancak, silisyum (Si)-germanyum (Ge) ve mangan (Mn)-bizmut (Bi) gibi gevrek-gevrek bileşen sistemlerinde alaşımlama olduğu ve gevrek intermetalik karışımlarının öğütülmesiyle de amorf fazlar üretildiği yapılan çalışmalarda belirlenmiştir (Suryanarayana, 2001).

Gevrek bileşenler öğütme sırasında kırılır ve parçacık boyutu sürekli küçülür. Ancak çok küçük toz parçacıkları sünek davranış gösterir ve bundan dolayı boyutta küçülme olmamaktadır. Bu durum ise ufalanma sınırı olarak isimlendirilmektedir (Suryanarayana, 2001).

2.3 Takviye Elemanı

Kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak seramik elyaflar yada parçacıklar kullanılmaktadır. Bir kompozit malzemede takviye elemanının esas görevi, yükü taşıyarak matrisin rijitliğini ve dayanımını artırmaktır. Takviye elemanı, kompoziti oluşturan en önemli elemanlarından biri olup kompozit üzerine gelen yükün büyük bir kısmını taşımaktadır (Sahin, 2000).

MMK’larda takviye elemanı olarak kullanılan bazı refrakter malzemeler; refrakter metaller, karbürler, nitrürler, boridler, oksitler, sülfidler, intermetalikler ve silikatlardır. Refrakter metal malzemelerin yüksek sıcaklıklarda dayanımlarını muhafaza ettikleri ve tamamen sert oldukları bilinmektedir.

2.3.1 Takviye Elemanlarının Seçimi

Seramik takviye parçacıklar; rijitlik, dayanım, sertlik, gibi iyi mekanik özelliklere sahip olmalıdır. Ayrıca sinterleme sırasında reaksiyon fazı olmaksızın tane sınırı ara yüzeylerinde şekillenmelidir. TiC, TiN, TiB₂, SiC, B₄C gibi takviye elemanları içinde buna en uygun olanı TiB’ dir. Bu malzemeler yüksek ergime noktasına sahiptirler. Ayrıca bir takviye elemanı seçiminde farklı kriterler söz konusudur. Bu kriterler;

Kimyasal bileşim

Ergime noktası

Yoğunluk

Sekil ve boyut

Difüzyon

Elastikiyet modülü

Oluşum serbest enerjisi (termal kararlılık)

Hacim çekmesi

Üretim kolaylığı, faydası ve kullanımıdır (Özyürek, 2002).

2.3.2 Takviye Elemanının Sekli.

Takviye elemanının farklı boyut ve şekillerde çeşitli matrislerde optimum performans elde etmek için birbirlerine nasıl etki ettiklerini, özellikle sert bir matristeki tokluk değerini gösteren, kabul edilmiş uluslararası bir model belirlenememiştir. Bu da kompozitlerin tokluğunun işlem yöntemi ve malzemeyi oluşturan elemanların özellikleri arasındaki karmaşık bir etkileşimle kontrol edildiğini göstermektedir (Özyürek, 2002).

2.4 Toz Metalurjisinde Elde Edilen Tozların Özellikleri

Tozun sekli daha önce bahsedildiği gibi tozun ısı transferi ve püskürtme karakteristiklerine bağlı olarak farklılık gösterir. Genellikle sekil sınıflandırmasında düzensiz şekilli, kitle halinde veya küresel halden bahsedilir. Düzensiz şekiller, daha çok kübik veya iğnemsî yapıdaki malzemeleri ifade eder. Kitle halinde toz ise en büyük ve en küçük tane boyutunun birbirine yakın olduğu tozları, küresel olanlar ise büyük oranda küresel formda olan tozları ifade eder. Üretim sekline bağlı olarak elde edilebilecek tane sekli Çizelge 2.1’de gösterilmiştir (BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

Çizelge 2.1 Üretim yöntemine göre toz özellikleri (BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

	Tozların Özellikleri				
Üretim Yöntemleri	Düzensiz Gözenekli	Düzeniz Yoğun	Kitlesel Yoğun	Küresel Gözenekli	Küresel Yoğun
Mekaniksel	X	X			
Fiziko-Kimyasal	X	X	X	X	X
Kimyasal	X	X	X	X	X
Atomizasyon					X

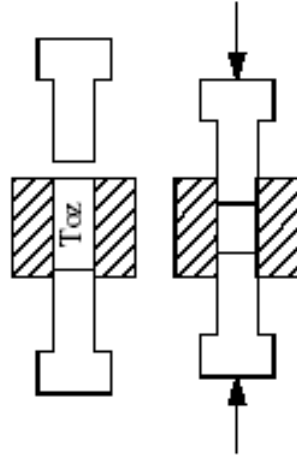
2.5 Tozların Preslenmesi

TM parçaları genel olarak tozların kalıba konulması, sıkıştırma ve sinterleme olmak üzere üç aşamada üretilir. Bunlardan presleme ve sinterleme işlemleri aynı anda yapılabilmektedir. TM parçaları birkaç yöntem ile şekillendirilir. Bunlar genel olarak; bağlayıcı yardımıyla ekstrüzyon, enjeksiyon kalıplama, bulamaç döküm, şerit dökümdür.

Yoğunlaştırma ve şekillendirmenin aynı anda olduğu sıcak izostatik presleme (yüksek sıcaklıkta sıkıştırma) yaygın olarak kullanılan bir tekniktir. Bununla beraber, TM parçalarının şekillerini koruyabilmeleri amacıyla kimyasal bağlayıcılar kullanılarak çeşitli düşük basınç metotlarıyla da gerçekleştirilebilir.

Bu metotların tümünde temel amaç tozları istenilen şekillerde birleştirmektir. Şekillendirme/ birleştirme metodunun seçimi; kullanılan tozun tipi (küresel, sünger), tozun kimyası, rijit veya esnek kalıpların kullanılması, bağlayıcı veya yağlayıcı kullanımı, direk olarak tozları birleştirmek için direk toz sprey kullanımı gibi etmenlere bağlıdır.

Tozlar çeşitli metotlarla yüksek basınç altında sıkıştırılır. Uygulanan kuvvet tozları paketler ve gözeneği azaltır. Şekillendirme metotlarından farklı olarak sıkıştırma teknikleri parçacık deformasyonuna neden olmaktadır. Çeşitli sıkıştırma yöntemleri kullanılmakla beraber TM parçaları üretimi için en çok tercih edilen rijit eksenli bir sıkıştırma Sekil 2.12’de görülmektedir.



Sekil 2.12 Kalıpta presleme işleminin şematik gösterimi (Dax et. al, 1998).

Ancak sıkıştırma yöntemleri dogal olarak farklı ölçülere sahip son sinterlenmiş parçada yoğunluk farklılıkları da oluşturmaktadır. Bu durum toz parçacıkları boyunca kuvvet iletiminin üniform olmamasından kaynaklanır.

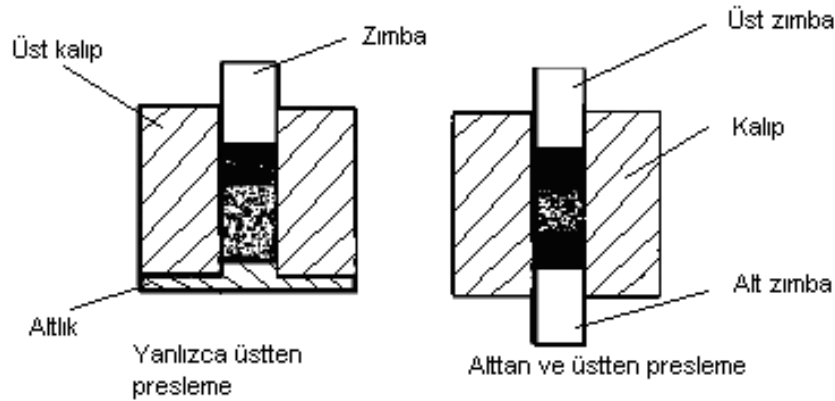
Sekil 2.12’de görüldüğü gibi, kalıp boşluğu metal tozları ile doldurulur. Bir veya daha fazla zımbanın aksenal hareketi ile 350-700 MPa yük uygulanır. Yük, metal toz parçacıklarını mekanik olarak kilitler ve üretimi istenen parçanın son haline yakın şekilde ve ölçülerde porozite oranı yüksek parça elde edilir. Elde edilen ham malzemedan kullanılacak parça elde etmek için malzemenin türüne göre 1120-1200 oC sıcaklıklarda 30- 120 dakika sinterlenir. Mühendislik parçalarının imalatı için kullanılan kalıp sıkıştırma tekniğinin bazı sakıncaları söz konusudur. Bunlar;

- a) Geometrik şekilli parçaların üretimi, zımbaların aksenal hareketinden dolayı sınırlıdır.
- b) Toz parçacıkları ile kalıp duvarları arasındaki sürtünme, metal tozlarının üniform olarak birleşmesine engel olduğu için yoğunluk farkı oluşmaktadır.
- c) Ham parçadaki yoğunluk farkı, sinterleme sırasında üniform olmayan bir boyut değişimine neden olmaktadır.
- d) Sinterlenen parçaların mekanik özellikleri, bölgesel yoğunluk değişimlerinin bir işlevidir.

Rijit kalıplarda soğuk presleme en yaygın kullanılan sıkıştırma işlemidir. Fakat kalıp duvarı sürtünmesi sonucu sıkıştırmada yoğunluk gradyanı olur. En yüksek yoğunluk zımba yüzeylerine yakın bölgede olmaktadır. Hareketli bir kalıp tablası, kalıbın sürtünme hareketini dengeleme hareketiyle yoğunluk gradyanını azaltır.

Kalıpta sıkıştırılan parçalar için tipik ham yoğunluk tam yoğunluğun % 75-85'i kadardır. Ham yoğunluk yoğunlukla uygulanan yük ile ilgilidir. istenilen seviyede yoğunluk elde etmek için gerekli olan sıkıştırma yükü; toz şekli, parçacık ebadı ve ebat dağılımı, toz kimyası, yağlama işlemine bağlıdır (Ferguson et al, 1998).

Şekil 2.13'de görüldüğü gibi rijit kalıpta presleme ile üretilen ham parçalarda tozlar boyunca kuvvet iletimi ve yoğunluk dağılımı, izostatik preslemeye göre çok daha az üniform dağılım göstermektedir. Özel işlemlerle iki işlem tek bir kademede yapılabilir. Kalıba yerleştirilen tozun yoğunluğu tozun özelliklerine ve vurma veya titreşim içeren toz yerleştirme metoduna bağlıdır.



Şekil 2.13 Preslemedeki yoğunluk dağılımı (Ferguson et al, 1998).

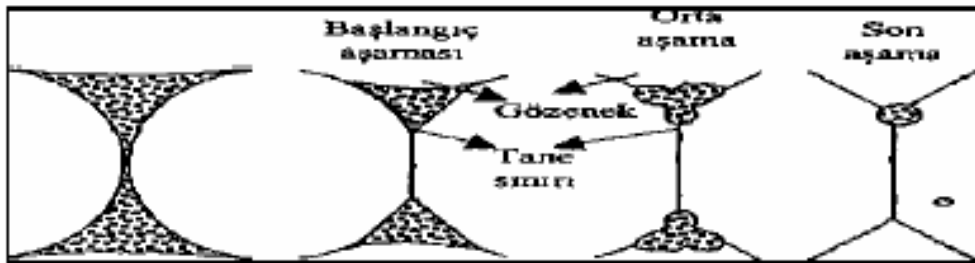
2.6 Sinterleme

Sinterleme, dayanımı artırma amacı ile toza veya sıkıştırılmış kütleye esas bileşenin ergime noktası altındaki bir sıcaklıkta uygulanan bir ısıl işlemdir. (KURT A. 1992)

Sinterleme, yüksek sıcaklıklar kullanılarak preslenmiş ham sıkıştırılmış toz parçacıklarının birleştirilmesi işlemi olarak tanımlanır. Sinterleme süreçlerinde kullanılan sıcaklıklar genellikle sinterlenecek olan parçada katı hal atom yayınma ve ergime sıcaklığının altında seçilirse de özellikle çok sistemli alaşımlarda sıvı-faz sinterlenmesi olarak bilinen bir sıvı fazın varlığında da gerçekleşebilir. Toz parçacıkların yüksek yüzey enerjileri asılarak ya da ortadan kaldırılarak gerçekleşen sinterleme sonucu parçacıklar arasında tam ve mükemmel bağlar oluşur ki bu suretle içyapıdaki gözeneklilik sıfıra düşer. Hacim başına düşen yüzey enerjisi toz parçacık çapının tersi ile doğru orantılı olduğundan, küçük toz parçacıkları büyüklere kıyasla daha kolay sinterlenirler. Sinterleme işlemi kullanılırken sinterleme esnasında, birleştirme ve sıcaklık şartları istenilen özellikleri elde edebilmek için kontrol altında tutulur. Malzemenin sinterlenmesi esnasında birçok işlem basamakları da (Oksit indirgenmesi, bağlayıcıların kaldırılması veya kimyasal reaksiyonlar) meydana gelir. Mesela; Demirin sinterlenmesi esnasında, oksit indirgenmesi, yağlayıcıların dağılımı, karbon kaybı olması, sıcaklığa bağlı olarak azot çözünabilirliği ile değişir.

Yüzeyin gazı dışarı atması (desorption) α 'dan γ 'fazına dönüşüm, 900 °C üzerindeki tane büyümesi ve sıcaklığa bağlı olarak difüzyon artışı meydana gelir. Aynı zamanda boşluk morfolojisi değişir.

Sinterleme sırasında metalurjik bağların oluşumu ve gözeneklerin kapanması yayınmaya bağlı olarak Sekil 2.14'da görüldüğü gibi ilk, orta ve son aşamaları olan bir geometrik sıra takip eder. (BOZ M. 2003)



Sekil 2.14. Sinterleme sırasında metalurjik bağların oluşumu ve gözeneklerin kapanması (KURT A. 1992).

2.6.1 Mikrodalga Fırınlar

Elektromanyetik yelpaze içinde değişik isimlerle incelenen ışınlar temelde dalgalar halinde yayılan ışınlardır ve elde ediliş yöntemleri, ışının etki özelliği, geleneksel ve fizyolojik özelliklerine göre birbirinden ayrılırlar. Mikrodalgalar: dalga boyları 1 mm ile 30 cm ve frekansları 300 MHz ile 300 GHz arasında değişen elektromanyetik dalgalardır. Diğer elektromanyetik dalgalarda olduğu gibi dalga ve parçacık özelliğine sahiptirler. Elektromanyetik radyasyonun bir çeşidi olan mikrodalgalar, elektromanyetik spektrumda radar dalgaları ile radyo dalgaları arasında yer alırlar. Elektromanyetik dalgalar foton adı verilen enerji birimleri halinde emilir veya bırakılırlar. Bir fotonun taşıdığı enerji yayılmanın dalga boyu ve frekansına bağlıdır (Sutton 1999, Yıldız 1999).

Mikrodalgalar elektronik devrelerde elektronların hızlandırılmaları ile elde edilir. Yüksek güçteki mikrodalgalar vakum tüpleri ile üretilmektedir.

Elektronik devrelerde, elektrik enerjisinin elektromanyetik yayılmaya dönüşüm veriminin yüksek olması ve bu devrelerin kolay kontrol edilebilmesi nedeniyle, mikrodalga ısıtma uygulamalarında magnetron veya klystron sürekli mikrodalga üreticisi olarak kullanılırlar. Mikrodalgalar gıda maddeleri tarafından absorbe edildiği zaman mikrodalga ışının pozitif ve negatif merkezlerinin yön değiştirmelerine paralel olarak, üründe bulunan polar moleküller yön değiştirirler. Saniyede milyonlarca kez oluşan bu hareket sonucu moleküler sürtünme ısısı açığa çıkar ve madde ısınır. Yani mikrodalga enerjinin ısı enerjisine dönüşümü bu dalgaların bazı mikroskobik emme sistemleri tarafından emilmesi ve daha sonra emici madde moleküllerinin ısı titreşimlerine değişimi şeklindedir (Sutton 1999, Yıldız 1999).

2.6.2 Endüstriyel, Bilimsel ve Tıbbi (I.S.M.) Kullanım Frekansları

Mikrodalgalar, radyo ve televizyon yayınlarında kullanılan dalgalara yakın olduğundan, kullanımı sırasında ortaya çıkabilecek etkileşimleri önlemek için sadece, ulusal veya uluslararası telekomünikasyon komisyonlarınca onaylanmış frekanslardan ısıtmak amacıyla yararlanılır. Genel olarak ISM olarak kısaltılan ve endüstriyel, bilimsel ve tıbbi (Industrial, Scientific, Medical) bantlar olarak bilinen bu ışınlar 896, 915, 2450, 5800 ve 24125 MHz frekanslı ışınlardır, sanayide 915 MHz frekanslı ışınlar kullanılır.

Çok geniş bir spektrum da değişik şekillerde elde edilebilen mikrodalgaların kullanım frekansları ve dalga boyları endüstriyel, bilimsel ve tıbbi amaçlar için sınırlandırılmıştır. Uluslararası Haberleşme Birliği (I.T.U.) tarafından düzenlenen mikrodalga kullanım frekansları değişiklik göstermesine karşın, gıda sanayiinde işleme ve pişirme için başlıca 2450 ± 50 MHz ve 915 ± 15 MHz frekanslarının kullanılması öngörülmektedir (Güngören A.K.Ü 2008).

2.6.3 Normal Fırınlar İle Mikrodalga Fırınlar Arasındaki Farklılıklar

Geleneksel ısıtma metotlarında ısı, gıda maddesine kondüksiyon, konveksiyon ve/veya radyasyon ile transfer olur. Tersine mikrodalga ısıtmada ısı direkt olarak gıda maddesinin içine girer. Bu yüzden mikrodalga ısıtmada geleneksel ısıtmaya göre daha hızlı bir ısı artışı gözlenmektedir. Mikrodalga fırının ısıtma etkisi aynı süre içinde elektrikli ısıtıcıya göre daha fazladır.

Endüstriyel, bilimsel ve tıbbi (I.S.M.) kullanım frekansları sınırlandırılmış olan mikrodalgaların gıda maddesini ısıtması geleneksel ısıtma yöntemlerinden farklı olarak gelişmekte ve ürünün merkezinde termal enerjinin oluşumu 10–20 kez daha hızlı olmaktadır. Konveksiyonel ısıtmada gıdanın dış yüzü ısıtma ortamı içerisindeki sıcak hava ile konveksiyon yoluyla ısıtılmakta, daha sonra ısı, ısıtılmış dış yüzeyden gıdanın iç kısmına kondüksiyon yoluyla iletilmektedir. Gıda maddesi içerisinde mikrodalga enerji alanının dağılımı, gıdanın su içeriği ve tuz miktarı ile doğrudan ilişkili olan dielektrik özelliklerine de bağlıdır.

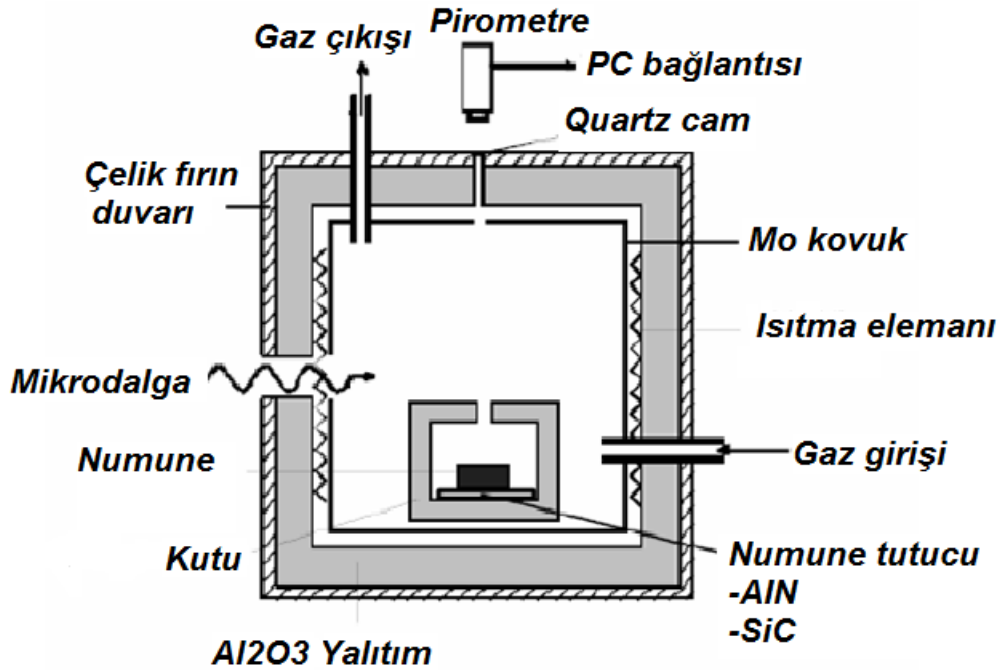
Mikrodalga ısıtma sisteminin geleneksel ısıtma sistemlerine göre çok pahalı olması nedeniyle Türk gıda işletmeleri genelde bu yöntemi kullanmamaktadırlar. Ancak mikrodalga ısıtma ile pişirme, haşlama, kurutma, pastörizasyon, buz çözme, sterilizasyon ve temperleme gibi işlemler yüksek verimle kısa zamanda yapılabilmektedirler. Su ve buharın haşlama ortamı olarak kullanıldığı haşlama ünitelerinin enerji kayıpları nedeniyle efektif olmaması, dolayısıyla işletme maliyetlerinin yükselmesi yanı sıra işletme içerisinde fazla yer kaplaması gibi nedenlerle yeni tip haşlama düzenlerinin geliştirilmesi konusunda çalışmalar halen araştırmacıların ilgisini çekmektedir.

Elektrik iletkenliği ve mikrodalga haşlama, vakum altınla buharla haşlama, sıcak gaz haşlaması, kızılötesi ışınlarla haşlama gibi yöntemler üzerinde çalışmalar bugünde halen devam etmektedir. Bunlar içerisinde mikrodalga enerjinin ısıyı doğrudan gıda maddesinin içerisinde oluşturması ve böylece gıdayı geleneksel yöntemlerle ısıtmadan daha kısa sürede, aynı derecede ısıtılması, mikrodalga ekipmanlarının az yer kaplaması ile diğeri haşlama yöntemlerinin dezavantajlarına bir çözüm olabileceğini düşündürmektedir.

Bulunan mikrodalga verimi elektrikli ısıtıcıların verimi ile karşılaştırıldığında oldukça yüksek bir değer olarak gözlemlenmektedir. Verimin yüksek olması işletmeye, proses süresi ve proste harcanan enerji açısından avantaj kazandırmaktadır. Kısaca mikrodalga işleminin daha ekonomik olduğu belirlenmiştir (Sutton 1999, Yıldız 1999).

2.6.4 Mikrodalga ile Sinterleme

Mikrodalga ile sinterleme yöntemi en çok seramiklerin sinterlenmesinde kullanılmaktadır. Elektromagnetik dalga çok yüksek frekans üretmektedir. Ev tipi mikrodalga fırınlarından daha yüksek güce sahip mikrodalga cihazlarla, seramik ve metalik malzemeler sinterlenebilir.



Şekil 2.15 Mikrodalga sinterlemenin şematik gösterimi (Kuşoğlu ve arkadaşları, 2008).

Şekil 2.15.'de görülen mikrodalga sinterleme cihazı 9 kW güce ve 2,45 GHz frekansa sahiptir. Cihaz hem konvansiyonel hem de mikrodalga sinterleme yapabilmektedir. Dakikada 5 Kelvin ısıtma hızıyla çalışmaktadır. Malzemenin yüksek mikrodalga frekansı çekmesi için altlık kullanılır. Ayrıca ısının fırında dağılmaması için malzeme kutunun içinde sinterlenir.

