

**Fe ESASLI SÜPERALAŞIMIN TUZ BANYOSUNDA KOROZYON
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

Sinan SARIKÖSE

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAYIS 2015

Sinan SARIKÖSE tarafından hazırlanan “Fe ESASLI SÜPERALAŞIMIN TUZ BANYOSUNDA KOROZYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Metal Eğitimi bölümünde YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Ramazan ÇITAK

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Başkan : Prof. Dr. Adem KURT

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Üye : Doç. Dr. Recep ÇALIN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Anabilim Dalı, Kırıkkale Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum

.....

Tez Savunma Tarihi: 12/05/2015

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....
Prof. Dr. Şeref SAĞIROĞLU
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Sinan SARIKÖSE

12/05/2015

Fe ESASLI SÜPERALAŞIMIN TUZ BANYOSUNDA KOROZYON
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Sinan SARIKÖSE

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Mayıs 2015

ÖZET

Süper alaşımlar gösterdikleri korozyon ve sürünme direnci ile yüksek sıcaklık uygulamalarında sıkça kullanılan alaşımlardır. Tuz banyoları metallerin ısıtılmasında kullanılan bir yöntemdir. Tuz banyolarında en önemli problem potaların ve donanımın korozyonudur. Bu çalışmada demir esaslı PM2000 süper alaşımın baryum klorür ve kalsiyum klorür karışımı tuz banyolarındaki korozyon davranışı incelenmiştir. 550, 600 ve 650°C olmak üzere 3 farklı sıcaklıkta, 24 saat banyoda 24 saat normal atmosfer ortamında olmak üzere 10 çevrim uygulanarak süper alaşımın ağırlık kaybı ve mikro yapısı incelenmiştir. İlk çevrimlerde mikro yapıda belirgin bir değişiklik görülmezken yapıda Ba ve Ca'un yayıldığı tespit edilmiştir. Baryumun alüminyum ve oksijen ile baryumalüminat oluşturduğu, bu bileşiğin yüzeyden ayrılarak ağırlık kaybına neden olduğu belirlenmiştir. Çevrim sayısı arttıkça mikro yapıda da görülebilen değişiklikler meydana gelmiştir.

Bilim Kodu : 710.1.092
Anahtar Kelimeler : Süperalaşım, korozyon, tuz banyosu.
Sayfa Adedi : 97
Danışman : Prof. Dr. Ramazan ÇITAK

INVESTIGATION OF CORROSION BEHAVIOR OF IRON-BASED SUPERALLOYS
IN SALT BATH

(M. Sc. Thesis)

Sinan SARIKÖSE

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

May 2015

ABSTRACT

Super alloys with corrosion and creep resistance are often used in high temperature applications. The salt baths are used for heat treatment of metals. The most important problem in the salt bath is the corrosion of pot and the other equipment. In this study, corrosion behavior of iron based PM2000 superalloy in barium chloride and calcium chloride mixture salt was examined. Corrosion tests were carried out with ten cycles; 24 hours in salt bath, 24 hours in normal atmosphere at three different temperatures; 550, 600 and 650°C. Weight loss and microstructure were investigated after corrosion tests. In first a few cycles no visible changes were determined in microstructure while diffusion of Ba and Ca in structure was determined. It has been determined that Ba, Al and oxygen formed $BaAl_2O_4$ and this compound segregated from the surface resulting weight loss. Visible changes took place in microstructure with increasing cycles.

Science Code : 710.1.092

Key Words : Super alloys, corrosion, salt bath.

Page Number : 97

Supervisor : Prof. Dr. Ramazan ÇITAK

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez çalışmam boyunca tez yönetimimi üstlenen ve benden hiçbir yardımı esirgemeyen değerli hocam Prof. Dr. Ramazan ÇITAK'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarım sırasında yardımcı olan Gazi Üniversitesi Metalurji Malzeme Mühendisliği Bölümündeki tüm hocalarıma teşekkürlerimi sunarım,

Yüksek lisans çalışmalarımda bana tam destek veren Emniyet Teşkilatındaki müdürüm ve sıralı amirlerime teşekkür ederim.

Ayrıca, çalışmalarım sırasında bana her zaman anlayış ve sabır gösterip, sonsuz destek olan biricik eşim Ayten SARIKÖSE'ye teşekkürü borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xi
RESİMLERİN LİSTESİ	xv
1. GİRİŞ	1
2. SÜPERALAŞIMLAR	3
2.1. Süperalaşımlarda Sertleştirme Mekanizmaları	9
2.1.1. Katı eriyik sertleşmesi	9
2.1.2. Çökelme sertleşmesi	10
2.1.3. Tane sınırı sertleştirmesi	11
2.2. Süperalaşımların Kullanım Yerleri.....	13
2.3. Nikel Esaslı Süperalaşımlar	15
2.4. Kobalt Esaslı Süperalaşımlar.....	19
2.5. Demir Esaslı Süperalaşımlar.....	21
2.6. Oksitlerin Dağılmasıyla Güçlendirilmiş (ODS) Süper Alaşımlar	22
2.6.1. Mekanik alaşımlama.....	24
2.6.2. Ods alaşımlarında güçlendirme mekanizmaları	26
3. KOROZYON.....	29
3.1. Sulu Korozyonun Elektrokimyasal Doğası	30

	Sayfa
3.1.1. Elektrokimyasal korozyon ve reaksiyonları.....	30
3.2. Polarizasyon	32
3.3. Pasifasyon	34
3.4. Korozyon türleri	34
3.4.1. Homojen dağılımlı (üniform) korozyon.....	34
3.4.2. Galvanik korozyon.....	35
3.4.3. Aralık korozyonu	35
3.4.4. Oyuklu korozyon	35
3.4.5. Taneler arası korozyon	36
3.4.6. Seçimli korozyon	36
3.4.7. Erozyon korozyonu.....	36
3.4.8. Gerilmeli korozyon.....	37
3.4.9. Hidrojenle bozunma	37
4. ISIL İŞLEMLERDE KULLANILAN TUZ BANYOLARI	39
4.1. Tuz Banyosunda Sementasyon	42
4.1.1. Düşük sementasyon sıcaklığında çalışılan tuzlar	43
4.1.2. Yüksek sementasyon sıcaklığında çalışılan tuzlar.....	43
4.2. Su Vermede (Marmenevişlemede) Kullanılan Tuz Banyoları	44
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	45
5.1. Malzeme ve Metot.....	45
5.1.1. Malzeme	45
5.1.2. Metot	46
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	51

	Sayfa
6.2. Mikroyapı Analizleri	53
6.2.1. 550 °C de yapılan deneyler	55
6.2.2. 600 °C de yapılan deneyler	66
6.2.3. 650 °C de yapılan deneyler	78
6.2.4. Korozyon katmanı	89
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	91
KAYNAKLAR.....	93
ÖZGEÇMİŞ.....	97

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Peryodik cetveldeki elementlerin süperalaşımlara etkileri.....	5
Çizelge 2.2. Süperalaşımlar üzerinde elementlerin etkisi.....	6
Çizelge 2.3. Nikel esaslı süper alaşımların kimyasal bileşimleri.....	17
Çizelge 2.4. ODS süperalaşımların yıllara göre gelişimi.....	23
Çizelge 4.1. Tuz banyosunda kullanılan tuzların kompozisyonları ve kullanım sıcaklıkları.....	39
Çizelge 5.1. PM2000 süperalaşımın kimyasal bileşimi.....	45
Çizelge 5.2. Numunelerin tuz banyosunda bekleme süresi.....	49
Çizelge 6.1. 3 farklı sıcaklıkta çevrim sayısına göre ağırlık kaybı(%)......	53
Çizelge 6.2. Korozyon derinliğinin çevrim sayısı ile değişimi.....	90
Çizelge 6.3. 3 farklı sıcaklıkta çevrim sayısına göre korozyon katman kalınlığı.....	90

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Nikel esaslı süperalaşımlarda krom içeriğinin mikroyapıya etkileri	6
Şekil 2.2. Süper alaşımların gelişimi ve sıcaklık dayanımları	7
Şekil 2.3. Süperalaşım mikroyapısı ve alaşım elementleri etkisi.....	9
Şekil 2.4. Dayanım arttırma mekanizmalarının süperalaşımlar üzerindeki etkisi	12
Şekil 3.1. Bir metal elektrottaki anodik ve katodik polarizasyon eğrisi	33
Şekil 5.1. Deneyde kullanılan süper alaşım numunenin resmi ve ölçüleri	46
Şekil 5.2. Numunelerin bağlandığı askı düzeneği	47
Şekil 5.3. Tuz ergitme fırınının kesit görünüşü.....	48
Şekil 6.1. 550 °C,600 °C, 650 °C de yapılan deneyde ağırlık kaybı.....	51
Şekil 6.2. Deneyden önceki numunenin (PM2000) XRD sonucu	53
Şekil 6.3. a) Deneyden önceki numunenin (PM2000) SEM görüntüsü. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi	54
Şekil 6.4. a) 550°C de 1. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	55
Şekil 6.5. a) 550°C de 2. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	56
Şekil 6.6. a) 550°C de 3. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	57
Şekil 6.7. a) 550°C de 4. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	58
Şekil 6.8. a) 550°C de 5. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	59

Şekil	Sayfa
Şekil 6.9. a) 550°C de 6. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	60
Şekil 6.10. a) 550°C de 7. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	61
Şekil 6.11. a) 550°C de 8. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	62
Şekil 6.12. a) 550°C de 9. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.....	63
Şekil 6.13. a) 550°C de 10. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi	64
Şekil 6.14. 550 °C’de 10. çevrim sonunda numunenin XRD sonucu.....	65
Şekil 6.15. a) 600°C de 1. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi	67
Şekil 6.16. a) 600°C de 2. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi	68
Şekil 6.17. a) 600°C de 3. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi	69
Şekil 6.18. a) 600°C de 4. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi	70
Şekil 6.19. a) 600°C de 5. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi	71
Şekil 6.20. a) 600°C de 6. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi..	72

Şekil	Sayfa
Şekil 6.21. a) 600°C de 7. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	73
Şekil 6.22. a) 600°C de 8. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	74
Şekil 6.23. a) 600°C de 9. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	75
Şekil 6.24. a) 600°C de 10. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	76
Şekil 6.25. 600 °C de 10. çevrim sonunda numunenin XRD sonucu.	77
Şekil 6.26. a) 650°C de 1. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi.	79
Şekil 6. 27. a) 650°C de 2. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	80
Şekil 6. 28. a) 650°C de 3. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	81
Şekil 6. 29. a) 650°C de 4. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	82
Şekil 6. 30. a) 650°C de 5. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	83
Şekil 6. 31. a) 650°C de 6. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	84
Şekil 6. 32. a) 650°C de 7. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı. b) 1 numaralı noktanın EDS analizi. c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi.	85

Şekil**Sayfa**

Şekil 6. 33. a) 650°C de 8. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi..	86
Şekil 6. 34. a) 650°C de 9.çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi..	87
Şekil 6. 35. a) 650°C de 10. çevrim sonundaki numunenin mikro yapısı, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi..	88
Şekil 6. 36. 650 °C de 10. çevrim sonunda numunenin XRD sonucu.....	89

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Süper alaşımların etkin olarak kullanıldığı gaz türbin motoru.....	14
Resim 2.2. Bilgisayarla simule edilmiş bir uçak motoru ve önemli bölümleri.....	14
Resim 2.3. Nikel alaşımlarının uçak motorunda kullanıldığı bölgeler.....	16
Resim 5.1. Deneyde kullanılan fırın.....	48

1. GİRİŞ

Süper alaşımlar; Yüksek sıcaklıklarda kullanılmak için genellikle VIII-A grubu elementlerden geliştirilen alaşım türleridir. Yüksek sıcaklıklarda kullanılacak malzemelerde, yüzey kararlılığı ve nispeten yüksek mekanik gerilim özellikleri istenilmektedir [1]. Süperalaşım, yüksek sıcaklıklarda yüksek performans göstermesi gereken uçak türbin motorları ve süper turbo yükleyicilerin üretiminde kullanılmak için geliştirilen alaşımlardır [2]. Bu alaşımlar genellikle demir, nikel, kobalt ve krom'un farklı birleşimlerde bir araya getirilmesiyle üretilmektedir. Ayrıca düşük miktarda tungsten, molibden, tantalum, niyobyum, titanyum ve alüminyum da kullanılmaktadır.

Süper alaşımlarda oksidasyon direnci ve yüksek sıcaklık korozyonu açısından en önemli alaşım elementi kromdur. Bu yüzden süperalaşım korozyon dirençli çelikler, paslanmaz çelikler, Ni-Cr alaşımları ve süperalaşım gibi malzemeler yeterli miktarda krom elementi içerir. Yüksek sıcaklık uygulamalarında da yüksek oranda krom elementi kullanılmaktadır. Bileşimde bulunan Cr, oksijenle birlikte yüzeyde oldukça yoğun ve kararlı bir krom-oksit tabakası oluşturur. Belirli bir sıcaklıkta yeterli oksidasyon ve korozyon direncini sağlamak için bileşimde yeterli miktarda Cr bulunması gerekmektedir. Bileşimde bulunan Al ve Ti gibi diğer elementler, Cr etkinliğini arttırmırlar. Süper alaşımlarda yüzeyinde koruyucu oksit tabakası oluşmaması durumunda yüksek sıcaklıkta çevresel etkilerle oksidasyon başlar. Oksidasyonun kontrol altına alınamaması durumunda sürekli metal kaybı oluşur ve sonunda korozyona uğrayan alaşım kullanılamaz duruma gelir [3].

Bilinen süper alaşımların en önemli dezavantajı, yüksek sıcaklıklarda uzun süre kullanılamamalarıdır [4]. Hâlbuki ferritik ODS süper alaşımları, alüminyum ve titanyum gibi reaktif alaşımlama elemanlarından ve ince dağılmış Al ve Ti oksit partiküllerinin bulunduğu alaşımlardır. Ferritik ODS süper alaşımları, yüksek sıcaklıklarda kolay çözünmez ve uzun süre yapılarını muhafaza ederler. 1000°C'nin üzerinde Ni bazlı malzemelerde γ' fazı irileşerek ve çözünerek dislokasyon hareketlerini engelleyecek bariyer özelliğini kaybetmektedir [5]. Oysa daha dengeli ve kararlı refrakter oksit partikülleri içeren ferritik ODS alaşımları, yumuşak matris içerisinde homojen bir şekilde dağıldığında, malzemenin dayanımını ergime noktasına yakın bir sıcaklığa kadar muhafaza etmektedir [5]. Bu partiküller genelde Y_2O_3 veya $Y_2O_3+Al_2O_3$ partikülleri olup, γ'

partikülleri ile karşılaştırıldığında çok daha dengelidir ve yüksek sıcaklıkta daha yavaş büyümektedir [7]. Y_2O_3 parçacık dayanımlı Fe-Cr-Al alaşımı $1482^{\circ}C$ gibi yüksek erime noktası ve mükemmel oksitlenme ve korozyon dayanımına sahiptir. Nikel bazlı süper alaşımlara oranla daha yüksek işlem sıcaklığına izin verir. Ferritik süperalaşımın bir diğer avantajı da, uzun aralıklarda yüksek sıcaklıklara gerilme altında ortaya koyduğu dengesi ve özel korozyon ortamlarına direncidir [8].

Ferritik ODS alaşımlarının yüksek sıcaklıkta oksitlenme dayanımını arttıran en önemli sebep üretim işleminden sonra oluşan dengeli, alttaki metalle iyi bir bağ oluşturan $\alpha-Al_2O_3$ filmidir. Bu oksit bir film şeklinde yüzeyde bulunur. Fakat ferritik ODS alaşımları üzerinde oluşan oksit filminin sık sık ısınma ve soğumaya maruz kalan döngülü ortamlarda kırıldığı ve çatladığı bildirilmektedir [5].

Yapılan bu çalışmada %19 Cr içeren ferritik ODS alaşımı PM2000 malzemesinin yüksek sıcaklıkta tuz banyosunda çevrimsel korozyon deneyi uygulayıp, numunenin farklı sıcaklıklarda korozyon direncine etkisi incelenmiştir [5].

2. SÜPERALAŞIMLAR

Genellikle VIIIA grubunun elementlerinin oluşturduğu yüksek çalışma sıcaklık değerlerinde bile çok iyi mekanik mukavemet ve sürünme direncine, çok iyi mikroyapı stabilizesine ve korozyon ve oksidasyon direncine sahip metal alaşımlardır. Süper alaşım, yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren uçak türbin motorlarında ve turbo şarjlarda kullanım için geliştirilmiş ve II. Dünya savaşından kısa bir süre sonra kullanılmıştır [3]. Bugün kullanılan süper alaşımların temeli, % 80 nikel ile % 20 krom alaşım olan ve 50 yıldan beri elektrikte direnç teli olarak kullanılan malzemeden esinlenerek geliştirilmiştir. Süper alaşım, ilk olarak 1940'larda dikkate değer oksidasyon dayanımı ile sürünme ve kırılma geriliminden (creep rupture strength) ötürü (düşük miktarda titanyum ve alüminyum katılarak) kullanılmaya başlanmıştır [9]. İlk üretilen süper alaşım, Nimonic 80'dir. Kısa bir süre sonra bu alaşım geliştirilerek Nimonic 80 A üretilti. Daha sonra bu da geliştirilerek % 20 kobalt ilavesi ile 50°C'lik bir avantaj sağlayan ve Nimonic 80 A' ya nazaran daha fazla talebi olan ve de türbin motor tasarımcılarının gereksinim duydukları, yüksek sıcaklıklarda hizmet verecek Nimonic 90 üretilti. Taleplerin artmasıyla titanyum ve alüminyuma ilaveten molibden katılarak Nimonic 105 ve 115' in geliştirilmesiyle katı solüsyon gerilimine sahip alaşımlar elde edildi. 1940' ların sonunda Pratt and Whitney Aircraft ve General Electric Company şirketleri tarafından, Waspalloy ve M 252 adında 2 önemli dövme süper alaşım geliştirildi [10]. Dövme alaşımlar uçak motorlarında önemli yer tutmaktadır. Bu alaşımları takiben molibdenin katılımıyla katı solüsyon ve karbür formu daha da güçlendirildi. Geliştirilen Rene 45 ve 95 yüksek çökeltme takviyeli olup bu alaşımlar sık sık kaynak uygulamalarında kullanıldı [11]. Nikel esaslı ve demir kapsamlı Inconel 718 süper alaşımı, yüksek ısıl gerilim sağlamakta ve kaynak işlemlerinde çatlamalara iyi dayanım göstermektedir. Incoloy 901 ise bir başka dayanıklı ve rağbet gören süper alaşımdır. Waspalloy ve Astroloy gibi talep edilen bu alaşımların en büyük uygulama alanları türbin diskleridir. Nikel esaslı süper alaşımlardaki programlı ilerleme, sadece bileşimdeki kompozisyonun bir fonksiyonu olarak değil, aynı zamanda eritme metodu, sıcak iş durumu ve ısıl işlemlerin optimizasyonu sonucunda elde edildi [11]. Süperalaşımlar yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen ve diğer uygulamalara kıyasla daha şiddetli mekanik gerilmelerin altında ve yüksek yüzey kararlılığının gerekli olduğu uygulamalarda kullanılan alaşımlardır [12].

Bu alaşımlar genellikle demir, nikel, kobalt ve krom'un farklı kombinasyonlarda bir araya getirilmesiyle üretilmektedir. Ayrıca düşük miktarda tungsten, molibden, tantal, niyobyum, titanyum, hafniyum ve alüminyum da kullanılmaktadır. Nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda (1500-1650 °C) yüksek dayanıma sahiptirler. Nikel esaslı süper alaşımlardan Rene 95, 760 °C' de 1100 Mpa ve Udimet 700, 870 °C' de 635 Mpa akma dayanımına ayrıca sırasıyla % 15 ve % 27 uzama oranına sahiptirler. Kobalt esaslı S-816 süper alaşımı ise 870 °C' de 240 Mpa akma dayanımına ve %16 uzama oranına sahiptir. Bundan dolayı süper alaşımlar birçok alaşım çeşidinin yerine geçmiştir. Bunların arasında krom ve nikel içeren demir esaslı alaşımlar, demir, nikel, krom, kobalt bileşikler, karbür takviyeli kobalt esaslı alaşımlar, katı solüsyon takviyeli bazı alaşımlar, çökeltme ve dağılım takviyeli nikel esaslı alaşımlar bulunmaktadır. Süper alaşımlar, işleyerek veya döküm yöntemiyle şekillendirilerek kullanılabilir. Genellikle demir esaslı alaşımların, demir, nikel, krom, kobalt bileşiklerin ve nikel esaslı katı solüsyon takviyeli alaşımların 650°C'nin üstündeki sıcaklıklardaki dayanımları, nikel esaslı ikinci safha takviyeli ve kobalt esaslı alaşımlardan önemli derecede daha düşüktür. %16 Cr, %25 Ni ve % 6 Mo içeren 16-25-6 alaşımı gibi ilk demir esaslı süper alaşımlar ve küçük miktarlarda tungsten ile molibden içeren demir, nikel, krom, kobalt alaşımları (Fe - 20Ni - 20Cr - 20Co) esasen katı solüsyon takviyelidir. Düşük miktarlarda (%2 ile %3) alüminyum ve titanyum içeren demir esaslı alaşımlar, bir alüminyum-titanyum mukavemet kazandırma safhasının çökeltmesi yoluyla yüksek sıcaklıklara daha fazla dayanım gösterirler. Ergime noktası üstünlüğünden ötürü kobalt alaşımlar genellikle 1100 °C' den yüksek sıcaklıklarda nikel esaslı alaşımlardan daha fazla dayanım gösterirler. Karbür bileşikler içeren ve bir yüzey merkezli kübik katı solüsyon matris ile nitelendirilen döküm kobalt esaslı alaşımlar, gaz türbin motorlarında hava folyoları olarak kullanılmaktadır. Dağılımla kuvvetlendirilmiş nikel esaslı alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda, yüksek dayanıma sahiptirler. Fakat orta sıcaklıklarda orta dayanım gösterirler. İkinci safha, ergime gerçekleşinceye kadar katı bir sertleştirme mekanizması görevinde bu alaşımların yapısında bulunur. Aksine, çökeltme ile kuvvetlendirilmiş alaşımlar, ergime noktasının altındaki sıcaklıklarda katı solüsyon olarak dayanım kaybederler. Oksitlerin dağılımıyla kuvvetlendirilmiş alaşımlar bazı gaz türbinli motorların yanma uygulamalarında kullanılmaya başlanmıştır [3].

Süperalaşımlara ilave edilen elementler ve kazandırdıkları özellikler Çizelge 2.1'de ve Şekil 2.1'de verilmiştir [13].

Süperalaşımların en önemli özellikleri

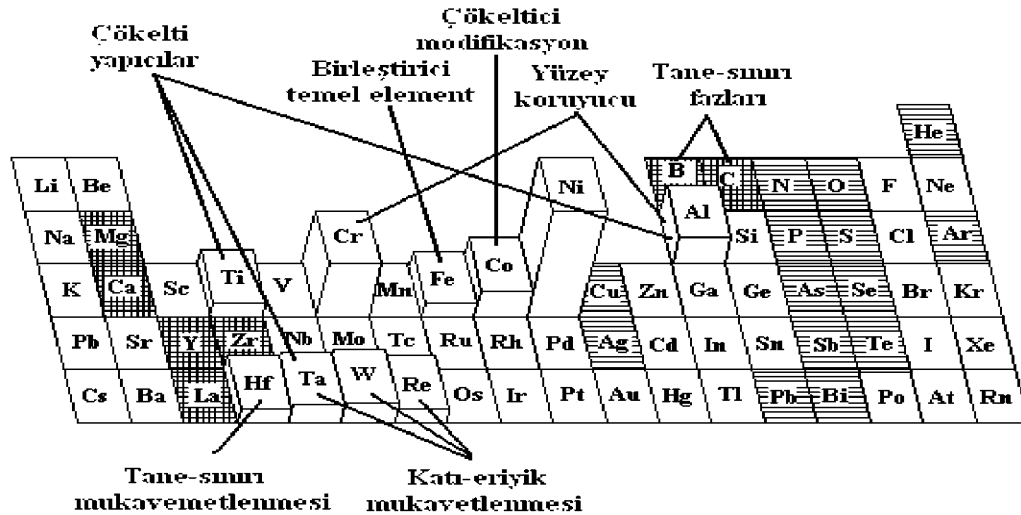
- 1- 650 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda mukavemetlerini korumaları,
- 2- Yüksek sıcaklık korozyonu ve oksidasyon dirençlerinin yüksek olması,
- 3- Yüksek sıcaklık sürünme deformasyonu ve kırılma dirençlerinin yüksek olması,
- 4- Yüksek sıcaklık yorulma mukavemetlerinin yüksek olmasıdır.