Mikrodalga ile malzemelerin atomlarının hareketlendirilmesi sayesinde ısınma meydana gelir. Isınma, malzemenin üstüne direkt olarak mikrodalga ile temasına ve malzemelerin dielektrik davranışına bağlı olarak değişir . Isınma malzemelerin üzerinde meydana gelir. Mikrodalga penetrasyonu, frekansın kareköküyle ters orantılıdır (German, R.M 1996)

2.6.5 Sinterleme Sonrası İşlemler

Gözeneklerin doldurulması;

Parçanın yapıldığı malzemenin sinterleme sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip metal ile gözeneklerin doldurulması esasına dayanır. Örneğin; demir esaslı alaşımlarda genellikle sinterleme esnasında bakır kullanılarak gözeneklerin dolması sağlanır. Gözeneklerin doldurulması, geçirgenliği azaltır ve mekanik özelliklerin iyileşmesini sağlar. Göz önüne alınması gereken bir konu da parça boyutlarında değişim görülmesidir. Bu işlemin diğer bir faydası da ısıtma işlemi sırasında istenen tabaka kalınlığının hesaplanmasında porozite olmadığı için kolaylık sağlamasıdır.(BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

Yağ emdirme;

Sinterlenmiş parçaların korozyona karşı direncini artırabilmek için yağ veya metal olmayan maddelerin emdirilmesi yoluna gidilmektedir. Kendinden yağlamalı yataklar sadece TM metodu ile yapılabilir. Bu yataklarda porozitelerin içine yağ emdirilmek suretiyle yağlamasız yatak yapımı gerçekleştirilir. .(BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

Son ölçüye getirme ve baskı;

Son ölçüye getirme ve baskı sinterleme sonrası uygulanan ilave presleme işlemleridir. Son ölçüye getirebilmek ve yüzey kalitesini artırabilmek için orta kuvvette presleme işlemi yapılarak, çok hafif plastik deformasyon sağlanır. Baskı işleminin iki amacı vardır; hem boyut hassasiyetini artırmak, hem de parça yoğunluğunu artırmaktır.(BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

Buharla işleme;

Sadece demir esaslı alaşımlara uygulanır, bunun için parçalar 550 °C sıcaklığa kadar ısıtılır ve sonra parça üzerine su buharı gönderilir, böylece parça üzerinde ve boşluklarında Fe₃O₄ oluşması sağlanır. Bu işlemle parçanın korozyon direnci, sertliği, aşınma direnci ve basma yüklerine karşı direnci artırılmış olur.(BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

Tekrar presleme;

Malzeme, mekanik ve manyetik özellikler açısından bir önem arz ediyorsa parçaya tekrar presleme işlemi uygulanır. Böylece istenen özelliklerin elde edilmesi sağlanır. preslenmiş parçaların 700–800 °C’de ön sinterlenmesinde ilave edilen yağlayıcılar yanarak uzaklaşır ve parçada yeniden kristalleşme gerçekleşir. işlem sırasında oluşan sertleşme ve iç gerilimler sonrası parçaya tekrar eski sünekliliğinin ve yoğunluğunun daha fazla artırılması gerekir. Bu nedenle presleme yapılır ve parça bundan sonra sinterlenir.(BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

Talaş kaldırma işlemleri;

TM ile üretilmiş parçalar her ne kadar karmaşık şekilli ve hassas toleranslarda yapılabilirler de yine de bazı kısıtlamalar olabilir. Bu nedenle delme, Talas kaldırma, diş açma gibi bazı talaşlı imalat metotlarının şekillendirme kalıpları üzerinde bulunması mümkün değildir. Sinterlenmiş parçalar için uygulanan işlem hızları aynı bileşimde dövme olarak imal edilmiş parçalara göre daha düşüktür. Bu nedenle ilsem hızları seçilirken buna dikkat edilmesi gerekir.

Kesici takım ömrünün artırılması için tozların içine talaşlı imalatı kolaylaştırıcı MnS ilave edilir. Sinterleme sonrasında da yapıda bu katkılar kaldığı için talaşlı imalatı olumlu yönde etkiler.(BAKSAN B. GÜLER R. 2004)

 apak alma;

 apak alma işlemi presleme sonrası parça üzerinde oluşan çapakların giderilmesi işlemidir. En genel uygulama tambur içinde aşındırıcı toz kullanarak yapılan  apak alma işlemidir (BAKSAN B. GÜLER R. 2004).

Birleştirme ve montaj;

Büyük ve karmaşık şekilli parçalar birleştirmek suretiyle gerçekleştirilebilir. birleştirme için kullanılan yöntemler; difüzyonla birleştirme, sinter lehim veya lazer ile kaynaktır (BAKSAN B. GÜLER R. 2004).

Isıl ilsem;

TM ile üretilmiş parçada faz dönüşümleri parça içindeki porozite ile değil, parçayı oluşturan tozların bileşimi ve homojen olması ile ilgilidir. Bu nedenle her türlü TM ile üretilmiş parçaya ısıl işlem uygulanabilir. Su verme ile sertleştirme ve temperleme işlemleri sonucu TM parça mukavemetinde, aşınma direncinde artış olurken sünekliğinde ise azalma görülür. TM ile üretilmiş parçalara genellikle karbürleme, karbonitrürasyon gibi yüzey sertleştirme işlemleri uygulanır (BAKSAN B. GÜLER R. 2004).

Yüzey kaplama işlemi;

Eğer malzemenin korozyona karsı daha dirençli olması isteniyorsa elektroliz ile yüzey kaplaması yapılabilir. Burada dikkat edilmesi gereken nokta elektrolitin TM parçanın boşluklarına girerek olumsuz etkilere neden olmasını engellemek için porozitenin daha önce bahsedildiği gibi gözeneklerin doldurulması gerekir (BAKSAN B. GÜLER R. 2004).

3. TOZ METAL MALZEMELERİN KAYNAKLANABİLİRLİĞİ

Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen parçalar genellikle ilave işlemlere gerek duyulmaksızın kullanıma sunulurlar. Ancak gerektiği durumlarda talaşlı işlem ve kaynaklı birleştirme işlemleri uygulanmalıdır. Bundan dolayı son yıllarda TM parçaların farklı işlem şartlarında talaşlı islenebilirliği ve kaynak kabiliyetinin araştırılmasına ağırlık verilmektedir (Varol, R., et al., 2002)

Malzeme üretimindeki gelişmeler farklı uygulama alanları için farklı malzemeler geliştirilmesini sağlamıştır. Malzeme üretimindeki bu gelişmeler toz metal malzemeleri hadde ve döküm yoluyla üretilen makine parçalarının sağlayamadığı bazı özellikleri sağlaması ile avantajlı kılmıştır. Bu avantajlar; üretimde ki ekonomiklik, üretimi zor alaşımları elde etme ve karmaşık geometrik sekili parçaların imalat kolaylığı, yoğunluk kontrollü malzeme üretimi gibi özelliklerdir. Bunun yanında toz metal malzemelerin kaynaklanabilirliği ve talaşlı islenebilirliği diğer malzeme türlerine göre aynı yeteneğe sahip değildir .(Kurt, A., 2003)

Toz metal parçalar; metal tozlarının basınç altında preslenmesi ve daha sonra sinterlenmesi ile elde edilmektedir. Dolayısıyla metal tozlarıyla elde edilen toz metal parçalar uygulanan basınca, toz sekline ve boyutuna bağlı olarak çeşitli yoğunluklarda olabilmektedir. Ancak demir tozları ile elde edilen toz metal parçaların yoğunluğu 7,8 gr/cm³'e ulaşamaz. Günümüzde özel tekniklerin uygulanması ile % 99,99'a varan yoğunluklarda parçalar üretilebilmektedir. Bu yüzden toz metal parçalarda porozite (gözenek) söz konusudur. Bu porozitenin istendiği filtre gibi üretim uygulamalarında aranan bir özelliktir (Yavuz, N., Güner, R., 2002).

Toz metal parçaların kaynak işlemi ile birleştirilmesi problemlidir ve bu durum kaynak parametrelerinin ön plana çıkmasına neden olmaktadır. Kaynak parametrelerinin uygun şartlarda olmaması durumunda toz metal parçalarda; çatlama, dağılma, çökme veya hiç birleşmeme gibi sorunlarla karşılaşılabilir. Ergitme esaslı kaynak yöntemlerinde kaynak bölgesinde tamamen, ısı etkisi altındaki bölgede kısmen toz metal parça özellikleri kaybolmaktadır. Porozitenin önemli olduğu yerlerdeki birleştirmede; ergitme kaynak metodu yerine difüzyon kaynağı gibi yöntemler kullanılmalıdır (Yavuz, N., Güner, R.,2002).

TM parçaların kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler üretim yönteminin kendi karakteristiklerine yakından bağlıdır. TM parçaların kaynak kabiliyetini etkileyen en önemli karakteristik gözeneklerin varlığıdır (KURT, A., et al , 1996., 1997.,)

Gözenek miktarı ve gözenek dağılımı mekanik özelliklerin yanı sıra ısı iletkenlik, ısı genleşme ve sertleşebilirlik özellikleri üzerinde de etkili olmaktadır. Kaynak işleminde ısı özellikler, kaynak dikişi, ITAB, kaynak banyosunun büyüklüğü, kaynak parametrelerinin değişmesine neden olmaktadır. Bu tür parçaların ısı iletkenliklerinin tam yoğun malzemelere göre daha düşük olması kaynak bölgesinde ısı yığılmasına neden olacaktır. Kaynak esnasında bölgesel ergime ile gözeneklilik azalır. Bu durum ITAB bölgesinde çatlak ihtimalini artıracaktır. Gözenek oranının kaynak bölgesi, ITAB ve ana metalde farklılık göstermesi sertleşebilirlik farkının oluşmasına ve ITAB’da çatlak meylinin artmasına neden olur (Kurt, A., et al,1996)

3.1 Kaynak Öncesi Alınması Gereken Önlemler

Toz metal malzemelerin kaynağından önce kaynak bölgesindeki gözenek içinde kalma ihtimali olan aşağıdaki elementlerin elimine edilmesi için önlemler alınmalıdır (Kurt, A., 2003).

- a) yağlayıcı kalıntıları,
- b) soğutma yağı veya sıvısı,
- c) İstenmeyen kalıntılar,
- d) Temizleme kalıntıları,
- e) Serbest grafit.

3.2 Toz Metal Malzemeleri Birleştirme Teknikleri

Uygun bir dizayn ile toz metal parçaları kaynakla birleştirmek mümkündür. Burada dikkat edilmesi gereken en önemli noktalar; dizayn, malzeme seçimi ve birleştirme tekniğidir.

Öncelikle birleştirme yapılacak parçalardaki amaçların ne olduğunun anlaşılmış olması gerekir. Bunlar dayanım ihtiyacı, boyut sınırları, çevresel faktörler, görünüm ve ekonomikliktir.

Diğer metalik malzemelerin birleştirilmelerinde olduğu gibi toz metal malzemelerin birleştirilmelerinde de ergitmeli ve ergitmesiz kaynak yöntemleri başarılı bir şekilde kullanılabilir. düşük yoğunluklu ($<6,5 \text{ g/cm}^3$) toz metal parçaların kaynağında ergitmesiz birleştirme yöntemleri başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Orta ve yüksek yoğunluklu ($>7,0 \text{ gr/cm}^3$) toz metal parçaların kaynağında ergitmeli kaynak yöntemleri kullanılabilir (Kurt, A., 2003).

3.2.1 Ergitmesiz Birleştirme Yöntemleri

Difüzyonla birleştirme;

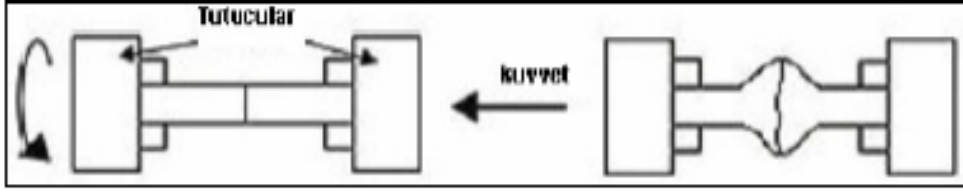
Difüzyonla birleştirme işlemi metalleri birleştirme için kullanılan en eski yöntemlerden biridir. Çok eski bazı mücevherler bu şekilde üretilmişlerdir. Ancak endüstriyel uygulamaları yakın bir geçmişte başlamıştır. Son yıllarda iyice hız kazanmış durumdadır. Difüzyonla birleştirme; difüzyon kaynağı, difüzyon lehimlemesi ve sinler birleştirme olarak üç şekilde uygulanır.

Bölüm 3.3'te geniş olarak anlatıldığı gibi difüzyon kaynağı vakum veya koruyucu atmosferde yapılır. Birleştirilecek parçalara $0,7\text{--}10 \text{ N/mm}^2$ 'lik bir basınç ile malzemelerin ergime derecelerinin yarısının üzerinde bir sıcaklık uygulanır. Difüzyon kaynağında yüzey hassasiyeti önemlidir. Yüzey hassasiyeti arttıkça temas alanı artacağından atomik geçiş de artar. Difüzyon lehimlemesi; birleştirilecek parçalar arasına ergime derecesi düşük bir folyo metal konularak, ara yüzeyde folyonun ergimesi ile bir sıvı meydana getirilerek uygulanır (Kurt, A., 2003).

Sürtünme kaynağı;

Sürtünme kaynağında; birleştirilecek parçalar belli bir yük altında bir araya getirilir ve parçalardan birisi döndürülmeye başlanır (Sekil 3.1).

Temas yüzeylerinde sürtünmeye bağlı ısı ortaya çıkar. Birleşme bölgesi artan sıcaklıkla yeterli plastikliğe ulaşınca döndürme işlemi durdurulup, yığma basıncı uygulanarak birleşme işlemi gerçekleştirilir (Kurt, A., 2003)



Sekil 3.1 Sürtünme kaynağı.

Ultrasonik kaynak;

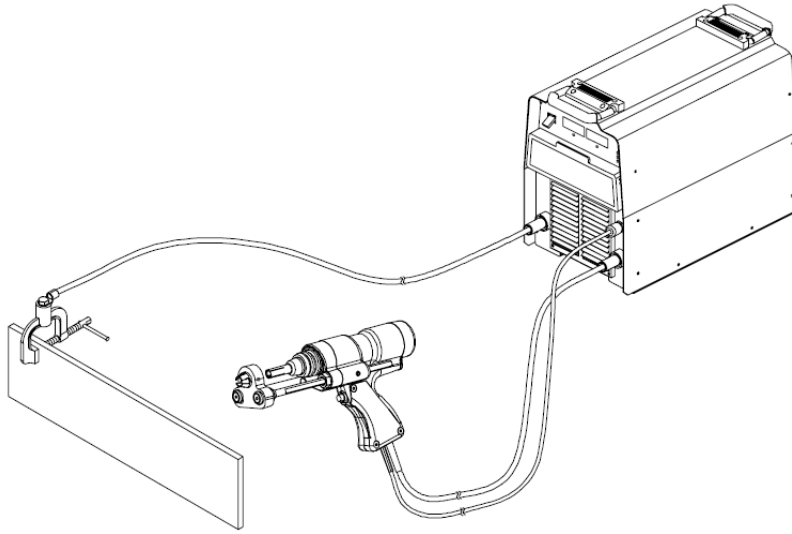
Ultrason kaynağı; ince teller ile mikro döngülü levhaların birleştirilmesinde kullanılan bir yöntemdir. Birleştirilecek parçalar bir örs üzerinde sıkıştırılır ve yanal olarak 10–75 Hz.’lik bir frekansta ultrasonik trans-duser ile titreşime maruz bırakılır. N.Ara yüzeydeki oksitler titreşim etkisi ile dağılarak metal-metal teması sağlanır ve birleştirme işlemi gerçekleştirilir (Kurt, A., 2003).

Direnç kaynağı;

Toz metal parçalarının birleştirilmesinde en çok kullanılan bir yöntemdir. Akım geçişine karşı oluşturulan direnç malzemenin yüzeyini ısıtır ve kaynak formuna getirir. Homojen bir kaynak için birleştirme yüzeyleri temiz ve gözeneksiz olmalıdır. İyi bir sonuç için akım ve basınç gibi parametreler önceden ayarlanmalıdır (Kurt, A., 2003).

4. SAPLAMA KAYNAĞI

Saplama kaynağı yarı otomatik, özel bir kaynak yöntemidir. Saplama ve diğer benzer malzemelerin istenen yüzeye yüksek verimlilik ve hızda kaynak edilmesidir. Kaynak yönteminde saplama ana malzeme ile temas ettiğinde 2 – 3 mili saniye içinde makinenin gücü saplama üzerinden akar. Oluşan elektrik arkı saplama ucunun ve ana malzeme yüzeyinin ergimesini sağlar, böylelikle ergimiş yüzeylerin tekrar katılaşması ile kaynak işlemi gerçekleşmiş olur. Yöntemin çok kısa süre içinde gerçekleşmesi sonucunda malzeme yüzeyinde düşük nüfuziyet (yaklaşık 0.2 mm) sağlanır. Bunun sonucunda çok ince plakalarda arka yüzeylerde herhangi bir deformasyon yaratmadan saplama kaynağı yapmak mümkün olmaktadır. Bu teknikte farklı malzeme kombinasyonlarının kullanılması mümkündür. (Alüminyum, pirinç, karbonlu çelik, paslanmaz çelik, galvaniz kaplı çelik vb.).Şekil 4.1.'de standart bir saplama kaynak makinesinin şematik resmi gösterilmiştir (yildizkaynak.com.tr)



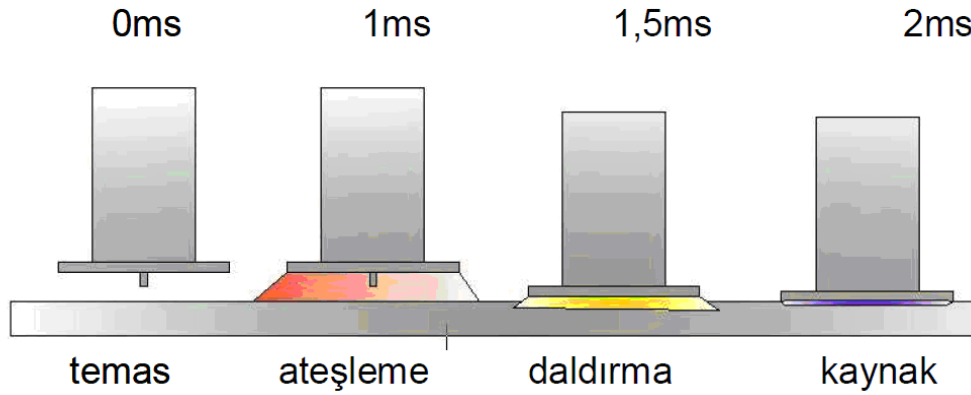
Şekil 4.1 Saplama kaynak makinesinin şematik resmi (miller 2005).

Bu yöntemle kaynatılacak saplamalar kaynak torcuna takıldıktan sonra üzerinden akım geçmeye başlar ve kısa süre içerisinde kaynak banyosu oluşur. Ergimiş haldeki kaynak banyosunu kaynaktan önce saplama üzerine konulan seramik koruyucular sağlar (G.M.S.S. 2004). Ark metal çivi ile iş parçası arasında oluşturulur. Dolgu malzemesi kullanılmaz.

Koruyucu gaz veya örtü (flux) kullanılabilir. Cıvata çapı boyunca ve birleştirileceği yüzeyde erime gerçekleştiğinde basınç uygulanarak yüzeyler kaynatılır. 22 mm çapa kadar cıvatalar kaynatılabilir. 1000 A'in üzerinde akıma ihtiyaç vardır. Farklı malzemelerin birirlerine birleştirilmesi mümkün olan bu yöntemde problem farklı erime noktalarından doğmaktadır.

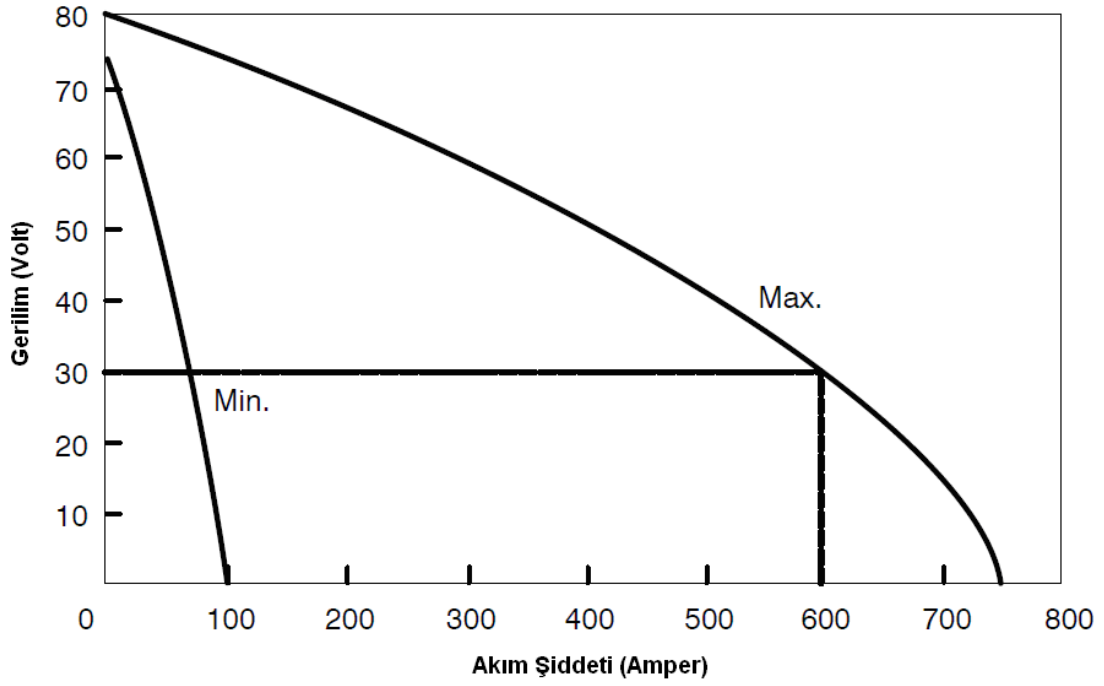
Bir saplama kaynağı işlem basamağı şekil 4.2.'de gösterilmiş olup, kullanım sıralaması aşağıdaki gibidir.

- Kaynak civatası, kaynak yapılacak yüzeye dik olarak bastırılır.
- Tabancanın tetiğine basıldığında, kondansatörde depolanmış enerji deşarj olur.
- Civatanın ucundaki kaynak memesi patlar ve baskıyla civata kaynak olur.
- Malzemede deformasyon ve kopma olmaz. Kaynak mükemmeldir



Şekil 4.2 Saplama kaynağı işlem sıralaması (hilbig).

Saplama kaynağı esnasında yeterli kaynağın oluşması için optimum miktarda arkın oluşması gerekmektedir. Gereken ark oluşumu için ise yeteri miktarda mesafe, akı yolu ve akım (A) ile gerilim (V) arasında bir ilişkinin kurulması gerekmektedir. Bu yöntemle kullanılan kaynak makineleri için ayarlanması gereken Amper ile Volt arasındaki oran şekil 4.3.'de gösterilmiştir.



Şekil 4.3 Saplama kaynak makinelerinde ayarlanması gereken gerilim ve akım oranı (miller2005).

Bu yöntemle kullanılan malzemelerin sayısı gün geçtikçe artmaktadır. Çelik, galvaniz kaplı çelik, paslanmaz çelik, alüminyum, pirinç vb. malzemeler saplama kaynağında kaynatılabilen materyallerden sadece bazılarıdır. Farklı geometrik şekillere sahip malzemelerin de bu yöntemle kaynağı mümkündür. Şekil 4.4.'de saplama kaynağında kullanılabilen bazı saplamalar gösterilmiştir.



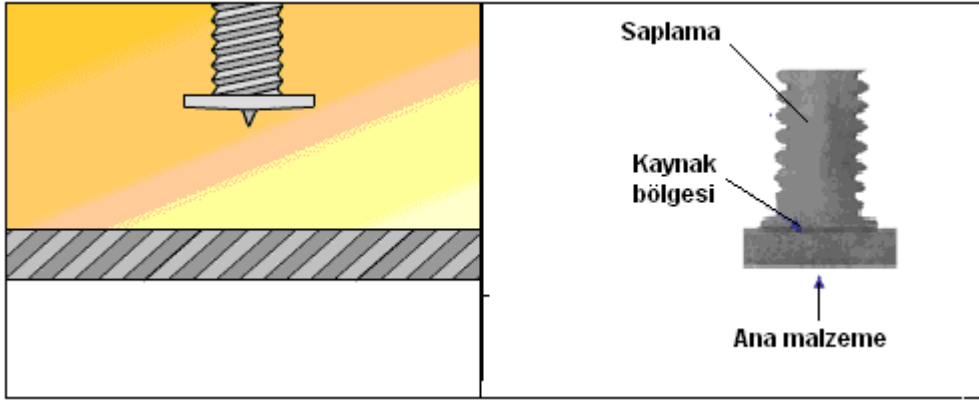
Şekil 4.4 Saplama kaynağında kaynatılabilen bazı materyaller (endüstriyel).

Genel olarak işlem farklılıklarından dolayı saplama kaynağını iki yönteme ayırabiliriz.

4.1 CD Saplama kaynağı (THE CD STUD WELDİNG)

Değişik boyutlardaki saplamalar kaynak yüzeyine mili saniyede kaynatılır. Kapasitör saplama boyutuna uygun enerji ile şarj edilir. Kapasitörün güç düğmesine bastığımızda, saplamanın ucu erir ve kaynak yüzeyine ms sürede kaynatılır. (hılbıg). Cd saplama kaynağı genellikle 0.5mm incelikteki malzemelerde bile kullanılabilir ve 0.01 saniye içinde gerçekleşir. Kaynağın bu denli kısa bir sürede geçmesinden dolayı kullanılan malzemeler üzerinde çok az miktarda bozulma, renk kaybı veya ısıdan dolayı oluşan yanma meydana gelir. Bu yöntem daha çok kritik öneme sahip hassas yerlerde kullanılır.

Temas ve boşluk; Yumuşak çelik, paslanmaz çelik ve alüminyum saplamalarda kullanılabilen bu yöntem iki temel teknik içermektedir. Kaynağın uygun şekilde gerçekleşmesi için saplama ucunda bir görüntüleyici (projeksiyon) veya damızlık gerektirmektedir. Ayarlanabilir damızlık ile ark oluşumu kaynak süresi kontrol altına alınmış olur. Şekil 4.5.'de CD saplama kaynağı işlemi şematik olarak gösterilmiştir.