Süperalaşımlar kullanım amaçlarına göre 3 ana gruba ayrılır.

1. Nikel esaslı süperalaşımlar
2. Demir esaslı süperalaşımlar
3. Kobalt esaslı süperalaşımlar

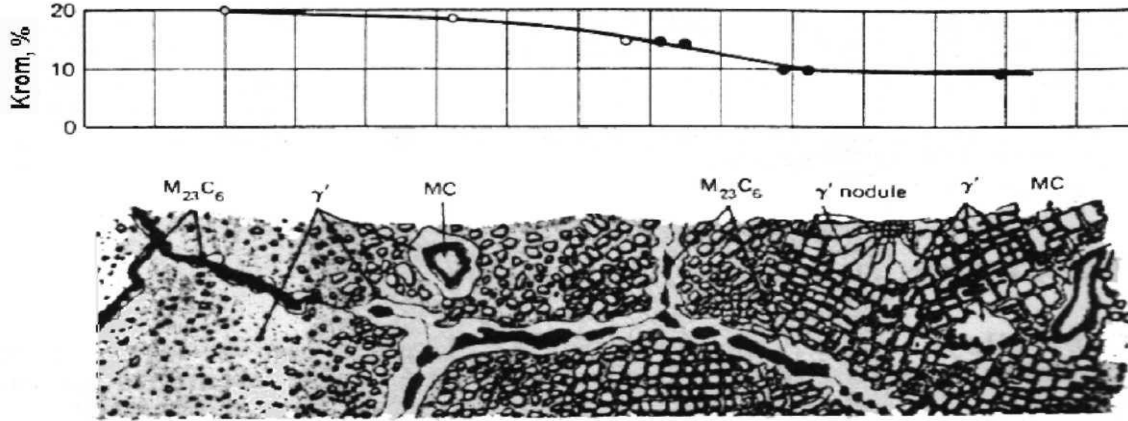
Genellikle demir esaslı süper alaşımların 650 °C nin üzerindeki sıcaklıklarda kobalt ve nikel esaslı süper alaşımların mukavemetlerinden daha düşüktür [13].

Çizelge 2.1. Peryodik cetveldeki elementlerin süperalaşımlara etkileri [13]



Her alaşım elementinin süperalaşımların genel doğasına ve özelliklerine etkisi bulunmaktadır. Alaşım geliştiriciler her alaşımın mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisini hesaplayarak alaşım kimyası üzerine çalışmalar yapmaktadır.

Alüminyum, sertleştirici fazının hacim içerisinde oranını artırır. Aynı şekilde Wolfram ve Tantalum, matriks fazı sertleştirmede yardımcı rolleri mevcuttur. Kobalt, Al ve Ti matriks içerisinde çözünürlüğünü düşürerek, bu elementlerin matriks fazı içerisinde çözünmesini maksimuma getirir [14].



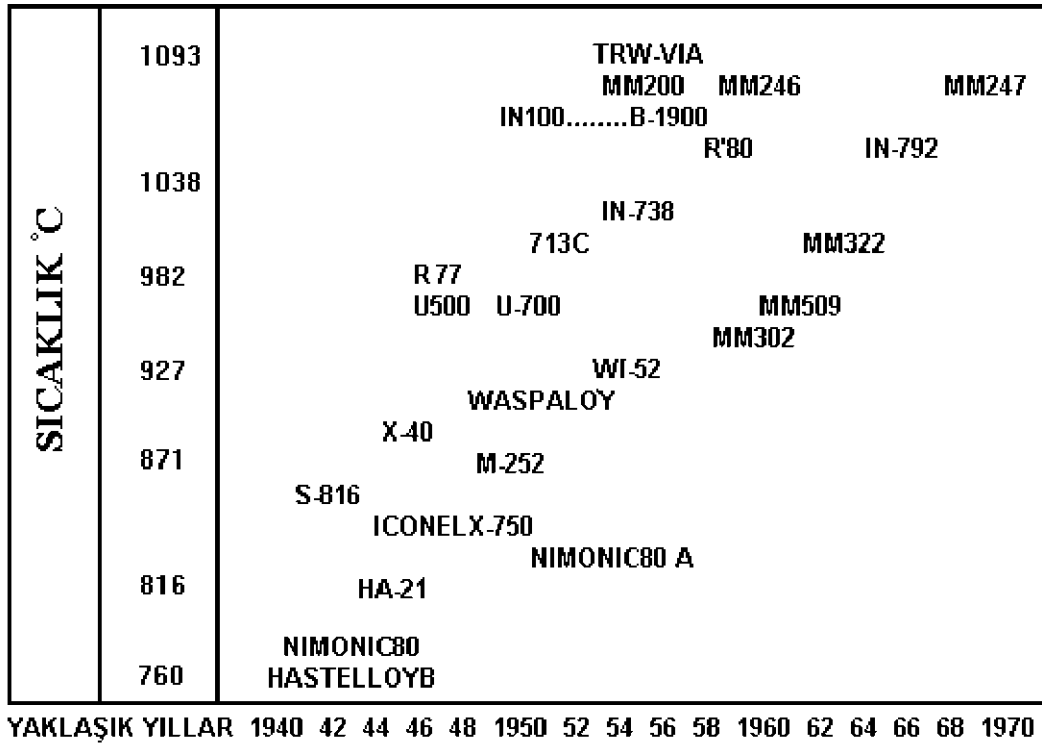
Şekil 2.1. Nikel esaslı süperalaşımlarda krom içeriğinin mikroyapıya etkileri [15]

Krom, oksidasyon dayanımı arttırmak için ilave edilirken, tane sınırında oluşan M23C6 ve M6C karbürleri sayesinde yüksek sıcaklıklarda çatlak yayılımını azaltmaya yardımcı olur. Bor, karbon ve zirkon yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirirken, borun ayrıca yorulma performansını iyileştirici etkisi de mevcuttur. Ayrıca B ve Zr karbür kabalaşmasını engelleyerek tane sınırı dayanımını iyileştirir.(Şekil 2.1)

Çizelge 2.2. Süperalaşımlar üzerinde elementlerin etkisi [13]

Element Etkileri	Fe-esaslı	Co-esaslı	Ni-esaslı
Katı eriyik Mukavemetlendirici	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Mo, Fe, W, Ta
YMK matris stabilize ediciler	C, Ni, Co	Ni	Co
Karbür şekilleri;			
MC tipi	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃ tipi	--	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆ tipi	Cr	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C tipi	Mo	Mo, W	Mo, W
Karbonitritler; M(CN) tipi	C, N	C, N	C, N
γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	--	Al, Ti
Hegzagonal n (Ni ₃ Ti) dönüşüm geciktiriciler	Al, Zr	--	--
γ'nın çözücü sıcaklığını yükselticiler	--	--	Co
γ'nın çözücü sıcaklığını düşürücüler	--	--	Cr
İntermetalikler	Al, Ti, Nb	Al, Mo, W, Ta	Al, Ti, Nb
Oksidasyon direnci	Cr	Al, Cr, Ta	Al, Cr, Ta

Süper alaşımların gelişimi ve sıcaklık yönünden dayanımları Şekil 2.2.' de gösterilmiştir.

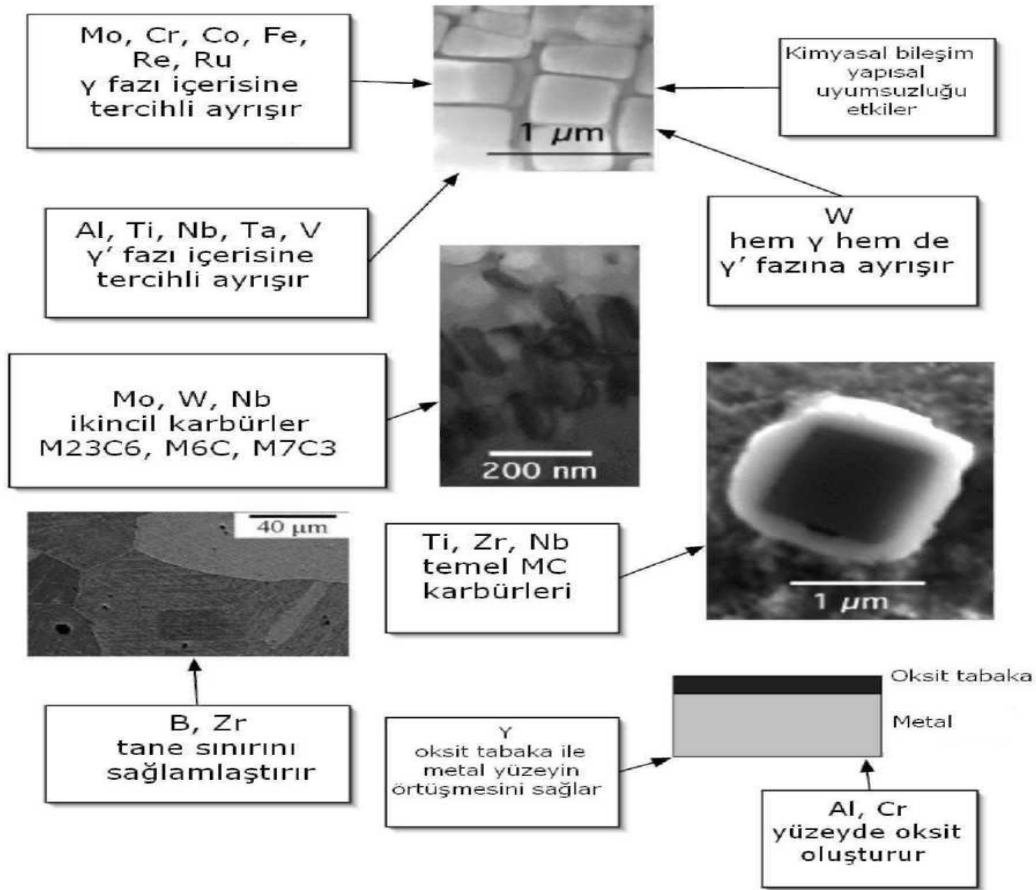


Şekil 2.2. Süper alaşımların gelişimi ve sıcaklık dayanımları [3]

Süper alaşımlar, yüzey dengesinin gerektiği ve yüksek gerilmelerin olduğu 650 °C ve üstü sıcaklıklarda kullanılmaktadır. "Süper alaşım" ifadesi demir, nikel, kobalt ve krom kombinasyonları veya demir, nikel ve kobalt esaslı malzeme alaşımları için kullanılabilir. Bu alaşımlar daha düşük miktarlarda tungsten, molibden, tantal, niyobyum ve alüminyum olmak üzere çeşitli demir, nikel, kobalt ve krom oluşumları içerirler [16]. Nikel esaslı süper alaşımlar, sürünme-kırılma ömrünü arttırmak için küçük miktarlarda bor, zirkonyum ve hafniyum içerebilir. Karbon bütün alaşımlarda, genellikle nikel ve demir esaslı süper alaşımlarda yaklaşık %0,03'e kadar bulunur [11]. Fakat karbür safhasının kuvvetlendirilmesine neden olmak için kobalt esaslı alaşımlarda daha yüksek miktarlarda bulunabilir. Çeşitli süper alaşım tipleri arasında demir esaslı krom ve nikel içeren, demir-nikel-krom-kobalt bileşikler, katı solüsyon takviyeli kobalt esaslı alaşımlar, kobalt esaslı karbür takviyeli alaşımlar, nikel esaslı çökeltme takviyeli alaşımlar ve nikel esaslı oksit dağılım takviyeli alaşımlar bulunmaktadır [17].

Bazı örneklerde, demir-nikel oranları, alaşımların nikel esaslı olarak adlandırılmasını gerektirmektedir. Bunun örnekleri % 16 Fe ve % 49 Ni içeren katı solüsyon takviyeli Hastelloy X ve % 28 Fe ve % 52 Ni takviyeli γ' takviyeli Inconel 718' dir. Bu iki örnekte, alaşımlar bir alaşım katkısı olarak demir içeren nikel esaslı süper alaşımlar olarak sınıflandırılmışlardır. Bu tip diğer alaşımlar tam olarak tanımlanmamıştır. Örneğin γ' takviyeli INCOLOY 901 süper alaşımı % 42 Ni ve % 36 Fe içerir. Bu alaşım nikel esaslı olarak değerlendirilebilir veya demir-nikel-krom kategorisine sokulabilir. Bir karma bileşik katı solüsyon takviyeli alaşıma örnek olarak % 21 Cr, % 20 Ni, % 20 Co, % 32,5 Fe, % 3 Mo, % 2,5 W ve % 1 Nb içeren Multimet verilebilir. Bu sınıfın diğer bir karmaşık alaşımı ise Incoloy 903' dür. Bu alaşım, yüksek dayanım yanında, düşük sabit termal genleşme katsayısı ile istenilen yerlerde kullanılmaktadır [3].

Nikel esaslı çökeltme takviyeli süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda gösterdiği dayanım bakımından daha fazla kullanılmaktadır. Çok yüksek sıcaklıklarda oksit dağılım takviyeli alaşımların ve hatta bazı kobalt alaşımlarının çökeltme takviyeli nikel esaslı süper alaşımlara karşı aşırı dayanım gösterdiği bir gerçektir. Ancak, bu alaşım çeşitlerinin ikisi de daha düşük sıcaklıklarda nikel esaslı süper alaşımlardan çok daha güçsüzdür. Demir esaslı süper alaşımlar ve katı solüsyon takviyeli alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda gösterdikleri düşük dayanım özelliğinden dolayı süper alaşımların en zayıflarıdır [12]. Demir esaslı süper alaşımlar, yüksek sıcaklık gerektiren uygulamalarda daha az kullanılmıştır. Bu, yaygın olarak kullanılan demir içeren nikel esaslı Inconel 718 alaşımı için geçerli değildir. Demir esaslı süper alaşımların başlıca üstünlüğü kaybolmuştur. Ancak, katı solüsyonlu alaşımlar, dayanımın önemli olmadığı durumlarda kullanılmaya devam etmiştir. Fakat oksidasyon ve sıcak korozyon dayanımı gereklidir [11]. MAR-M 509 gibi kobalt alaşımlar yaygın olarak uçak motor türbin pervane dökümleri için kullanılmıştır ve kobalt esaslı Haynes 188, popüler bir yanma malzemesidir. Süper alaşımlar yapılarındaki oluşum elementlerine göre farklı isimler alırlar [3].



Şekil 2.3. Süperalaşım mikroyapısı ve alaşım elementleri etkisi [13]

2.1. Süperalaşımlarda Sertleştirme Mekanizmaları

Metallerde, akma dayanımı dislokasyon sayısı ve hareketleri ile kontrol edilir. Malzemenin akma dayanımını arttırmak için, dislokasyon hareketleri kısıtlanmalıdır. Bu kısıtlanma, harekete karşı iç gerilim oluşturarak veya dislokasyon hareket düzlemine partiküller yerleştirilerek, bağ oluşumu veya partikülleri kesmesi ile sağlanır. Süper alaşımların çok sayıda alaşım elementi içermesi nedeniyle dislokasyon hareketlerinin kısıtlanması, katı eriyik sertleşmesi, çökelme sertleşmesi veya tane sınırı sertleşmesi işlemleri ile gerçekleşir [15].

2.1.1. Katı eriyik sertleşmesi

Katı eriyik sertleşmesi çözünmüş atomları metal ana matrise bağlar. Nikel bazlı süperalaşımlarda, bu mekanizma, katı çözelti elementlerinin (Al, W, Mo, Cr, Fe, V, Ti, ve Co) γ matrise eklenmesi ile sağlanır. Katı eriyik sertleşmesi esnasında, çözünmüş atom akış

gerilimi artışına sebep olabilir. Bu elementlerin sertleştirme etkileri yüksek sıcaklıklarda korunur. Oda sıcaklığında Co, Fe, V ve Ti elementleri Cr, Mo, Al ve W kıyasla daha zayıf katı eriyik sertleştiricilerdir [15].

2.1.2. Çökelme sertleşmesi

Süperalaşımlarda sertleşme fazının oluşumu hakkında farklı düşünceler mevcuttur. Eiselstein'a göre alaşım, YMK Nb elementince zengin γ' fazının çökmesi sayesinde kuvvetlendirilmiştir. Raymond γ' fazınca kuvvetlendirilmesine katılırken, ancak Ni_3Nb fazının KYM değil KHM olduğunu savunmuştur. Birçok yazar bu sonuçlara zaman içerisinde itirazda bulunmuştur. Geline ortak noktada elektron kırılım deseni analizi ile süperalaşımların baskın sertleştirme mekanizmasının, KHM Ni_3Nb γ'' fazının çökmesi olduğu konusunda hemfikir olunmuştur. Bir A_3B intermetalik fazı tipi olan Ni_3Nb fazı östenitik matris içinde tutarlı bir şekilde çökler. A_3B tipi bileşiklerde, A bileşeni Ni, Co veya Fe gibi elektronegatif elementlerden oluşurken, B bileşeni Al, Ti, Ta veya Nb gibi daha elektropozitif elementlerden oluşmaktadır. Bu fazlar için verilen denklemler basit olmasına karşın alaşım ilaveleri kompozisyonunu daha karmaşık yapmaktadır [15].

Süper alaşımlarda yüksek dayanım seviyelerinin elde edilmesinde katkıda bulunan ana etmen, müsait kayma düzlemlerinin sınırlandırılmasıdır. Bir dislokasyon γ'' fazına ulaştığında dislokasyon tırmanarak, bağ yaparak veya keserek bu fazı atlamalıdır. Sınırlı sayıdaki kayma sistemi nedeniyle çapraz kayma engellenmekte ve bunun sonucunda dayanım artmaktadır. Süper alaşımlar düşük miktarlarda Al ve Ti içermektedir. Bu sayede γ' fazı γ'' fazını oluşturur ve aynı anda matris içerisinde varlıklarını sürdürürler. Araştırmalara göre ağırlıkça %0,2'den az Al içeren bazı nikel esaslı süper alaşımlarda γ'' fazı baskınken Al konsantrasyonu ağırlıkça %0,5'i geçtiğinde γ' fazı baskın olmaktadır. γ' fazının alaşım sistemini sertleştiren iki ana yolu vardır. Birincisi antifaz sınırlarında sertleşmesi neticesinde oluşmaktadır. γ' fazının bölünmesi sırasında antifaz sınırı enerjisi meydana gelir. Bu enerji dislokasyonların hareketini engelleyerek malzemenin sertleşmesini sağlar. İkinci mekanizma ise γ' fazının tutarlı bir şekilde γ matrisinde çökmesine dayanır. Dislokasyonların γ' çökeltilerinin arasından geçmesini zorlaştıran bağdaşım gerinimleri oluşturur. Hem γ' hem de γ'' fazları dislokasyon hareketlerini engelleyerek daha dayanıklı

malzeme elde edilmesini sağlarlar. Bu sebeple, alaşım sertliğinin azami dereceye çıkarılmasında bu fazların hacimsel oranını optimize etmek önemlidir [15].

2.1.3. Tane sınırı sertleştirilmesi

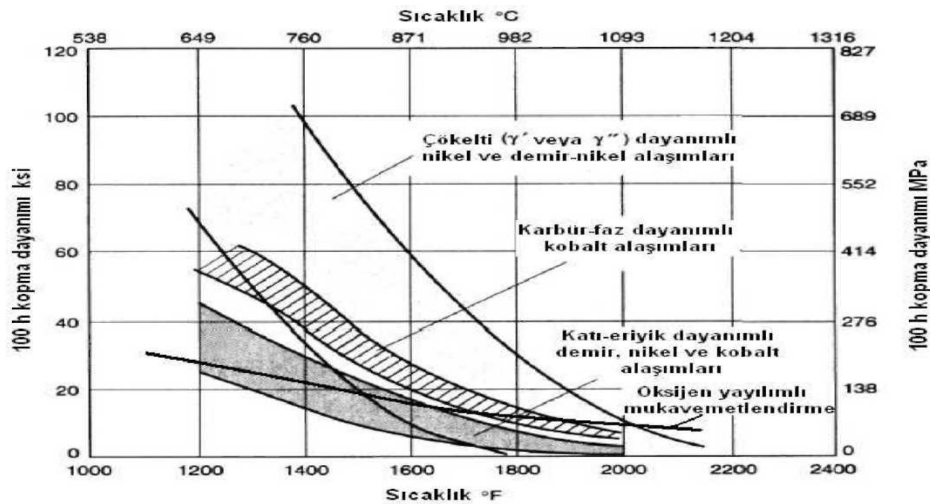
Çok kristalli malzemelerin matrisini sertleştirme de kullanılan bir diğer yöntem tane sınırları sertleştirmesidir. Tane sınırları, mekanik özelliklerin belirlenmesinde önemli rol oynar. Süperalaşımlarda, çatlaklar tane sınırları boyunca yayılma eğiliminde olduklarından mekanik özelliklerin düşmesine neden olurlar. Bu sebeple bu tarzda çatlak oluşumuna meyilli alaşımlarda, tane sınırının zayıflığını engellemek amacıyla alaşım elementi ilavesi yapılması gereklidir. Süperalaşımlarda, ömür, uzama ve kopma gerilimini arttırmak için, ana matrise B ve Zr ilaveleri yapılır. Bu elementler tane sınırlarında boşlukları ve kafes bozukluklarını doldurarak yüksek sıcaklıklarda tane sınırı yayılımını azaltırlar. Ayrıca bazı dövme alaşımlarda Mg ilavesinin de iyileştirilmiş özellikler sağladığı görüşmüştür.

Nikel esaslı süperalaşımlarda karbon ilavesi karbür oluşumunu teşvik eder. Nikel karbür oluşturmazken, karbürler diğer alaşım elementlerinin reaksiyonu sonucu meydana gelir. Bu oluşan karbürlerin görevleri ise karmaşıktır. Tane sınırı karbürlerinin morfolojisi süneklığe zararlı etkisi olduğu bilinir. Buna rağmen, tane sınırı karbürleri genel mekanik özellikler üzerinde yararlı sayılabilecek etkileri de mevcuttur. Örneğin tane sınırları karbürleri, yüksek sıcaklıklarda kopma dayanımını arttırırlar. Ayrıca matrisden tepkili elementlerin giderilmesi sayesinde sünekliliğe ve kimyasal kararlılığa olumlu etkileri vardır. Aksi takdirde tane sınır zayıflaması görülebilir. Daha önce Merrick tarafından belirtildiği gibi, nikel esaslı süper alaşımlarda karbür çökmesi, tane sınırı ve dislokasyonlar gibi hataları kapsayan farklı davranış biçiminde oluşurlar. Ayrıca araştırmacıların gözlemlerine göre, karbürler nikel esaslı süper alaşımlarda tane sınırında çökmeyi tercih ederken, kobalt ve demir bazlı alaşımlarda taneler arası yerleşim daha yaygındır [15].

Nikel esaslı süper alaşımlarda çeşitli karbür yapıları mevcuttur. En genel karbür yapıları, MC, $M_{23}C_6$ ve M_6C tipleridir. Bu karbürler, imalat sırasında, çalışma esnasında veya ısıtma işlemde çökebilirler. Araştırmacılara göre baskın tane sınırı çökmesi, niobyumca zengin MC karbürleri tarafından sağlanır. Kompozisyonları değiştirilebilir olmasına rağmen niobyum karbürler kararlı haldedirler. Bazı durumlarda titanyum niobyumun yerini alıp (Ti,Nb)C oluşturabilirler. Sudararaman çalışmalarında, karbürlerin tane sınırında

çökmesinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olduğunu göstermiştir. Ayrıca bu çalışmalarda artan yaşlandırma sıcaklığı ile karbür çökmesi içeren tane sınırı kırılması da artmıştır. Bir başka nokta ise tane sınırlarındaki karbürler alaşımların çatlak oluşum tipini doğrudan etkiler, taneler arası hatalara sebebiyet verirler [15].