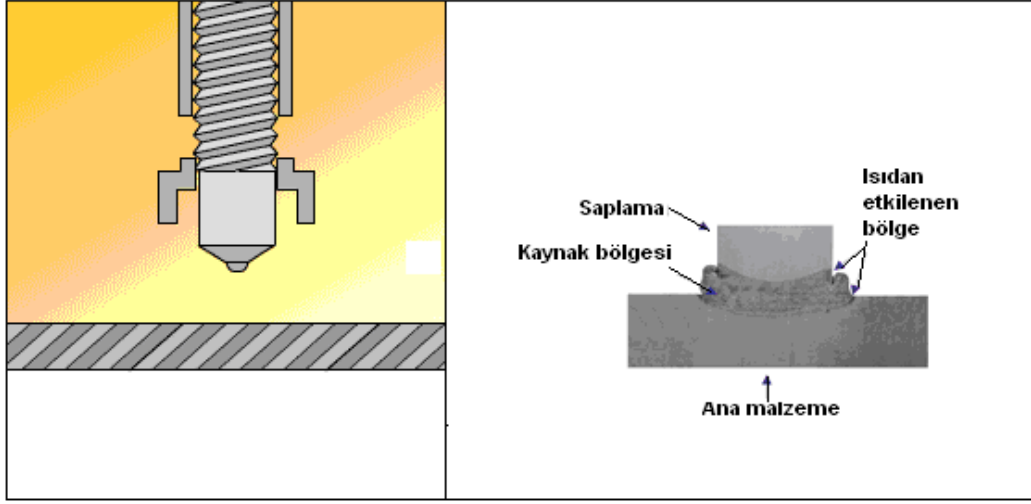


Şekil 4.5 CD Kaplama Kaynağı işlemi (imageindustries).

4.2 DA Saplama Kaynağı (THE DRAWN ARC STUD WELDİNG)

CD saplama yöntemine nispeten daha kalın parçalar için kullanılır. 1.2 mm den başlayan kalınlıklarda kullanılır. Kaynak süresi ortalama 0.06 saniyedir. Kullanılan vidaların damızlık mesafesi ve uç açısından dolayı daha uzun bir ark süresi mevcuttur.

Bu yöntemi diğer saplama kaynağı yöntemlerinden ayıran en önemli özelliği vidanın iş parçasına başka bir aparatla dengelenmeksizin kaynatılabilmesidir. Bu yöntem geniş bir uygulama yelpazesi içinde kullanılmaktadır. Maksimum kaynak nüfuziyeti ile son derece güvenilir bağlantılar sağlar ve bu yöntem hemen hemen her boyuttaki iş parçalarının hızlı ve güvenilir şekilde saplama kaynağı imkanı sağlar. Şekil 4.6.'da DA saplama kaynağı işlemi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.6 DA saplama kaynağı işlem prosesi (imageindustries).

4.3 Avantajları

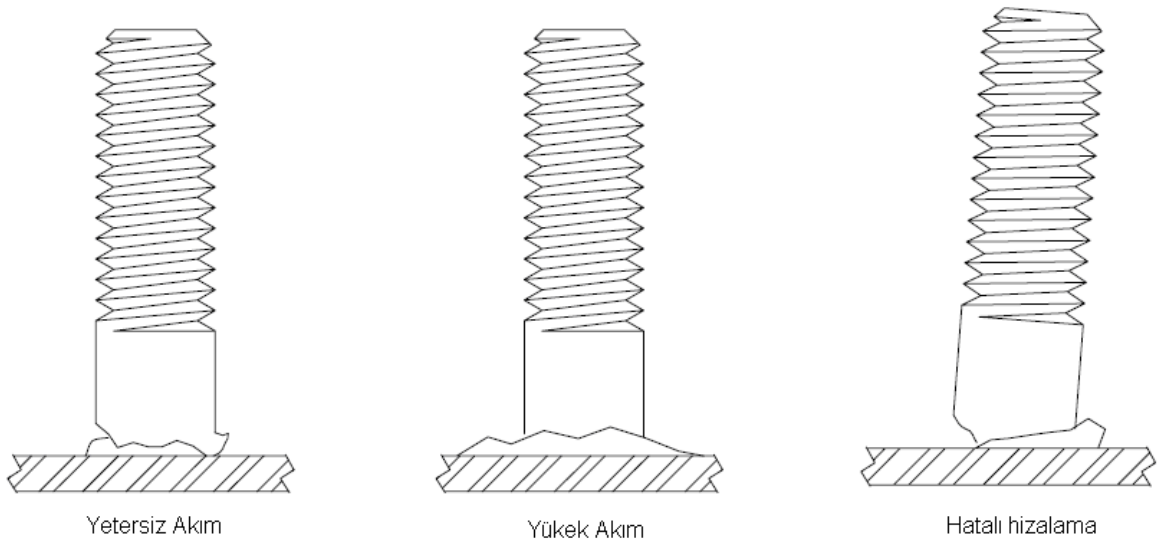
- Büyük miktarlarda ve farklı ölçülerde düşük maliyetli üretim.
- Yöntemin çok kolay kullanılması
- Kısa kaynak zamanı
- 0,1mm kalınlığındaki yüzeyde min etki
- Arka yüzeyde gözle görülemeyen kaynak izi
- Çeşitli kaynak malzemelerine uygunluğu
St,VA,MS,AL,Ti
- Statik ve dinamik stres altında güvenilir ve emniyetli olması.
- Çelik ve betonun kaynak saplaması ile birbirine bağlanması, bunların birbirinden ayrılmasını önler.
- Yüksek esneklik ve kompozit taşıyıcıların taşıma kapasitesindeki belirgin artış.
- Çeşitli yük yönleri için çelik parçaların betona kaynak saplaması ile birleştirilmesi ile meydana gelen kompozit taşıyıcıdaki çatlama riskini ortadan kaldırması.
- Tasarıma uygun olarak çelik parçaların beton içerisine önceden planlandığı şekilde yerleştirilmesi
- Saplama kaynak yöntemiyle yapılan kaynaklarda çelikte hiçbir deformasyon olmaması.
- Eğitimli operatörlerle çalışma nedeni ile yüksek vasıflı kaynakçılara gerek duyulmaması.

- Elektronik olarak kontrol ve takip edilen saplama kaynak makinesi ile standart kaynak kalitesinin elde edilebilmesi.
- Uluslararası yapı denetim ve güvenlik normlarına uygun olması. (köster & co 10/2007)

CD saplama kaynağı yöntemine kaynak parametrelerinde ince ayara olanak tanınması. Kaynak hatalarının minimuma indirilmesi. Malzeme çeşitliliğine imkan tanınması avantajlarının da ekleyebiliriz.

4.4 Karşılaşılabilecek Problemler

Genel olarak kaynak esnasında üç tip problemten bahsetmek mümkündür. Bu problemler şekil 4.7.'de gösterilmiştir. Yetersiz amper arkın yeteri şiddette olmasını sağlamayabilir. Bu durumda sağlıklı bir kaynak bölgesi ve sağlıklı bir birleşme söz konusu olabilir. Arkın çok yüksek olması ise gereğinden fazla kaynak havuzuna neden olabilir. Bu durumda ısıdan etkilenen bölge (ITAB) büyüyecektir. Bu durum malzemelerin yapısının; kullanım yerine göre estetiğin bozulmasına neden olup enerji sarfiyatını gereksiz yere artırmaktır. Kaynak sırasında karşılaşılabilen diğer bir problem ise vida açısının iyi ayarlanmamış olmasıdır. Belirlenen standart açılardan dışarıda yapılan kaynaklarda kaynak yüzeyinin değişmesi kaynak parametrelerini değiştirebilir ve sağlıklı bir kaynak elde edilmeyebilir.



Şekil 4.7 Saplama Kaynağında Karşılaşılabilecek Bazı Problemler (miller).

4.5 Kullanım Alanları

- Ağır kamyon dahil Otomotiv,
- İnşaat ekipmanları
- Çiftlik Ekipmanları
- Karayolu Ekipmanları
- Metal Mobilya
- Metal Ürünleri
- Endüstriyel
- Enerji Üretimi
- Jeneratörler
- Gemi yapımı
- Çim ve Bahçe Ekipmanları
- Elektrik / Elektronik Kutuları

5.DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışma; Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen demir alüminatların farklı parametrelerle saf demir ve alüminyum saplama vidaları kullanılarak saplama kaynağı yöntemiyle birleştirilmesini ve kaynak bölgesinin incelenmesini içermektedir. Deneysel çalışmalarda ilk olarak ele alınacak yöntem toz metalurjisi yöntemidir. Alüminyum ve demirin mekanik özellikleri göz önünde bulundurularak uygun yöntemle farklı oranlarda farklı numuneler oluşturacak şekilde tozlar bir araya getirilmiştir. Yine mekanik özellikler göz önünde bulundurularak tek eksinli sıkıştırma ile 450mpa'da preslenmiştir. Preslenmiş demiralüminatlar ergime sıcaklığı göz önünde bulundurularak ergime sıcaklığının 1/3'ü altındaki sinterleme sıcaklığında mikro dalga sinterleme ile sinterlenmiştir.

Sinterlenmiş numuneler farklı voltaj değerlerinde ve farklı kimyasal bileşime sahip saf demir ve alüminyum vidalarla Saplama kaynağı yöntemiyle birleştirilmiştir. Son olarak elektron mikroskobunda kaynak bölgeleri incelenmiş, değişken parametrelere (voltaj, saplama vidası cinsi, Al-Fe oranı) göre kıyaslaması yapılmış ve sonuçlar tartışılmıştır.

5.1 Toz Metalurjik Çalışmalar İçin Demir ve Alüminyumun Ağırlıklarının Hesaplanması

Öncelikle, kullanılacak tozların boyutlarının homojen bir dağılım göstermesi için elek analizi yapılmıştır. Çalışmalarda kullanılan Fe ve Al tozlarının boyutu 100 µm olarak tespit edilmiştir. Çalışmalarda kullanılacak iki tip numunelerin demir matrisli numunelerin toz metalurjisi yöntemiyle üretirken Alüminyumun takviye oranı birinci tip numunelerde %50 ikinci tip numunelerde % 26 olarak belirlenmiştir. Bu oranlar kimyasal yapıyı tayin etmektedir. Kullanılacak bütün demiralüminat birleşimi numunelerin ağırlıkları 3.000 gram olarak belirlenmiştir. Belirlenen atom oranları ile şekil 5.1.'deki formül kullanılarak tozların ağırlıkları tespit edilmektedir.

$$1 \times \frac{M\% \times Ma}{100}$$

Şekil 5.1 Tozların ağırlıklarını hesaplamada kullanılan formül (M; Elementin bileşimdeki % oranı, Ma; Elementin molekül ağırlığı).

Şekil 5.1’de ki formül kullanılarak 1 mol bileşik için Fe ve Al değerleri ayrı ayrı hesaplanmıştır. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda oranlama yapılarak 3 gr. numuneleri için toz ağırlıkları tespit edilmiştir. Bu formülle yapılan hesaplamalar sonucu elde edilen sonuçlara göre;

- 1- Atom sayısı oranınca %50Fe + %50Al numuneleri 3.000 gr. için Fe: 2.048 gram ve Al: 0.952 gram olarak belirlenmiştir.
- 2- Atom sayısı oranınca %74Fe + %26Al numuneleri 3.000 gr için Fe: 2.562 gram ve Al: 0.438 gram olarak belirlenmiştir.

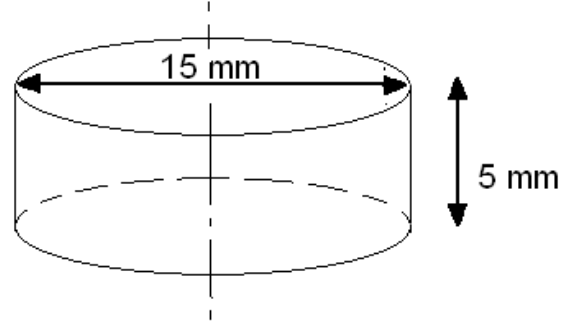
5.2 Tozların Karıştırılması ve Preslenmesi

Ağırlıkları belirlenen tozlar homojen dağılım sağlamak amacıyla karıştırılmışlardır. Karıştırma işlemi A.K.Ü. T.E.F. Metal atelyesinde bulunan toz karıştırma ünitesinde ortalama 60 devir/dk hızda 24 saat süre ile karıştırılmıştır. Karıştırma işleminden sonra presleme işlemine geçilmiştir. Kullanılan demir ve alüminyum tozu karışımları uygun kalıba yerleştirilerek yine A.K.Ü. T.E.F. Metal atelyesinde bulunan 200 bar presleme kapasiteli, tek düşey ekseninde hareket eden preste 450MPa basınç altında preslenmiştir. Kullanılan şekillendirme kalıbı şekil 5.2.’de gösterilmiştir.



Şekil 5.2 Şekillendirme kalıpları ve parçaları görülmektedir.

Preslendikten sonra elde edilen numunelerin şekil ve boyutları şekil 5.3.'da gösterilmiştir. Numunelerin preslemeden sonraki ortalama yüksekliği 5mm, çapı ise 15 mm.'dir



Şekil 5.3 Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin şekli ve boyutu.

5.3. Numunelerin Sinterlenmesi

Bu çalışmada sinterleme işlemi A.K.Ü T.E.F. Metal Atelyesinde bulunan CEM Phoenix marka mikro dalga fırın kullanılarak yapılmıştır. FeAl faz diyagramından katı-faz bölgesi dikkate alınarak katı faz sinterleme amaçlanmış ve sinterleme 550 °C de 5 saat süre zarfında gerçekleştirilmiştir. Fırın atmosferin numuneyle reaksiyon oluşturmasının önüne geçmek için fırın ortamına koruyucu Argon gazı ilave edilmiştir. Numunelerin fırın yüzeyiyle reaksiyona girmesini engellemek için özel seramik bazlı tabakalar kullanılmıştır.

5.4. Numuneler İçin Gerçek Ağırlık Değerleri

Numunelerin ağırlıkları 0.001gr hassasiyete sahip hassas teraziyle ölçülmüştür. Çizelge 5.1.'de de görüldüğü gibi numunelerin ağırlıklarında preslemeden ve sinterlemeden sonra değişimler meydana gelmektedir. Bunun nedeni preslemede toz kaybı ve/veya sinterlemede meydana gelebilecek olan kimyasal reaksiyonlardır. Numuneler daha sonra saplama kaynağında kullanılacaktır. Saplama kaynağında kullanılan saplamanın sinterlenmiş numunelerde temas noktasında akım geçişinin daha iyi olması için yüzeyde maksimum temasın sağlanması gerekmektedir. Bundan dolayı sinterleme sonrası numunelerin kaynak yüzeyleri 400 nolu zımpara kullanılarak zımparalanmıştır.

Çizelge 5.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin gerçek ağırlık değerleri.

%50Fe-Al serisi			
Numune kodu	Presleme sonrası ağırlık (gr)	Sinterleme sonrası ağırlık (gr)	Zımparalama sonrası ağırlık (gr)
4F	2.996	2.994	2.978
5F	2.985	2.990	2.964
1A	2.994	3.001	2.972
2A	2.986	2.994	2.967
3A	2.988	2.994	2.954
%26Al-Fe			
1F	2.988	2.996	2.952
2F	2.984	2.990	2.952
3F	2.991	3.002	2.950
4F	2.984	2.996	2.946
5F	2.992	2.998	2.954
1A	2.507	2.521	2.473
2A	2.981	3.004	2.962
3A	2.987	2.998	2.953

5.5 Demir Alüminatların; Demir ve Alüminyum Vidalara Saplama Kaynağı Yöntemiyle Değişken Parametrelerle Birleştirilmesi.

Çizelge 5.1’de verilen numune kodunun ilk hanesi; bu numuneye uygulanacak olan saplama voltajını, ikinci hane ise saplama vida türünü temsil etmektedir. Fe vida için F, Al vida için A simgeleri kullanılmıştır.

Bu çalışmada birleştirme işleminde Gazi Üniversitesi T.E.F de bulunan Telwin Aluspotter 6100 serisi Saplama kaynak makinesi kullanılmıştır. Kaynak makinesinin teknik özellikleri çizelge 5.2.’de gösterilmiştir.

Çizelge 5.2 Telwin Aluspotter 6100 kaynak makinesi teknik özellikleri.

Şebeke Gerilimi	380 V
Derecelendirilmiş Güç	0,9 kW
Boştaki Çalışma Gerilimi	12 V
Kapasite	66000 mf
Kaynak Enerjisi	1500 jmax
Saplama Kaynak Kapasitesi	3-8 mm

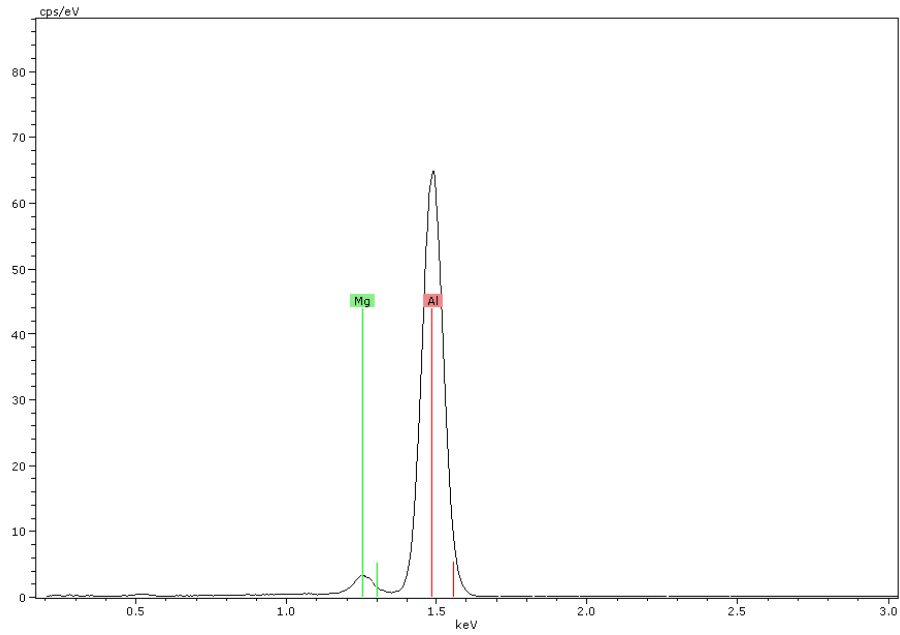
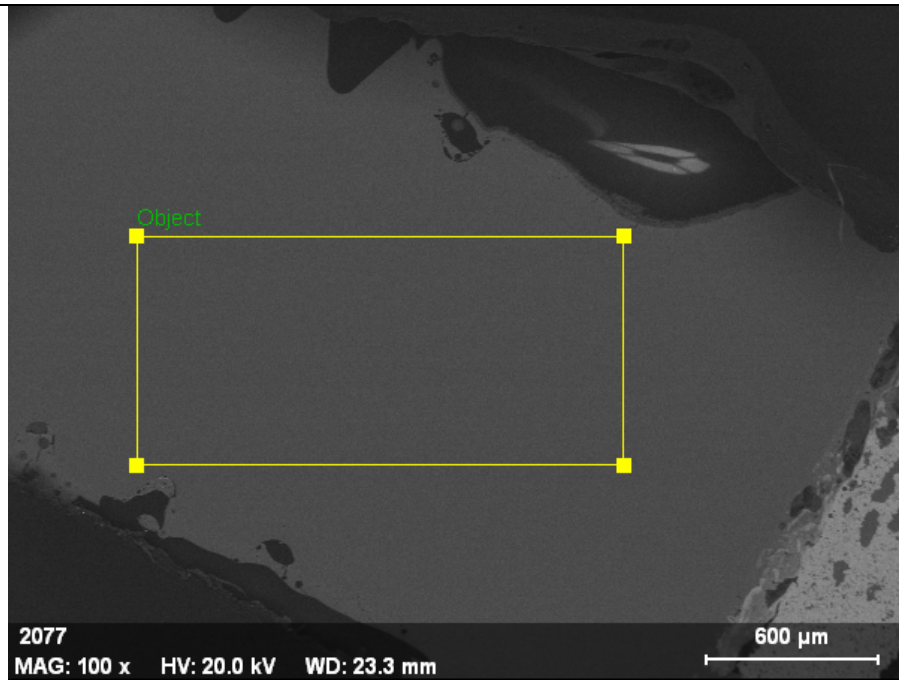
Önceden belirlenmiş olan numuneler alüminyum ve demir vidaları ile saplama kaynağı yöntemiyle birleştirilmiştir. Şekil 5.4. ve şekil 5.5.’de Alüminyum ve Demir vidalarının SEM de XRD analiz sonuçları gösterilmektedir.

Değişken parametreler göz önünde bulundurularak mantıksal karşılaştırma sağlanması amacıyla farklı serideki numuneler farklı vidalarla kaynaklanmıştır. Saplama kaynağında kullanılan gerilim değerleri ve işlem prosedürü çizelge 5.3’de görülmektedir

Çizelge 5.3 Saplama kaynağında kullanılan numune-Voltaj değerleri.

Voltaj (V)	Saplama türü Demir (Fe)		Saplama türü Alüminyum (Al)	
	Fe-26Al	Fe-50Al	Fe-26Al	Fe-50Al
100	X	---	X	X
120	X	---	X	X
130	X	---	X	X
140	X	X	----	----
150	X	X	----	----

Çizelge 5.3’deki tabloya göre belirlenen numuneler belirlenen voltajlarda istenilen vidalara saplama kaynağı yöntemiyle birleştirilmiştir.

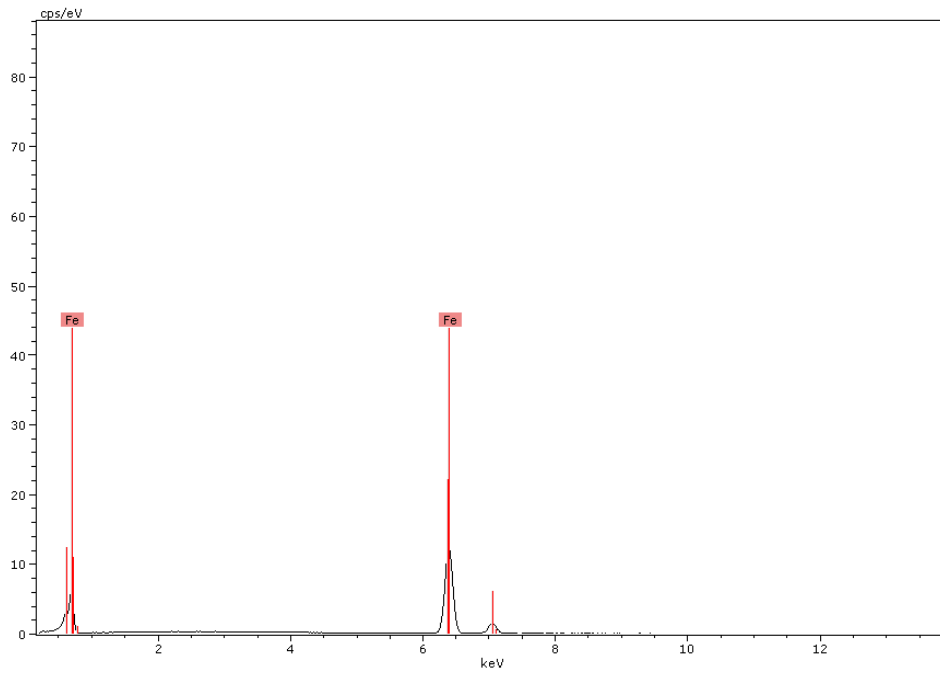
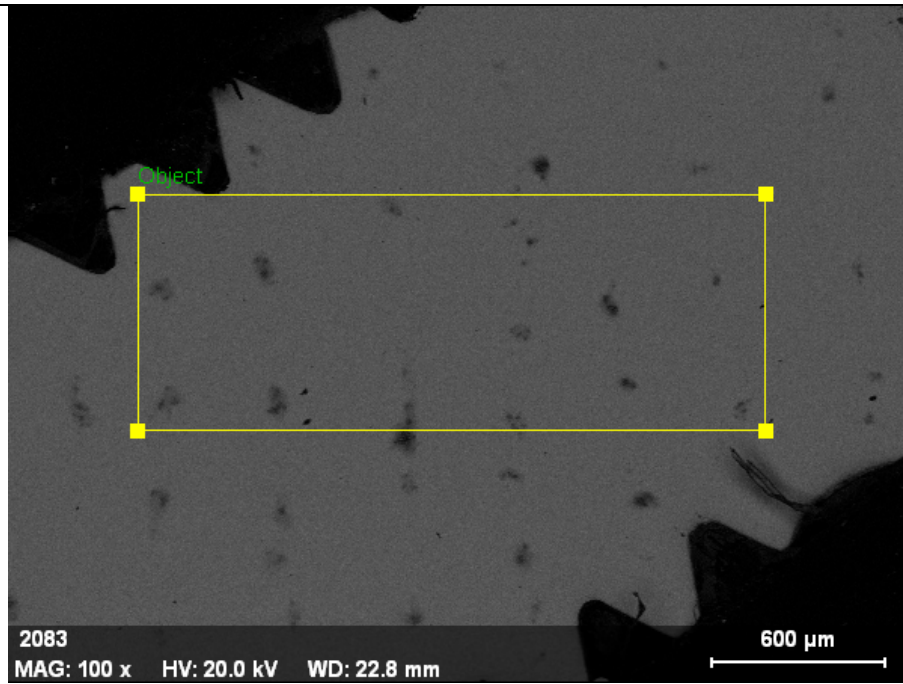


Element	Series	Net	unn. C	norm. C	Atom. C
		[wt.-%]	[wt.-%]	[at.-%]	

Magnesium	K series	19258	3.88	3.84	4.25
Aluminium	K series	400857	96.98	96.16	95.75

Total:		100.9 %			

Şekil 5.4 Saplama da Kullanılan Alüminyum Vida EDS analizi.