MC karbürler (TiC ve NbC) çok kararlı bileşiklerdir. Buna rağmen, süperalaşımların içerdiği Mo ve W gibi refrakter elementler, Ti ve Nb yerini doldurabilirler. Eğer bu durum gerçekleşirse, MC bağlama gücü zayıflar ve bozunmaya meyilli hale gelirler. Bu bozunma gerçekleşirse oluşacak karbürler $M_{23}C_6$ ve M_6C 'dir. $M_{23}C_6$ karbürleri, nikel esaslı süperalaşımların özelliklerine olumlu etkileri ile bilinirler. Bu etkiler, fazın morfolojisi ile gerçekleşir. Tane sınırlarında meydana getirdikleri sabit faz ile tane sınırı katmasını engeller ve bu sayede süneklik ve sürünme dayanımında artışa sebep olurlar. M_6C tipi karbürler ise hem tane sınırlarında bloklu morfolojide hem de Windmanstatten tanelerarası yapıda bulunurlar. Bu durumun dövme alaşım imalatında olumlu etkileri mevcuttur. Ayrıca $M_{23}C_6$ karbürlerinden daha kararlı olmaları, yüksek sıcaklıklarda tane boyutu kontrolünü kolaylaştırır. Süperalaşımların mukavemetlendirme mekanizmaları süperalaşımların sertlik, dayanım, ergime noktası, kopma dayanımı gibi özelliklerini etkiler (Şekil 2.4).



Şekil 2.4. Dayanım artırma mekanizmalarının süperalaşımlar üzerindeki etkisi [15]

2.2. Süperalaşımların Kullanım Yerleri

Süper alaşımlar yüksek sıcaklık dayanımları nedeniyle genellikle uçak parçaları, kimyasal ekipmanlar ve petrokimya ekipmanları olarak kullanılır(Şekil 2.5). Süper alaşımların yaygın olarak kullanıldığı uygulama alanları;

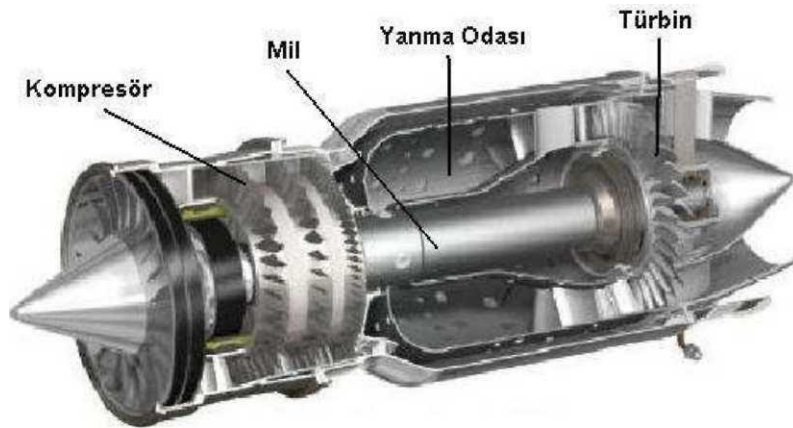
Uçaklar ve endüstriyel gaz türbinleri;

- Diskler
- Civatalar
- Şaftlar
- Muhafaza kapları
- Pervane kanatçıkları
- Vanalar
- Yanma odaları
- Gaz türbini santralleri
- Civatalar
- Pervane kanatçıkları
- Gaz ısıtıcıların bacaları.
- Motorlar (Resim 2.1)
- Turbo yükleyiciler
- Eksoz valfleri
- Isıtma elemanları
- Valflerde ve contalar
- Metal işçiliği
- Sıcak işleme takımları ve kalıplar
- Döküm kalıplar
- Tıbbi uygulamalar
- Dişçilik
- Protezcilik ekipmanları.



Resim 2.1. Süperalaşımların etkin olarak kullanıldığı gaz türbin motoru [19]

- Isıl işlem ekipmanları;
- Tepsiler, Karıştırıcılar,
- Konveyör bantları.
- Nükleer güç sistemleri;
- Hareket mekanizmaları için kontrol çubukları,
- Akış valfleri, Yaylar.
- Uzun araçları;
- Aerodinamik araç zırhları,
- Roket motor parçaları.
- Kimyasal ve petro-kimya sanayi;
- Civatalar,
- Valfler, Reaksiyon kapları, Borular, Pompalar



Resim 2.2. Bilgisayarla simüle edilmiş bir uçak motoru ve önemli bölümleri [15]

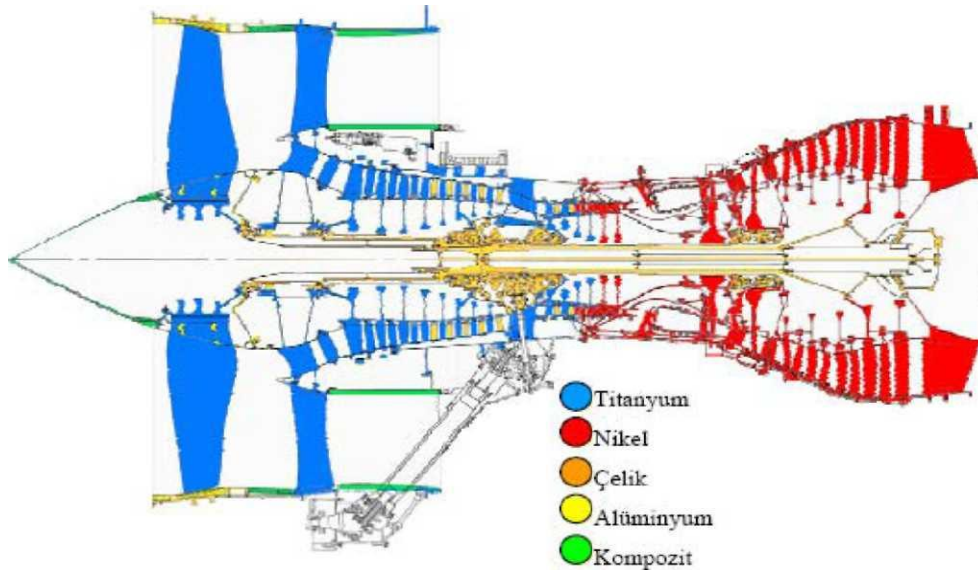
2.3. Nikel Esaslı Süperalaşımlar

Nikel esaslı süperalaşımlar yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet sağlayabilen ısı dirençli alaşımlar olarak tanımlanmaktadır. Bu alaşımların en önemli özellikleri, çok iyi korozyon ve oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda kırılma ve sürünme direncidir. Nikel ve kromun birleşimi bu alaşımlara önemli bir oksidasyon direnci kazandırmaktadır. Temel alaşım elemanı olarak kobalt, demir, molibden, tungsten ve tantal içerebilirler. Katı solüsyon ve ikinci aşama intermetalik çökeltme ile kuvvetlendirilmişlerdir. Alüminyum, titanyum ve niyobyum intermetalik oluşum elementleridir. Nikel esaslı süper alaşımlar % 30 ile % 75 Ni ve % 30'a kadar Cr içerirler [16].

Birçok Inconel, Nimonic ve Hastelloy gibi alaşımlarda demir içeriği, küçük miktarlardan yaklaşık % 35'e kadar değişen oranlarda bulunur. Nikel esaslı süper alaşımlar özellikle 650 °C'yi geçen sıcaklıklarda mekanik dayanım olarak paslanmaz çeliği geçerler. Nikel esaslı süper alaşımlar; oksidasyon ve korozyona, yüksek dayanım ve direnç gerektiren uygulama alanlarında genişçe kullanılırlar. Nikel esaslı alaşımlar en başta gaz türbin kompartımanları olmak üzere uçak motorlarında kullanılan alaşımların ağırlıkça %50 den fazla kısmını kapsayan ve en çok kullanılan süper alaşımlardır. Nikel alaşımları, daha yoğun olan çeliklerle kıyaslandığında daha fazla mukavemet/ağırlık oranı sağlamaktadırlar [15-16].

Mekanik özellik açısından büyüleyici olan nikel esaslı süper alaşımlar, korozyona karşı güçlü dayanım göstermelerinin yanında, ergime sıcaklıklarının %80 ile %90 sıcaklıklarında sürünme ve yorulma dayanımı devam ettirmek gibi eşsiz özelliğe sahiptirler. Uygulama alanları içerisinde liman donanımları, nükleer reaktörler, petrokimya fabrikaları ve yiyecek üretim donanımları bulunmaktadır. Nikel esaslı alaşımların bu tür agresif ortamlarda kullanılması yüksek korozyon direnci, mekanik ve termal yorulma, yüksek sıcaklıklarda sürünme ve erozyon direncine bağlıdır. Nikel esaslı alaşımların kullanıldığı bölgelerde bu özellikler etkin bir kullanım performansı açısından gereklidir. Uçak motorlarında, bu özelliklerin gereksinimi yüksek basınç ve sıcaklık altında kullanılan türbin bıçaklarında özellikle ortaya çıkmaktadır. Türbin bıçakları, içerisinde iç ve dış soğutmayı artırmak amacıyla tasarlanmış odacıklar bulundurmaktadır [15].

Nikel esaslı alaşımlar, nikelin krom (Cr), tungsten (W), renium (Re) gibi katı çözelti sertleştirici elementleriyle birleşmesinden oluşan nikel katı çözelti matrisi içerisinde $Ni_3(Al, Ta)$ intermetalik bileşiğini içermektedir. İntermetalik bileşik içerisindeki tantalum (Ta) yüksek sıcaklık mukavemeti ve oksidasyon direncini yükseltir. Bu atomik element, alaşımın sıcaklığını ve oksidasyon direncini düşürmek için titanyum(Ti) ile yer değiştirebilir. Ni-esaslı türbin bıçakları $520^{\circ}C$ 'yi bulan sıcaklıklarda kullanılmaktadır [16].



Resim 2.3. Nikel alaşımlarının uçak motorunda kullanıldığı bölgeler [15]

Demir elementi Inconel'ler, Nimonic'ler ve Hastelloy gibi nikel esaslı süperalaşımlar içinde az miktarda, Incoloy 901 ve Inconel 706 gibi alaşımlarda ise yaklaşık %35 oranında bulunur. Bazı nikel esaslı alaşımlar, dayanım direnci ve korozyon direnci için az miktarda alüminyum, titanyum, niyobyum, molibden ve tungsten de içermektedir [15].

Nikel esaslı süper alaşımların mukavemetleri, katı eriyik sertleştirilmesi veya katı çökelti sertleştirilmesi yöntemleri ile artırılabilir, fakat çoğunlukla katı eriyik sertleştirilmesi yöntemi tercih edilmektedir. İlk çökelti sertleştirilebilen nikel esaslı süperalaşım Nimonic 80 1941'de İngiltere'de geliştirilmiştir. Esas olarak bu alaşım $Ni_3(Al,Ti)$ çökeltilerinin oluşması için %2.25 Ti ve Al'lu bir Ni-%20 Cr katı eriyiğidir. Yıllarca bu alaşımların performanslarındaki iyileşmeler molibden, kobalt, niyobyum, zirkonyum, bor, demir ve diğer elementlerin ilavesiyle mümkün hale getirilmiştir. Bugün yaklaşık 100 tip dövülmüş ve döküm nikel esaslı süperalaşım vardır. Bunlardan bazılarının kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulamaları Çizelge 2.3'de verilmiştir [16].

Çizelge 2.3. Nikel esaslı süper alaşımların kimyasal bileşimi [16]

Alaşım adı	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Cb	Al	Ti	Mn	C	B	Zr
Inconel 718	53	18.3	0.23	3.04		0.005	0.2	0.50	0.9	0.08	0.04	0.004	
Alaşım 713C	74	12.5	-	4.2	-	-	2.0	0.8	-	-	0.12	0.012	0.10
Alaşım 713LC	75	12.0	-	4.5	-	-	2.0	0.6	-	-	0.05	0.010	0.10
B-1900	64	8.0	10.0	6.0	-	4.0	-	1.0	-	-	0.10	0.015	0.10
FORT 406	60	6.0	10.0	1.0	8.5	6.0	2.0	2.0	-	-	0.13	0.018	0.06
IN-100	60	10.0	15.0	3.0	-	-	-	4.7	-	-	0.18	0.014	0.06
IN-162	73	10.0	-	4.0	2.0	2.0	1.0	1.0	-	-	0.12	0.020	0.10
IN-731	67	9.5	10.0	2.5	-	-	-	4.6	-	-	0.18	0.01	0.06
IN-738	61	16.0	8.5	1.7	2.6	1.7	0.9	3.4	-	-	0.17	0.01	0.10
IN-792	61	12.4	9.0	1.9	3.8	3.9	-	4.5	-	-	0.12	0.02	0.1
M22	71	5.7	-	2.0	11.0	3.0	-	-	-	-	0.13	-	0.60
MAR-M200	60	9.0	10.0	-	12.0	-	1.0	2.0	-	-	0.15	0.15	0.05
MAR-200(DS)	60	9.0	10.0	-	12.0	-	1.0	2.0	-	-	0.13	0.15	0.05
MAR-M246	60	9.0	10.0	2.5	10.0	1.5	-	1.5	-	-	0.15	0.15	0.05
MAR-M421	61	15.8	9.5	2.0	3.8	-	2.0	1.8	-	-	0.15	0.15	0.05
MAR-M432	50	15.5	20.0	-	3.0	2.0	2.0	4.3	-	-	0.15	0.15	0.05
NX188(DS)	74	-	-	18.0	-	-	-	-	-	-	0.04	-	-
Rene'77	58	14.6	15.0	4.2	-	-	-	3.3	-	-	0.07	0.016	0.04
Rene'80	60	14.0	9.5	4.0	4.0	-	-	5.0	-	-	0.17	0.015	0.03
Rene'100	60	9.5	15.0	3.0	-	-	-	4.2	-	-	0.18	0.014	0.06
SEL	51	15.0	22.0	4.5	-	-	-	2.4	-	-	0.08	0.015	-
SEL-15	58	11.0	14.5	6.5	1.5	-	0.5	2.5	-	-	0.07	0.015	-
TAZ-8A	68	6.0	-	4.0	4.0	8.0	2.5	-	-	-	0.12	0.004	1.00
TRW-NAZA VIA	61	6.1	7.5	2.0	5.8	9.0	0.5	1.0	-	-	0.13	0.020	0.13
UDIMET 500	52	18.0	19.0	4.2	-	-	-	3.0	-	-	0.07	0.007	0.05
WAZ-20(DS)	72	-	-	-	20.0	-	-	-	-	-	0.20	-	1.50

Nikel esaslı süperalaşımlar, yüksek oranda nikel sayesinde kararlı bir mikroyapı oluştururlar ve nikel sayesinde indirgeyici (asidik) ortamlarda korozyon dayanımları artar. Krom ilavesi ile bu alaşımların oksitleyici ortamlarda korozyona ve oksidasyona dayanımı daha da artar. Bunun sonucu olarak da alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda korunan mukavemet, iyi bir işlenebilirlik, korozyon ve oksidasyona karşı iyi bir dayanım kazanırlar. Özellikle 700°C'nin üzerinde uzun süre dayanımlarının önemli bir bölümünü

koruduklarından dolayı yüksek sıcaklık uygulama alanlarının gereksinimlerine uygundurlar ve bu nedenle kullanım alanı genişlemektedir [16].

Birçok alaşım elementinin ilavesiyle oldukça karmaşık bir yapıda olan ve farklı etkilere gelen dayanıma sahip nikel esaslı süper alaşım mikro yapısı ortaya çıkar. (Şekil 2.2). Nikel esaslı süper alaşımların ana fazları, kübik yüzey merkezli γ (Ni) matris ve sıralı kübik yüzey merkezli koheren γ' (Ni_3X , $\text{X}=\text{Al}$, Ti , Ta veya Nb) çökelmiş fazıdır. γ' çökelmiş fazın hacimce oranını arttırarak nikel esaslı süper alaşımların yüksek sıcaklık dayanımları arttırılabilir fakat bu uzun dönem mikroyapısal kararlılıkta sorunlara yol açar. γ ve γ' fazlarının oluşturduğu katı çökeltisi toplam dayanıma katkı sağlar. Diğer yararlı fazlar ise genellikle tane sınırlarında oluşan karbürler ve borürlerdir. Bu fazlar genellikle zararlı elementleri bir araya getirerek tane sınırı kaymasını azaltırlar. Alaşım bileşimi kontrol edilemezse veya yüksek sıcaklıklara çıkılırsa bazı istenmeyen yüzeysel sıkı paket fazlar, kübik yüzey merkezli γ matris oktahedral yüzeylerle aynı yönde tabaka veya iğne şekilli yapılar oluşturur. Bu fazların varlığı mekanik özellikler açısından fazlaca zararlıdır [15].

Nikel esaslı süper alaşımların özellikleri

Endüstride geniş bir kullanım alanına sahip olan bu alaşımlar şu özelliklere sahiptir.

- Yüksek ısıl gerilim
- Yüksek sertlik
- Yüksek kesme kuvvetine gerek duyan işleme gerilmesi ve yüksek iş sertliği
- Yüksek ısılara sebebiyet veren düşük termal iletkenlik
- Yüksek oranda aşındırıcı karbür zerreciklerinin varlığı

Takım üzerine güçlü kaynama eğilimi ve yığıntı talaş (BUE) oluşumu yukarıda sayılan bütün bu özellikler, işleme esnasında kesici takımların üzerinde yüksek aşınma oranı ve yüksek kesilme sıcaklığına sebebiyet vererek süper alaşımların aşırı derecede işlenmesini zorlaştırmaktadırlar. Nikel esaslı süper alaşımlar, tungsten-karbür-kobalt sınıfı kaliteler ile 50 m/min.' lik kesme hızının üzerindeki bir hızda işlenebilmektedir [17]. Bu hızda talaş kontrolü zayıftır. Talaş tipi sürekli ve aşındırıcı testere dişi kenarlara sahiptir. Yüksek

ısıların kombinasyonu yüksek iş parçası gerilimi ve aşındırıcı talaşlar kesme derinliğinde çentik oluşmasına neden olan ana problemdir [18].

2.4. Kobalt Esaslı Süperalaşımlar

Kobalt esaslı dökme ısı dayanımlı alaşımlar ilk kez ikinci dünya savaşı sırasında yüksek gerilmeler altında çalışan gaz türbin bıçaklarında kullanılmıştır. İlk alaşım, Fe-Cr-Ni ve Fe-Ni-Cr alaşımlarının kullanıldığı sıcaklıklar kadar yüksek sıcaklıklarda kullanılsa da yüksek gerilme altında sürünme ve kırılma özellikleri açısından diğer alaşımlara kıyasla oldukça memnun edici sonuçlar vermiştir [19].

Pek çok yüksek sıcaklık kobalt alaşımı önemli miktarda karbon içermektedir ve mukavemetlerini yalnızca tungsten ve krom gibi elementlerin sağladığı katı çözelti sertleşmesinden değil, aynı zamanda 815°C üzerinde daha az etkili olan karbür çökmesinden kazanmaktadırlar. Nikel, kobaltın yüksek sıcaklık formu olan yüzey merkezli kübik (YMK) yapısını kararlı kılmak için sıklıkla ilave edilmektedir. Mukavemet açısından kobalt alaşımları 980°C üzerindeki sıcaklıklar haricinde nikel alaşımlarıyla rekabet edememektedirler. Buna rağmen kaynaklanma ile tamir edilebilme kolaylığı ve yüksek sıcaklıklarda mükemmel korozyon direnci sağlayan yüksek krom içerikleri nedeniyle kobalt esaslı alaşımlar yüksek basınç türbin kanatçıklarında geniş bir kullanım alanı bulmaktadır [20].

Kobalt esaslı süperalaşımlar, ana element olarak kobalt içerir. Ayrıca önemli miktarda nikel, krom, tungsten az miktarda molibden, niyobyum, tantal, titanyum ve bazen demir gibi elementler de içermektedir.

Kobalt esaslı süperalaşımlar, katı-eriyik ve karbür fazları tarafından dayanımı artırılır.

Kobalt katı-eriyik alaşımları üç gruba ayrılır:

1- 650°C den 1150°C kadar sıcaklıklarda kullanılan Haynes 188, UMC0-50 ve S-816

2- Yaklaşık 650°C'de kullanılan bağlayıcı (fastener) alaşımlar MP-35N ve MP-159,

3- Aşınma dirençli Stellite6B.

Kobalt esaslı süperalaşımların hiçbirisi tam katı - eriyik alaşımı değildir. Çünkü hepsi ikincil karbür fazları veya intermetalik bileşikleri içerir. Bu durum yaşlanmaya ve ayrıca oda sıcaklığında süneklik kaybına neden olur. Genellikle bütün kobalt esaslı süperalaşımlar ısıtılma işlem ve yumuşatma sırasında KYM kristal yapıya sahiptir. Ancak MP-35N ve MP-159 alaşımlarında, kullanım öncesi, önerilen termomekanik işlem süresince sıkı-paket hegzagonal yapının miktarı kontrollü şekilde artırılır. 650°C ve 1050°C arasında ısıtılma işlem uygulanan Stellite 6B ve 650°C civarında ısıtılma işlemine tabi tutulan Haynes 25 alaşımları, kısmen sıkı-paket hegzagonal yapıya dönüşebilir. Haynes 25 yaygın olarak kullanılan kobalt esaslı bir süperalaşımdır. Bu alaşım gaz türbinlerinin yüksek sıcaklığa maruz kalan kısımlarında, nükleer reaktör parçalarında, cerrahi implantlarda ve soğuk çalışma şartlarında kullanılmaktadır. Haynes 188 birçok mükemmel bir özelliğe sahip olup tutuşturucularda, geçiş kanalları ve gaz türbinlerinin iç tasarımında kullanılır. Bileşimlerinde lantan, silikon, alüminyum ve magnezyum vardır. Bu alaşımın, 1100°C de oksidasyon direnci ve sürünme direnci yüksektir. Oda sıcaklığında şekillendirilebilmekte ve uzun süreli yaşlanmadan sonra çalışma sıcaklığında sünekliğini korumaktadır.

% 21 Fe içeren UMCö-50 alaşımı, Haynes 25 veya Haynes 188 kadar sert değildir. UMCö-50 fırın parçaları ve karıştırıcılar için kullanılmaktadır.

MP-35N ve MP-159 alaşımları, işlem sertleşebilirliği istenilen yerlerde kullanılır. Her iki alaşım da yüksek dayanım ve sünekliğe sahiptir. Bu alaşımlardaki yüksek dayanım ve süneklik özelliklerinin nedeni, işleme sonucu sertleşen KYM matriste sıkı-paket hegzagonal yapının küçük plakalar haline dönüşümüdür.

Kobalt katı-eriyik alaşımlarının son grubu Stellite 6B dir. Bu alaşım yüksek sıcaklık sertliği ve oksidasyon direncine sahiptir. Bu özelliği ise yüksek krom içeriğinden (yaklaşık %30) kaynaklanmaktadır. Stellite 6B, genellikle buhar türbinlerinde kullanılmaktadır.

Karbür-faz dayanımlı kobalt esaslı süperalaşımlar X-40, WI-52, MAR-M302 ve MAR-M509 yaygın olarak uçak yakıt motor türbinlerinde ve statik kanat uygulamalarında

kullanılır. Bu alaşımlar, yüksek sıcaklık dayanımına ve oksidasyon direncine ayrıca kaynak ile onarılabilme özelliğine sahiptir [15].

Kobalt esaslı süperalaşımlara örnekler;

HAYNES 188

L-605

MAR-M918

MP35N

MP159

STELLITE 6B

ELGILOY

2.5. Demir Esaslı Süperalaşımlar

Demir esaslı alaşımlar, ana element olarak demir ihtiva edip, ilaveten önemli miktarda krom, nikel ve çok az miktarda da molibden veya tungsten içermektedir. Bu grup karbür, intermetalik çökelme ve/veya katı-eriyik sertleşmesi ile dayanımı arttırılır. İntermetalik çökelti genellikle $Ni_3(Al,Ti)$ γ' tipindedir. Bu grubun nikel-krom oranları ve mukavemetlendirme mekanizmaları, paslanmaz çeliklerden farklıdır. Yüksek miktarda demir içeren birçok süperalaşım olmasına rağmen, bunların hepsi demir esaslı süperalaşım değildir. Çünkü bu süperalaşımlar demir, nikel, krom, kobalt, az miktarda molibden, tungsten ve niobiyum gibi elementlerin karmaşık birleşimleridir. Bu duruma örnek olarak; katı-eriyik dayanımlı %16 Fe ve %49 Ni içeren Hastelloy X ile γ' dayanım arttırılan %18.5 Fe ve %52.5 Ni içeren IN 718 alaşımları verilebilir. Bu alaşımlar, Fe ihtiva eden nikel esaslı süper alaşımlardır. γ' dayancı arttırılmış IN 901 süperalaşımı %42.5 Ni ve %36 Fe içeren nikel esaslı veya karmaşık demir-nikel-krom esaslı bir süperalaşımdır. Bu alaşım yüksek dayanımına ek olarak, sürekli düşük termal genleşme katsayısına sahiptir. Kompleks bileşimli katı-eriyik dayanımlı alaşıma örnek olarak Multimet (N-155) alaşımı da verilebilir. Bu alaşım %21 Cr, %20 Ni, %20 Co, %32.5 Fe, %3 Mo, %2.5 W ve %1 Nb içermektedir. Süper alaşımların özelliklerini geliştirmek için, alaşımlara değişik elementler eklenmektedir. KYM'li matrisli alaşımlar için en etkili dayanım arttırma nikel, alüminyum, tantalum ve niobiyumla yapılır. Molibden ve tungsten gibi bazı elementler dayanım arttırma aşamalarında katı-eriyik içine eklenir [1].

KYM alaşımlar, karbon ilavesiyle sertleştirilmektedir. Nitrojen ve fosfor eklenerek bu sertleştirme tesiri artırılabilir. Karbon, aynı zamanda tane sınırlarında tane sınırı karbürü oluşturarak, dayanımı artırmaktadır. Karbür çökmesi için, karbür oranı yaklaşık %0,5 olmalıdır. Oksidasyon direnci genel olarak krom elementiyle sağlanır. Bununla birlikte nikel ve mangan da oksidasyon direncini artırır. Küçük miktarda bor ilavesiyle yüksek sıcaklık özellikleri de artırılır. Demir esaslı alaşımların 504°C üzeri sıcaklık uygulamaları için en önemli özellikleri KYM olmalarıdır. Çünkü kapalı paketli kafes, daha dirençlidir. İntermetalik bileşik çökelti tarafından dayanımı artan demir esaslı süper alaşımların ilk kullanım alanları, gaz türbin motorlarında kanatlar, diskler ve bağlayıcılarıdır. A-28 alaşımı; bazı gaz türbin motorları, türbin diskleri ve jantları için kullanılır. A-286 aynı zamanda türbin kutuları için de kullanılmaktadır [1].

Demir esaslı süper alaşımlara örnekler;

INCOLOY (800, 801, 802, 807, 825, 903, 907, 909)

A-286

ALLOY 901

DISCALOY

HAYNES 536

H-155

V-57

PM2000

2.6. Oksitlerin Dağılmasıyla Güçlendirilmiş (Ods) Süper Alaşımlar

Toz Metalürjisi ile süper alaşım üretim metodunda gelişme, dağılmış oksitlerle güçlendirilmiş alaşım üretimi ile ortaya çıkmıştır. Bu malzemeler ergime derecesine yakın sıcaklıklarda dahi çok iyi mekanik özellikler göstermektedirler. Bunlara ODS alaşımları denilmekte ve ilk ODS alaşımı 1910 da General Electric tarafından üretilen sünek tungstendir [21]. İlk alaşımlar bilinen klasik toz metalürjisi yöntemleri ile üretilmiştir. Bu teknik iri şekilli parçalar üretmek için pratik bir teknik değildi. 1930 da Smith, dağılım mukavemetleşmesi ile tozların dahi oksitlenmesini ileri sürdü. Daha sonraları bu işlemler Rhines, Meijering ve Druyveteyn bakır ve gümüş alaşımlarını ve De Jong berilyum ve bakır alaşımlarını çalışmıştır. 1940'lı yıllarda alüminyum bazlı malzeme daha sonra ise

toryum içeren nikel malzemeler üretilmiştir. 1970'li yıllarda da ODS alaşımları mekanik alaşımlama ile üretilmeye başlanmıştır. Mekanik alaşımlama ile süper alaşım üretiminde çok önemli gelişme olmuştur. Bu metotla oksitlerin dağılımı ile veya γ' ile güçlendirilmiş süper alaşımları üretmek mümkün olmuştur [21]. Çizelge 2.4'de ODS alaşımlarının yıllara göre gelişimi verilmiştir.

Süper alaşımlarda dağılım mukavemetleşmesinin bulunuşu, artan mekanik özellikli yüksek sıcaklık alaşımlarının yeni bir grubunu oluşturmuştur. Bu yeni grup olan ODS süper alaşımlarda; bir metal matraste düzgün bir parçacık dağılımı, yapı yönlenmesi, çok yüksek sıcaklık alaşımlarında elde edilemeyen yüksek sıcaklık özelliklerini oluşturmak için iri taneli yapı elde edilmiştir. ODS süper alaşımlar, ileri patlamalı motorlar ve enerji üretim birimleri için yüksek sıcaklık malzemeleri olarak kullanılmaktadır [22].

Çizelge 2.4. ODS süper alaşımların yıllara göre gelişimi [23]

1910	Sünek tungsten ince dağılımla elde edildi	Mekanizma anlaşılmadı	Bilinen T/M tekniği (press+sinterleme+tel halinde çekme)
1946	Sinterlenmiş alüminyum parçacıkları (SAP)	isveç'te Al içine Al_2O_3 katıldı	Alüminyum tozlarının karıştırılarak (değirmenle) yüzeyde oksit oluşumu
1958	Th-Ni	Parçacık boyu ve parçacıklar arası mesafenin mekanik özelliğe etkisi anlaşıldı. Fakat pahalı olduğu için ancak birkaç alaşım elemanı katma imkanı vardır	ileri toz üretim yöntemi
1970	IN 583	-	MA metodu kullanıldı

Yeni içten yanmalı motorlar genellikle daha iyi termal özellikler için daha yüksek işlem sıcaklıkları gerektirmektedirler. Hava kirlilik oranını veya yanmasıyla ilişkili harcamayı azaltmak ve bu yanmalı motorların çalışmasını daha küçük birim hacimlerde elde etmek için 1000°C aşın ısıda çalışan parça sıcaklıkları istenmiştir. Bundan dolayı, yüksek sıcaklık dayanımlı yeni ODS malzemeleri, enerji tasarruflu yanmalı motorlar ve enerji korunumlu yüksek performanslı şarj türbinleri gibi birimler için geliştirilmiştir [24]. Yeni ODS alaşımlar, Amerikan donanmasının F18 jetlerinde ve General Electric F404 motorunda kullanılmıştır [25].

ODS süper alaşımları, yüksek sıcaklığa maruz kalan parçalar için gelecek vaat eden metalik malzemelerdir. Isı iletimli alaşımlar Kanthal ve Fecralloy esasına dayalı demir bazlı ODS alaşımları, türbin ve dizel motor yapımında yüksek sıcaklığa maruz kalan parçalar için uygundur. Y_2O_3 parçacık dayanımlı Fe-Cr-Al alaşımı 1482°C gibi yüksek erime noktası ve mükemmel oksitlenme ve korozyon dayanımına sahiptir. Nikel bazlı süper alaşımlara oranla daha yüksek işlem sıcaklığına izin verir. Oksitlerle güçlendirilmiş alaşımın bir diğer avantajı da, uzun aralıklarda yüksek sıcaklıklara gerilme altında ortaya koyduğu dengesi ve özel korozyon ortamlarına direncidir [8].

2.6.1. Mekanik alaşımlama

Son derece homojen mikroyapılar üretmek için toz malzemelerin genellikle asal bir ortamda yoğun öğütme işlemi ile sürekli olarak kırılma, soğuk kaynaklaşma ve yeniden kırılma ile yeniden kaynamaya maruz bırakıldığı bir düşük sıcaklık alaşım sentezleme yöntemine mekanik alaşımlama denilmektedir. Mekanik alaşımlama esas olarak uzay sektörünün gelişmesiyle aranan özellikte malzeme üretimi için geliştirilmiştir. Uzay sektöründe başarı ile kullanılan ilk M.A. alaşımı INCONEL alaşımı olan MA 754'dür. Bu alaşım askeri jetlerin motorlarında sıcak bölgelerde kullanılmaktadır. Metallerin yüksek sıcaklık ortamında mukavemetlerini geliştirmek için alaşıma takviye malzeme ilavesi ilk olarak 1910 yılında tungsten ile thoryum ilavesi yapılarak sağlanmıştır. Mekanik alaşımlama ile üretilen malzemelerde matris içerisindeki parçacıklar arası mesafenin azalması sonucu malzemenin mukavemetinin arttığı gözlenmektedir [26].

Mekanik alaşımlama işleminin doğası, sabit tutulan tüm diğer işlem şartları ile değişen zaman aralıkları içinde öğütülen toz parçacıklarının mikroyapısı incelenerek, zaman süreci içerisinde olumlu sonuç alınabilir. Mekanik alaşımlama, difüzyon, katılaştırma ya da ergitme yoluyla alaşım haline getirilemeyen elementlerin homojen bir biçimde alaşımlanmasında kullanılır. Bu teknikte kendilerine has özellikleri olan "sentetik" alaşımların yapılması ve geliştirilmesi de mümkündür.

Mekanik alaşımlama (M.A.) metodu ile üretilen ferritik ODS alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda sürünme, oksitlenme ve nitrürlenmeye karşı dayanımları oldukça iyidir. Günümüzde ticari ölçekli mekanik alaşımlama, Y_2O_3 ile güçlendirilmiş alaşımların üretiminde kullanılmaktadır. MA çalışmaları Ni, demir ve alüminyum esaslı ODS

alaşımları ve yüksek sıcaklık alaşımları için kaplamalar geliştirmek üzerine yoğunlaşmaktadır. Ayrıca malzemeleri bilyeli değirmenle mekanik alaşımlama hızla gelişmektedir. MA metoduyla üretilen ODS alaşımların oldukça yaygın kullanım alanları; gaz türbini, ileri enerji dönüşüm sistemleri, dizel motor parçaları, uzay ve deniz sanayii, cam ve seramik endüstrisidir [32,40]. Bu alaşımların yüksek sıcaklıkta mekanik mukavemetlerinin iyi olmasının nedeni, matris içerisinde homojen olarak dağılmış ince oksit partiküllerinden kaynaklanmaktadır [26]. Yaklaşık 20 nm büyüklüğünde ve birbirine mesafesi 100 nm olan bu partiküller, f çökeleklerinden ve karbürlerden daha dengeli olup dislokasyonlar için birer bariyer görevi yaparlar. Ayrıca ikinci yeniden kristalleşme sırasında iri uzun taneler ve düzgün olmayan tane sınırları oluşturarak, yüksek sıcaklıkta tane sınır kaymasını önlemektedir [27].

Ferritik ODS alaşımlarının yüksek sıcaklıkta oksitlenme dayanımını arttıran en önemli sebep M.A. işleminden sonra oluşan dengeli, alttaki metalle iyi bir bağ oluşturan Al_2O_3 filmidir. Bu oksit bir film şeklinde yüzeyde bulunur. Fakat ferritik ODS alaşımları üzerinde oluşan oksit filminin sık sık ısınma ve soğumaya maruz kalan döngülü ortamlarda kırıldığı ve çatladığı bildirilmektedir [5].

Bilinen süper alaşımların en önemli dezavantajı, yüksek sıcaklıklarda uzun süre kullanılamamalarıdır [4]. Hâlbuki mekanik alaşımlama ile elde edilen süper alaşımlar, alüminyum ve titanyum gibi reaktif alaşımlama elemanlarından ve ince dağılmış Al ve Ti oksit partiküllerinin bulunduğu alaşımlardır. Bu özelliği ile mekanik alaşımlama ile üretilmiş süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda kolay çözünmez ve uzun süre yapılarını muhafaza ederler.

Mekanik alaşımlama metodunun gerçek değeri, ancak üretilmesi zor alaşımları veya bilinen metotlar ile üretilmesi imkânsız olan alaşımlar göz önüne alındığı zaman görülür. Basit karıştırma teknikleri yapıdaki oksitleri yeteri kadar homojen dağıtamamakta veya çok düzensiz bir yapı oluşmaktadır. Uzay sanayi, gaz türbini gibi ortamlarda kullanılan alaşımların maksimum servis sıcaklığında çalışması istenir. Servis sıcaklığı arttığında, malzemenin mekanik dayanım ve oksitlenme dayanımının artırılması gerekir. Bu sebeple bu tür uygulamalar için Mekanik Alaşımlama ile elde edilen alaşım malzemeler istenir. Mekanik alaşımlama işlemi, buna imkân vermekte ve bilinen diğer metotlarla üretim sırasında karşımıza çıkan problemlerin birçoğu oluşmamaktadır [27]. 1000°C' nin üzerinde

Ni bazlı malzemelerde γ' fazı irileşerek ve çözünerek dislokasyon hareketlerini engelleyecek bariyer özelliğini kaybetmektedir [5]. Oysa daha dengeli ve kararlı refrakter oksit partikülleri içeren ferritik ODS alaşımları, yumuşak matris içerisinde homojen bir şekilde dağıldığında, malzemenin dayanımını ergime noktasına yakın bir sıcaklığa kadar muhafaza etmektedir [30]. Bu partiküller genelde Y_2O_3 veya $Y_2O_3+Al_2O_3$ partikülleri olup, γ' partikülleri ile karşılaştırıldığında çok daha dengelidir ve yüksek sıcaklıkta daha yavaş büyümektedir [31].

2.6.2. ODS alaşımlarında güçlendirme mekanizmaları

Süper alaşımları diğer alaşımlardan ayıran 4 önemli yapısal özellik şunlardır:

- a) Homojen dağılmış oksit parçacıkları; bunlar genellikle yapı içerisinde birbirine 100-150 nm uzaklıkta dağılmış 15-20 nm büyüklüğündedir. MA 6000'de hem oksitler, hem de γ' çökelekleri bulunduğundan yapısı çok karmaşık bir görüntü verir. Demir esaslı alaşım MA 956, ODM 751 ve PM 2000'de ise dayanım, homojen dağılmış Y_2O_3 veya Al_2O_3 ile sağlanır [21].
- b) İri ve uzun taneler; uygulanan termomekanik işlem neticesinde ODS alaşımlarında uzun ve iri taneler elde edilmektedir. Taneler birkaç cm boyunda ve boyunun enine oranı çoğu zaman 10:1 'i geçmektedir. Bu dalgalı iri taneler ikinci yeniden kristalleşmeden sonra elde edilir [41].
- c) Yapı (tekstür); genel olarak yeniden kristalleşme sırasında sağlam yapı elde edilir. Yapının oluşumu, malzemeye yeniden kristalleşmeden önce uygulanan deformasyon ve yeniden kristalleşme işlemine bağlıdır. Hatta bölgesel tavlama ve parçacıkların da etkisi vardır. Fakat bu konu ile ilgili literatürde hala tam açıklayıcı bir mekanizma belirtilmemiştir. Bu nedenle hangi yapının elde edileceği veya hangi parametrenin yapının oluşumu için önemli olduğu pek açık olarak bilinmemektedir. ODS alaşımlarda büyük girintili çıkıntılı taneler ile ince oksit parçacıkların olması istenir [41].

d) Yüzey oksit filmi; alaşımın üretimi sırasında yüzeyde ince oksit filmi oluşturmak üzere, malzeme yaklaşık 1000°C' de saf oksijen ortamına tutulur. Bu sırada yüzeyde 1-2 µm kalınlığında saf Al_2O_3 filmi oluşur. Bu tabaka daha sonraki ikinci yeniden kristalleşme ve diğer yüksek sıcaklık ortamlarında büyümeye devam eder. Alttaki metale iyi yapıştığı için servis şartlarında malzemeyi çevrenin olumsuz şartlarına karşı korur. Bu tabaka 30 µm'yi geçtiğinde alttaki tabaka ile bağında zayıflama olduğu için oksitte bölgesel kalkmalar meydana gelir ve koruyuculuk özelliğini kaybeder. Malzeme içerisinde oksit yapıcı alaşım elementi varsa yüksek sıcaklıkta yeni oksit tabakası yüzeyde büyüyerek malzemeyi korumaya devam eder [40,42].

Oksitlerin dağılımı ile güçlendirme; malzemeye ya direkt olarak oksit (Y_2O_3 , Al_2O_3 gibi) veya oksit yapıcı alaşım elementi katılır. Oksit olarak katıldığında daha etkili sonuçlar alınmıştır. Yüksek sıcaklıkta kararlı, dengeli ve yavaş büyürler. Bu da malzemenin ömrünü uzatır [43].

Karbür dağılımı; içerisinde çok az miktarda karbon içeren alaşımlarda karbon diğer alaşım elemanları ile ince, dengeli karbür ağları oluşturur. Bu karbür ağı, gerek dislokasyon, gerekse tane sınırının kaymasını önler. Bu karbürlere örnek olarak TiC, BC, ZrC, TaC, Cr_7C_3 , Cr_{23} , W_6C verilebilir [40].

Çökelti sertleşmesi; içerisinde Al ve Ti ihtiva eden Ni ve Ni-Fe alaşımlarında yaşlandırma sırasında uyumlu γ' çökeltileri oluşur (Ni_3Al veya Ni_3Ti). Bu çökeltiler yüksek sıcaklıkta sürünme dayanımını arttıırırlar [43].

γ çökeltisi; içerisinde %1-5 Al ve Ti ihtiva eden 20 Cr -25 Ni alaşımında 1100-1200°C de soğutma işlemini müteakip, 700-800°C de yaşlandırma işleminden sonra γ' çökeltileri oluşur. Matriste aym kristal yapıda, küp - küp yönelme ilişkisi, kafes parametreleri benzerdir. Bu yüzden uyumlu ve dolayısıyla düşük enerjilidir. Büyüme ara yüzey enerjisi ile doğrudan ilişkili olduğu için düşük enerjili çökeltilerde büyüme yavaş olur [21].

Katı ergiyik güçlendirmesi; malzemeyi güçlendirmenin en basit yolu onu saf halinden kurtarmaktır. Alaşım elemanının katı içerisindeki çözünüşü çayın içerisindeki şekerin çözünüşü gibidir. Cr, Co, Mo, Ti, Al ve Nb gibi elementler katı eriyik oluşturmak suretiyle alaşıma katılırlar. İlk üretilen süper alaşımlarda fazla alaşım elementi bulunmazken son

zamanlarda üretilen süper alaşımlarda onlarca alaşım elementi bulunduğu dikkat çekmektedir. Buna en iyi örnek Ni bazlı süper alaşımlardan MA 6000'dir (%68,7 Ni, 4,5 Al, 15 Cr, 0,05 C, 1,1 Y2O3, 2,5 Ti, 4,0 W, 2,0 Mo, 2,0 Ta, 0,01 B, 0,15 Zr)

3. KOROZYON

Endüstriyel üretimin maliyetini etkileyen en önemli faktörlerden biri korozyondur. Bütün önlemler alınmış olsa bile, korozyon kayıpları tam olarak yok edilemez. Ancak bilinçli bir mücadele ile korozyon kayıpları minimuma indirilebilir. Korozyonla mücadelenin temeli ekonomidir. Pratikte problemlerin en ekonomik olarak ve yeterli emniyeti sağlayacak şekilde çözülmesi istenir. Bu çözüm her zaman en iyisi olmayabilir. Bazı halde biraz paslanmaya göz yumularak daha ucuz olan çözüm seçilebilir [46]. Korozyon sonucu metalin mekanik direncini yitirmesi özellikle işletmelerde büyük sorunlara yol açmakta ve ekonomik bakımdan büyük zararlara sebep olmaktadır [45].

Bu gün gelişmiş ülkelerde gayri safi milli hâsılanın yaklaşık %4'ü metalik korozyon kayıpları için harcanmaktadır. Bu değerin teknolojik olarak az gelişmiş olan ülkelerde daha da fazla olması doğaldır [46].

Latince, çevresi tarafından aşındırma anlamına gelen 'corrosus' dan türetilmiş olan korozyon kelimesi DIN 50900'de şu şekilde tanımlanmaktadır: "Hammaddenin ölçülebilir bir değişme göstermesine neden olan ve metal bir yapı parçasının veya bir bütün sistemin fonksiyonuna zarar veren, metal malzemenin çevresiyle reaksiyonudur"[47].

Elde edilişleri sırasında pek çok işlemde geçirilen yeraltı zenginliklerinin önemli bölümünü oluşturulan metaller çevreleriyle etkileşim içerisine girerek eski hallerine dönme eğilimi gösterirler. Bu bozunma sürecine korozyon denir[45]. Bir diğer ifade ile Korozyon, metallerin kimyasal ya da elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu bozunmasıdır. Metaller termodinamik bakımdan kararlı olan, doğada bulundukları bileşiklere dönüşme eğilimindedirler [48,49].

Korozyon, elektriksel ara yüzey olarak adlandırılan elektrot/elektrolit ara yüzeyinde olur. Elektriksel ara yüzey terimi bir elektrolitin sınırında fazlar arasındaki bölgeyi oluşturan iyonlar, yönlendirilmiş dipoller ve elektronların sıralanışını anlatmak için kullanılır [48].

3.1. Sulu Korozyonun Elektrokimyasal Doğası

Yalnız sulu ortamdaki metallerin yüzeyinde değil, atmosfere maruz kalan veya toprak altında bulunan metallerin yüzeyinde de her zaman su veya değişik kalınlıkta su filmi bulunur. Hava ve onun bir bileşeni olan oksijen gazı, atmosferle temas eden her çeşit su içerisinde belirli oranlarda çözünür. Su içinde çözünen oksijen gazı metal yüzeyinde redüklenerek, yani elektron alarak iyonik hale dönmeye meyleder. Eğer redüksiyon için gerekli elektronlar metal tarafından sağlanırsa, elektronlarını oksijene vererek oksitlenen metallerin atomları sulu iyon haline geçer ve böylece metal kimyasal değişime uğrar.

Sulu ortamlarda elektron verme (oksidasyon) ve elektron alma (redüksiyon) şeklinde meydana gelen reaksiyonlara 'elektrokimyasal reaksiyonlar' denir. Su içinde, atmosferde ve toprak altında meydana gelen bütün korozyon reaksiyonları elektrokimyasal reaksiyonlardır. Korozyon olayı korozyon hücresi yardımıyla daha iyi açıklanabilir. Korozyonun meydana gelebilmesi için, korozyon hücresi çevriminin kesintisiz çalışması gerekir. Bu çalışma durumu anottaki kimyasal değişim sonucunda meydana gelen metal iyonlarının çözeltiye geçmesi sırasında açığa çıkan elektronların, elektronik bir iletken vasıtasıyla katoda taşınmalarıyla gerçekleşir. Metallerde elektronlar elektrik akışına ters yönde hareket ederler. Akım, birim zamanda hareket eden elektronların bir ölçüsü olduğu için aynı zamanda anotta meydana gelen kimyasal değişimin de miktarını gösterir. Katot yüzeyinde harcanan elektronlar, oksijenin (O_2) hidroksil (OH) iyonu haline dönmesine neden olur. İyonların sulu çözelti içerisindeki hareketi sayesinde anot ile katot arasında elektrik akımı meydana gelir. Pozitif yüklü iyonlar katoda, negatif yüklü iyonlar da anoda giderler. Böylece hücre çevrimi tamamlanmış olur [49].

3.2. Elektrokimyasal Korozyon ve Reaksiyonları

Metallerin sulu çözeltilerdeki korozyonu, elektron alış veriş i ile belirlenen oksidoredüksiyon reaksiyonlarıyla el ele giden tipik bir elektrokimyasal olay olup buna elektrokimyasal korozyon denir [50].

Korozyon birbiri ile elektriksel ve elektrolitik teması olan ve aralarında potansiyel farkı oluşan iki metalik bölge veya nokta arasında meydana gelir. Bu bölge veya noktalardan potansiyel bakımından daha asil olanın yüzeyinde katodik reaksiyon meydana gelir, daha

aktif olan diğer bölge veya nokta ise çözünür. Potansiyel farkının oluşun nedenleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir.

Metal ve alaşımın yapısal, kimyasal, mekanik ve ısı farklılıklar gösteren bölgeleri arasında potansiyel farkı oluşabilir [49, 51]. Farklı iki metal veya alaşımın birbirine temas etmesi nedeniyle potansiyel farkı oluşabilir. Ortamın katodik olarak redüklenabilen bileşenlerinin, metalin değişik bölgelerinde farklı oranlarda bulunması potansiyel farkı oluşturabilir [49].