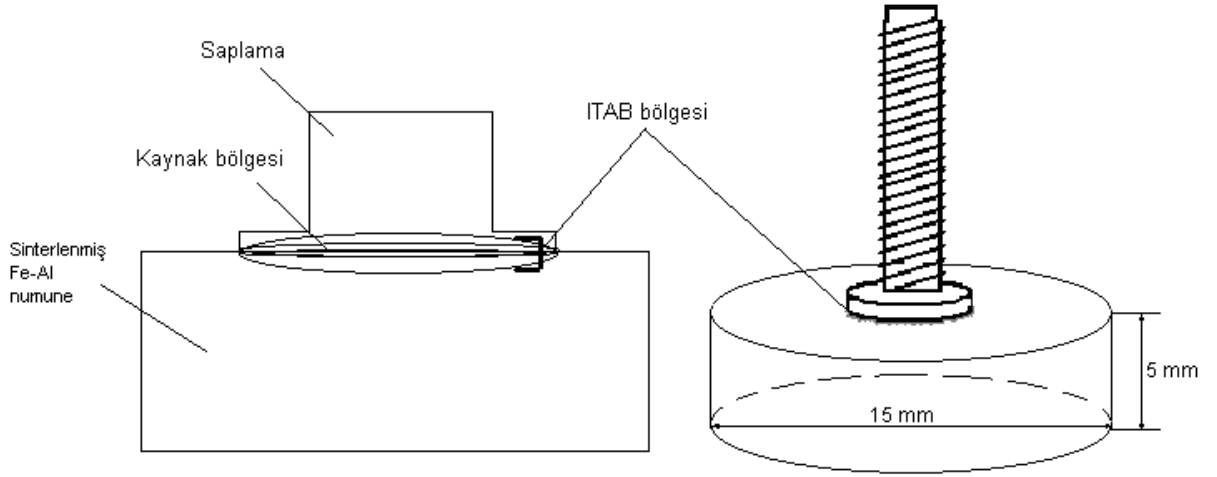
Element	Series	Net	unn. C	norm. C	Atom. C
		[wt.-%]	[wt.-%]	[at.-%]	

Iron	K series	130200	95.85	100.00	100.00
------	----------	--------	-------	--------	--------

Total: 95.9 %

Şekil 5.5 Saplama Kullarılan Demir Vida EDS analizi.

Kaynak işleminin sağlıklı olması ve kaynak bölgesinin doğru sonuçlar vermesi açısından vidalar numunelerin daire merkezlerine kaynatılmıştır. Kaynak işlemleri tamamlandıktan sonra numunelerin aldığı geometri şekil 5.6.'da Şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 5.6 Saplama Kaynağı Yapılmış Numunelerin Şematik Resmi.

Şekil 5.6 de de görüldüğü gibi bu yapıdaki numunelerin kaynak bölgesinden görüntü alınabilmesi için malzemenin kesitinin alınması gerekmektedir. Bu nedenle numunelerin tamamı numune kesme cihazında kesilmeden önce reçine içine alınıp 24 saat süre bekletilerek sertleştirilmiştir. Daha sonra numune kesme cihazında numunelerin kesidi alınmıştır. Kesidi alınan numuneler görüntüleme sistemlerinde görüntü alınabilmesi için 200 Grid'den başlayarak 1200 Grid'e kadar zımparalanmıştır. Bu işlemlerden sonra numunelerin kaynak bölgesi incelenmiştir.

5.6 Kaynak Bölgesinin İncelenmesi

Bu çalışmada yapılan incelemeler A.K.U Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan LEO 1430 VP SEM cihazında yapılmıştır. Çalışmada kullanılan numunelerin SEM'de XRD, EDX analizleri ve haritalandırmaları kaynak bölgeleri baz alınarak ayrı ayrı yapılmıştır. Elde edilen resimler SEM'in geri yansıyan elektronla görüntü alma özelliği kullanılarak elde edilmiştir.

Elde edilen dijital görüntülerin üzerindeki fiziksel parametreler; DigiContractor iphotomeasure ver. 3.0.1 ve Microsoft Corporation İmagetools ver.2.01 Alfa4 programları kullanılarak elde edilmiştir.

6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1 Fe Saplama kullanılarak Birleştirilmiş Numuneler.

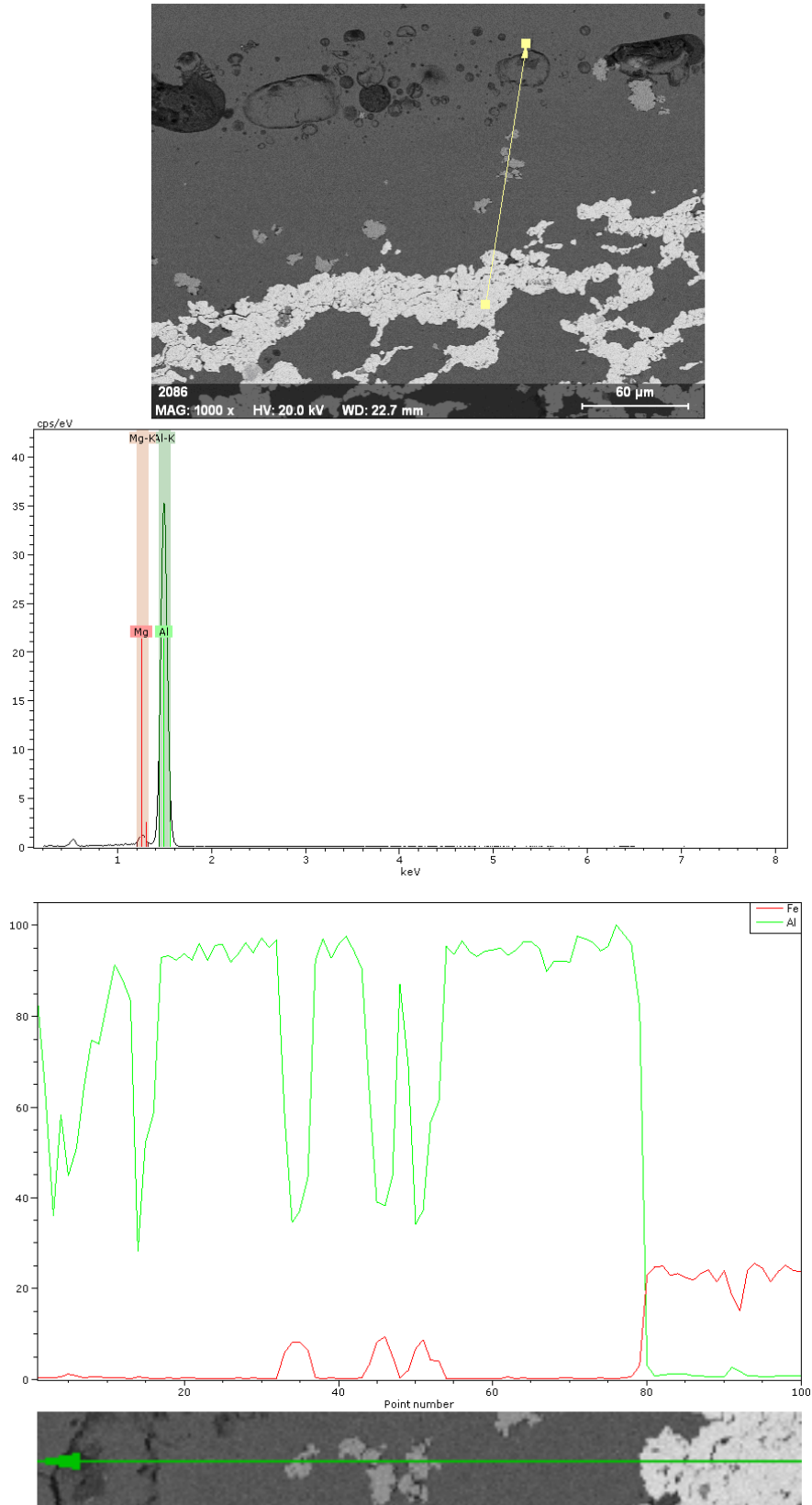
Aşağıda saplama kaynağıyla ; 100V, 120V, 130V, 140V, 150V’de birleştirilmiş demir (Fe) vida ve Fe-26Al ile Fe-50Al serisi alüminatların birleştirilmeden sonraki kaynak bölgesinin mikro yapısı ve EDX analizleri incelenmeye tabi tutulmuştur.

6.1.1 Fe-26Al Numunelerinin kaynak bölgesinin incelenmesi

Şekil 6.1’de %26 demir (Fe) %74 Alüminyum (Al) oranına sahip numuneye saf (%95.9) demir vida ile 100V’da yapılan saplama kaynağı sonucu kaynak bölgesi görülmektedir. Kaynak havuzu içerisinde boşluklar poroziteler görülmektedir. Şekil 6.1’de de görüldüğü gibi bu poroziteler çevresinde kimyasal birikimlerden kaynaklanan gerilimler neticesinde kaynak ısısının da etkisiyle mikro çatlaklar meydana gelmiştir.

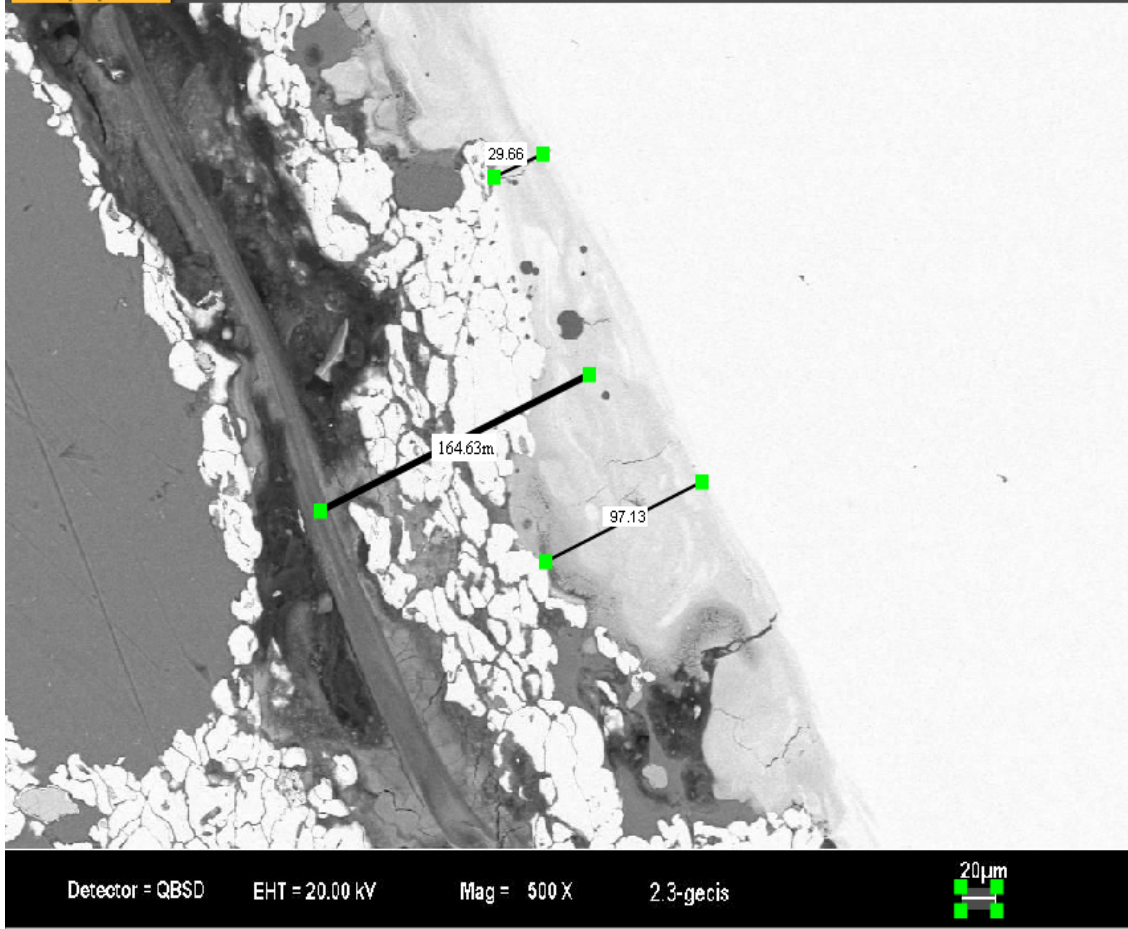


Şekil 6.1 Fe-26Al –Fe saplama kaynak arayüzeyi (100V)

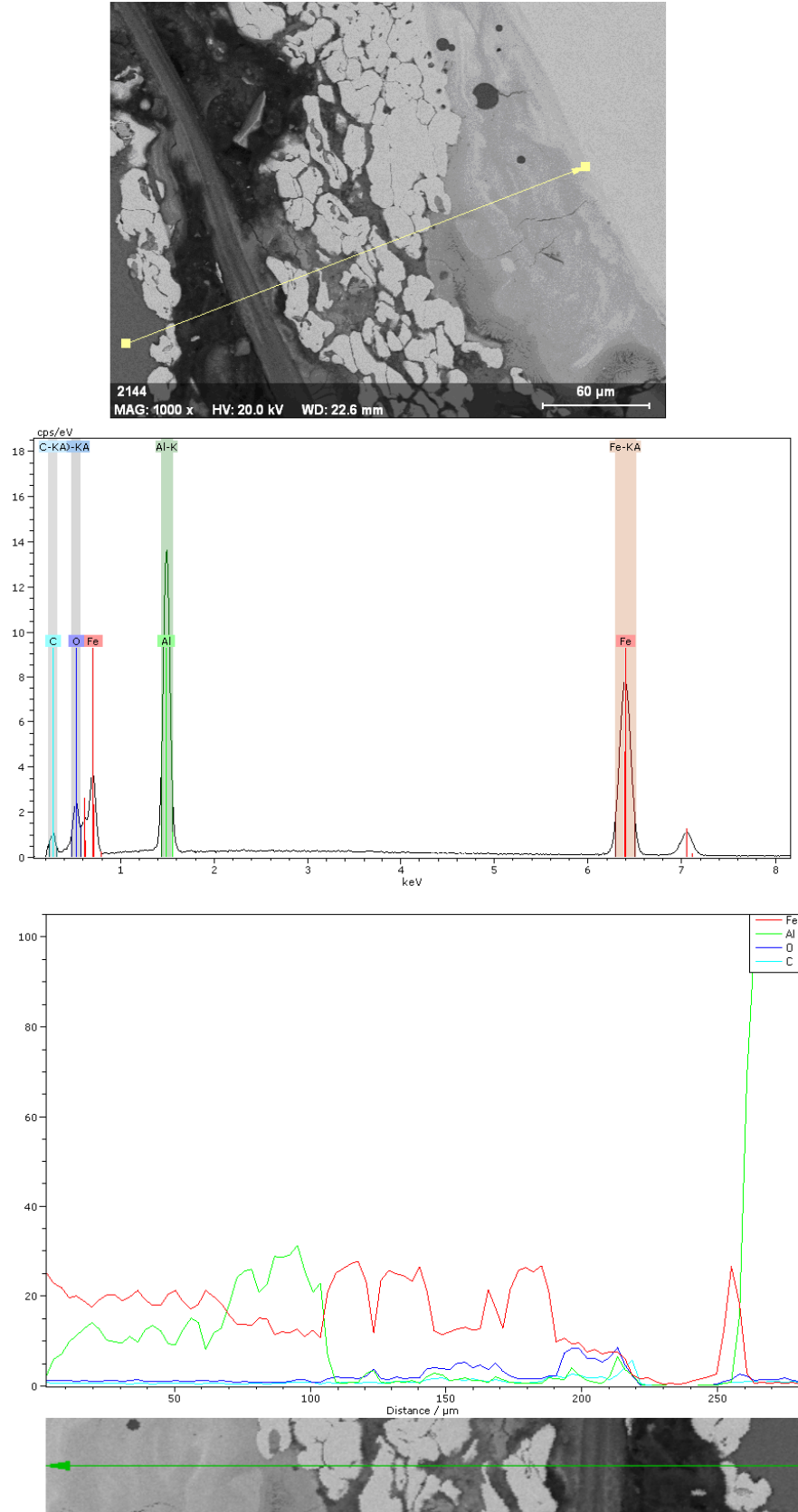


Şekil 6.2 Fe-26Al - Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (100V)

Fe-26Al numunesine ait kaynak bölgesi mikro yapı görüntüsü şekil 6.3’de gösterilmiştir. Fe-26Al numunesinde kaynak havuzu hizasında yer yer dalgalanmalar söz konusudur. Kaynak havuzuna nispeten paralel, ana malzeme içerisinde; kaynak havuzundan yaklaşık 164 μm uzaklıkta makro çatlak meydana gelmiştir. Şekil 6.4’deki grafikte de görüldüğü gibi bu çatlakta yüksek oranda oksijen (O) ve karbon (C) yığılması söz konusudur. Kaynak havuzu içinde ana malzeme-vidaya doğrultusunda mikro çatlaklar görülmektedir.

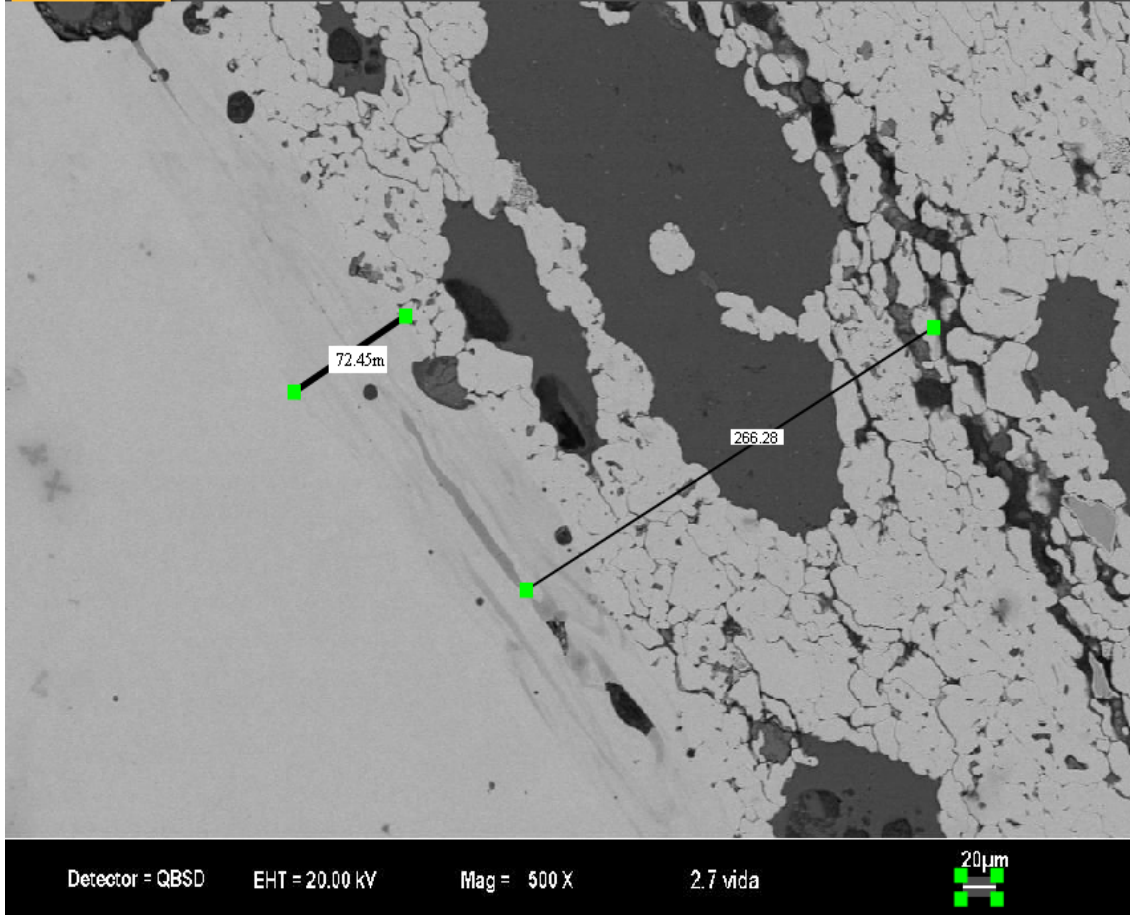


Şekil 6.3 Fe-26Al –Fe saplama arayüzeyi (120V)

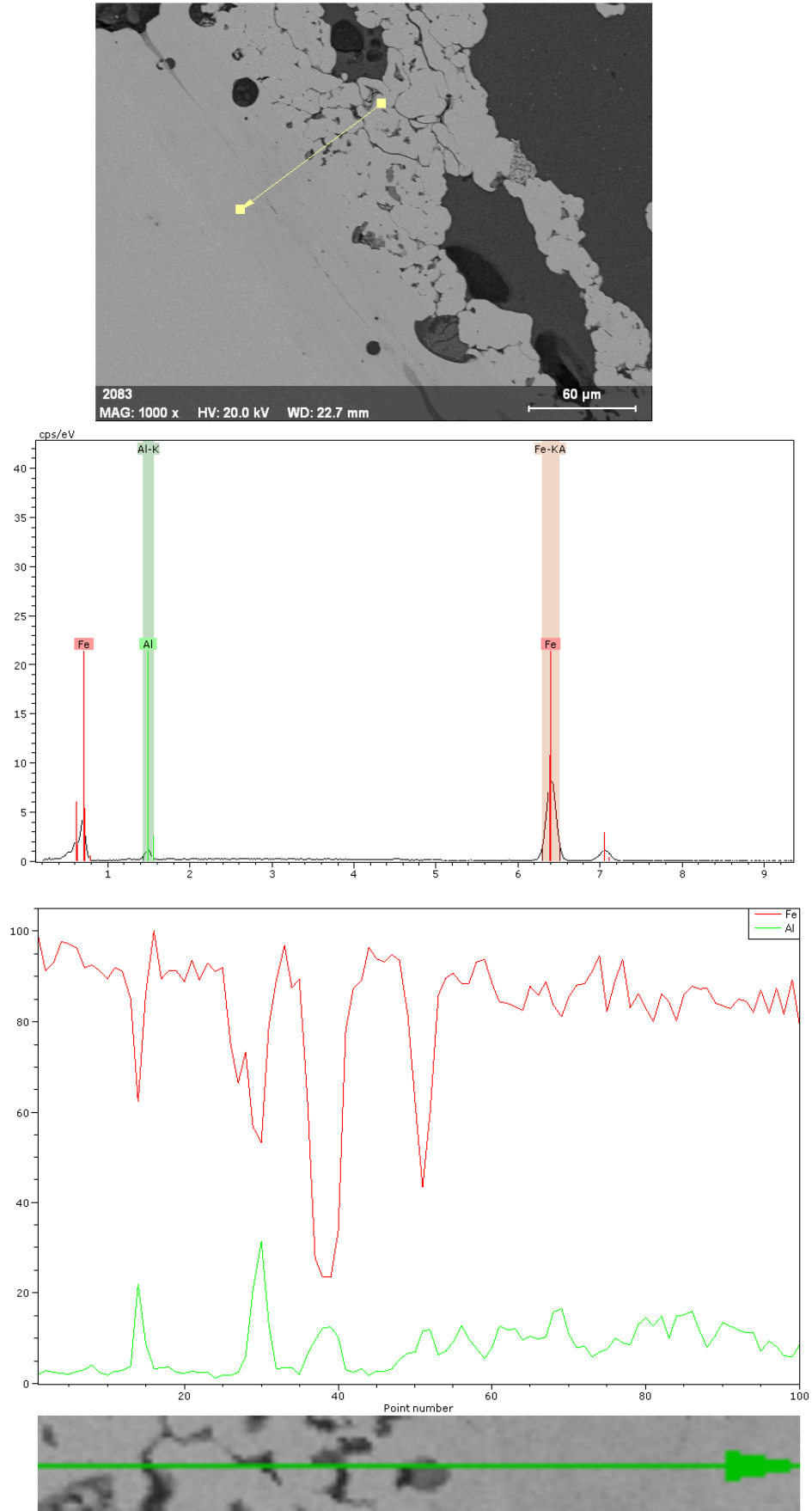


Şekil 6.4 Fe-26Al- Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (20kV)

Fe-26Al numunesinde; kaynak havuzu, amperin 10V artmasıyla nispeten kaynak havuzu daha kararlı hale gelmiştir ve ortalama kaynak havuzu derinliği 72 μm 'dir. Şekil 6.5' de de görüldüğü gibi 10V artışa kıyasla 100 μm daha derinde yani ortalama 260 μm derinlikte makro çatlak oluşumuna zemin hazırlayacak boşluklar, karbon oksijen gibi elementlerin dizilimleri söz konusudur.



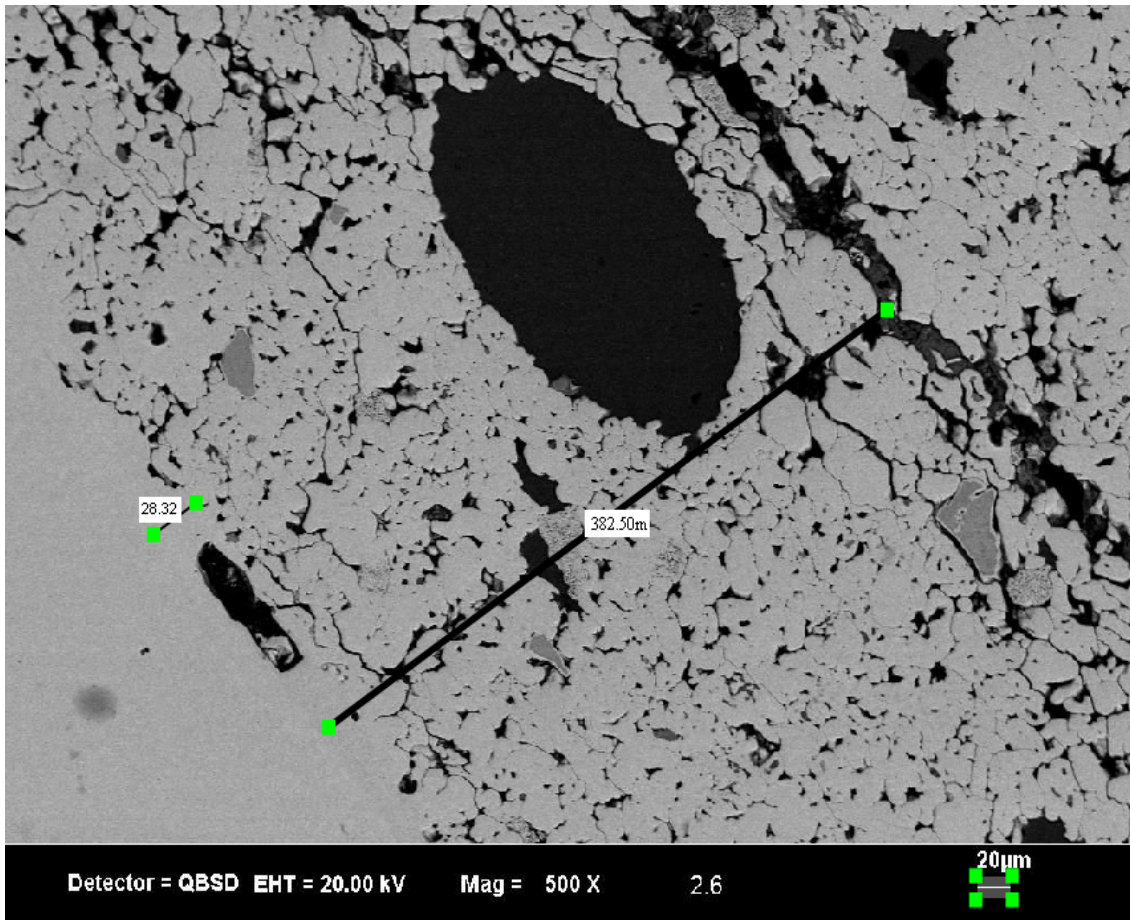
Şekil 6.5 Fe-26Al - Fe saplama kaynak arayüzeyi (130V)



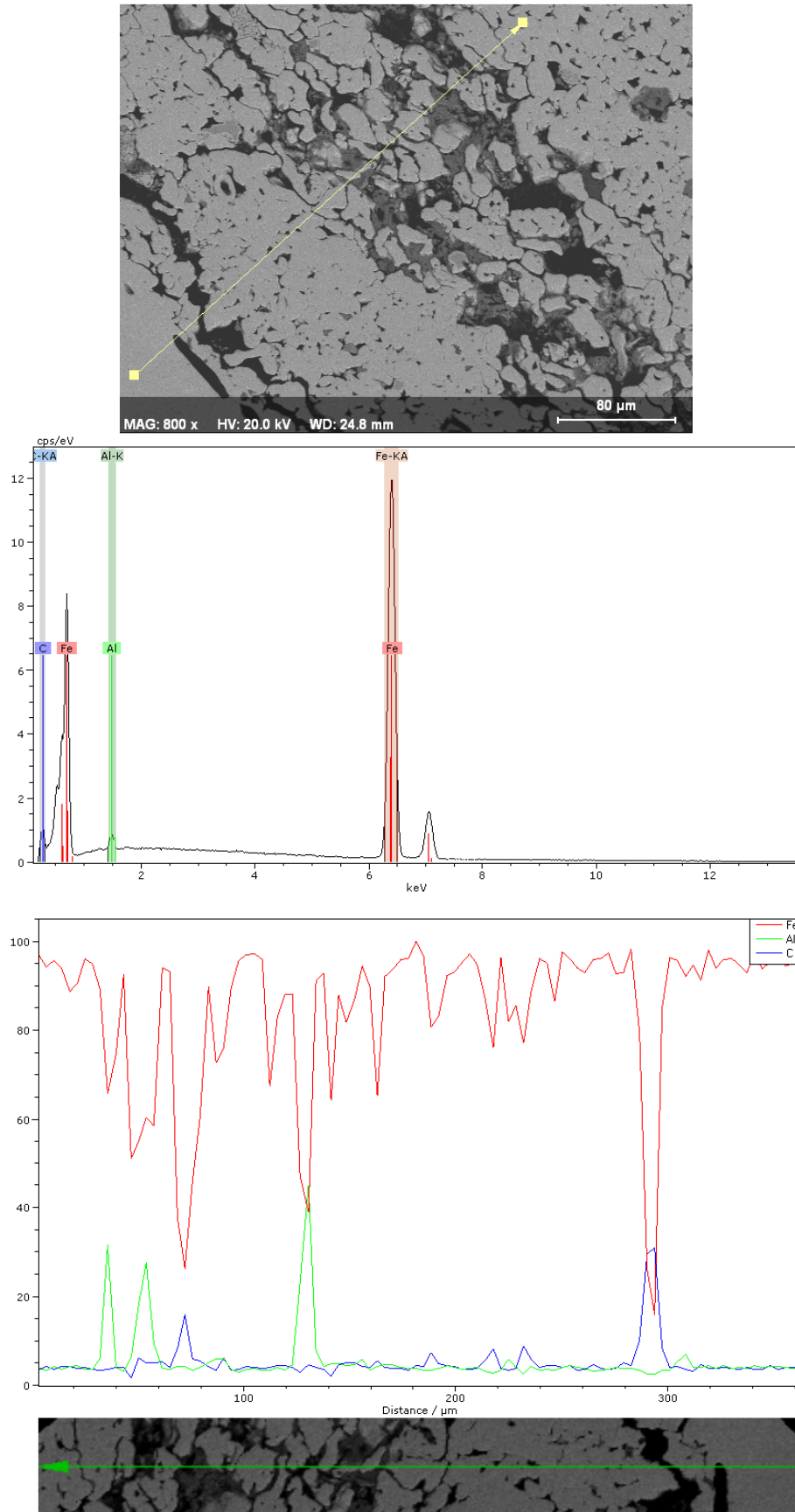
Şekil 6.6 Fe-26Al - Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (130V)

Fe-26Al numunesinde Gerilimin 10V daha arttırılıp 140V'de yapılan kaynak işlemi sonucu kaynak bölgesi şekil 6.7'de gösterilmektedir. Şekil 6.7'da da görüldüğü gibi kaynak havuzu 10V artışla nispeten daralmış ve derinliği ortalama 28 μ m boyuna inmiştir.

Kaynak Geriliminin 10V daha yükselmesiyle malzeme içerisinde; kaynak havuzuna nispeten paralel ve yine yaklaşık 120 μ m daha ertelenerek bu kez; kaynak havuzundan 380 μ m içeride makro çatlak meydana gelmiştir. Ana malzeme içerisinde Alüminyumun yer yer bir araya gelip küreselleştiği görülmektedir.

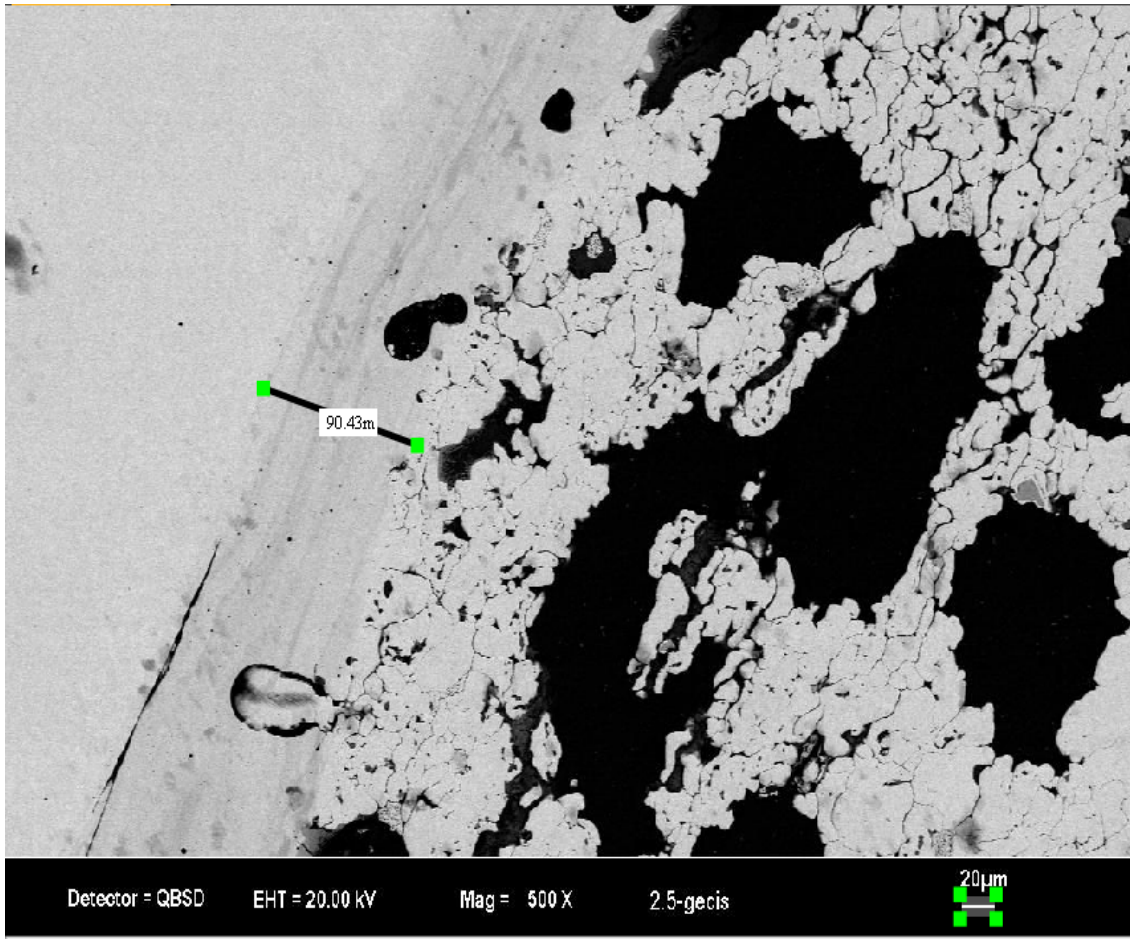


Şekil 6.7 Fe-26Al-Fe saplama kaynak ara yüzeyi (140V)

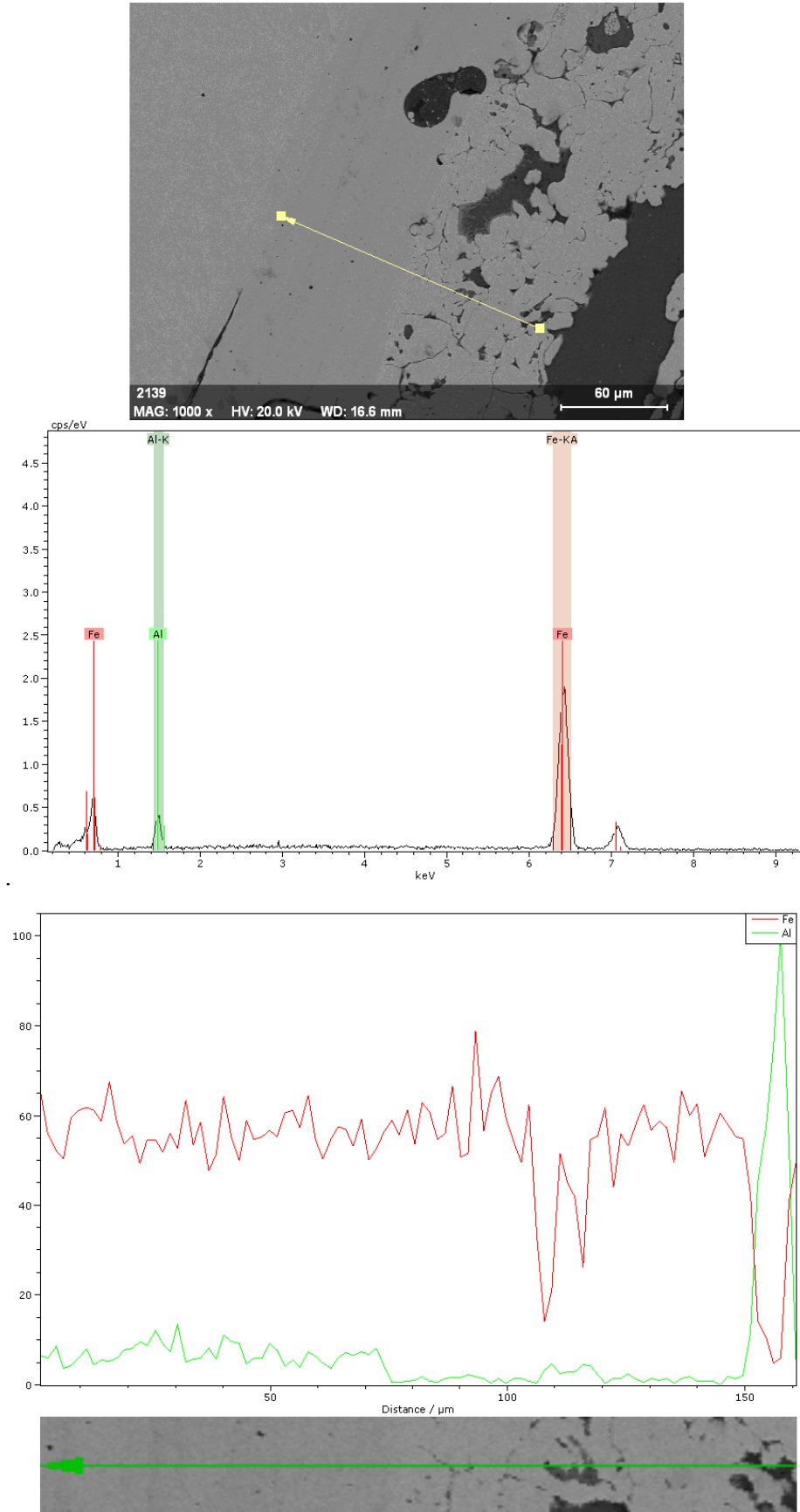


Şekil 6.8 Fe-26Al –Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (140V)

150V'de gerçekleştirilen Fe-26Al serisi numunede kaynak havuzu nispeten tekrar genişlemeye başlamış ve ortalama 90μm boylarına ulaşmıştır. Bu kez ana malzeme içindeki Alüminyum şekil 6.9'da da görüldüğü gibi toparlanma sürecinde nispeten ilerlemiş (bir araya gelmiş) ve yarı küresel bir düzen haline geçmiştir. Bu davranış Al tozlarının kaynak sırasında koagölasyonu için yeterince ısı girdisinin verildiğı ve kısmi olarak ergidiklerine işaret etmektedir. Ancak, tozlar arasında sıkışan havanın artan sıcaklıkla serbest kalması sonucu reaksiyona girmesi, reaksiyon bölgesindeki kimyasal dengeyi değıştirmiştir.



şekil 6.9 Fe-26Al-Fe saplama kaynak ara yüzeyi (150V)



Şekil 6.10 Fe-26Al-Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (150V)

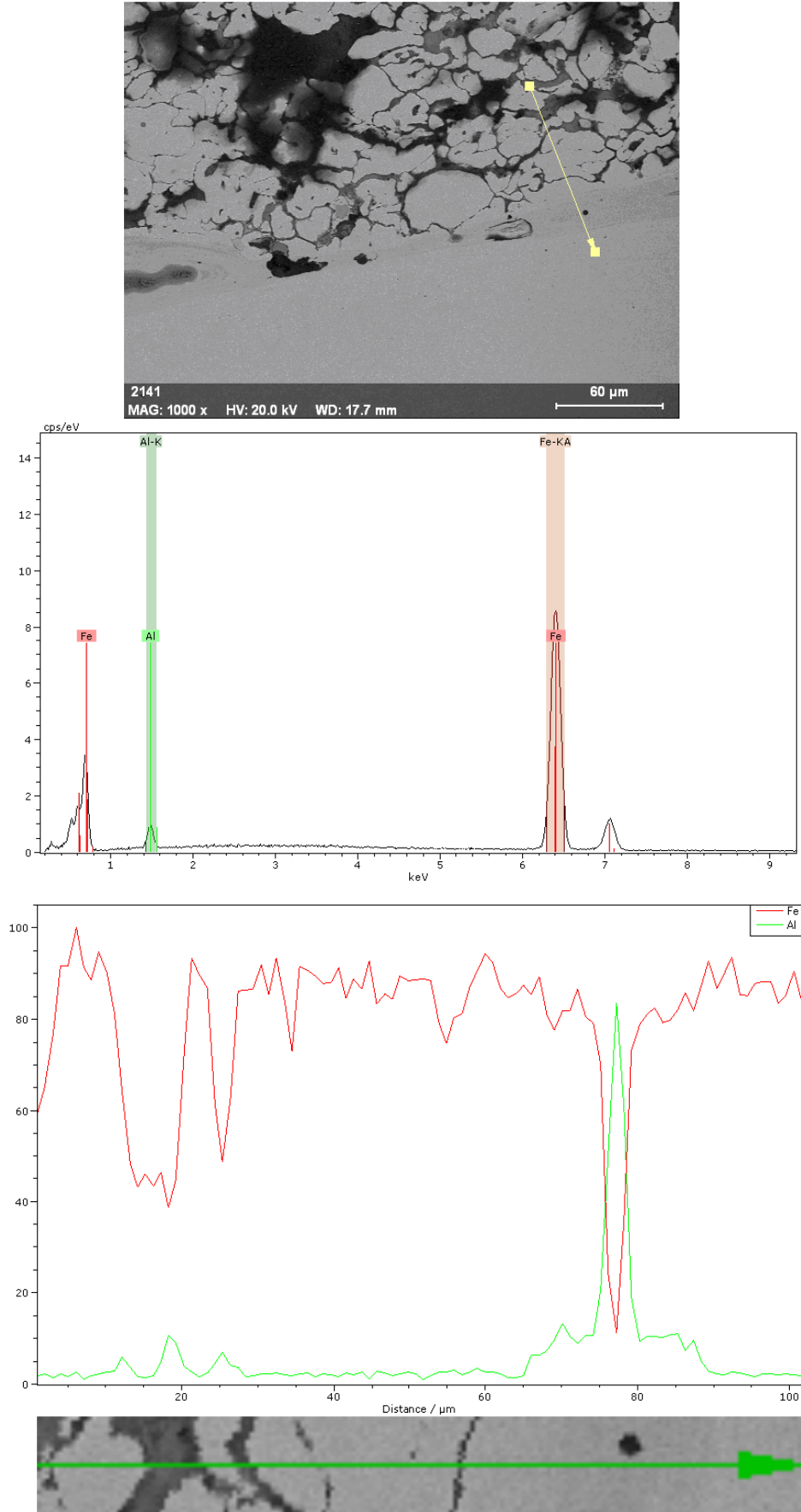
6.1.2 Fe-50Al Numunelerin kaynak bölgesinin incelenmesi

Aşağıda saplama kaynağıyla; 140V, 150V’de birleştirmiş demir (Fe) vida ve Fe-50Al alüminatların birleştirilmeden sonraki kaynak bölgesinin mikro yapısı ve EDX analizleri incelenmeye tabi tutulmuştur.

Fe-50Al serisi numunede şekil 6.11’de de görüldüğü gibi kaynak havuzunda ana malzeme-vida yönünde ki çatlakların yanı sıra kaynak havuzu içinde nispeten havuza paralel mikro çatlaklarda görülmektedir. Kaynak havuzu derinliğinde dalgalanmalar söz konusu olmakla beraber ortalama kaynak derinliği 66µm dir. Ana malzemenin kaynak havuzu sınırındaki bölgelerinde poroziteler ve boşluklar söz konusudur.



Şekil 6.11 Fe-50Al –Fe saplama kaynak ara yüzeyi (140V)

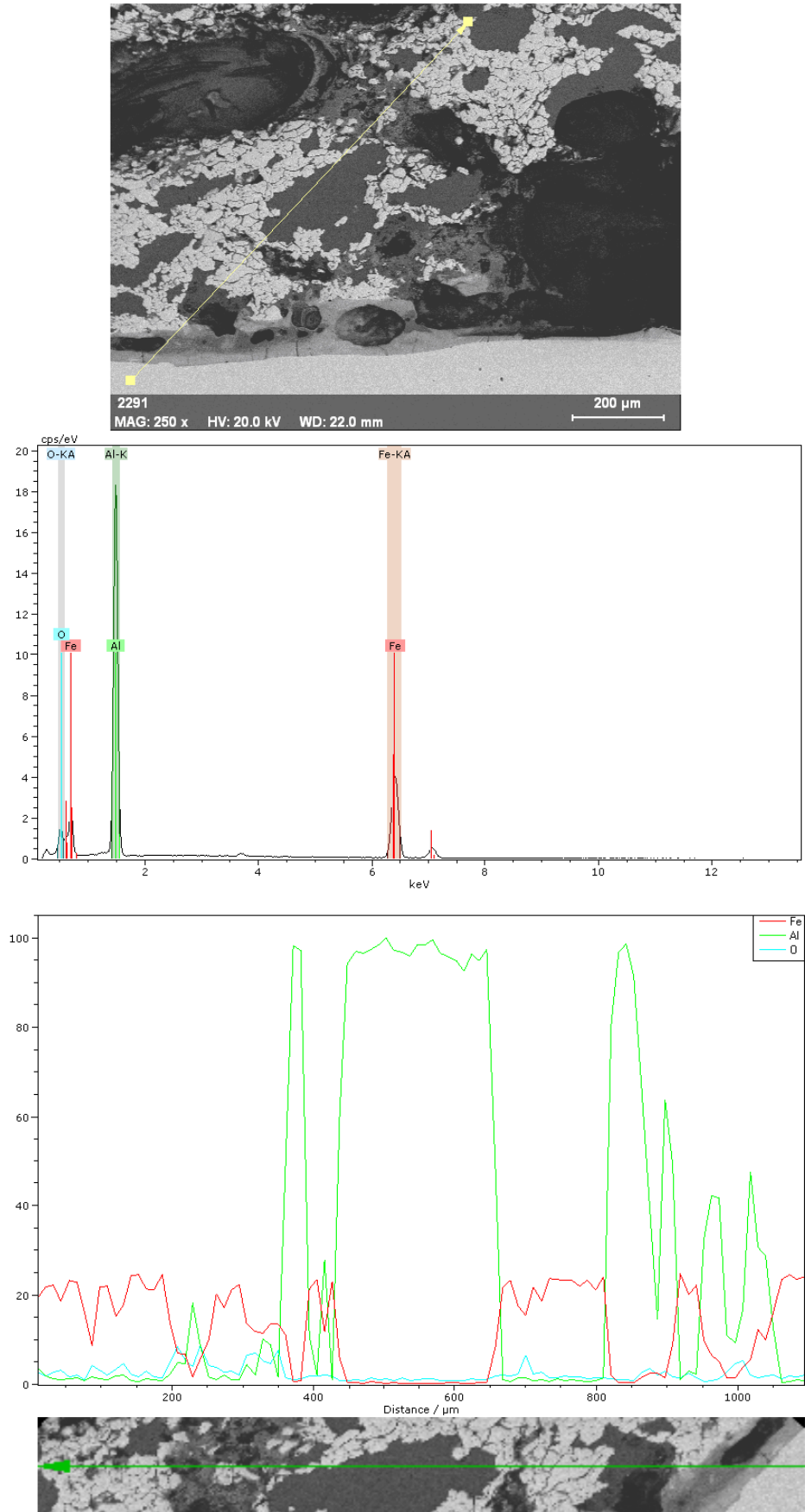


Şekil 6.12 Fe-50Al -Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (140V)

Fe-Al serisinde kaynak Gerilimi 10V aralıklarla arttırılmıştır. Bu artış neticesinde kaynak bölgesi-ana malzeme sınırında oluşan porozite ve boşluklar bir önceki numuneye kıyasla devasa büyüklüklere ulaşmışlardır. Şekil 6.13’de de görüldüğü gibi bu boşlukların boyutları bazı bölgelerde 547µm Boyutlarına kadar yükselmiştir. Bu hatalar sadece ana malzemede değil kaynak havuzu içerisinde de meydana gelmiş ve kaynak havuz derinliğinde düzensizliğe neden olmuştur.