Sıradan bir demir parçası hidroklorik asit (HCl) çözeltisine daldırıldığında hidrojen kabarcıklarının oluştuğu görülür. Demirde bulunan inklüzyonlar, yüzey pürüzlülüğü, yerel gerilmeler, tane yönlenmesi veya ortamda meydana gelen değişimler nedeniyle demir parçasının yüzeyinde çok sayıda anot ve katot bölgeleri oluşur. Anot bölgesindeki pozitif yüklü demir, atom parçanın yüzeyinden ayrılarak pozitif iyonlar halinde sıvı çözeltiye geçerken negatif yüklü iyonlar metal (demir) içinde kalırlar. Söz konusu elektronlar, çözeltiden metal yüzeyine ulaşan pozitif hidrojen iyonlarını karşılayarak onları nötrleştirir. Nötr hale gelen bazı atomların bir araya gelmeleri sonucunda hidrojen gazı oluşur. Bu işlem devam ettikçe demir anot bölgesinde oksitlenir ve korozyona uğrar. Parçanın katot bölgeleri ise hidrojenle kaplanır. Çözünen metal miktarı; uygulanan gerilim ve metalin direncine bağlı olan hareketli elektron sayısı veya akım şiddeti ile doğru orantılıdır [52].

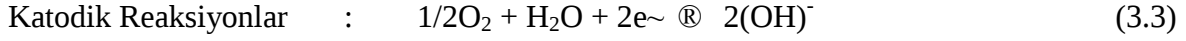
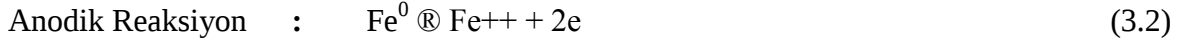
Nerst' e göre tüm metallerin ve hidrojenin elektrot potansiyeli ya da çözünme gerilimi adı verilen karakteristik büyüklükleri vardır. Buna göre bir metal suya daldırıldığında, metal iyonları çözeltiye geçerler. Böylece metal, yüzeyinde bulunan elektronlarla negatif olarak yüklenir.



Osmotik basınçtan dolayı iyonların çözeltiyi terk etmeleri metal yüzeyinde toplanma eğilimleriyle dengelendiğinden çözeltiye geçen metal iyonlarının miktarı çok azdır [50].

Korozyonun sebebi, kararsız haldeki metalin serbest elektronlarını vererek pozitif iyon oluşturması, elektronları alan mukabil malzemenin ise negatif iyon oluşturması neticesinde pozitif iyonlarla negatif iyonlar arasındaki çekim kuvveti ile iyonik bağlı kararlı bir metal

bileşiminin metalin yüzeyinde bir korozyon ürününe, yani pası dönüşerek metali tahrip etmesidir. Korozyon reaksiyonları, bir çift anodik ve katodik reaksiyonların toplamıdır [53].



3.3. Polarizasyon

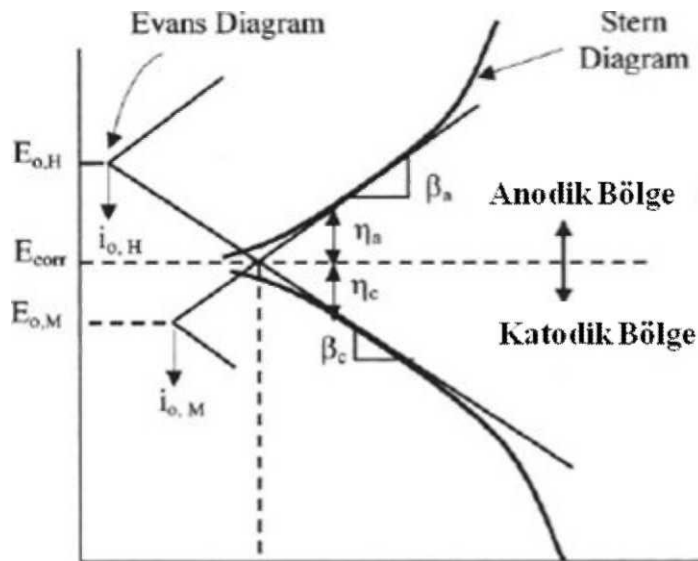
Korozyon reaksiyon hızı, açık devredeki potansiyel farkına, devredeki direnç ve polarizasyona bağlıdır. Polarizasyon, bir metalin potansiyelinde meydana gelen herhangi bir değişiktir. Polarizasyon (3.4) reaksiyonun normal gidişini önleyen engelden kaynaklanır. (3.4) reaksiyonunda moleküler hidrojenin atomik hidrojenden oluşumu zorlukla yürür. Ama oksijen varsa aşağıda oluşan reaksiyon sayesinde (3.4) reaksiyonunu önleyen engel ortadan kalkar ve korozyon olayı devam eder.



Açık sistemlerde çözelti ısıtıldıkça oksijen çözeltiyi terk eder. Bilindiği gibi oksijenin sudaki çözünürlüğü sıcaklıkla ters orantılıdır. Bununla birlikte yaklaşık 80°C' ye kadar korozyon hızı artar, daha yüksek sıcaklıklarda ise azalır [50]. T süresi içinde çözeltiye geçen metal miktarı m, Faraday ve Ohm Kanunlarının birleştirilmesiyle ele geçen aşağıdaki denklemle verilmiştir.

$m = Z(E_c - E_A) / R$ denklemine göre direnç azaldıkça korozyon artar. Çok tuz ihtiva eden sular elektrolitik iletkenliklerinin yüksekliğinden dolayı çok koroziftirler. Fakat burada da belirli bir tuz konsantrasyonunun üzerinde korozyon hızı düşer. Çünkü oksijenin çözünürlüğü suyun tuzluluğu arttıkça azalır. Oksijen verebilen maddeler (3.4) denklemine göre depolarizasyon etkisi yaparlar. Bunun sonucu olarak korozyonu uyarırlar. Kompleks yapıcı maddeler de aynı etkiyi yaparlar. Bu maddeler Men^+ iyonlarıyla çözülebilen kompleksler oluşturarak Men^+ konsantrasyonunu azaltarak (3.1) reaksiyonunda dengenin sağa yönelmesini sağlarlar.

Korozyon uyarıcı maddelerden başka inhibitör adı verilen korozyon önleyici maddeler de vardır. Bunlar anodik inhibitörler ve katodik inhibitörler olarak ikiye ayrılır. Metallerde nemli ortamlarda korozyon başlıca iki faktörle belirlenir. Metalin çözeltiye göre E elektrot potansiyeli ve çözeltinin PH'I . Her ikisi de potansiyometre ile ölçülür. Bir metalin potansiyelinde meydana gelebilecek herhangi bir değişikliğe polarizasyon denilmiştir. Eğer üst potansiyel (u) pozitifse anodik, negatifse katodik polarizasyon söz konusudur. Dışarıdan tatbik edilen bir (i) akım yoğunluğu ile potansiyelde bir değişiklik oluyorsa bu durum bir polarizasyon eğrisi ile gösterilir. Bu eğri dışarıdan uyarılan metal atomlarının çözünmesini gösterir ve anodik polarizasyon eğrisi diye bilinir. Eğrideki lineer kısım aktivasyon polarizasyonu olarak adlandırılır. Lineer çizginin eğimi, bir elektrotta vuku bulan olayların elektriksel çift tabaka içinden ortaya çıkan bir aktivasyon engeline bağlı olduğunu gösterir. Bu yüzden (u) aktivasyon üst potansiyeli olarak tanımlanır. Metal elektrot, E_0 denge potansiyelinin üstündeki potansiyellerde polarizasyona uğrarsa anot gibi davranır. Daha alt potansiyellerde polarize edilecek olursa katot gibi hareket eder. Şekil 3.1'de bir metal elektrottaki anodik ve katodik polarizasyon eğrileri görülmektedir [50].



Şekil 3.1. Bir metal elektrottaki anodik ve katodik polarizasyon eğrisi [53]

Polarizasyon diyagramlarına üç faktör etki etmektedir.

i.R düşüşü,

Karıştırma hızı ve

Oksijen aktifliği [53].

3.4. Pasifasyon

Bir elektroliz hücresinde anot olarak kullanılan bir metalin yükseltgenerek iyonlaşmasından oluşan katyonlar ile çözeltideki anyonların oluşturduğu az çözünen bir tuz ya da aynı katyonların oksijenle oluşturduğu metal oksidi kendiliğinden metal yüzeyine kaplanmaktadır. Metallerin bu şekilde akım geçişine karşı direnç gösteren bir tabaka ile kaplanmasına pasifleşme adı verilir. Eğer oluşan tabaka yeterli derecede gözenekli değilse yani çözelti ile elektrot arasındaki teması tümüyle engelliyorsa metal anot işlevini yitirmektedir. Metallerin pasifleşmesi onları korozyona karşı korumaktadır.

Akım yönü değiştirilerek oluşan tabakanın çözünmesiyle pasiflik ortadan kaldırılabilir. Demir, krom, kobalt ve nikel gibi metaller görünen bir tabakaya sahip olmadan da pasifleşebilmektedir. Çoğu metaller havada kendiliğinden pasifleşmektedir. Bu pasiflik metal elektroliz hücresinin katoduna alınarak ortadan kaldırılır [54].

3.5. Korozyon Türleri

3.5.1. Homojen dağılımlı (üniform) korozyon

Üniform korozyon korozyonun en bilinen şeklidir. Bu korozyon kimyasal veya elektrokimyasal bir reaksiyonla karakterize edilir. Reaksiyonlar tüm yüzey üzerinde eşit dağılımlı olarak meydana gelir. Metal gittikçe incelir. En yaygın korozyon türü olarak, homojen dağılımlı korozyonun yol açtığı metal kaybı diğer korozyon türlerine oranla çok yüksektir. Ancak en az korkulan korozyon türüdür. Homojen dağılımlı korozyonun hızı basit laboratuvar deneyleri ile saptanabilir. Böylece metal parçanın faydalı ömrü büyük bir yaklaşıkla tahmin edilebilir. Üniform korozyon uygun yüzey kaplamaları, ortama ilave edilen inhibitörler ve katodik koruma ile kontrol edilebilir [55].

3.5.2. Galvanik korozyon

İletken bir ortamda bulunan iki farklı metal arasında genellikle bir potansiyel farkı mevcuttur. Bu metaller birbirine temas ediyorsa veya aralarında akım geçişine müsait bir ortam içinde bulunuyorlarsa, ikisi arasında elektron akışı meydana gelir. Bu durumda korozyona direnci daha az olan metalin korozyonu genellikle artarken korozyona karşı direnci fazla olan metalin korozyonu azalır. Az dayanıklı metal anot, dirençli metal ise katot olarak davranır. Katot olarak davranan metal çok az korozyona uğrar [55].

3.5.3. Aralık korozyonu

Malzeme veya malzemelerden üretilen çeşitli sistemlerde bulunan dar aralıklarda meydana gelen bir korozyon türüdür. Aralığı oluşturan eleman veya parçaların her ikisinin de metal olması gerekmez. Bu korozyon malzemede bulunan çatlaklarda kir ve tufal tabakalarının altında veya makine parçalarının montajında giderilmeyen dar bölge ve aralıkların içinde başlar. Göz önünde bulunmayan bölgelerde meydana geldiği için kolayca fark edilmeyebilir. Söz konusu korozyon, aralık içerisindeki elektrolitte bulunan oksijenin az olması nedeniyle meydana gelir [49].

3.5.4. Oyuklu korozyon

Metal yüzeyinde çok küçük bir bölgede çukur oluşturarak meydana gelen korozyon olayıdır. Çoğu zaman oluşan çukurlar gözle görülemeyecek kadar küçüktür. Çukurların derinliği genellikle çapları kadardır. Bu korozyon en tehlikeli korozyon türüdür. Çok az malzeme kaybı olmasına rağmen, donanım kısa sürede devre dışı kalabilir. Bu korozyon türü, metal yüzeyinin herhangi bir noktasında oluşan bir anodik reaksiyon ile başlar. Eğer metal ve çevre şartları uygunsa, bu anodik reaksiyon birbirini doğuran bir seri otokatalitik reaksiyonla hızla devam ederek o noktada bir çukur oluşmasına neden olur [52]. Çukurcuk korozyonu, genellikle klor ve brom iyonları içeren nötr ortamlarda görülür. Sodyum klorür ve oksijen bakımından zengin olan deniz suyu çukurcuk korozyonu için en uygun ortamı oluşturur [49].

3.5.5. Taneler arası korozyon

Taneler arası korozyon, taneler arasındaki sınır çizgilerinde meydana gelir. Bu bölgelerde metallere biri diğerine göre daha küçük derişimlerde bulunur. Bu nedenle sınır çizgileri korozyon için uygun bir ortam oluşturur [56]. Korozyon olayının malzemenin tane sınırlarına yakın bölgelerinde yoğunlaşması sonucunda ortaya çıkan bir bozunma türüdür. Bu korozyon, metal veya alaşımların tane sınırlarıyla diğer bölgeleri arasında bir gerilim farkının meydana gelmesi durumunda ortaya çıkar. Bu tip korozyon, bir katı çözelti içerisinde bir fazın çökmesi sonucunda meydana gelir. Tane sınırlarındaki çökmenin hızlı olması nedeniyle tane sınırlarına yakın bölgeler çökeltiyi oluşturan element bakımından fakirleşir. Bu durum, tane sınırlarıyla diğer bölgeler arasında bir gerilim farkı oluşturur ve sonuçta tane sınırları tercihli olarak korozyona uğrar. Bu şekilde meydana gelen korozyon sonucunda taneler bütünlük ve şekillerini korurken taneler arasındaki bağ bozunuma uğrar [49].

3.5.6. Seçimli korozyon

Seçimli korozyon, bir alaşımda elementlerden birinin korozyona uğrayarak uzaklaşmasıdır. En bilinen örnek pirinç alaşımlarından çinkonun seçimli korozyonudur. Aynı olay diğer alaşımlarda da olur. Al, Fe, Co, Cr ve diğer elementler bu şekilde korozyona uğrayabilir [55].

3.5.7. Erozyon korozyonu

Korozif çözeltinin metal yüzeyinden hızla akması halinde, korozyon olayı yanında erozyon da meydana gelir. Bu durum korozyon hızının artmasına neden olur. Bunun nedeni, oluşan korozyon ürünlerinin akışkan tarafından sürüklenerek götürülmesidir. Erozyon korozyonunun tipik bir görünüşü vardır. Akış yönünde göz ile görünen oyuklar ve dalga biçiminde yuvarlak oluklar oluşur. Pasifleşme özelliği olan metaller erozyonlu korozyon olayına çok duyarlıdır. Örneğin alüminyum, kurşun ve paslanmaz çelik öyledir. Bu metallerin yüzeyinde erozyon etkisinde kalan bölgelerde pasifleşme tabakası oluşamaz ve metal korumasız kalan bu bölgelerde şiddetle korozyona uğrar. Hareketli akışkanların bulunduğu ekipmanlarda, örneğin borular, dirsekler, valfler, pompalar, santrifüjler, pervaneler, karıştırıcılar, ısı değıştirciler, kondensörler, türbin paletleri gibi cihazlarda

erozyon korozyonu söz konusu olabilir. Erozyonlu korozyon olayına etkiyen en önemli faktör, akışkanın akış hızıdır. Akış hızı arttıkça erozyon etkisi de artar. Akışkan içinde katı partikül bulunması, olayın şiddetini artırır. Korozyon sonucu oluşan küçük bir oyuk türbülans etkisiyle erozyonlu korozyon olayını başlatıcı etken olur [46].

3.5.8. Gerilmeli korozyon

Gerilmeli korozyon, gerilme ve korozyon etkisiyle metal malzemelerde meydana gelen bozunma olarak tanımlanabilir. Bu korozyon, tane sınırlarında çatlak oluşturarak malzemelerin dayanımını azaltır. Bozunma parça yüzeyinde bulunan çatlaklarda veya gerilme yığılmasına yol açan diğer geometrik düzgünsüzlüklerde başlar. Gerilmeli korozyonun en belirgin özelliği, kimyasal ve mekanik etkilerin birbirini destekler nitelikte olmasıdır. Gerilmeli korozyon, korozif ortamda bulunan metal malzemelerde çekme gerilmesi etkisiyle çatlak oluşması ve ilerlemesi şeklinde meydana gelen bir olaydır[49].

3.5.9. Hidrojenle bozunma

Hidrojenin mevcudiyetinde metalin görmüş olduğu mekanik zarara genel olarak hidrojenle bozunma denir. Hidrojenle bozunma başlıca 4 sınıfa ayrılır;

Hidrojen boşluklanması,
Hidrojen kırılgenliği,
Dekarbürizasyon
Hidrojen korozyonu.

Hidrojen boşluklanması hidrojenin metale nüfuzuyla meydana gelir. Hidrojen kırılgenliği da hidrojenin metale nüfuzuyla meydana gelir ve bunun sonucunda gerilme mukavemeti ve kolay şekil verebilme özelliği kaybolur. Dekarbürizasyon veya çelikten karbon kaybı, yüksek sıcaklıklarda hidrojenle meydana gelir. Dekarbürizasyon çeliğin mukavemetini azaltır. Hidrojen korozyonu, hidrojenle alaşımın bir komponenti arasında yüksek sıcaklıklarda bir reaksiyonun meydana gelmesiyle olur [55].

4. ISIL İŞLEMLERDE KULLANILAN TUZ BANYOLARI

Erimiş tuz banyoları, takım ve kalıp çeliklerinin ısıtma işlemlerine en uygun olanları ve en yaygın olarak kullanılanlarıdır. Değişik tuz karışımları kullanarak, düşük sıcaklıklardan yüksek hız çeliklerinin ısıtma sıcaklıklarının üst sınırına dek geniş bir sıcaklık aralığı kapsanabilir. Hem sıcaklık aralığının genişliğinden ve hem de tuz karışım işlemlerinin istenilen kimyasal etkiyi yaratacak biçimde ayarlanabildiğinden tuz banyoları ön ısıtma, ısıtma, kesintili su verme, marmenevişleme ve osmenevişleme, menevişleme vb. ısıtma işlemlere uygun düştükleri gibi ayrıca karbonlama, nitrüleme, siyanürleme gibi yüzey sertleştirme işlemlerine de yatkındırlar [57-58].

Su verme işleminden sonra taşlanamayan ve çok düzgün yüzeyler gerektiren takımlar ile keski uç ve ayırıcı gerektiren takımların ısıtma işlemleri için en uygun ısıtma ortamı tuz banyolarıdır. Tuz ortamların bileşimleri denetlenerek ve uygun olarak ayarlanarak, takım ve kalıplara isteğe karşı karbonlamadan, karbonsuzlaşmaya uğramadan, oksitlenmeden ve en az kasılma ve çarpıklıkla ısıtma işlemi uygulanabilir [58].

Çizelge 4.1. Tuz banyosunda kullanılan tuzların kompozisyonları ve kullanım sıcaklıkları [58]

Bileşim%						Sıcaklık°C	
BaCl ₂	NaCl	CaCl ₂	KCl	NCN	KCN	Erime sıcaklığı	Çalışma sıcaklığı
92-96	4-8					870	955-1260
80-90	10-20					760	815-1095
70	30					655	705-930
25-35	15-25	45-55				485	510-760
			60-70	30-40		495	525-680
				55-65	35-45	495	525-680

Erimiş tuz banyolarının en büyük üstünlüklerinden biride hızlı ve çok dengeli bir ısıtma sağlayabilmeleridir. Isıtma işlemi gören parçada sıcaklık dağılımı eşit ve dengelidir. Isı, iletim yoluyla aktarıldığından erimiş tuz ortamı hızlı ısıtan bir ortamdır. Ayrıca, çeliğin yüzeyi ile gövdesi hemen hemen aynı sürede ısınır ve aralarında sıcaklık farkları pek yoktur. Bu

bakımdan hem eş dağılımlı bir sıcaklık sağlanmış olur ve hem de gaz ortamlı fırınların ısıtma sürelerine oranla daha kısa sürede ısınmış olurlar.

Tuz banyoları gaz ya da yağ yakılarak ya da elektrik dirençleriyle “dışardan ısıtılmalı banyo” türünde olabilir. Dıştan ısıtılmalı banyolar tam kuru fırınları andırırlar. Fakat, temelde potalı fırınlardır. Pota ısı dirençli bir alaşımdan dökülür, ısıtma işlemi, pota ile yalıtım sağlayan fırının duvarları arasında olur. “İçten ısıtılmalı banyolar” bunlardan daha yaygın olarak kullanılırlar. Bunlar, metal ya da seramikten mamul pota kullanabilir veya özel tuğla ile örülmüş iç duvarlarla erimiş tuzu doğrudan taşıyabilir. Bu banyoların adlandırılması, ısıtmayı sağlayan elektrotlarının erimiş tuz karışımına giriş biçimine göre yapılır. Eğer elektrotlar üstten daldırılmış konumda ise bu tür “dalık elektrotlu fırınlar” diye anılır [58-59].

Elektrotlar fırın duvarları içine alttan gömülü ya da banyo içinde dipte konumlanmış ise “batık elektrotlu fırınlar” diye bilinir. İçten ısıtılmalı tuz banyoları özellikle takım ve kalıp çeliklerinin ısıl işlemlerinde kullanılmaları en verimli fırınlardır. Tüm ısıl işlem için tüketilen elektrik erkinin % 93 - 97’si doğrudan ısıtmaya gitmektedir. Hâlbuki bu gaz atmosferli fırınlarda kullanılan erk’in (enerji) yalnız % 50 kadarı ısıtmaya, geri kalanı ise bacadan gider.

Takım ve kalıp çeliklerinin büyük bir bölümün ısıl işlemleri, seramik artarlı elektrikli tuz banyolarında yapılır. Tuz banyolarının büyük bir çoğunluğu klorür tuzlarından oluşur. Bunların, elektrot ve astar ömürlerine etkileri de işlem sıcaklığına bağlı olarak etkilenir. İki tür banyo arasında bazı belirgin farklar olduğundan bunlara kısaca göz atmakta yarar vardır; Dalık elektrotlu fırınlar: Gördüğümüz gibi, elektrotları üstten daldırılmış olan tuz banyolarıdır. Bunların seramik astarlı olanları, dıştan ısıtılmalı potalı tuz banyolarına oranla, erimiş tuz banyolarının uygulama ve ısıl işlem sıcaklık aralıklarını çok daha genişletip, kullanışlarını yaygınlaştırmıştır. Bunların en önemli üstünlükleri şöylece sıralanabilir.

- Elektrotları kolayca değiştirilebilir.
- Erimiş tuz banyosuna daldırılmış elektrotlar elektrik enerjisinin daha verimli bir şekilde kullanılmasını sağlar.

- Bu elektrotlar, tuzlar katı iken banyonun başlatılmasında kolaylık sağlar: Bir ile iki elektrot arasındaki tuzlar eritilip, hemen akım verilebilir.

Bu üstünlüklere karşın dalık elektrotlu fırınlar batık elektrolu fırınlar kadar verimli değildir. Elektrotların tuz banyosuna girdiği alan, diğer türe oranla daha fazla ısı %76 yitimine yol açar. Banyonun içi yüksek sıcaklığa dayanıklı ve birbirine geçmeli ateş tuğlasından örülür ve çepeçevre yaklaşık 12 - 5 cm kalınlığında sıvı dökülebilir ve yapı tuğlası ile yalıtılır.

Elektrotların giriş ayakları saçlardan yapılır ve hepsi de su soğutmalıdır. Bu tür elektrotlar 850°C civarında kullanıldığında ömürleri 0,5- 2 yıl arasındadır. Batık elektrotlar aynı koşullarda 4- 8 yıl gider.

Batık elektrotlu fırınlar: Bu fırınlar ise iki türlü olabilir: elektrotlar ya duvara gömülü durumdadır ya da seramik tabanın dibine oturtulmuştur. Bunların üstünlükleri de şöylece sıralanabilir.

- Elektrotlar banyoda çalışma alanını işgal etmediklerinden banyo daha küçüktür. Bu da hem elektrot ömrünü hem de çalışma ekonomisini yükseltir.
- Altta ısıtma, konveksiyon akımları yaratarak banyo içinde dolaşım sağlar ve buda sıcaklığı dengeler.
- Üç katmanlı duvarlar, erimiş tuzların delip geçebilmesi için çok kalındır.
- Elektrotların konumu, çalışırken ya da bakım sırasında bir zorluk ve tehlike yaratmazlar.