Şekil 6.13 Fe-50Al - Fe saplama kaynak arayüzeyi (150V)

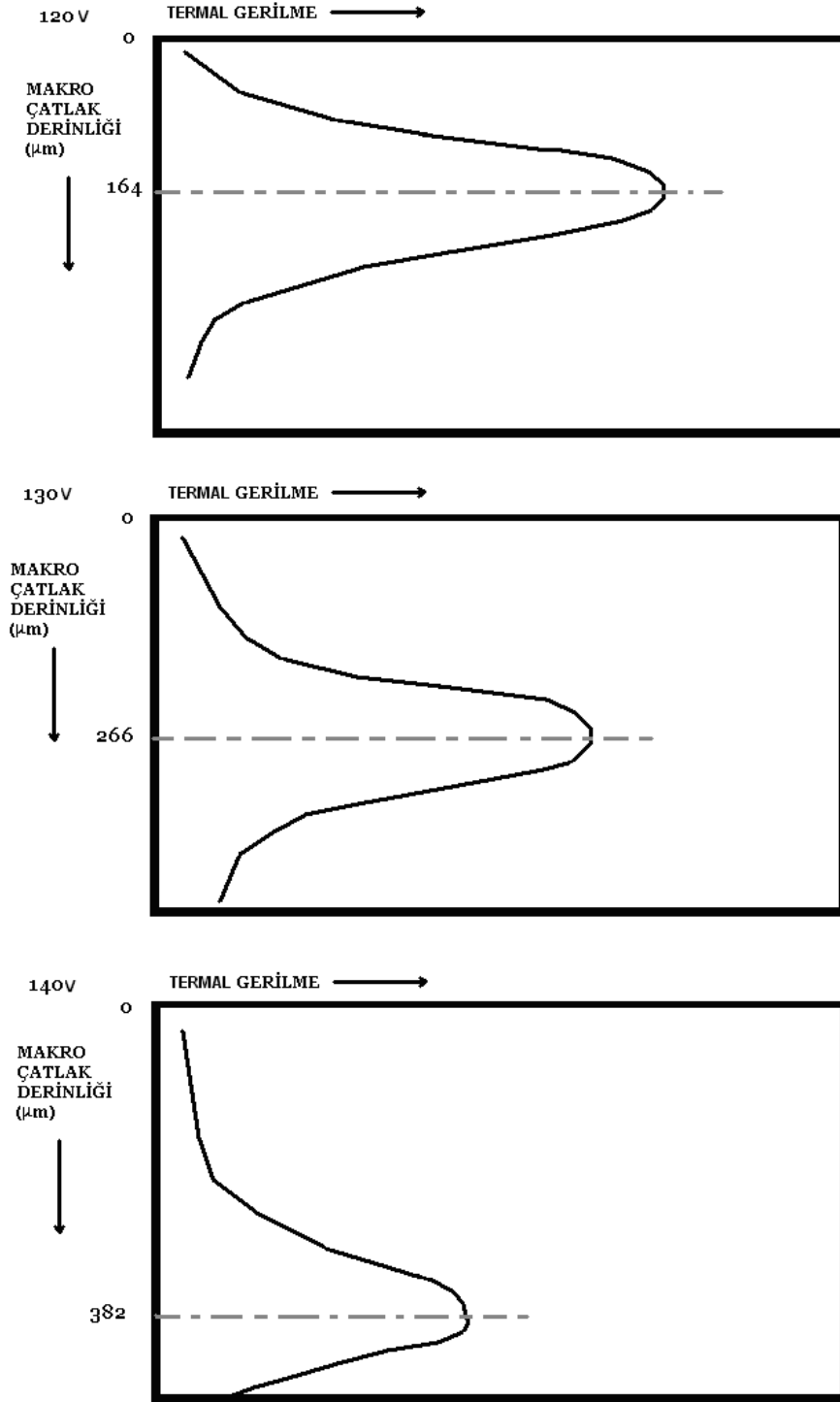


Şekil 6.14 Fe-50Al-Fe saplama kaynak ara bölgesinin analizi (150V)

6.1.3 Tartışma

Fe-26Al numunelerin Fe saplama vida ile birleştirilmesinde artan voltaj şiddetine bağlı olarak ana malzeme içinde makro çatlakların kaynak havuzundan olan mesafesi nispeten oranlı bir artış göstermiş ve bu mesafe değerleri 164-266-382µm olarak tespit edilmiştir

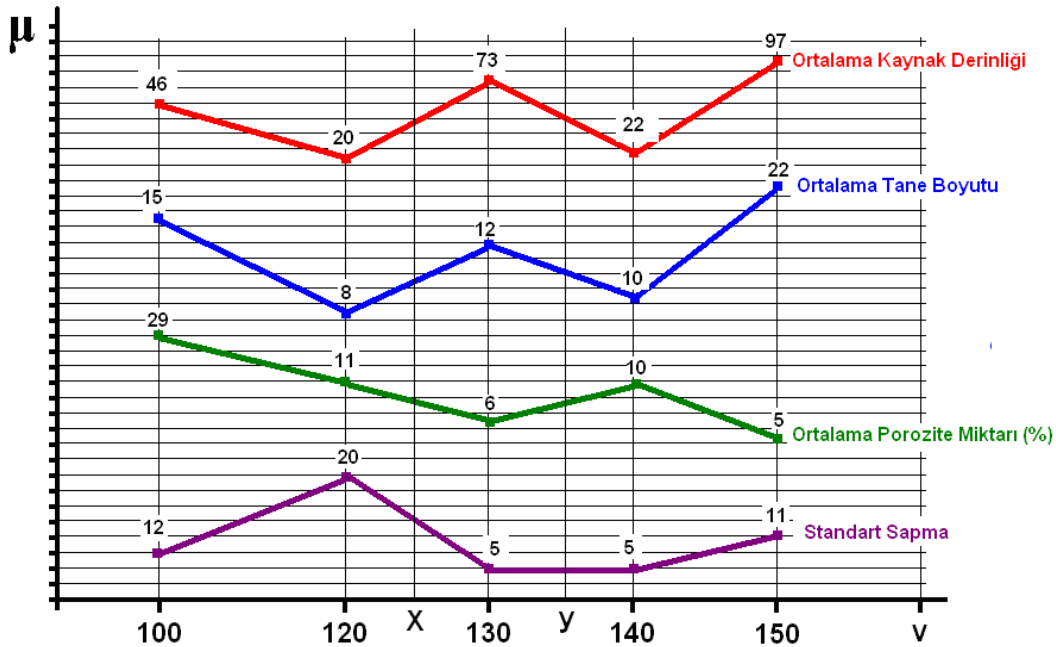
Al veya Al alaşımlarının termal genleşme katsayısı Demir alaşımlarının Termal genleşme katsayısından yüksek olduğu için Al nin kimyasal etkisi ile çatlak oluşumu teorisi geçerli değildir. Ancak Elastisite modülü ile beraber düşünüldüğünde oluşan termal gerilimlerin tolere edilmesi ve bu gerilimlere karşılık gelen deformasyonların Al vida ile yapılan kaynak bölgesinde kaynak oluşumunu zorlaştırmaktadır. Demir saplama ile yapılan kaynaklarda ise oluşan gerilimler yüksek elastisite modülüne sahip kaynak bölgesi tarafından uygun miktarda deformasyonla karşılaşması daha zordur ve bu durum kritik kırılma gerilimlerine daha kolay ulaşmayı sağlar (M. Ashby&David R.H.Jones 1988). Bütün demir esaslı kaynaklarda oluşan kaynak bölgesinin demirce daha zengin olduğu düşünüldüğünde bölgede alüminyum daha düşük miktarda kalır dolayısıyla kaynak bölgesinin bileşimi çatlağı tek başına açıklayamamakta en çok Elastisite ile Termal gerilimler dikkate alındığında çatlağın gerilimleri dikkatle açıklanabilmektedir.



Şekil 6.15 Fe-26Al numunelerde maksimum Termal Gerilme oranları

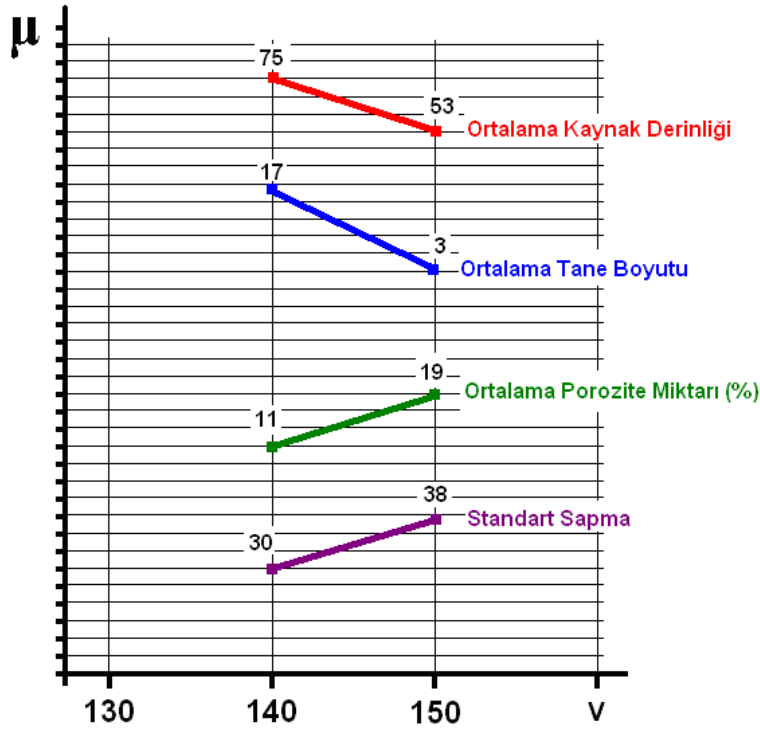
Termal iletkenlik değeri K 'nın küçük olduğu malzemelerde ısı tranferi gecikmektedir. Ayrıca deneysel çalışmalarda kullanılan numuneler partiküler (toz parçalı halinde) olduğu için tozların ısı iletimi zayıftır. Bu durum oluşan termal gerilme direncini azaltacak ve kırılmaya neden olacaktır.

Numune içinde çatlağın bulunduğu bölgeyi termal gerilmenin maksimum noktası olarak tespit edilmiştir. Şekil6.15’de Fe-26Al serisi numuneler için 120,130 ve 140V’de oluşan çatlağın mesafesi ile termal gerilme arasındaki ilişki gösterilmiştir. Fe-50Al serisi numunelerde Fe vida ile birleştirmelerde 140V’de kaynak bölgesinde ara yüzeye dik ve paralel çatlaklar bulunmaktadır. Gerilimin 10V arttırılmasıyla (150V) oluşan bu çatlaklar yerini; gerek kaynak bölgesinde gerekse ana malzeme içindeki porozite ve boşluklara bırakmıştır. Malzemeler üzerinde yapılan kaynak işlemi neticesinde Fe-50Al serisi (%50Fe, %50Al) numunelerde kaynak bölgesin mikro çatlak oluşumuna daha sık rastlanmaktadır. Dijital resimler üzerinde yapılan incelemeler sonucu kaynak bölgesine ait olan; ortalama kaynak derinliği, ortalama tane boyutu, ortalama porozite miktarı gibi bazı parametreler elde edilmiştir. Elde edilen bu parametreler ışığında Kaynak Gerilim-Parametre diyagramları elde edilmiştir. Bu diyagrama kaynak derinliği sayısal verileri göz önüne alınarak standart sapma değerleri yerleştirilmiştir. Standart sapma değerinin belirlenmesindeki amaç parametre verilerinin doğruluk paylarının göz önünde bulundurulması ve kaynak kusursuzluğunun bir yansımasını göstermesi açısından düşünülmüştür.



Şekil 6.16 Fe-26Al Numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri.

Şekil 6.16’da görüldüğü gibi 100 Voltan başlayarak Voltaj ve ısı değeri arttıkça kaynak derinliği ve porozite miktarında bir düşüş görülmektedir. 130V’de ise kaynak derinliği artmış ve porozite miktarı düşmüştür. 140V’de ise kaynak derinliği düşmüş ve porozite miktarı tekrar yükselmiştir. Isıya maruz kalan bölgenin değilde kaynak havuzu alanının genişliği ve porozite miktarının az olması X-Y bölgeleri arasında kalan bölgenin Fe vida kullanılan Fe-26Al serisi numuneler için ideal bölge olduğu söylenebilir. Standart sapmanın bu bölgede minimum olduğu bu kanıyı desteklemektedir. 150V’de standart sapmanın yükselmesi göz önünde bulundurulmak kaydı ile kaynak derinliğinin artması ve porozite miktarının tekrar düşüşe geçmesi göz önünde bulundurulmalıdır.



Şekil 6.17 Fe-50Al numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri.

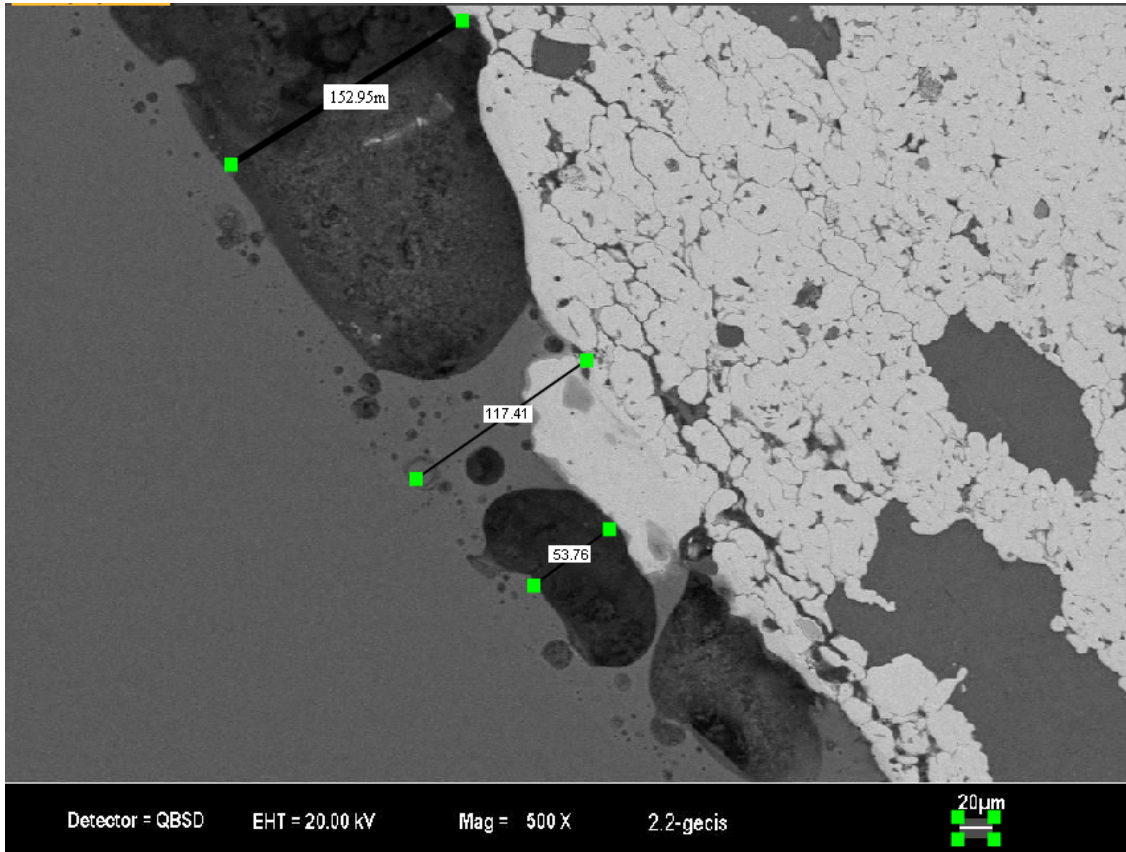
Fe vida kullanılan Fe-50Al serisi numunelerde nispeten Al oranı artmıştır. Bu değişiklikle beraber şekil 6.17’de de gösterildiği gibi; 140-150 Volt arasında; Fe-26Al serisi numunelerin tam tersine ortalama kaynak derinliği ve ortalama tane boyutu düşmüş, porozite miktarı yükselmiştir. Alüminyumun oksijene olan afinitesi yüksektir. Bu nedenle Al’nin artış gösterdiği durumlarda porozite miktarı yükselmektedir.

6.2 Al Saplama Kullanılarak Birleştirilmiş Numuneler

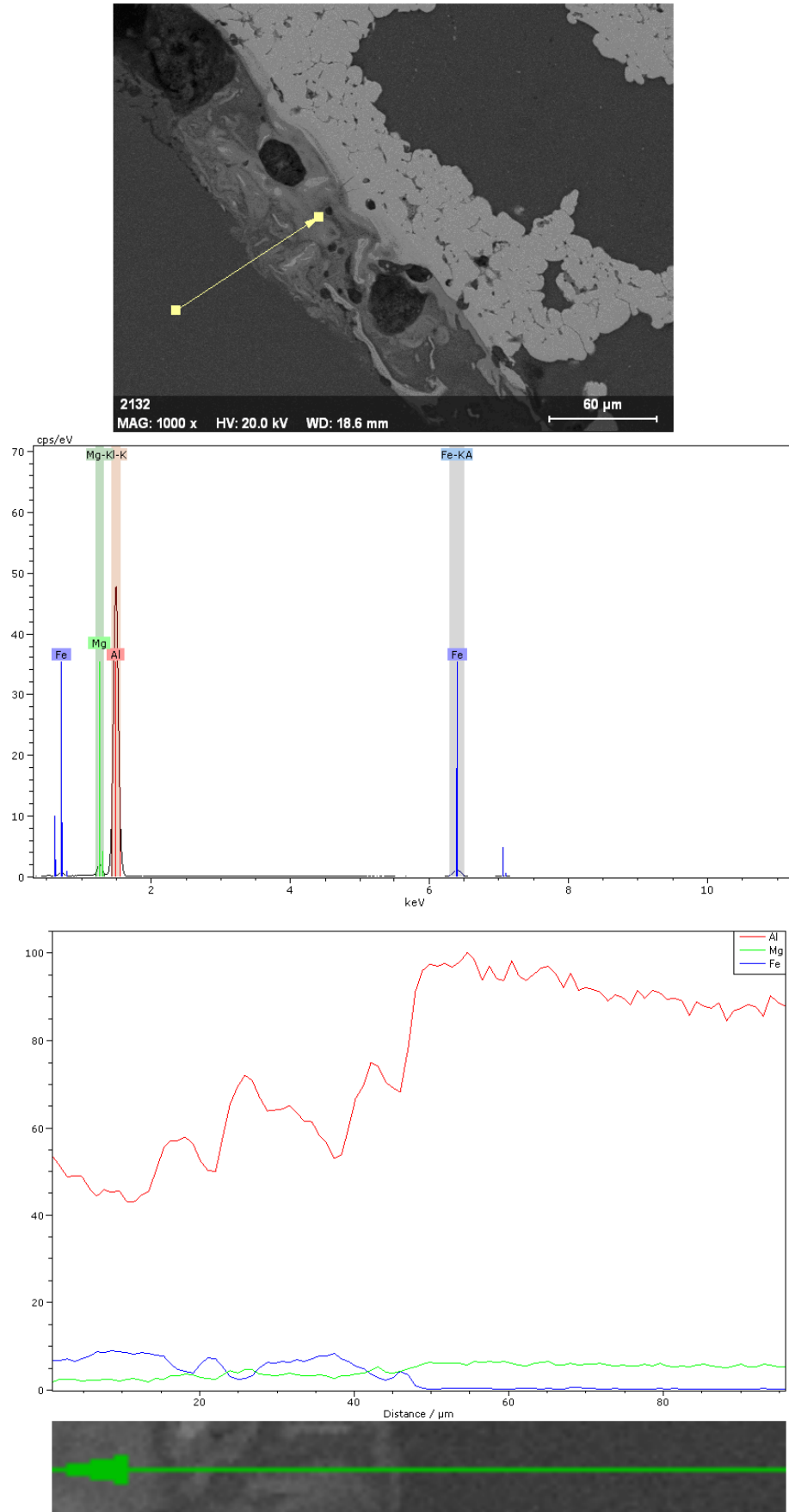
Aşağıda saplama kaynağıyla ; 100V, 120V,130V’de birleştirmiş Alüminyum (Al) vida ve Fe-26Al ve Fe-50Al serisi alüminatların birleştirilmeden sonraki kaynak bölgesinin mikro yapısı ve EDX analizleri incelenmeye tabi tutulmuştur

6.2.1 Fe-26Al Numunelerin Kaynak Bölgesinin İncelenmesi

Şekil 6.18 de 100V’de yapılan kaynak neticesi analiz sonucu görülmektedir. Kaynak havuzu içinde poroziteler ve boşluklar meydana gelmiştir. Bu C ve O tabanlı birikintilerin boyutları ortalama 53-152µm arası değişmektedir. Bu hataların oluşum sırasındaki dengesizlikten, kaynak havuzu etkilenmiş ve havuz derinliğinde düzensizlik baş göstermiştir.

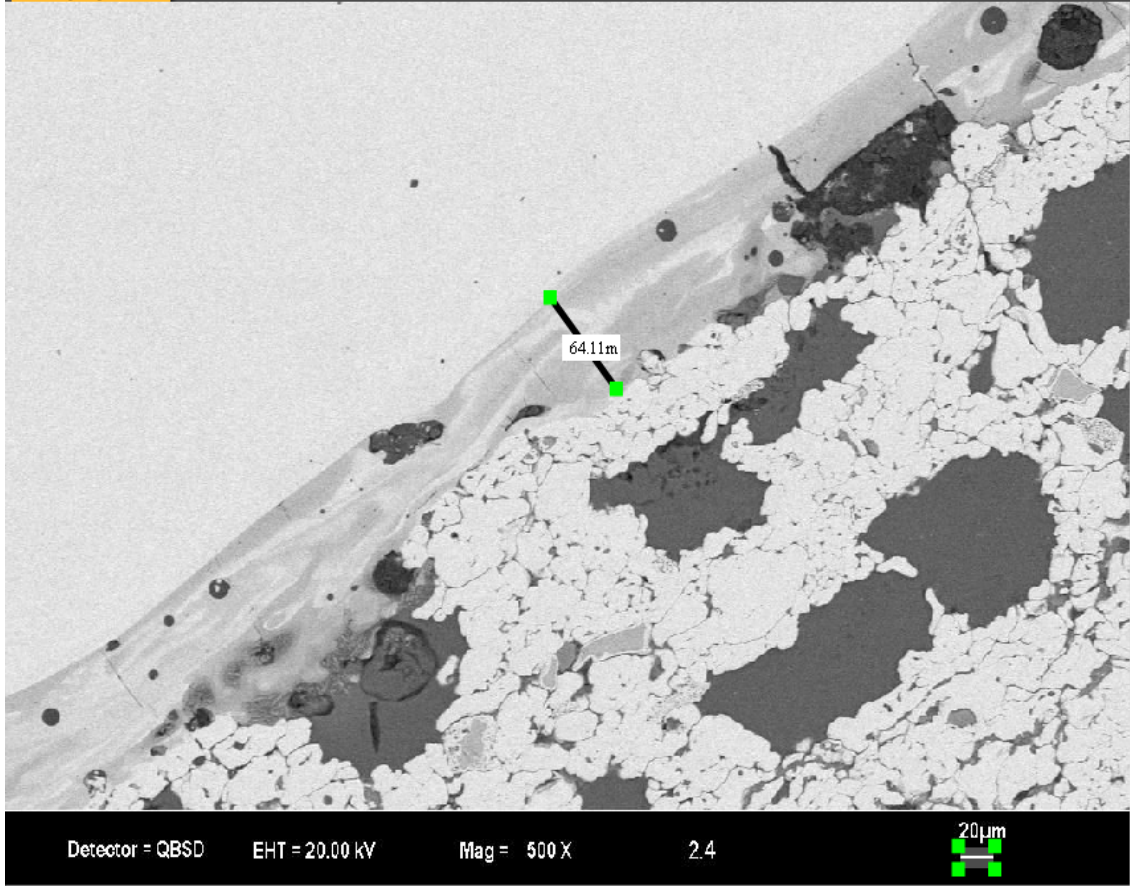


Şekil 6.18 Fe-26Al- Al saplama kaynak arayüzeyi (100V)

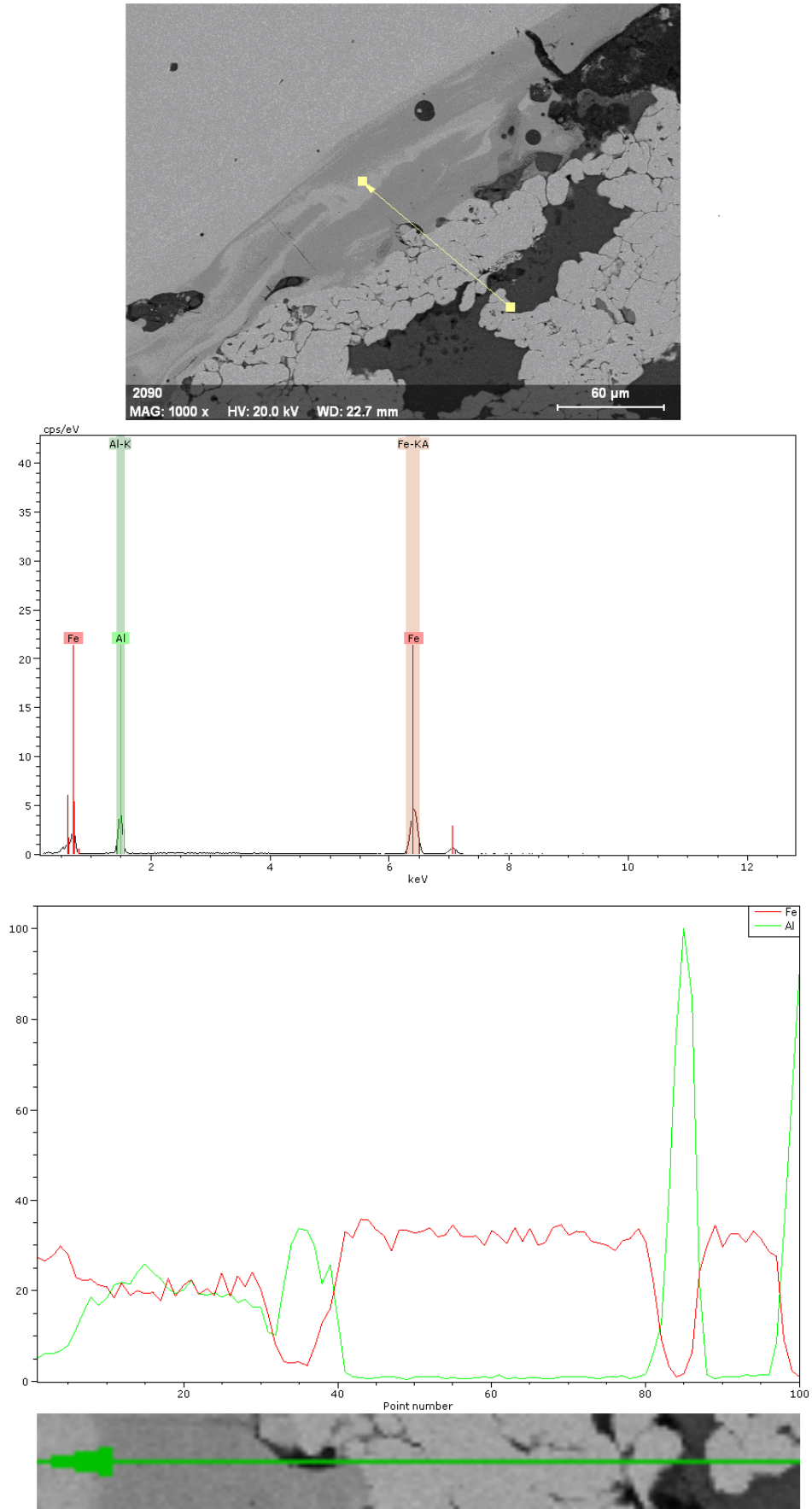


Şekil 6.19 Fe-26Al- Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (100V)

Fe-26Al serisi numunede Gerilimin 20V artmasıyla kaynak havuz derinliği nispeten stabilleşmiş ve ortalama 64µm derinliğine kavuşmuştur. Bu kez şekil 6.20’de de görüldüğü gibi kaynak havuzundaki mikro çatlakların oranı nispeten yükselmiştir. Ana malzeme üzerinde herhangi bir makro ve/veya mikro çatlakla rastlanmamıştır.

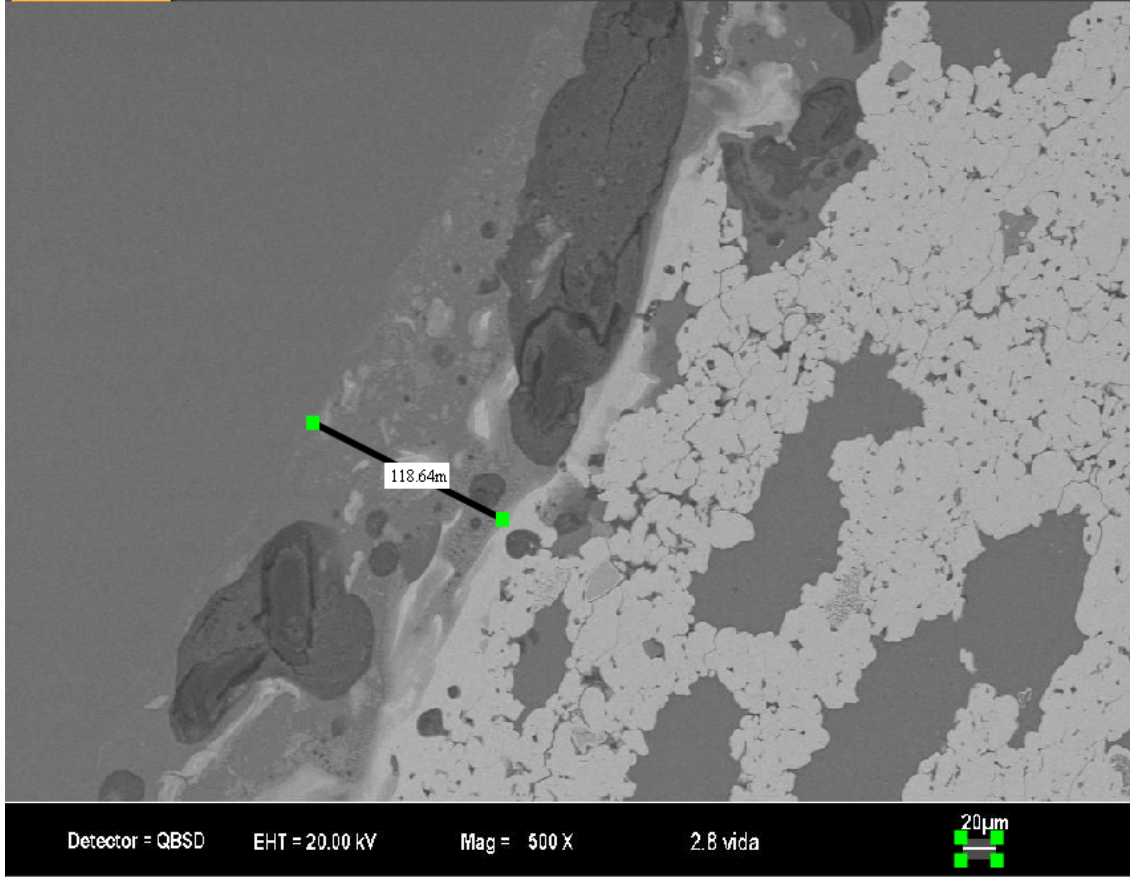


Şekil 6.20 Fe-26Al –Al saplama kaynak arayüzeyi (120V)

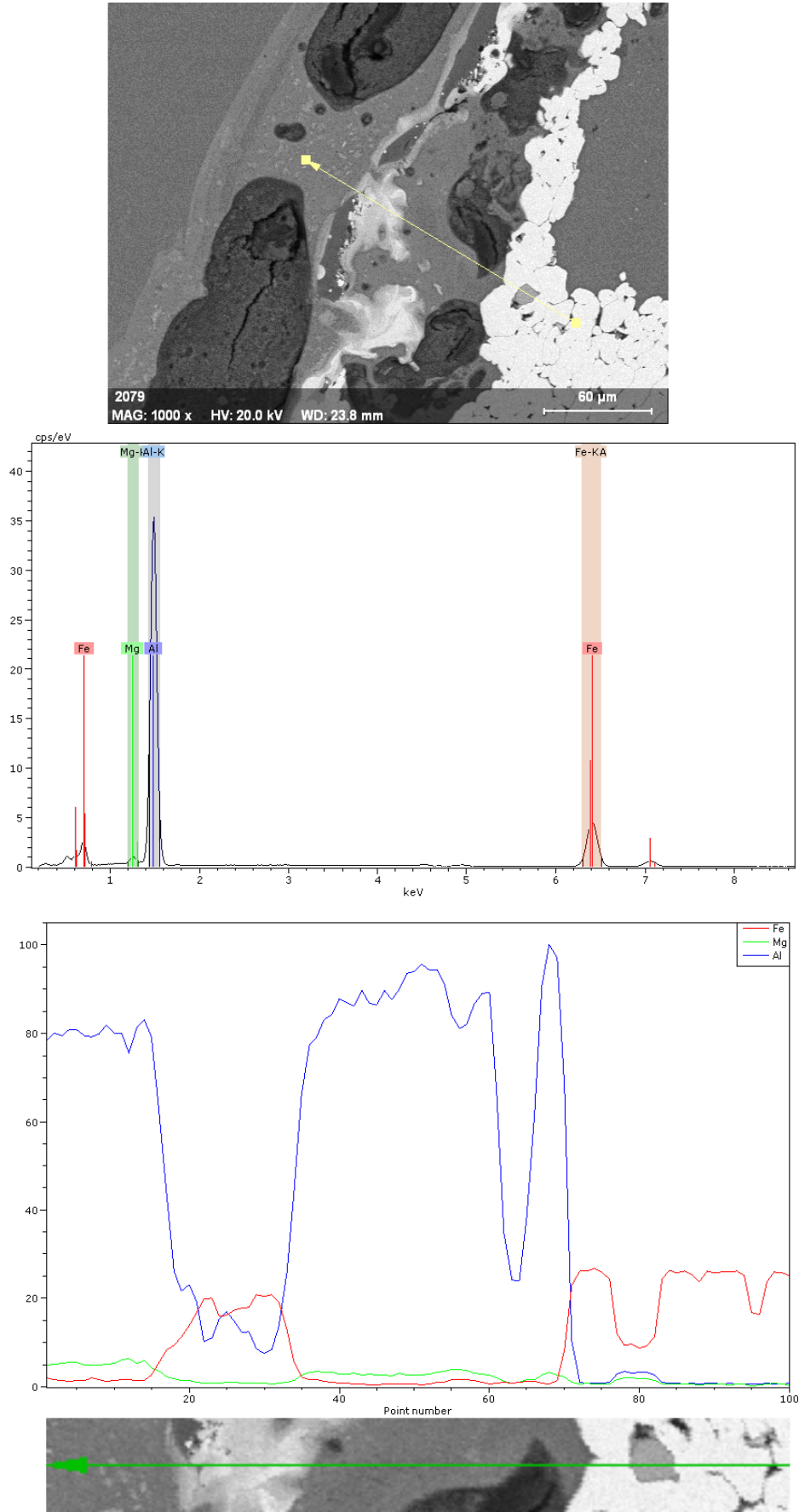


Şekil 6.21 Fe-26Al- Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (120V)

Fe-26Al serisinde kaynak geriliminindeki 10V artışın etkisiyle kaynak derinliğinde 50 μ m artışla ortalama 118 μ m ye kavuşmuştur. Şekil 6.22’da da görüldüğü gibi kaynak havuzu içinde poroziteler oluşmuş, bu poroziteler içinde çatlaklar meydana gelmiş fakat daha fazla ilerleyememiştir. Ana malzeme içinde her hangi bir bozulma söz konusu değildir.



Şekil 6.22 Fe-26Al –Al saplama kaynak arayüzeyi (130V)



Şekil 6.23 Fe-26Al -Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (130V)

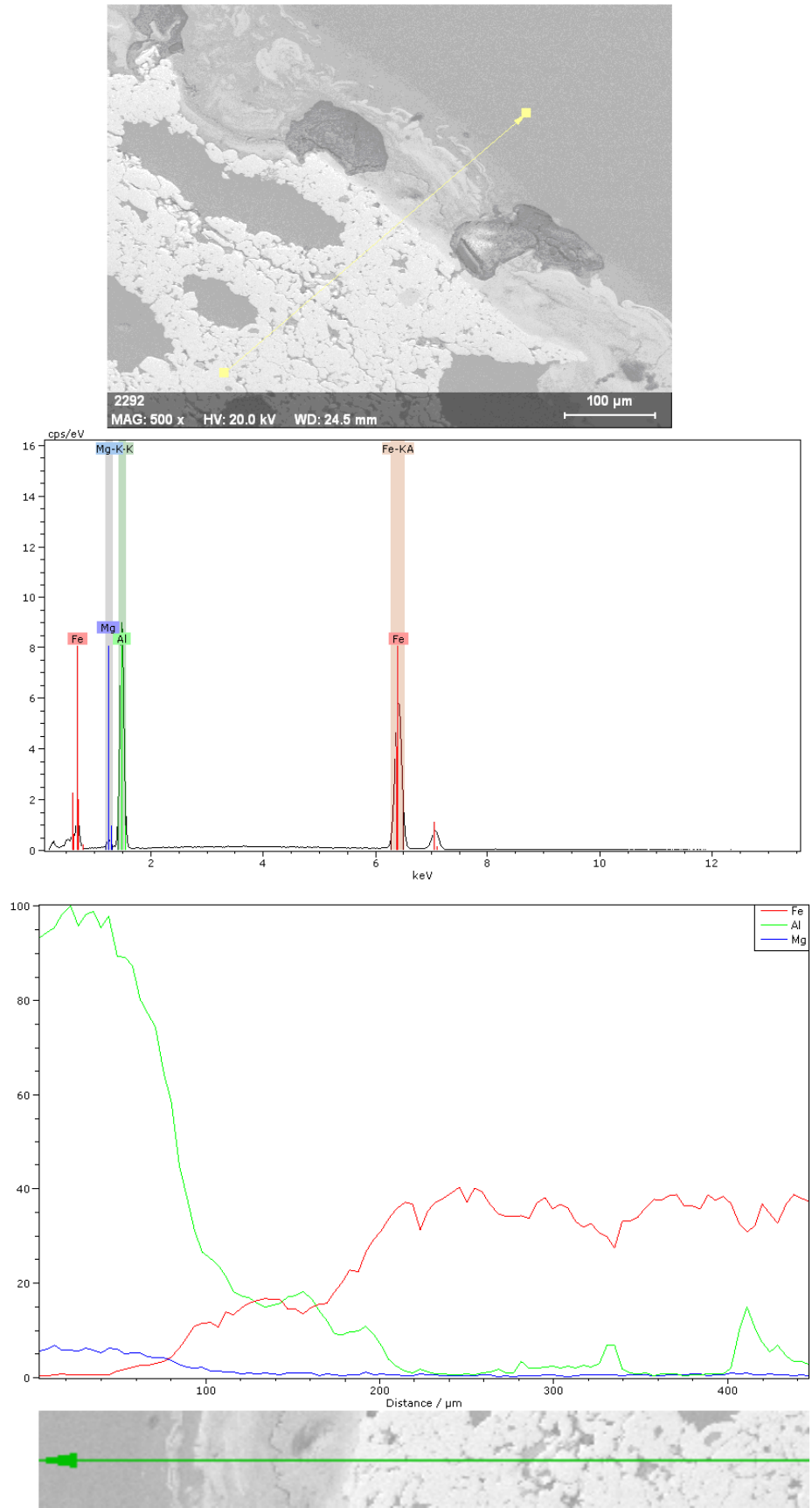
6.2.2 Fe-50Al Numunelerinin Kaynak Bölgesinin İncelenmesi

Aşağıda saplama kaynağıyla ; 100V, 120V, 130V’de birleştirmiş alüminyum (Al) vida ve Fe-50Al serisi (%50-%50) alüminatların birleştirilmeden sonraki kaynak bölgesinin mikro yapısı ve EDX analizleri incelenmeye tabi tutulmuştur.

Fe-50Al serisinde 100V de yapılan saplama kaynağı neticesinde kaynak havuzu içerisinde poroziteler meydana gelmiştir. Bu boşluklar içinde mikro çatlaklar oluşmuş ve kaynak havuzu içinde ilerleyebilmiştir. Şekil 6.24’de görüldüğü gibi nispeten kaynak havuzuna paralel, ana malzeme içinde makro çatlak oluşumuna zemin hazırlayan oksijen (O) ve karbon (C) dizilimleri görülmektedir.

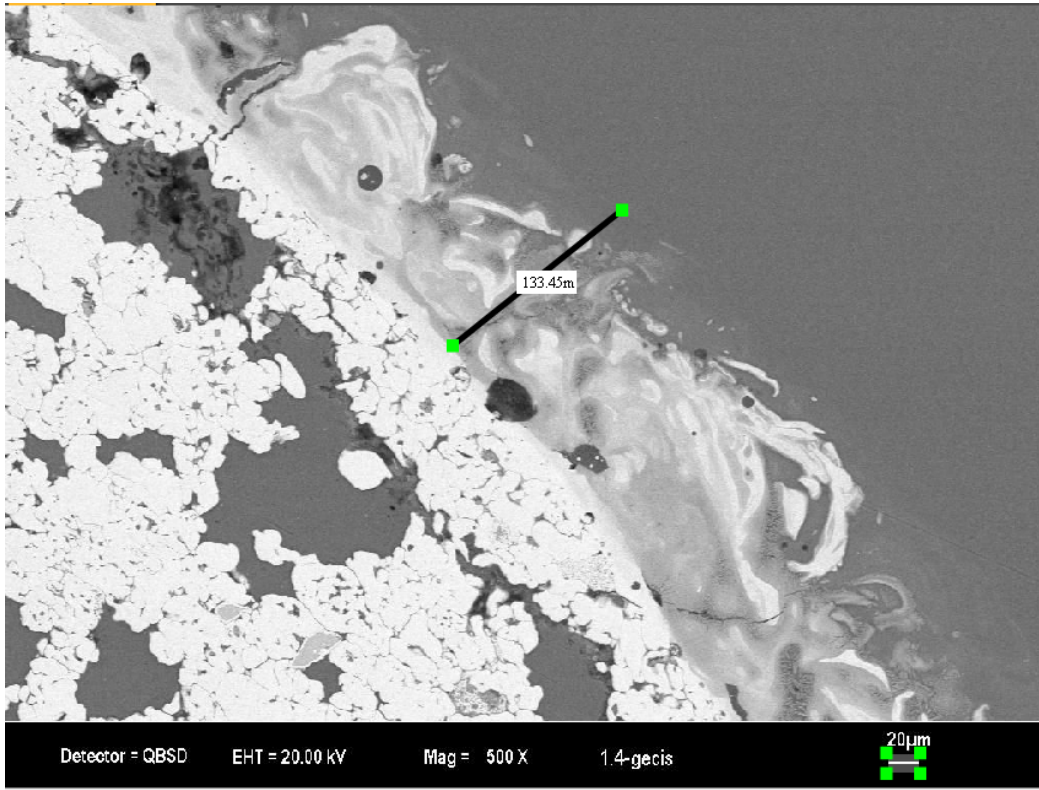


Şekil 6.24 Fe-50Al -Al saplama kaynak arayüzeyi (100V)

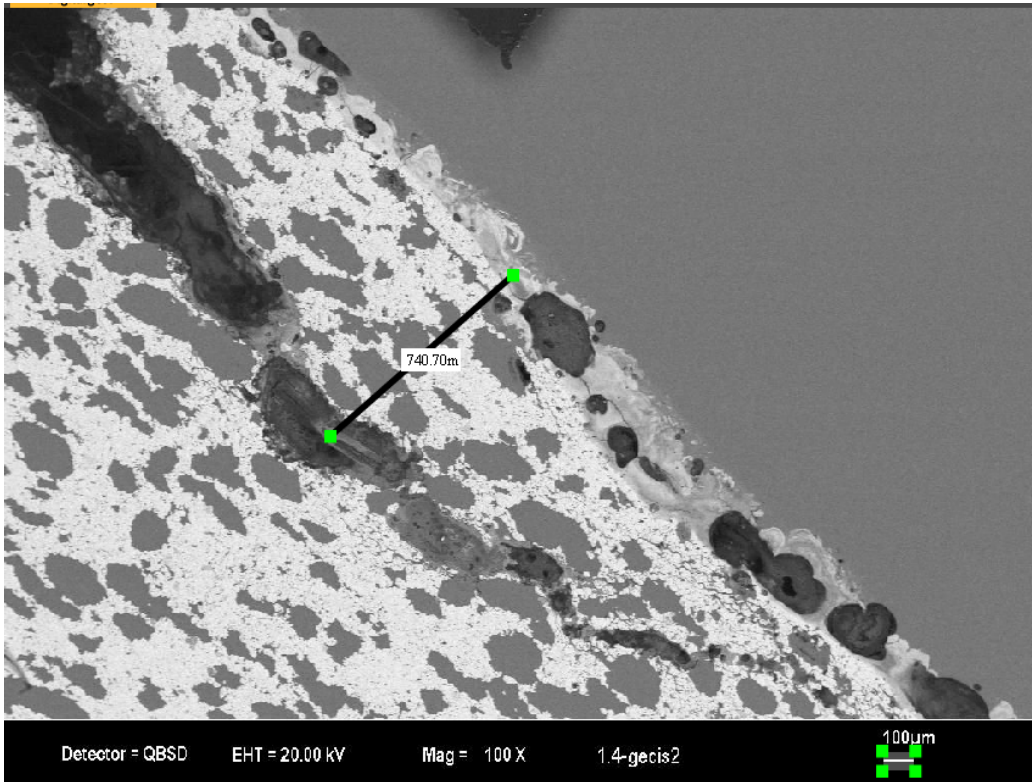


Şekil 6.25 Fe-50Al -Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (100V)

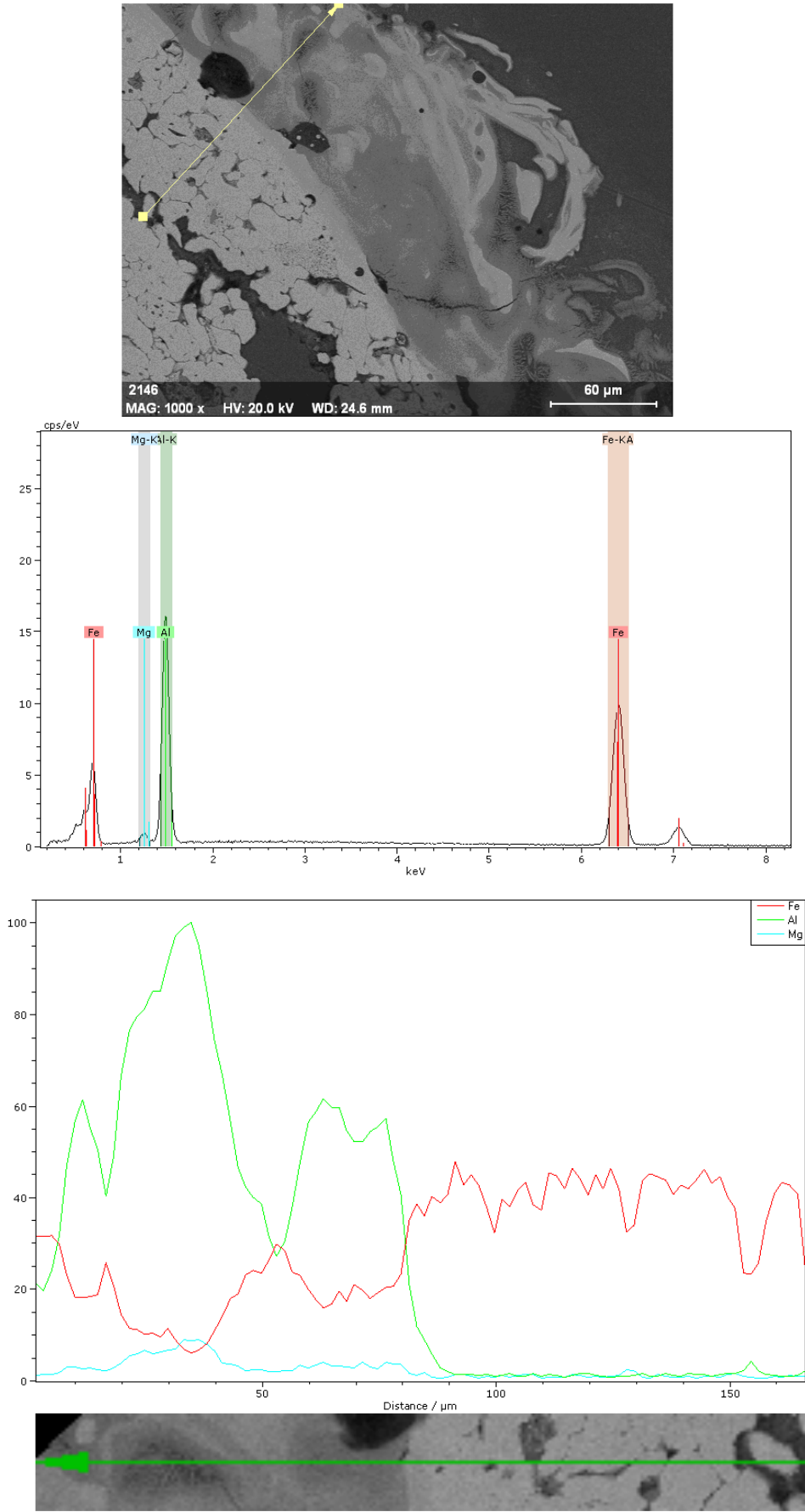
a)



b)