Her iki türün iç bölümünde yüksek sıcaklığa dayanıklı ateş tuğlası kullanılır. Yaklaşık % 42 Al_2O_3 - % 52 SiO_2 içeren tuğlalar iş görür. Bunlar yüksek nitelikli havada donabilen tür bir harç tutturulur. Bu harcın özenle seçilmesi gerekir. Klorür, florür ve nitrat – nitrit tuzlarına karşı dirençli olmalıdır. Eğer yalnızca siyanür ya da karbonat tuzları kullanılacaksa kaynaklanmış bir çelik pota en iyi çözümdür. En dış duvarlar nitelsiz ateş tuğlası ile örülebilir.

Elektrotlar, banyo biçim ve büyüklüğüne göre değişik boy, büyüklük ve biçimlerde olular. Hepsi alaşımlardan yapıli ve banyo dışında 1020 - 1030 türü bir çeliğe kaynaklanırlar.

Tuz banyolarında önem verilmesi ve özen gösterilmesi gereken bir husus, erimiş tuz karışımının tazelenip yenilenmesi gereğidir. Tuz banyosu, kullanım sonucu oksit metal artıkları ile pislenir. Bunların birikmesi sonucu erimiş tuz banyosu oksitleyici ve karbonsuzlaştırıcı özellik kazanır. Bu nedenle zaman zaman tazelenip yenilenmelidir. Klorür tuzlarından oluşan ostenitleme banyoları silika, metil klorür ya da amonyum klorür ile yenilenebilir. İşlem sıcaklığı yükseldikçe, yenileme de daha sık yapılmalıdır. Elektrotları erimiş tuz banyosunun yüzeyinin üstüne çıkanlarda ferrosilis ya da SiC ile günlük yenileme gerekir.

1080°C üzerindeki sıcaklıklarda çalışan banyolar günde en az 1 kez yenilenmelidir. Tazeleme ve yenileme işleminde metal oksitleri SiO₂ ile tepkimeye girerek silikatlar oluşturur. Bunlarda çamur olarak dibe çöker. Toplanan çamur zaman zaman alınmazsa, banyo karbonsuzlaştırıcı etki yaratır. Tazeleme ve yenilemede metil klorür üfleme ya da amonyum klorür tabletleri daldırma daha etkin sonular verir. Amonyum klorür, oksitler ile tepkiyerek özgün yansız tuzları oluşturur ve çamur bırakmaz. Çözünmüş metalleri uzaklaştırmak için ise, işlem sıcaklıklarında, erimiş tuz banyosuna grafit çubuk daldırılır. Grafit metal oksitlerini indirgeyip metale dönüştürür. Bunlar da grafitte yapışıp ortamdan alınır. Sonra yüzeyi kazınan grafit yeniden kullanılabilir. Erimiş tuz banyolarının karbonsuzlaştırıcı özellik taşıır duruma geçip geçmediği, özel deney numunelerine su verilerek anlaşılabilir. Çelik gereken sertliğe çakamıyorsa, banyo karbonsuzlaştırıcı özelliklidir. Yüksek sıcaklık banyoları % 0,5'den fazla baryum oksit içerdiklerinde, çeliği karbonsuzlaştırırlar [58-59].

4.1. Tuz Banyosunda Sementasyon

Tuz banyosunda sementasyon için, karbon verici olarak sodyum siyanür (NaCN) veya potasyum siyanür (KCN) gibi tuzlar kullanılır. Ancak, tuz seçimi istenilen sementasyon derinliğine ve buna bağlı olarak çalışılacak sementasyon sıcaklığına göre yapılmalıdır.

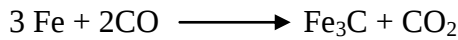
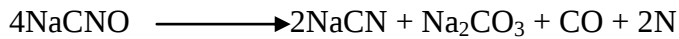
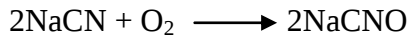
4.1.1. Düşük sementasyon sıcaklığında çalışılan tuzlar

Bu durumda, tuz banyosundaki siyanür miktarı % 20 olması durumundadır ve çalışma sıcaklığı 843 - 899 °C olmalıdır. Böyle bir tuz banyosunda 0,9 mm'ye kadar sementasyon derinliği elde edilebilir.

4.1.2. Yüksek sementasyon sıcaklığında çalışılan tuzlar

Bu durumda ise, tuz banyosundaki siyanür miktarı % 10'dur ve kullanılan sementasyon sıcaklığı 899 - 954 °C arasındadır. Bu tip tuz banyosunda 3 mm'ye kadar sementasyon derinliğine ulaşılır. Hatta bazen 6 mm derinliğe kadar ilerlemekte mümkündür.

Bu metotla sementasyon işlemi aşağıdaki reaksiyonlara göre gaz fazında cereyan eder.



İlk reaksiyon siyanür tuzu ile havanın oksijeni arasında olur. Açığa çıkan NaCNO ayrışarak CO ve atomik azot verir. 850 - 950 °C de ostenit fazdaki çelik, CO ile reaksiyona girerek karbonu bünyesine alır. Bu arada bir miktar azot da çelik tarafından emilir. Çeliğin karbon ve azot emme miktarı önemli ölçüde banyodaki siyanür miktarına ve sementasyon sıcaklığına bağlıdır.

Tuz banyosu kullanımında arzu edilen kabuk derinliği küçüldükçe, elde edilen ekonomi büyür. Buna sebep ise, tuz banyosundaki çelik parçaların ısınma hızının kutu sementasyonundakinden daha yüksek olmasıdır. Parçalar tuz banyosuna daldırılmadan önce 100 - 400°C arasında ön ısıtma yapılmalıdır. Böylece parçalar üzerindeki nem alınmış ve aynı zamanda tuz banyosu daha verimli olarak kullanılmış olacaktır.

Tuz banyosu genellikle küçük ve orta büyüklükteki parçaların tuz banyosunda sementasyonu pota büyüklüğü dolayısıyla bazı zorluklar getirir. Bu metotla yapılan sementasyon işlemi parça yüzeyinde homojen sementasyon derinliği vermesi ve tuz banyosunun yüksek ısı iletimi dolayısıyla, çelik parçaların kısa zamanda sementasyon

sıcaklığına ulaşması gibi avantajlar sağlar. Bunun yanında, homojen sementasyon derinliğinin sağlanması için, banyo kompozisyonunun sık sık kontrol edilerek ayarlanması gerekir. Ayrıca, siyanür tuzları zehirli olduklarından bu metodun kullanımında dikkatli olunmalıdır [60].

4.2. Su Vermede (Marmenevişlemede) Kullanılan Tuz Banyoları

Su verme amacıyla kullanılan tuz banyoları genellikle yaklaşık aynı oranlarda Sodyum nitrür ve Potasyum nitrattan oluşur. Bunlar 160 - 500°C sıcaklık aralığında kullanılırlar. Bir tuz banyosu, oldukça iyi setleşebilirliği olan ve kesit kalınlığı fazla olmayan bir çelik parça için ideal bir su verme ortamıdır. Tuz banyolarında buhar örtü ve kaynama aşamaları olmaz. Bir ergimiş tuz banyosunun soğutma kapasitesi 500°C'e kadar oldukça yüksektir. Çeliğin sıcaklığı bu sıcaklığın altına düştükçe soğutma kapasitesi azalır. Banyonun sıcaklığı ne kadar az ve karıştırma ne kadar fazla olursa, soğutma kapasitesi de o kadar artar. Eğer tuz banyosu kirlenirse, banyonun soğutma verimi düşer. Bu nedenle tuz banyoları düzenli olarak kontrol edilmeli ve tabanda oluşan çamur sürekli temizlenmelidir. Tuz banyosunda bir parçanın "2 - 4 dak / cm kesit kalınlığı" formülüne göre tutulması önerilir. Hafif parçalar ve düşük sertleşme sıcaklıkları için daha uzun süre önerilir. Tuz banyosunun soğutma kapasitesi, banyoya az miktarda su ilavesi ile arttırılabilir. İlave edilen suyun çok dar sınırlarda tutulması ve toplam hacmin % 0,3 - 0,5'i kadar olması gerekir. Bu koşullarda soğutma kapasitesi iki katına çıkacaktır. Su, buhar halinde banyodan devamlı uçacağı için, ilave su belirli aralıklarla veya sürekli yenilenmelidir [60-61].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme ve Metot

5.1.1. Malzeme

Bu çalışmada kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilen PM2000 süperalaşım kullanılmıştır. Demir esaslı süperalaşım olan PM2000 Fe-Cr-Al ve diğer düşük orandaki Ti ve Y_2O_3 ’den oluşan bir alaşımdır.

Çizelge 5.1. PM2000 süperalaşımın kimyasal bileşimi

Element	Fe	Cr	Al	Ti	Y_2O_3
% Ağırlık	74,5	19	5,5	0,5	0,5

PM2000 süperalaşımı otomotiv ve endüstriyel motorların yapımında, cam işleme sanayinde, yüksek sıcaklık fırın yapımında, havacılık ve uzay mühendisliği alanlarında, petrokimya tesislerinde sıklıkla kullanılan bir alaşımdır. Mekanik alaşımlama yöntemi ile üretilen ve bir ODS alaşımı olan demir esaslı süper alaşım (PM2000) malzemesi PLANSEE firmasından temin edilmiştir.

Mekanik alaşımlama metodu ile üretilen demir esaslı ODS alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda sürünme, oksitlenme ve nitrürlenmeye karşı dayanımları oldukça iyidir. Bu alaşımların yüksek sıcaklık mukavemetlerinin iyi olmasının nedeni, matris içerisinde homojen olarak dağılmış ince oksit parçacıklarından kaynaklanmaktadır. Yaklaşık 20 nm büyüklüğünde ve birbirine mesafesi 100 nm olan bu parçacıklar, çökeleklerden ve karbürlerden daha dengeli olup dislokasyonlar için birer bariyer görevi yaparlar. Ayrıca ikinci yeniden kristalleşme sırasında iri uzun taneler ve düzgün olmayan tane sınırları oluşturarak, yüksek sıcaklıkta tane sınırı kaymasını önlemektedirler.

Tuz banyoları pek çok ısıtıl işlemin uygulanmasında yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Tuz banyoları ile yapılan ısıtıl işlemlerde en büyük problem donanımın korozyonudur. Bu donanımlardan en çok korozyona uğrayan pota, ısıtıl çift, ısıtılma üniteleri ve tuzla temasta

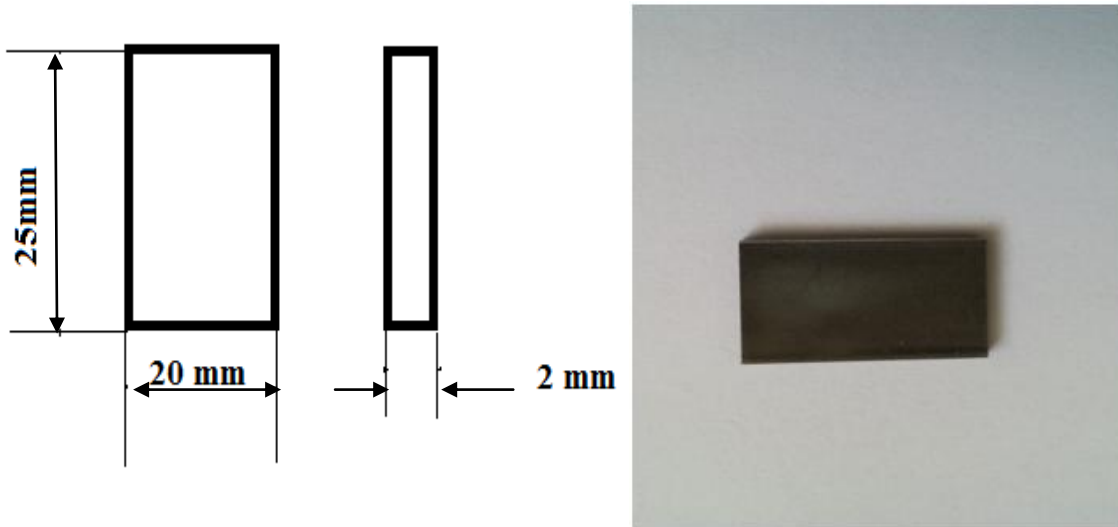
olan diğer donanımlardır. Korozyondan korunmak için PM2000 süper alaşımın tuz banyosundaki korozyon davranışının araştırılması amaçlanmıştır.

Deneyleerde kullanılan tuz yüksek hız çeliklerinin temperlenmesinde, çeliklerin sıcak banyoda sertleşmesi ve temperlenmesinde, 430°C’de eriyen ve 460 ile 700°C sıcaklıklar arasında yapılan her türlü işlemde kullanılan, ticari ismi GS 405 olarak bilinen Baryum Klorür ve Kalsiyum Klorürün karışımından meydana gelmektedir. Tuzun içeriği %60 BaCl₂ %40 CaCl₂ karışımından oluşmaktadır. Deneyleerde kullanılan tuz PETROFER firmasından temin edilmiştir.

5.1.2. Metot

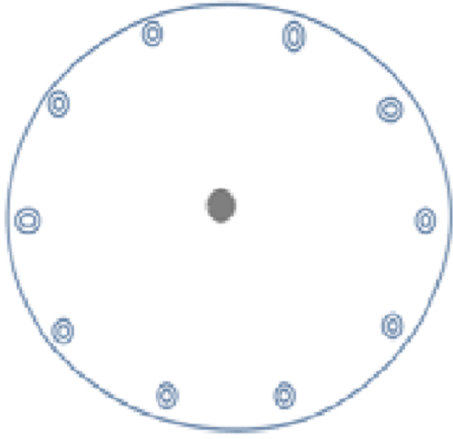
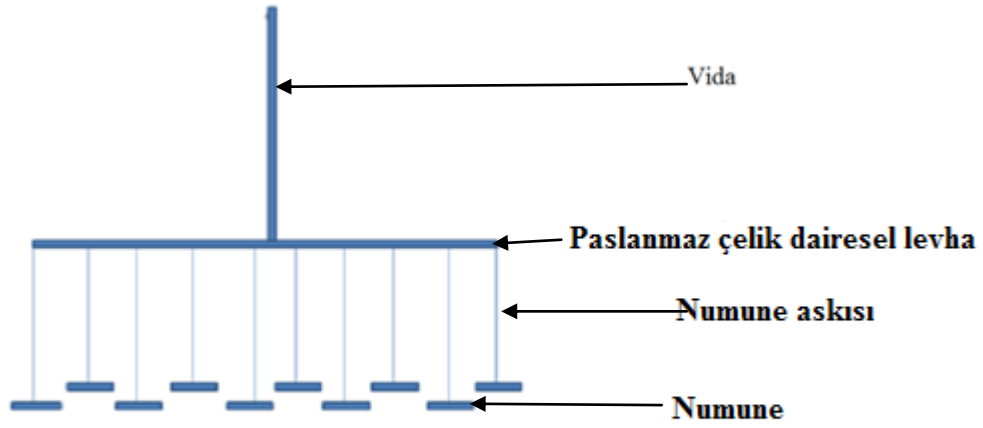
Süper alaşım numunelerin hazırlanması

Deneylede kullanılan numuneler 120X100X20mm’lik plakalardan tel erozyon tezgâhında 25x20x2mm ölçülerinde kesildi. Şekil 5.1’de deneyleerde kullanılan numunenin ölçüleri verilmiştir.



Şekil 5.1. Deneylede kullanılan süper alaşım numunenin resim ve ölçüleri

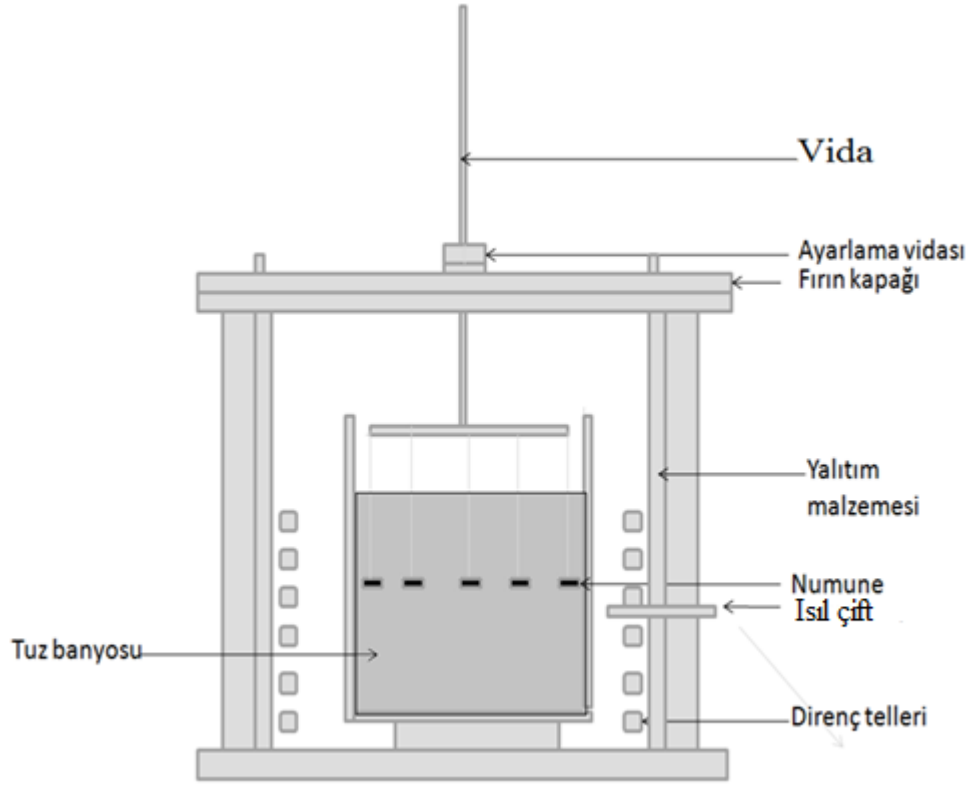
Numuneler paslanmaz çelikten yapılmış askı düzeneğine Şekil 5.2’de görüldüğü gibi 10 tanesi eş zamanlı olarak potaya sığacak şekilde çelik teller ile bağlanmıştır.



Şekil 5.2. Numunelerin bağlandığı askı düzeneği

Tuz ergitme potası

Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Isıl İşlem Laboratuvarında bulunan elektrik direnç ısıtmalı fırın içerisine paslanmaz çelikten ergitme potası tasarlandı ve fırının içine yerleştirildi. Fırının kesit görünüşü ve resmi Şekil 5.3 ve Resim 5.1’de verilmiştir.



Şekil 5.3. Tuz ergitme fırınının kesit görünüşü



Resim 5.1. Deneylerde kullanılan fırın

Fırının sıcaklık kontrolü $\pm 5^{\circ}\text{C}$ olacak şekilde otomatik olarak devreye giren Elimko marka kontrol ünitesi ile sağlanmıştır.

Korozyon deneylerinin uygulanması

Korozyon deneyleri $550-600-650^{\circ}\text{C}$ olmak üzere 3 farklı sıcaklıkta uygulandı. Bir çevrim 24 saat tuz banyosunda bekletme daha sonra fırından çıkartılan numuneler 24 saat açık atmosferde bekletilme şeklinde uygulandı. Her sıcaklıkta toplam 10 çevrim uygulandı. Numunelerin yüzeyleri etil alkol ile temizlendi ve 0,1 mg hassasiyette ağırlıkları ölçüldü. Fırın sıcaklığı deney sıcaklığına ayarlandı ve bu sıcaklıkta pota içerisindeki tuzun tamamen erimesi için 1 saat beklendi. Pota içerisindeki tuzun tamamı eridikten sonra numunelerin takılı olduğu numune askısı fırının içerisine potanın tam ortasına gelecek şekilde yerleştirildi ve fırının kapağı kapatıldı. Numunelerin deneyden önce ağırlıkları tartılarak her sıcaklıkta deneye tabi tutulacak numunelerin ortalaması alındı. Deneye tabi tutulan numunelerin her çevrimden sonra tekrar ağırlıkları tartılarak ağırlıklarının ortalaması alındı. Her çevrimden sonra ağırlık kaybı yüzde olarak hesaplandı. Numunelere uygulanan çevrim sayısı ve tuz banyosunda bekletilme süresi Çizelge 5.2’de verilmiştir.

Çizelge 5.2. Numunelerin tuz banyosundaki bekleme süresi

Numune no	Çevrim sayısı	Bekleme süresi(saat)
1	1	24
2	2	2x24=48
3	3	3x24=72
4	4	4x24=96
5	5	5x24=120
6	6	6x24=144
7	7	7x24=168
8	8	8x24=192
9	9	9x24=216
10	10	10x24=240

Metalografik incelemeler

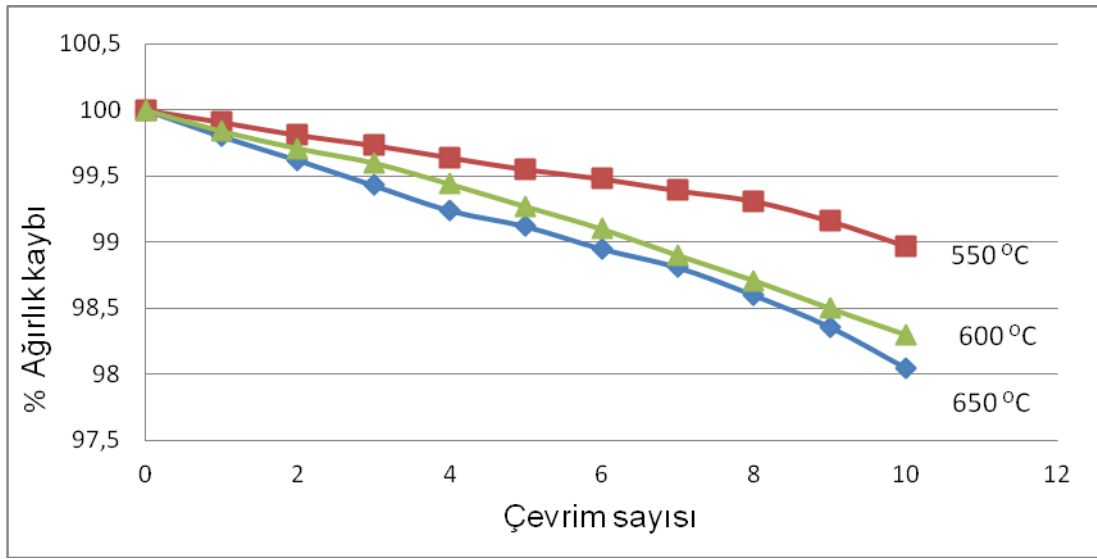
Her çevrim sonunda numune yüzeyinde tuz kalıntılarını temizlemek için numuneler etil alkol ile temizlendi. Temizlenen numuneler soğuk bakalite alma işlemine tabi tutuldu. Bakalite alınan numuneler 1200 numaralı zımparaya kadar zımparalama işlemine tabi

tutuldu. Daha sonra 6 μm 3 μm ve 1 μm numaralı elmas parlaticılar ile parlatıldı. Parlatılan numuneler Calling's (2g CuCl_2 20 ml HNO_3 40-80 ml etil alkol) çözeltisi ile yaklaşık 45 saniye dağlama işlemine tabi tutuldu. Mikroyapı analizleri G.Ü. Teknoloji Fakóltesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Jeol JEM 6060 LV Tarama Elektron Mikroskobu(EDS bağlantılı) ile ve LEICA DM 4000M marka optik mikroskop ile yapıldı. Numunelerin enine kesitte yüzeyinde, kenardan içe doğru farklı noktalarından EDS analizi yapıldı. Ayrıca G.Ü. Fen Fakóltesi Fizik Bölümünde bulunan Rikagu marka miniflex model XRD cihazı ile işlem görmemiş ve görmüş numunelerin yüzeyinde oluşan bileşiklerin analizleri yapıldı.

6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Ağırlık Değişimleri

Şekil 6.1’de 3 farklı sıcaklıkta yapılan deneylerde çevrim sayılarına göre ağırlık değişimleri verilmiştir.