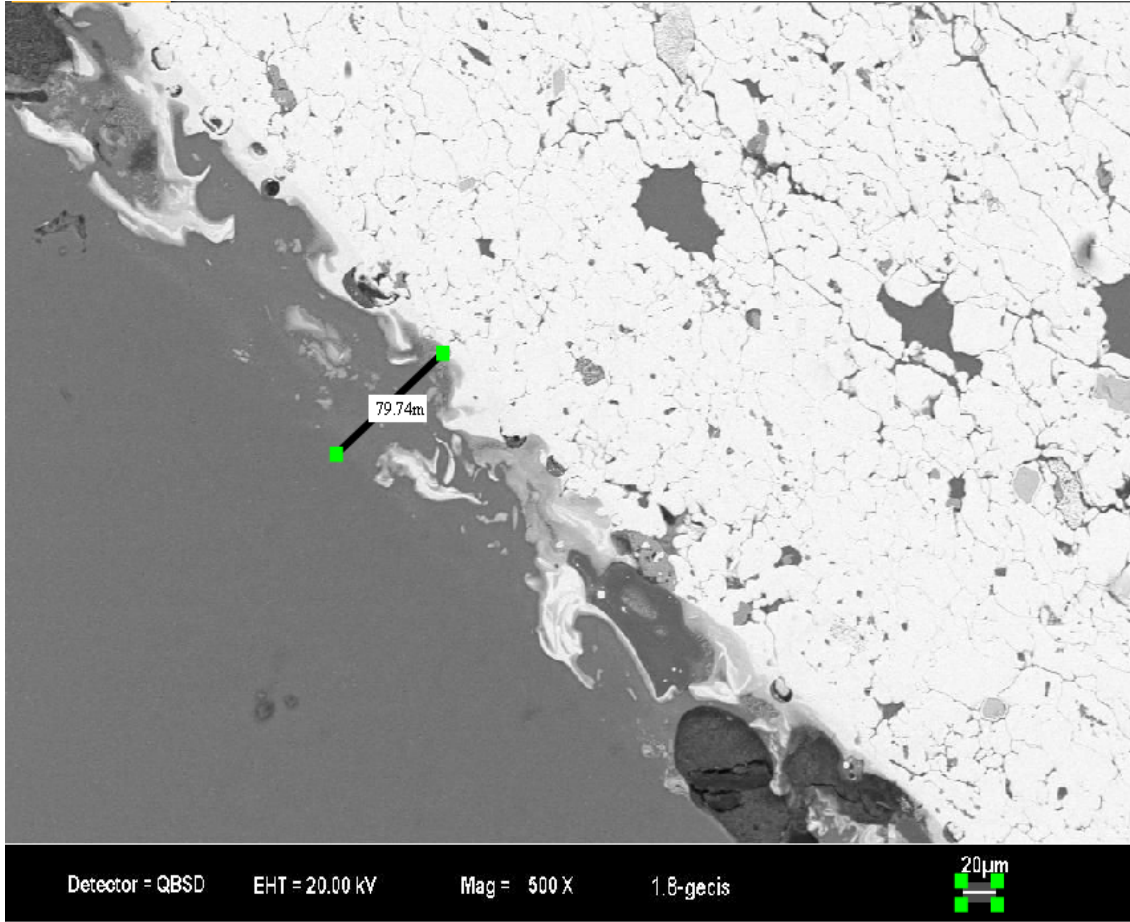
Şekil 6.26 Fe-50Al -Al saplama kaynak arayüzeyi (120V) a) Kaynak bölgesi ve b) ITAB bölgesi.



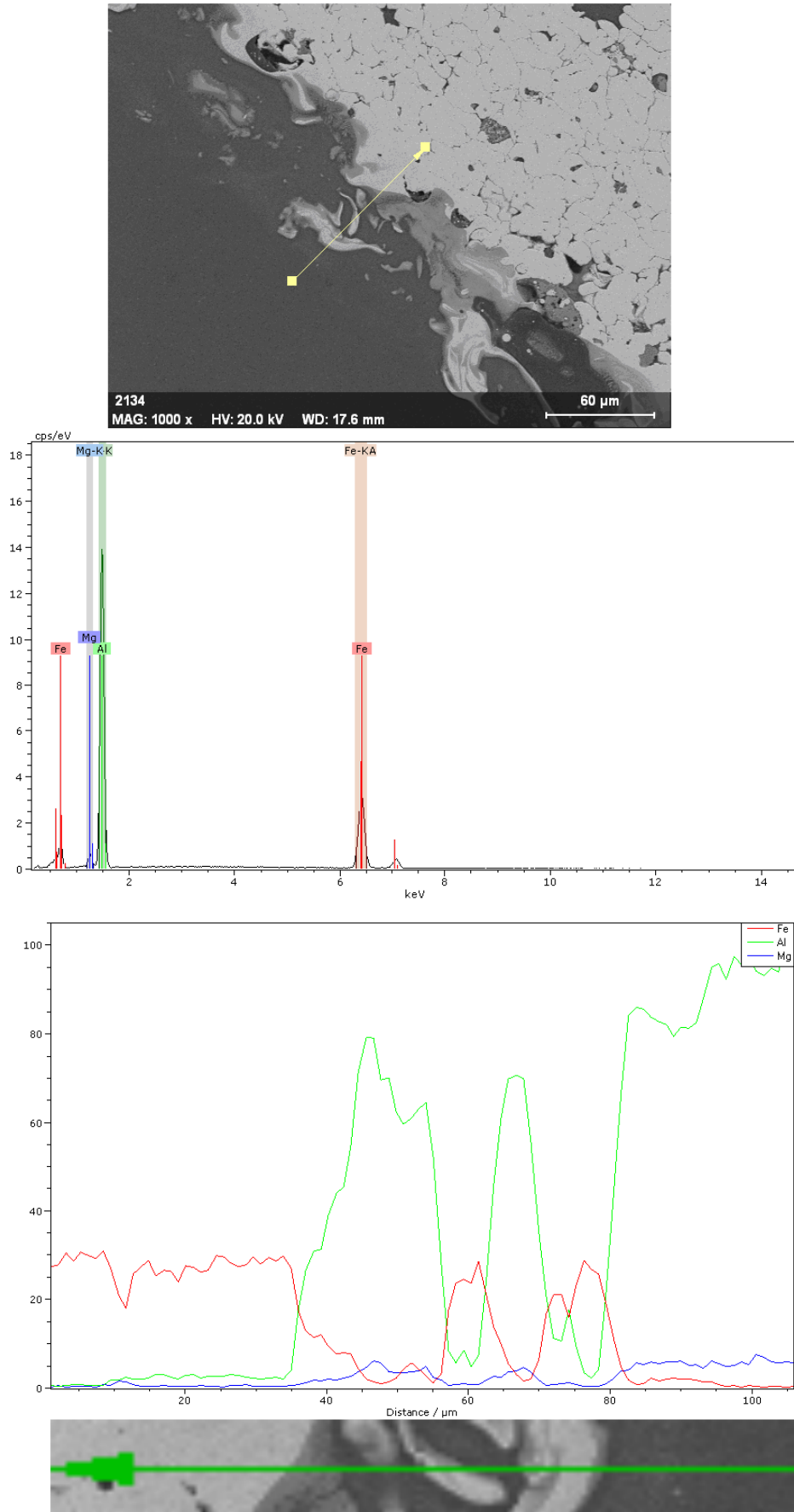
Şekil 6.27 Fe-50Al-Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (120V)

Kaynak geriliminin 20V arttırılmasıyla kaynak havuzu derinliğinde nispi bir değişim söz konusu olmamıştır. Yine kaynak havuzu içinde mikro çatlak ve poroziteler mevcuttur. Bu kez şekil 6.26’da da görüldüğü kaynak havuzundan ana malzemeye doğru yaklaşık 740µm uzaklıkta makro çatlak meydana gelmiştir.

Kaynak Geriliminin 10V daha arttırılmasıyla kaynak havuzundaki düzensizlik nispeten düzelmiş Poroziteler ve boşluklar seyrekleşmiştir. Kaynak havuzu içinde makro çatlaklara rastlanılmamaktadır. Ana malzeme içinde de makro çatlak bulunmamaktadır.



Şekil 6.28 Fe-50Al - Al saplama kaynak arayüzeyi (130V)

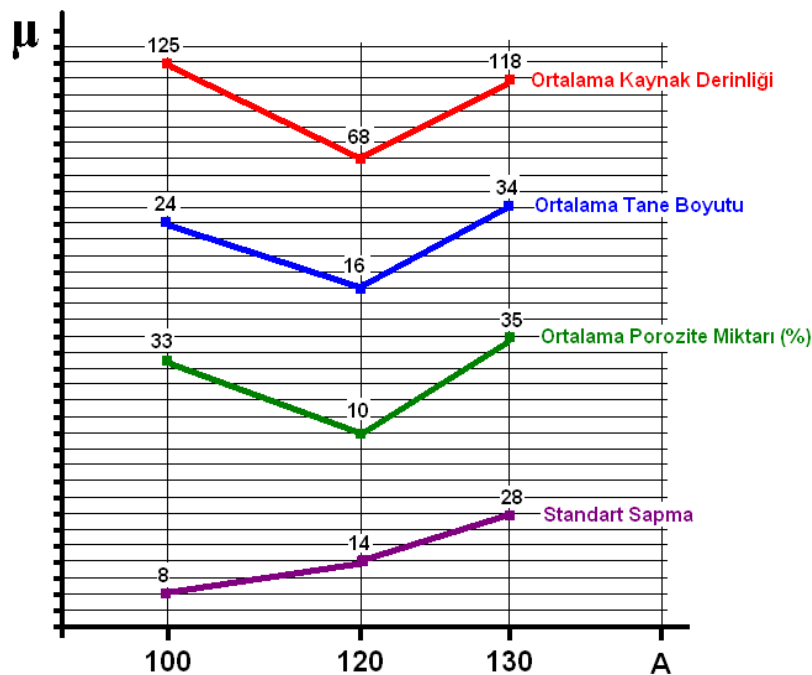


Şekil 6.29 Fe-50Al -Al saplama kaynak ara bölgesinin analizi (130V)

6.2.3. Tartışma

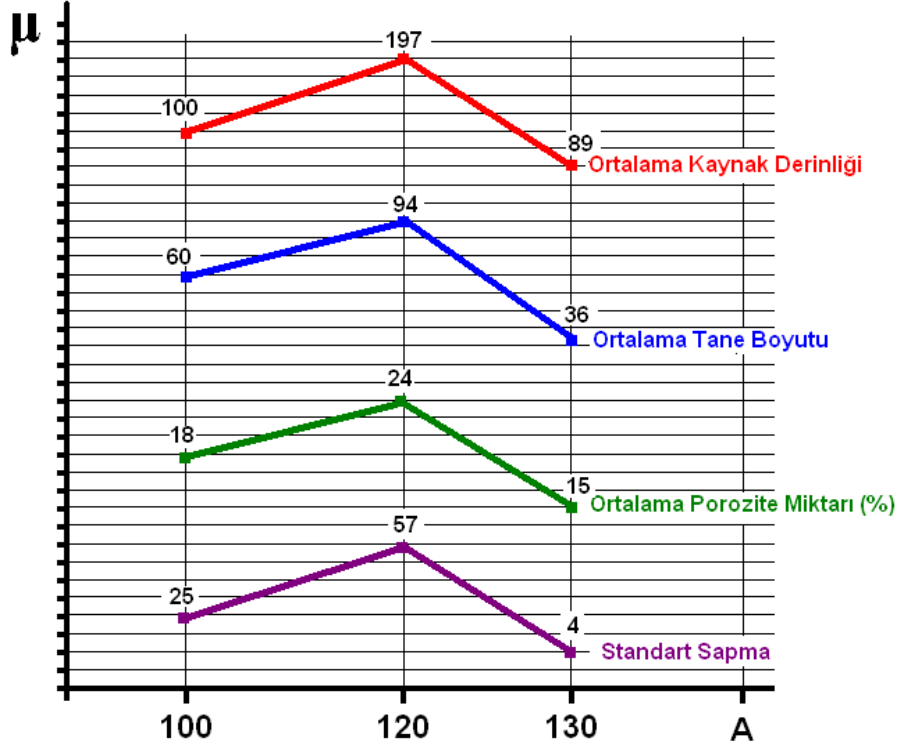
Kaynaktaki kalıntı gerilmeler, ergimiş olan oda sıcaklığında soğuma sırasında çekmesiyle meydana gelir. Eğer bu engellenmese kaynağın uzunlamasına çekme değeri αT_m kadar olacaktır. Eyer kaynaklanan parça kesiti kaynak miktarına göre çok fazla ise bu ısı genleşme engellenecektir ve αT_m kadar bir gerilim oluşacaktır. Sadece elastik deformasyonu düşünecek olursak kalıntı gerilim yaklaşık olarak $E \cdot \alpha T_m$ kadar olur. Ancak $E \cdot \alpha T_m$ değeri düşük ergime noktalı metaller hariç elastistatik sınırdan yüksektir ve dolayısıyla plastik deformasyon meydana gelmektedir. Kalıntı gerilim kaynakta elastik limite eşdeğer bir Seviyededir (J.F. Lancaster 1993). Bu çalışmada Fe oranı yüksek olanlarda kalıntı gerilim yüksektir. Al'nin yüksek olduğu numunelerde ise kalıntı gerilmeler plastik deformasyonla kaybedilir.

Fe-26Al serisi numunelerde Al vida ile birleştirmelerde 100V'de kaynak havuzu içinde poroziteler bulunurken kaynak Geriliminin 10V artışıyla (120V) kaynak havuzu içindeki poroziteler nispeten azalmış fakat mikro düzeyde düşük oranda çatlaklar meydana gelmiştir. İlave bir 10V daha artışla (130V) kaynak havuzunda mikro düzeyde çatlak kalmamıştır. Bununla beraber kaynak havuzu içindeki porozitelerin içinde bulunan mikro çatlaklar tanelerin sınırlarından geçememektedir.



Şekil 6.30 Fe-26Al Numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri (Al vida).

Fe-26Al serisi numunelerde; Fe vida ile birleştirmelerde sadece 100-150V değerleri arasında Ana malzeme içerisinde makro çatlaklar meydana gelmiştir. Fe-26Al serisi Al vida birleştirmelerde ana malzeme içinde makro çatlak söz konu değildir. Buna karşın Fe-50Al serisi numunelerde ana malzeme içinde herhangi bir makro çatlak bulunmamasına karşın sadece 120V’da Al vida ile birleştirmelerde ana malzeme içinde makro çatlak söz konusudur.



şekil 6.31 Fe-50Al Numuneleri için kaynak bölgesi parametreleri (Al vida).

Al vida kullanılan numunelerde nispeten kaynak havuzunda alüminyum oranı yükselmiştir. şekil6.30’da da görüldüğü gibi 130V’a kadar Gerilim artışı ile birlikte standart sapma artmış yani kaynaktaki dengesizlik yükselmiştir. şekil6.16’a kıyaslama yapılırsa 120V’a çıkınca kaynak derinliği ve porozite miktarı yine düşmüş 140V’a çıkınca tekrar yükselmiştir. Fakat Al vida kullanımlarında 100-120-130V’da kaynak derinliği daha küçüktür. Fe vida kullanımında Fe-26Al serileri için ideal kaynak bölgesi x-y arası gösterilirken Al vida için bu aralık gösterilmeyebilmektedir. Nispeten 130V’da porozite miktarının düşüş göstermesi gerekirken aksine bir yükselme ile sonlanmıştır.

Al vida kullanılan Fe-50Al serisi numunelerde kaynak bölgesindeki Al miktarı maksimum orana yükselmektedir. Bununla beraber şekil 6.31’de de görüldüğü gibi kaynak derinliğinin en fazla olduğu kaynak gerilimi değerinin 120V olduğu tespit edilmiştir.

KAYNAKLAR

Makale:

Bahadur, A. and Mohanty, O. N., (1991). The development of intermetallics, *Journal of Materials Science*, 26, 2685-2693.

Balasubramaniam, R., (1997). Alloy development to minimize room temperature hydrogen Embrittlement in iron aluminides. *Journal of alloy and compounds* 253-254, 148-51.

Balasubramaniam R., (2002). Hydrogen in iron aluminides, *Journal of Alloys and compounds* 330-332, 506-510.

Kaçar, H., Durmus, M.C, (2003). “Metal matrisli kompozitlerin birleştirme yöntemleri” *Metal Dünyası*, ,vol.5, no120:59-65

Kurt, A., (2003). “Toz metal malzemelerin kaynaklanabilirliği”, *Türk Toz Metalurjisi Derneği Haber Bülteni*, 25: 4.

Liu C.T., George E.P, Maziasz P.J., Schneibel J.H., (1998) . Recent advances in B2 iron aluminides alloys : deformation, fracture and alloy design, *Materials science and engineering*, A258 84-98.

Natesan K., (1998). Corrosion performance of iron aluminides in mixed-oxidant environments *Materials Science and Engineering* A258 126-134.

Raabe, D.,and Keichel, J., (1996). Microstructure and crystallographic texture of rolled polycrystalline Fe₃Al, *Journal of Materials Science*, 31,p. 339-344.

Sleboda T., Kane J., Wright R.N., Stoloff N.S., Duquette D.J., (2004). The effect of thermomechanical processing on the properties of Fe-40 at %Al alloy. *Materials Science and Engineering* A368 332-336.

Stoloff N.S., (1998). Iron Aluminides :present status and future prospects. *Materials science and Engineering* A258(1998) 1-4.

Sundaresan, R., Froes, F.H. (1987). Mechanical Alloying, *Journal of metals*, pp. 22 - 27.

- Tortorelli P.F., Natesan K., (1998). Critical factors affecting the high-temperature corrosion performance of iron aluminides. *Materials Science Engineering*. A258,115-125
- Varol, R., Tunay, R., F., Tüfekçi, K., (2002). “Toz metal parçaların elektron ısın kaynağı ile birleştirilmesi”, *Süleyman Demirel Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü Dergisi*, Isparta, 1-6.
- Vedula K. and Stephens J.R., (1987). B2 Aluminides for high temperature applications, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 81. Materials Research Society*.
- Yavuz, N., Güner, R., (2002). “Demir esaslı toz metal parçaların elektrik direnç kaynağında optimum kaynak şartlarının belirlenmesi”. *Uludağ Üniversitesi mühendislik-mimarlık Fakültesi Dergisi*, 7 (1): 221–228.
- Yıldız K. and Alp A., (1999). Using of Microwave in Metallurgical Processes, *Metalurji TMMOB*, Vol.24, No.125, 72.

Bildiri:

- Baker, I. and George, E. P., (1999). The mechanical properties of FeAl., *Materials Society Symp. San Diego, CA. 552, KK4. 1. 1-KK4-1. 11*
- 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, Cincinnati. Week 96,*
- Kurt, A., Türker, M., Gülenç, B., (1996). “Saf demir tozlarından sıkıştırılan T/M parçaların düşük karbonlu çelığe MIG kaynağı ile kaynakılabilirliğinin araştırılması”, *1.ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, Ankara, 595-602.*
- Kuşoğlu,İ.M., Monica, P., Onel, K., (2008). “Microwave assisted sintering of Iron powders”,*5th International Powder Metallurgy Conference, T.O.B.B. Conference Centre,8-10.*

Kitap ve tez:

- Baksan, B., Gürler, R., (2004). “Toz metalurjisinin savunma sanayinde uygulanması” *Osmangazi Üniversitesi, Metalurji Enstitüsü, www.msb.gov.tr Eskişehir,*

- Boz, M., (2003). “Seramik takviyeli bronz esaslı toz metal fren balata üretimi ve sürtünme aşınma özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara,
- Çelikyürek İ., (2006) Eskişehir Osmangazi üniversitesi, Demir alüminatların borlanması ve özelliklerinin belirlenmesi, Eskişehir.
- Fogagnolo, J.B., Velasco, F., Robert, M.H., and Torralba, J.M. (2002). Effect of Mechanical Alloying on the Aluminium Matrix Composite Powders, Spain and Brazil.
- German, R.M., (1996). “Sintering theory and practice” The Pennsylvania State Universty Park, Pennsylvania, A., USA
- Güngören İ, (2008). Toz Metalurjisi Yöntemiyle Demir Alüminatların Üretimi Ve Karakterizasyonu. A.K.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- Kurt, A., (1992). “Toz metal bronz yatak malzemelerin özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Kurt, A., Aksoy, M., Sarıtas, S., (1997). “Investigation of diffusion welding parameters for welding of pm bronze to a mild steel, pm 97”, Proce. Of Advance Structural Pm Component Production, Munich, Germany.
- Özyürek, D. (2002). Mekanik Alasımlama Yöntemi ile Titanyum ve Titanyum Alasımı Matrisli Metal Matris Kompozit Malzemelerin Üretimi ve Karakterizasyonu, Gazi Üniversitesi., Ankara.
- Suryanarayana C. (2001), “Mechanical alloying and milling”, Department of metallurgical and materials engineering, Colorado school of mines, Golden co.usa,
- Tamura M., Shibata K., Zhu S.-M., Sakamoto K., Guan X.-S., Iwasaki K., wear property of Fe-Al intermetallic alloys with additional elements, Japon UltraHigh Temperature Materials Research Institue.

Kitap bölümü:

- Benjamin J. S., (1976) Mechanical Alloying, Sci,Am,; usa,40- 48.
- Dax, R., Henry, R.j., McCabe and Barrus-Antolin, P. (1998). Process Modelling and Design, Powder Metal Technologies and Applications, ASM Handbook, Materials park, OH, USA, 23.
- Ikeda, O., Ohnuma, I., Kainuma, R. and Ihsida, K., (2001). Phase equilibria and stability of ordered BCC phase in the Fe-rich partion of the Fe-Al system, Intermetallics . 755-761.
- J.F. Lancaster Hapman & Hall (1993). Metalurgy of welding Londra .159.
- Jordan J.L., Deevi S.C, (2003). Vacancy formation and effects in FeAl , Research development and engineering ,Philip Morris USA , Richmond , USA ,intermetalics 507-528.
- Lang F., Yu Z., Gedevanishvili S., Deevi S. C., Narita T., (2003). Isothermal oxidation behavior of a sheet alloy of Fe-40at% Al at temperatures between 1073 and1473 K, intermetalics 697-705.
- Lang F., Yu Z., Gedevanishvili S., Devi S. C., Narita T., (2004). Cyclic oxidation behavior of Fe-40 Al sheet, intermetalics 12 451-458.
- Lynn Ferguson, B. and M. German, R. (1998). Powder Shaping and Consolidation Technologies, Powder Metal Technologies and Applications, ASM Handbook, Materials Park, OH, USA, p.313.
- Metals Handbook , 8th,(1973) ed American Society For Metals . Vol 8, U.S.A, 252-338.
- Michael F. Ashby & David R. H. Jones, (1999). Engineering materials 2. pengaman pres, Oxford .10.
- Morris D.G., Morris-Munoz M.A., (1999). The influence of microstructure on the ductility of iron aluminides, intermetalics 7 1121-1129.

Yazarı belli olmayan, sorumluluğu bir kuruma ait olan yayınlar.

Anonim, 2004. Gemi mühendisliği ve sanayimiz sempozyumu, İ.T.Ü. Gemi İnşaatı ve Deniz Bilimleri Fakültesi, İstanbul.

Anonim, 2007. Kompozit Yapılarda Saplama Kaynak Teknolojisi, Köster & Co. Gmbh, D-58256 Ennepetal, Germany.

Anonim, 2005. Arc Stud Welding Fundamentals , Miller Electric Mfg. Co. Appleton, WI 54914, USA.

İNTERNET KAYNAĞI

- 1- www.endustriyel.com.tr.html 10.12.2010
- 2- www.hilbig-gmbh.de.html 03.15.2010
- 3- www.imageindustries.com.html 06.17.2010
- 4- www.yildizkaynak.com.tr.html 02.17.2011

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Mustafa DOĞAN
Doğum Yeri ve Tarihi : ELAZIĞ 30.08.1985
Yabancı Dili : İngilizce
İletişim (Telefon/e-posta) : 506 618 65 60 / mustafadogan70@hotmail.com

Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)

Lise : Karakoçan Lisesi 2002
Lisans : Afyon Kocatepe Üniversitesi, T.E.F. Metal Eğitimi
Bölümü. 2008.
Yüksek Lisans : Afyon Kocatepe Üniversitesi, F.B.E. Metal Eğitimi
Bölümü. 2011.