Şekil 6.1. 550,600 ve 650°C’de yapılan deneyde ağırlık kaybı(%)

Şekil 6.1’de ve Çizelge 6.1’de görüldüğü gibi sıcaklığın ve çevrim sayısının ağırlık kaybı üzerinde azda olsa bir etkisi olmuştur. 550°C’de yapılan deneyde ilk çevrim sonunda numunede % 0,01’lik bir ağırlık kaybı olurken, bu miktar 600°C’de yapılan deneyde ilk çevrim sonunda % 0,02’ye yaklaşmaktadır. Sıcaklığın 650°C’a çıkması ile ilk çevrim sonundaki ağırlık kaybı % 0,02’nin üzerine çıkmıştır. 550°C’de yapılan deneyde ağırlık değişimi 8. çevrim sonuna kadar doğrusal bir değişim göstermektedir. 9 ve 10. çevrimlerde ağırlık kaybında azda olsa bir artış olmuştur. 550°C’de yapılan deneyde 3. çevrim sonunda ağırlık kaybı % 0,27 iken; 600°C’de yapılan deneyde 3. çevrim sonunda %0,4 olmuştur. 650°C’de yapılan deneyde 3. çevrim sonunda ağırlık kaybı ise % 0,57 olmuştur. 550°C’de 5. çevrim sonunda ağırlık kaybı %0,45 olmuştur. 600°C’de 5. çevrim sonunda ağırlık kaybı % 0,73 olmuştur. 650°C’de yapılan deneyde ise 5. çevrim sonunda ağırlık kaybı % 0,88 olmuştur. 5. çevrim sonunda ağırlık değişimi sonuçlarını incelediğimizde 550°C’de yapılan deneydeki ağırlık değişimi 650°C’de yapılan ağırlık değişiminin yarısı kadardır. 550°C’de

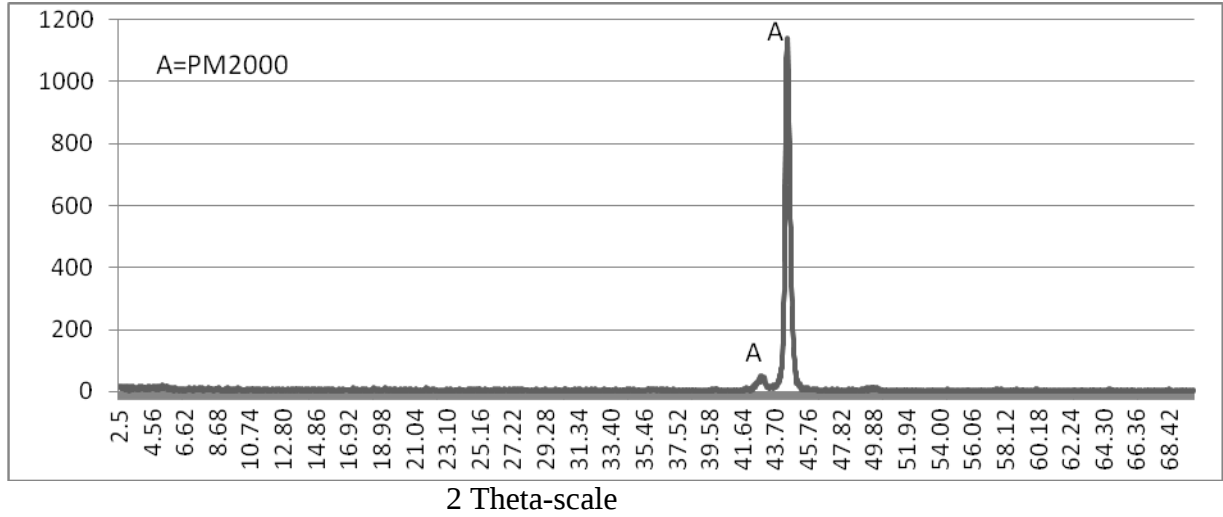
yapılan deneyde 7. çevrim sonunda ağırlık kaybı % 0,6 olmuştur. 600°C’de yapılan deneyde 7. çevrim sonunda ağırlık kaybı % 1,1 olmuştur. 650°C’de yapılan deneyde 7. çevrim sonunda ağırlık kaybı %1,2 olmuştur. 550°C’de 10. çevrim sonunda ağırlık kaybı %1,03 tür 600°C’de yapılan deneyde 10. çevrim sonunda ağırlık kaybı %1,8 olmuş, 650°C’de yapılan deneyde 10. çevrim sonunda ağırlık kaybı %1.95 olmuştur. 3 farklı sıcaklıkta 10.çevrim sonunda ağırlık değişimlerini incelediğimizde 650°C’de yapılan deneydeki ağırlık kaybı 550°C’de yapılan ağırlık değişiminin yaklaşık 2 katıdır. 650°C’de yapılan deneydeki ağırlık kaybı 600°C’de yapılan deneydeki ağırlık kaybından bir miktar fazladır. 600°C’de yapılan deneyde ağırlık kaybı 3. çevrim den itibaren doğrusal bir grafik oluşturmuştur. 650°C’ de yapılan deneyde 1. çevrimden 4. çevrime kadar ağırlık kaybı doğrusal olarak artmış, fakat 5. ve 6. çevrimde ağırlık kaybındaki artış bir miktar azalmıştır. 6. çevrimden itibaren tekrar doğrusal bir grafik göstermiştir. Yapılan deneyde ağırlık kaybının nedeni olarak numune yüzeyinde meydana gelen korozyon ürünlerinin numuneleri temizleme esnasında yüzeyden ayrılması olarak düşünülmektedir. 10. çevrim sonunda numunelerin yüzeyinde yapılan XRD sonuçlarında baryumalüminat($BaAl_2O_4$) bileşikler tespit edilmiştir(Şekil 6.14). Refrakter özellikli baryumalüminat yüzeyde oluştuğunda çok küçük mekanik etkiler ile hemen ayrılabilen bir bileşiktir. Yüzeydeki temizlik esnasında baryumalüminat yüzeyden ayrıldığı sanılmaktadır. Çevrim sayısının artması ile birlikte buna bağlı olarak da ağırlık kaybında bir miktar artış olduğu düşünülmektedir. Mikroyapılar incelendiğinde aslında bir baryum ve kalsiyum difüzyonunun olduğu görülmektedir. Dolayısı ile bu durumda bir ağırlık artışının olması beklenir. Ancak yukarıda da belirtildiği gibi bu difüzyon sırasında sıcaklığa bağlı olarak Baryumun süper alaşımın içindeki alüminyum ve oksijen ile baryum alüminat($BaAl_2O_4$) oluşturduğu görülmektedir. Baryumalüminat refrakter özellikli bir malzemedir. Yüzeyden ayrılan baryum alüminat, difüze eden baryum ve kalsiyumdan daha ağır olduğu düşünülmektedir. 3 farklı sıcaklıkta yapılan deneylerde çevrim sayısına göre ağırlık kaybı Çizelge 6.1’de verilmiştir

Çizelge 6.1. 3 farklı sıcaklıkta çevrim sayısına göre ağırlık kaybı(%).

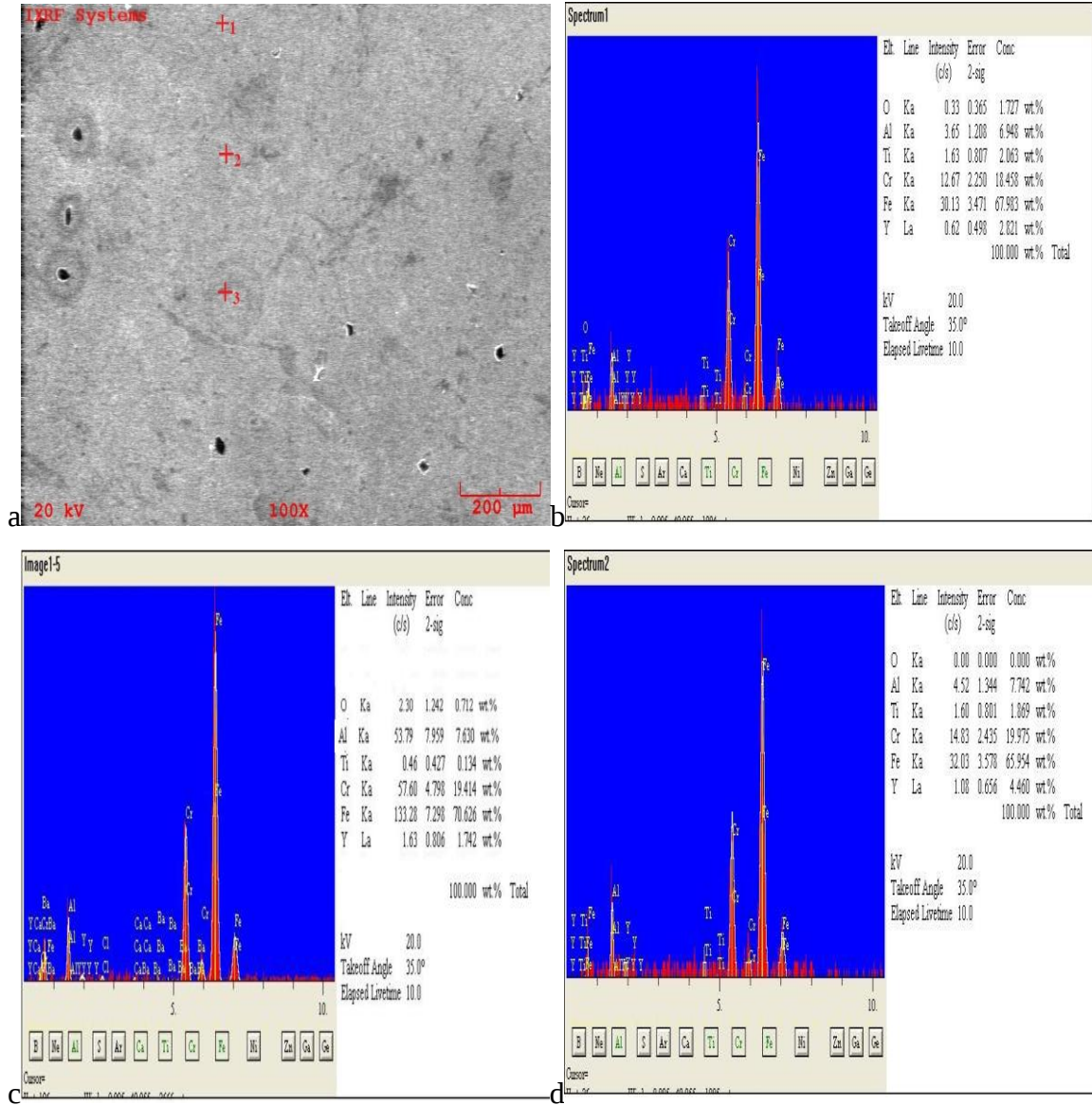
Çevrim sayısı	Sıcaklık		
	550°C	600 °C	650 °C
1. çevrim	0,08	0,16	0,16
2. çevrim	0,19	0,29	0,29
3. çevrim	0,26	0,40	0,57
4. çevrim	0,36	0,56	0,76
5. çevrim	0,45	0,63	0,88
6. çevrim	0,52	0,90	1,05
7. çevrim	0,61	1,10	1,20
8. çevrim	0,69	1,30	1,40
9. çevrim	0,84	1,50	1,72
10. çevrim	1,03	1,79	1,95

6.2. Mikroyapı Analizleri

Şekil 6.2’de işlem görmemiş numunenin XRD sonucu ve Şekil 6.3’de SEM görüntüsü ve EDS analizi sonuçları verilmiştir.



Şekil 6.2. İşlem görmemiş numunenin (PM2000) XRD sonucu

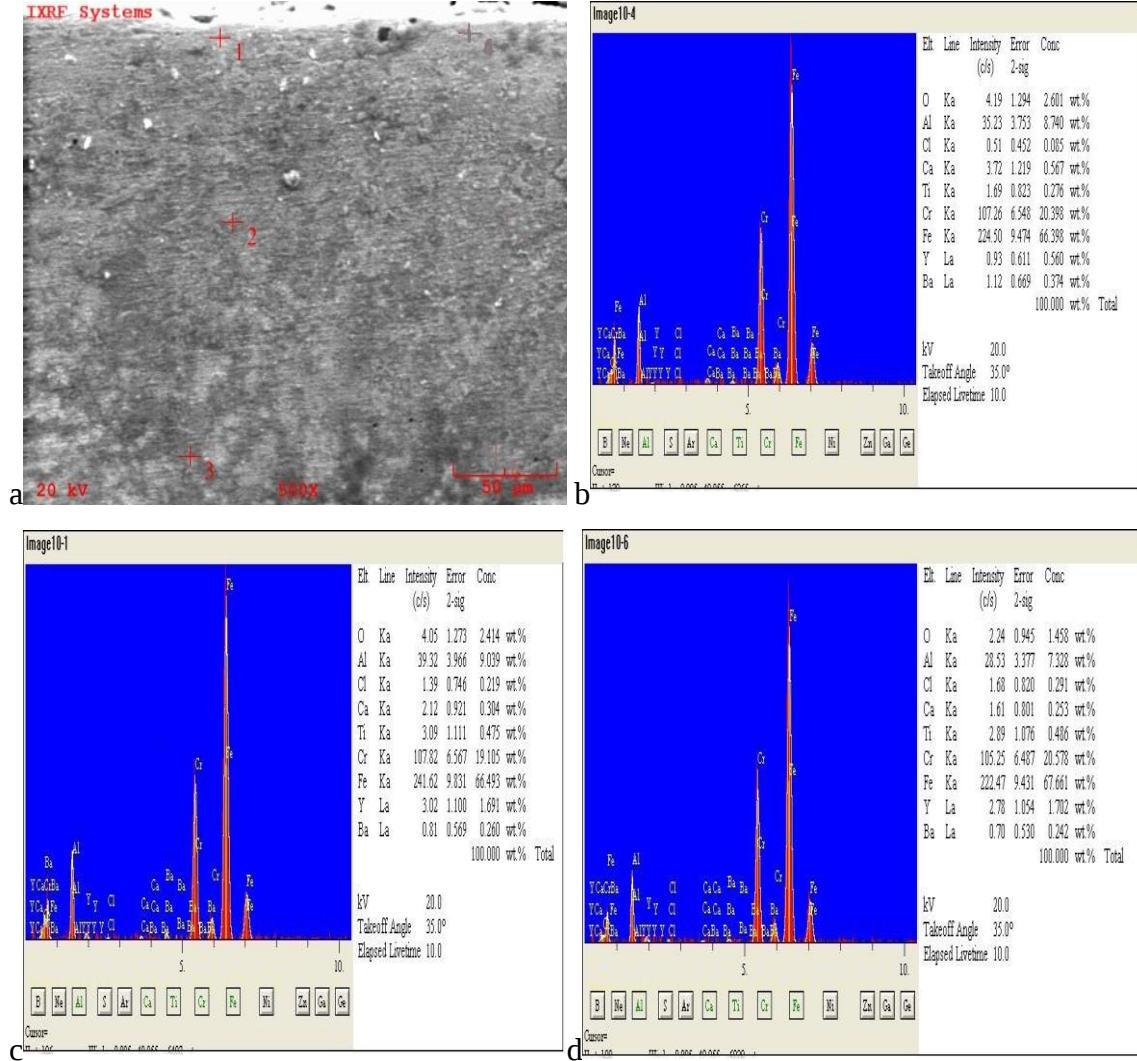


Şekil 6.3. a) İşlem görmemiş numunenin (PM2000) SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

İşlem görmemiş numunelerin EDS analizlerine bakıldığında yüzeye yakın yerde oksijen var iken iç kısımlarda oksijen bulunmamaktadır. Bunun sebebi PM2000 numunenin yüzeyinde koruyucu oksit tabakasının bulunmasındandır. Bilindiği gibi ferritik ODS süperalaşımların yüksek sıcaklıklarda uzun süre kullanılmasının nedeni mikroyapısında Al_2O_3 ve Cr_2O_3 ve yüksek sıcaklıkta sürünmeye karşı TiO_2 bulunmasındandır. Şekil 6.2'de XRD sonuçlarına göre 44° pik değerinde PM2000 bileşimi bulunmaktadır.

6.2.1. 550 °C’ de yapılan deney sonuçları

550°C’de yapılan deneyde 1. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.4’de verilmiştir.

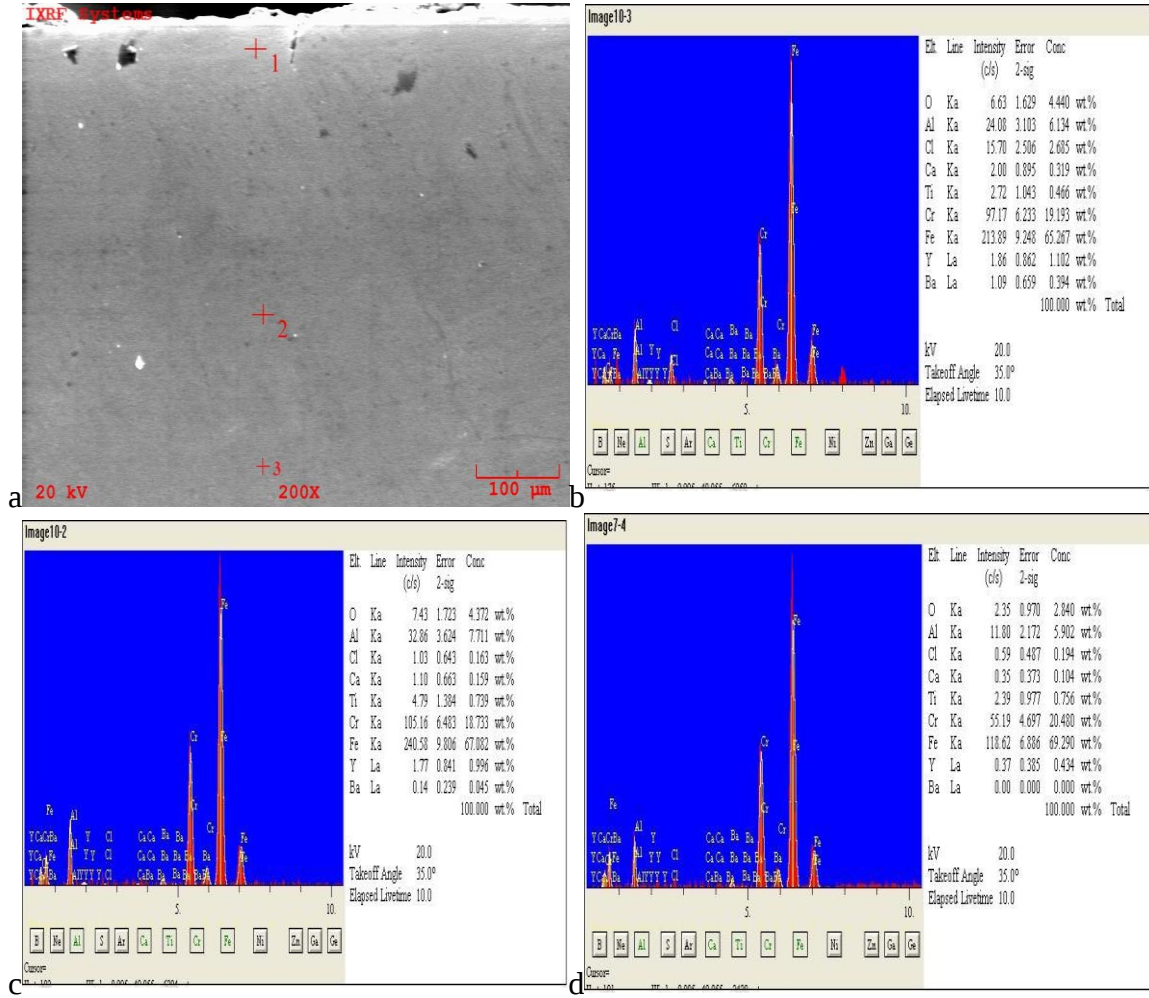


Şekil 6.4. a)550°C’de 1. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

550°C’de 1. çevrim sonunda(24 saat tuz banyosu içinde tutulan) numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde mikroyapı olarak belirgin bir değişiklik görülmemektedir. Ancak EDS analizlerinde numune yüzeyine baryum ve kalsiyumun difüze olduğu görülmektedir. İşlem görmemiş numunenin (Şekil 6.3) yapısında kalsiyum ve baryum görülmezken 24 saat tuz banyosunda tutulmuş numunenin yüzeyinde 10 µm derinlikte %0,567 kalsiyum ve %0,374 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yaklaşık 60 µm’ye çıktığında bu oranlar

sırasıyla %0,354 ve %0,260 olmaktadır. 100 μm üzerindeki yine azalan oranda baryum ve kalsiyum görülmektedir.

550°C’de yapılan deneyde 2. çevrim sonunda mikroyapı ve EDS analizi Şekil 6.5’de verilmiştir.

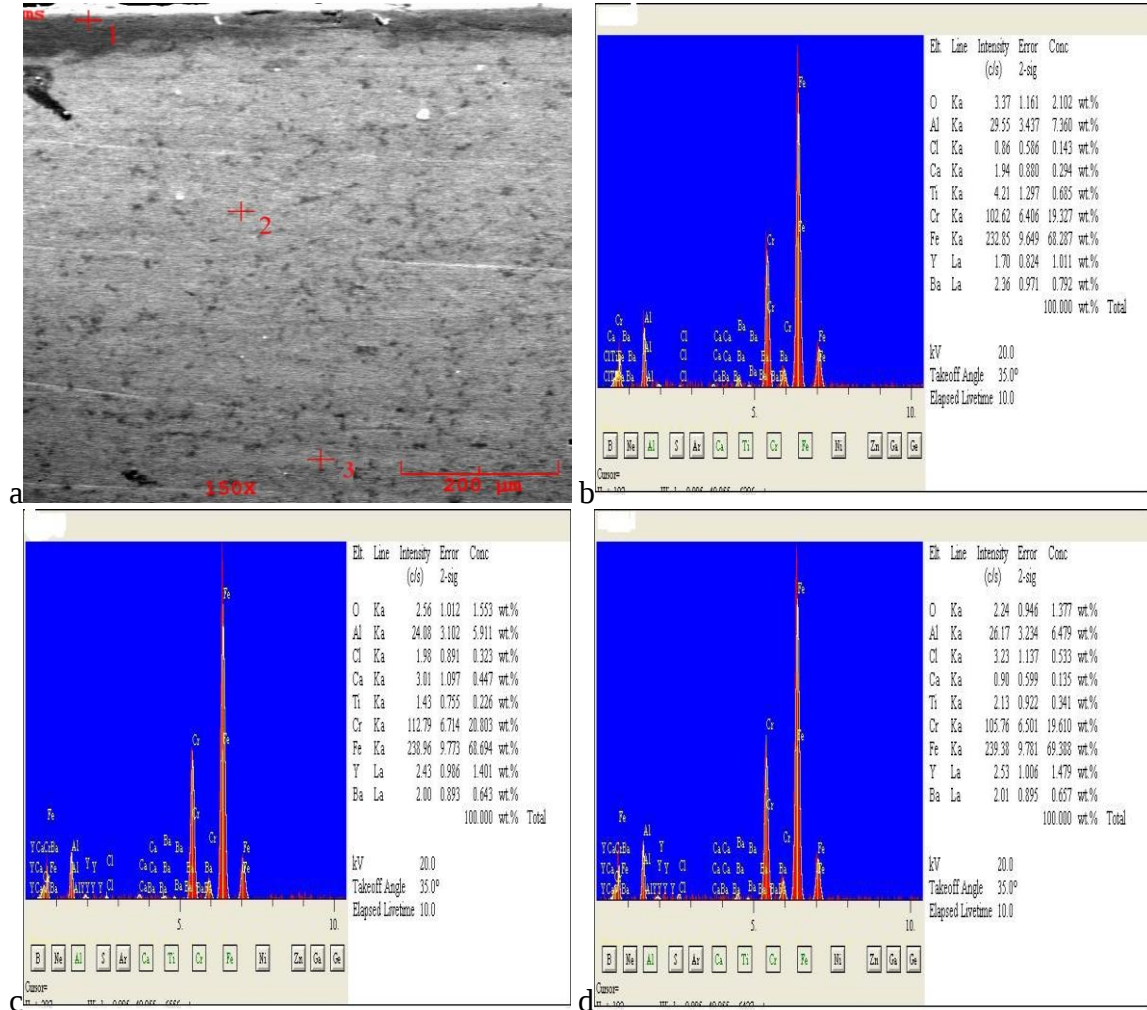


Şekil 6.5. a) 550°C’ de 2. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.5’de 550°C’de 2. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde 1. çevrimdeki gibi mikro yapıda belirgin bir değişiklik görülmemektedir. Numunenin yaklaşık 20 μm yüzeyinde %0,394 baryum ve %0,319 oranında kalsiyum bulunmaktadır. Yüzeyden 150 μm içerde ise %0,045 baryum %0,159 kalsiyum bulunmaktadır. Numunenin yüzeyinden 250 μm derinlikte ise baryum hiç kalmaz iken, kalsiyum çok düşük seviyeye düşmektedir. EDS analizi sonuçlarına göre oksijen oranı numunenin yüzey kısmında %4,4 iken, yüzeyden 350 μm derinlikte %4,3 seviyesinde olduğu

görülmektedir. Yüzeyden 500 μm derinlikte ise oksijen oranının yarıya düştüğü görülmektedir.

550°C’de yapılan deneyde 3. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.6’da verilmiştir.

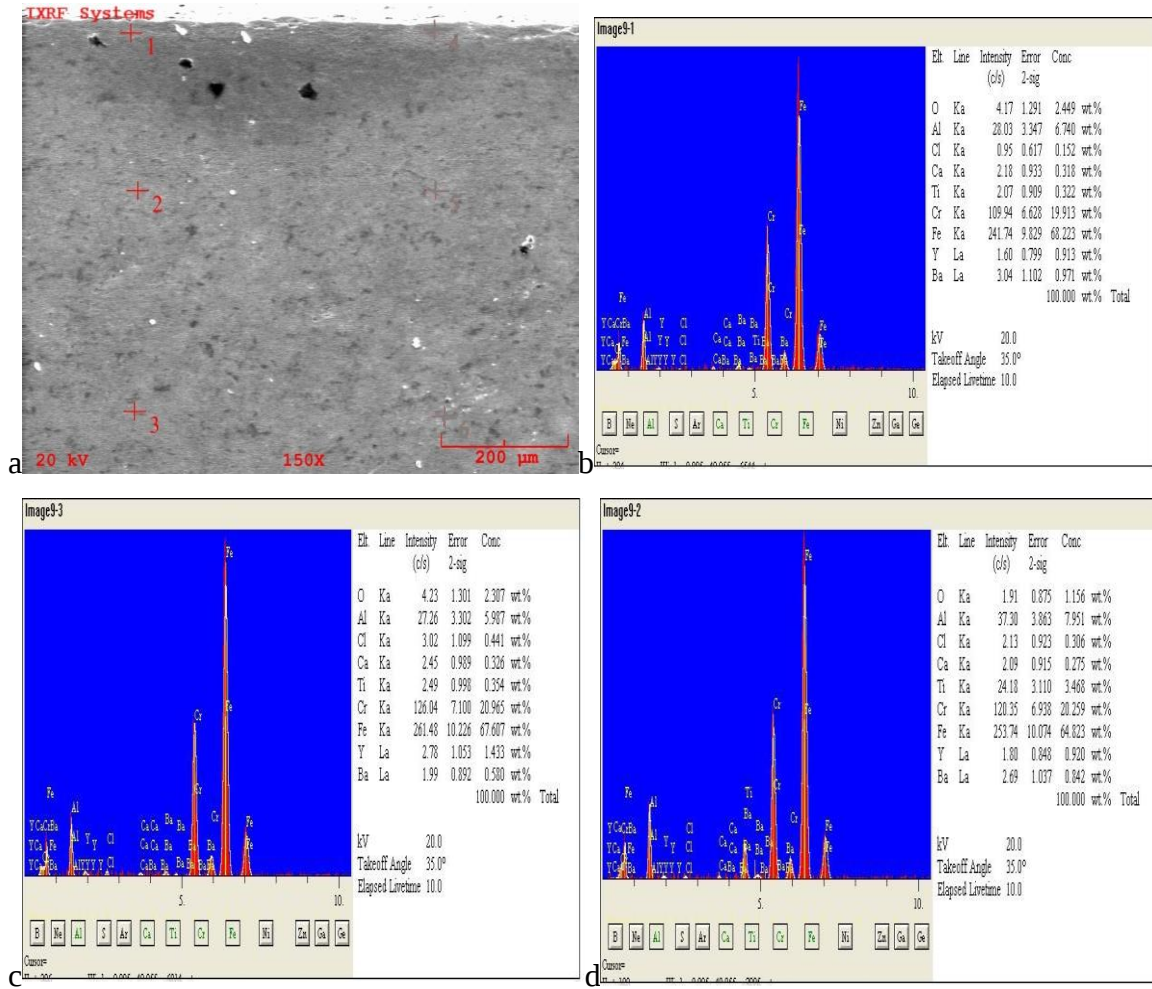


Şekil 6.6. a) 550°C’de 3. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.6’da 550°C’de 3. çevrim sonunda numunenin mikroyapısını incelendiğinde, numunenin yüzeyinden iç kısma doğru 20 μm ’lik derinlikte görünür yapısal değişiklik oluşmuştur. EDS sonuçlarına göre yüzeydeki yapısal değişiklik bölgesinde baryum miktarı %0,792 ve kalsiyum miktarı %0,294 olmuştur. Yüzeyden 400 μm içeri doğru derinlikte ise %0,657 baryum ve kalsiyum %0,135 düşmüştür. EDS analizi sonuçlarına göre oksijen oranı, mikroyapı olarak yüzeydeki yapısal değişiklik bölgesinde %2,102 iken yüzeyden

200 μm derinlikte %1,553 seviyesine, 400 μm derinlikte ise %1,377 seviyesine düşmektedir

550°C’de yapılan deneyde 4. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.7’de verilmiştir.

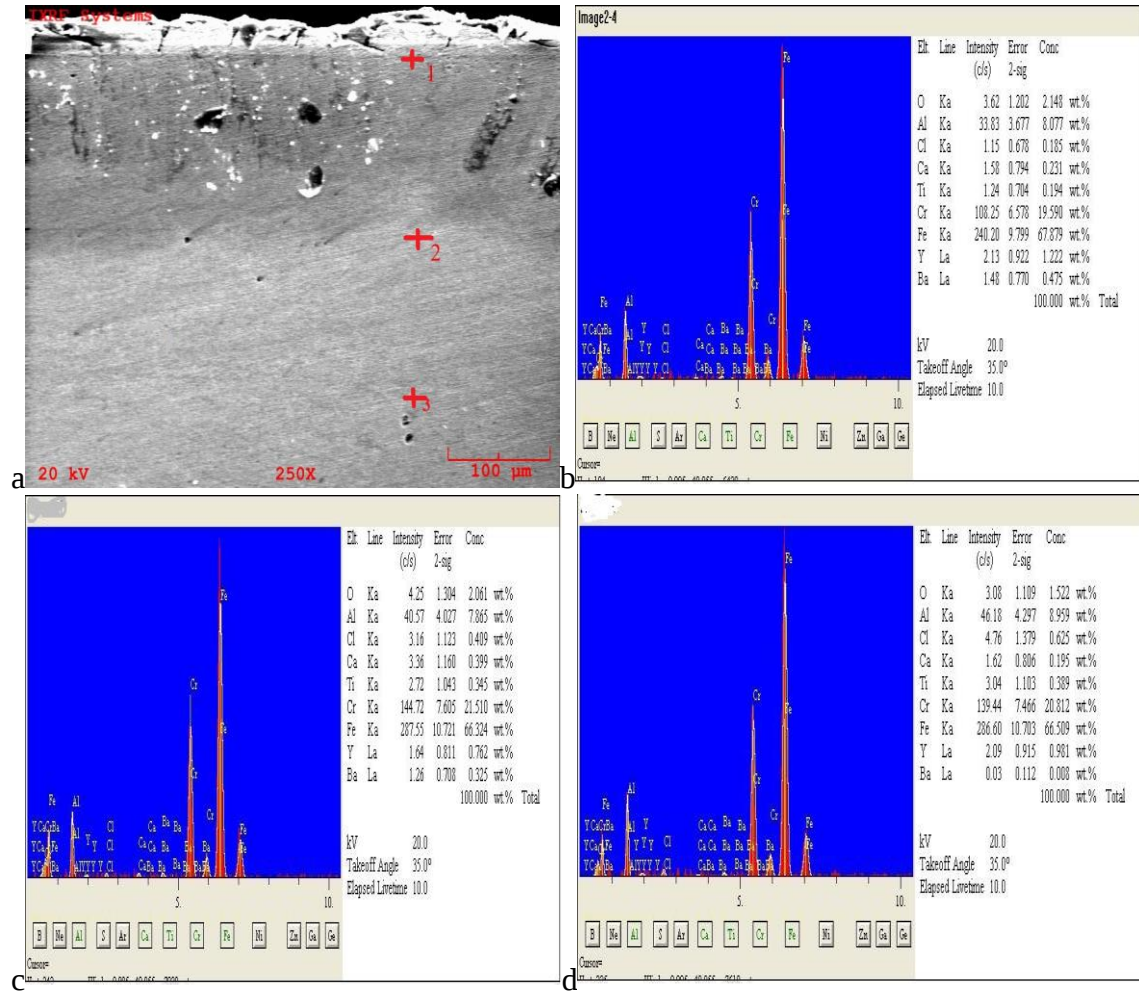


Şekil 6.7. a) 550°C’de 4. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.7’de 550°C’de 4. çevrim sonunda numunenin mikro yapısını incelediğimizde, numunenin yüzey kısmında 30 μm ’lik derinlikte görünür yapısal değişiklik görülmektedir. EDS analiz sonuçlarına göre yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde kısımda baryum miktarı %0,971 ve kalsiyum miktarı %0,318 olduğu görülmektedir. Yüzeyden 200 μm derinlikteki iç kısımda baryum miktarı %0,580 ve kalsiyum miktarı %0,326’ya düştüğü görülmektedir. Yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde oksijen oranı % 2,440 iken yüzeyden yaklaşık 200 μm

içeride bu oran % 2.307 seviyesine düştüğü 400 μm derinlikte ise % 1.156 seviyesine düşmektedir.

550°C’de yapılan deneyde 5. çevrim sonunda mikroyapı ve EDS analizi Şekil 6.8’de verilmiştir.

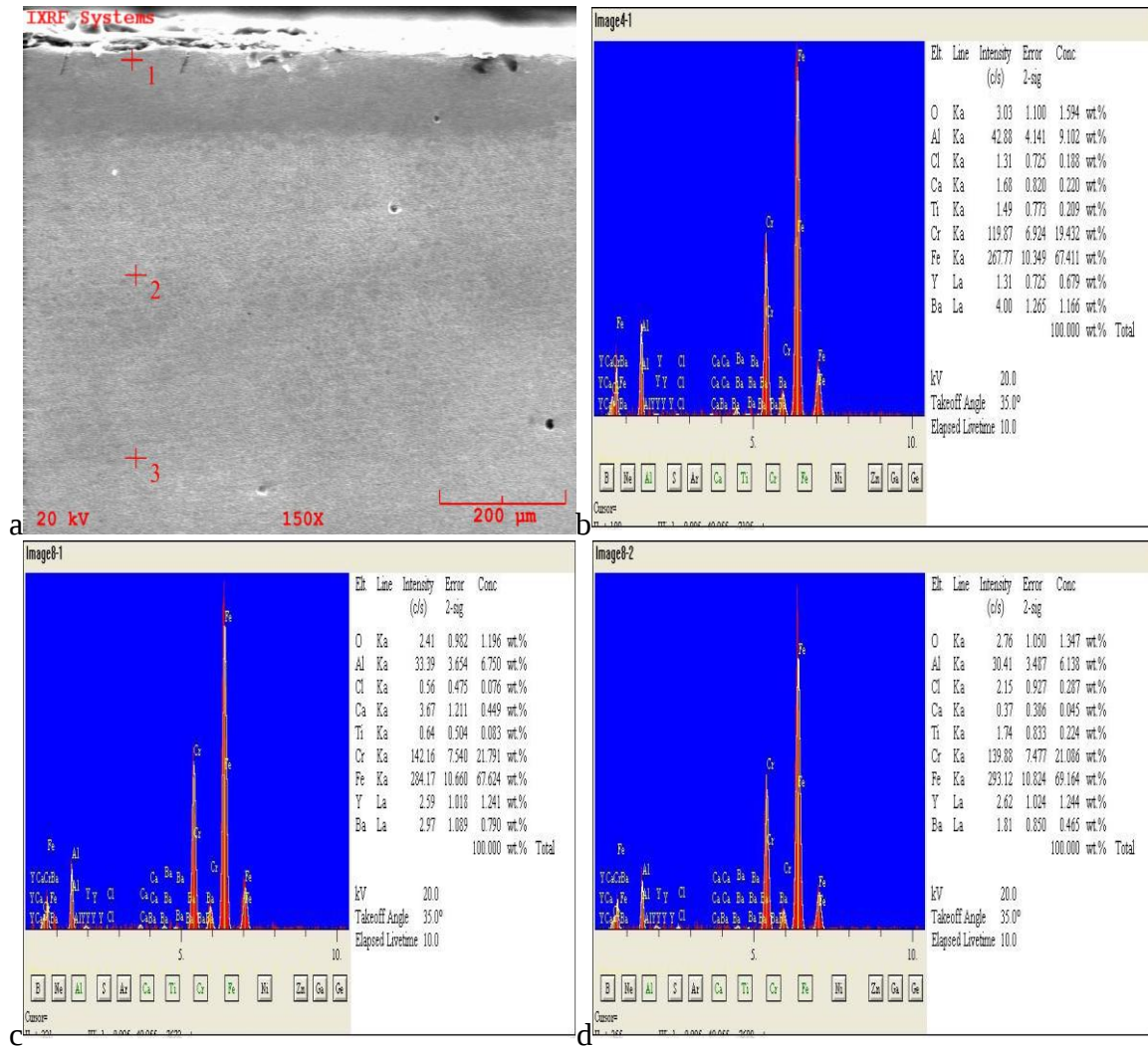


Şekil 6.8. a) 550°C’de 5. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.8’de 550°C’de 5. çevrim sonunda numunenin mikro yapısı incelendiğinde yaklaşık numunenin yüzeyden 100 μm ’lik derinlikte yapısal bir değişiklik görülmektedir. EDS analizlerinde yüzeyden kalsiyum ve baryumun iç kısma doğru difüze ettiği görülmektedir. Bu bölgenin hemen yüzeyinde %0,231 kalsiyum ve %0,475 oranında baryum görülmektedir. Alüminyumda az da olsa bir artış tespit edilmiştir. Yapısal değişikliğin son kısmında kalsiyum düşük oranda artarken baryum ve alüminyumda bir azalma meydana gelmiştir. Yüzeyden derinlik yaklaşık 200 μm ’ye çıktığında kalsiyum ve baryum oranları

sırasıyla %0,195 ve %0,008 düşmektedir. Oksijen oranı numunenin yüzeyinden iç kısma doğru azalmaktadır. Numunenin yüzeyinde oksijen oranı %2,148 iken yapısal değişikliğin bittiği noktada yüzeyden 100 μm derinlikte oksijen oranı %2,061 olmuştur. Numunenin yüzeyinden 200 μm içerde ise %1,522 seviyesine düşmektedir.

550°C’de yapılan deneyde 6. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.9’da verilmiştir.

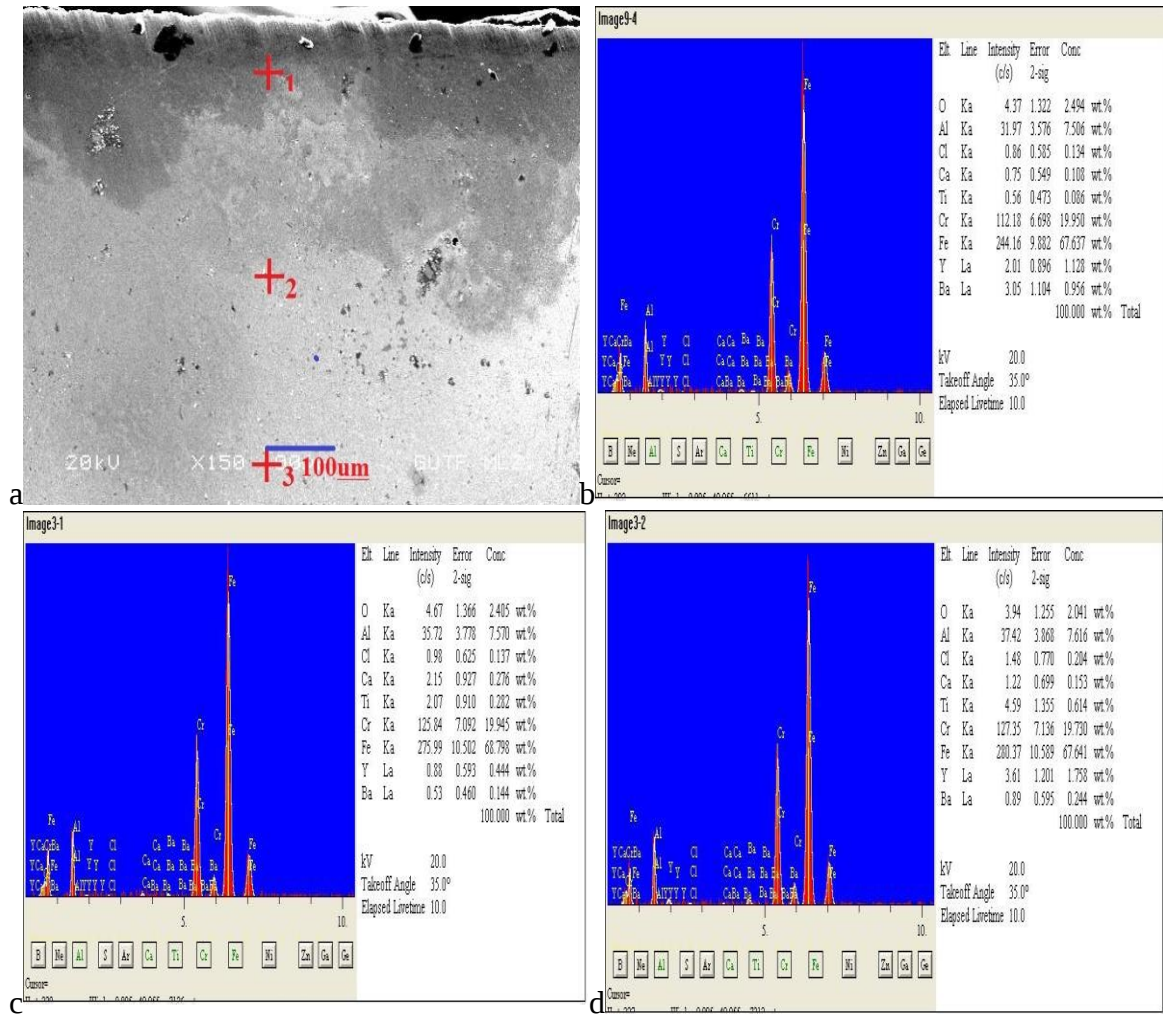


Şekil 6.9. a) 550°C’de 6. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.9’da 550°C’de 6. çevrim sonunda numunenin mikro yapısını incelediğimizde, numunenin yüzeyinden iç kısma doğru 80 μm ’lik derinlikte yapısal değişiklik oluşmuştur. Yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde %0,220 kalsiyum ve %1,166 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 250 μm ’ye derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,449 ve

%0,790 düşmektedir. Baryum ve kalsiyumun yüzeyde yapısal değişikliğin olduğu yüzeyden iç kısma doğru azalan oranda difüze ettiği görülmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %1,594 iken yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden yaklaşık 250 μm derinlikteki 2 numaralı noktada ise %1,196 seviyesine düştüğü görülmektedir.

550°C’de yapılan deneyde 7. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.10’da verilmiştir.

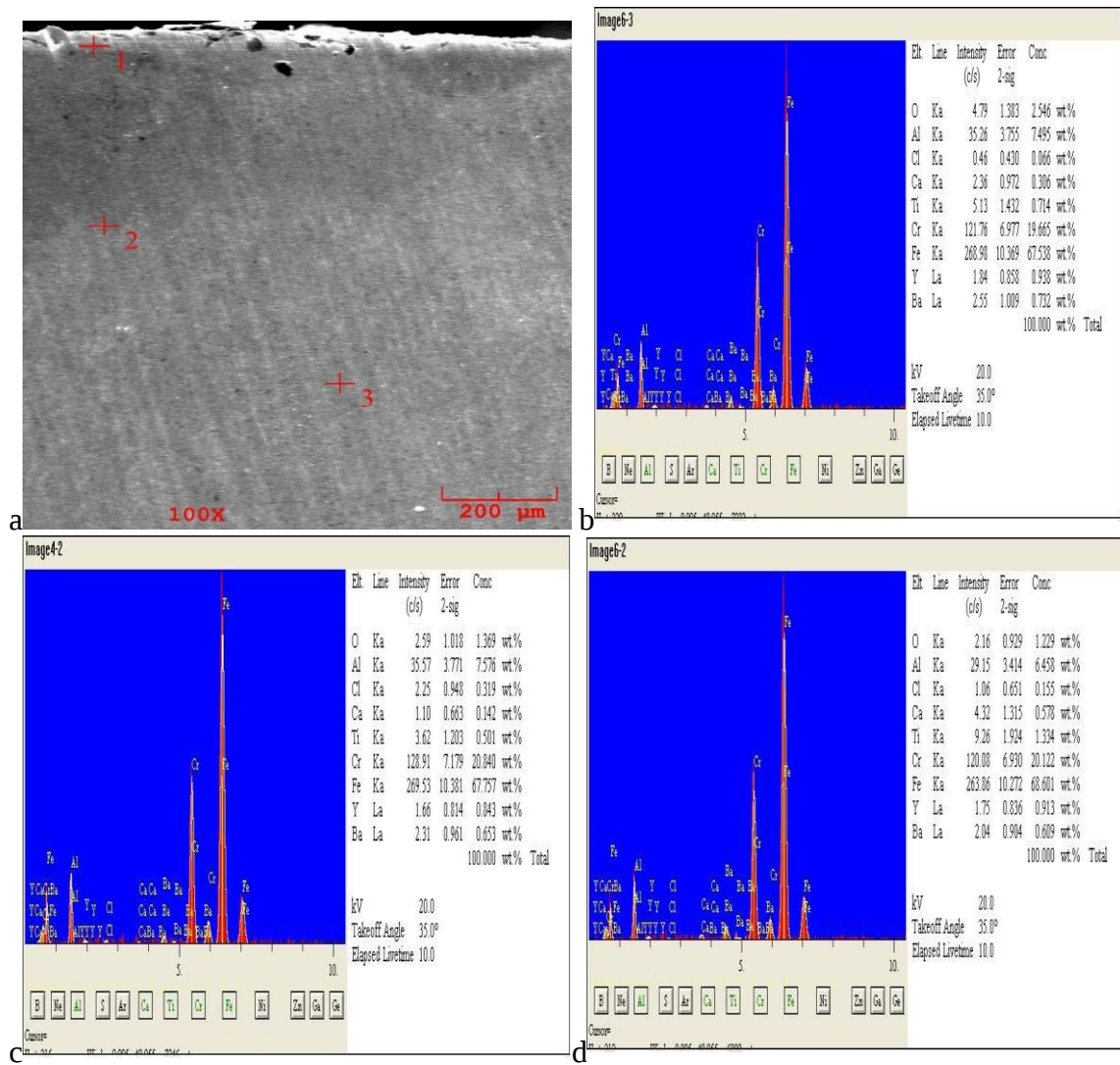


Şekil 6.10. a) 550°C’de 7. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.10’da 550°C’de 7. çevrim sonunda(168 saat tuz banyosunda bekletme) numunenin mikro yapısı incelendiğinde, numunenin yüzey kısmından iç kısma doğru 120 μm ’lik derinlikte yapısal bir değişiklik oluşmuştur. Yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde %0,108 kalsiyum ve %0,956 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 250 μm ’ye

derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,276 ve %0,144'a düşmektedir. Baryum ve kalsiyumun yüzeyde yapısal değişikliğin olduğu kısımdan iç kısma doğru azalan oranda difüze olduğu görülmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %2,494 iken kenara uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden yaklaşık 250 μm derinlikteki 3 numaralı noktada ise %2.041 seviyesine düştüğü görülmektedir.

550°C'de yapılan deneyde 8. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.11'de verilmiştir.

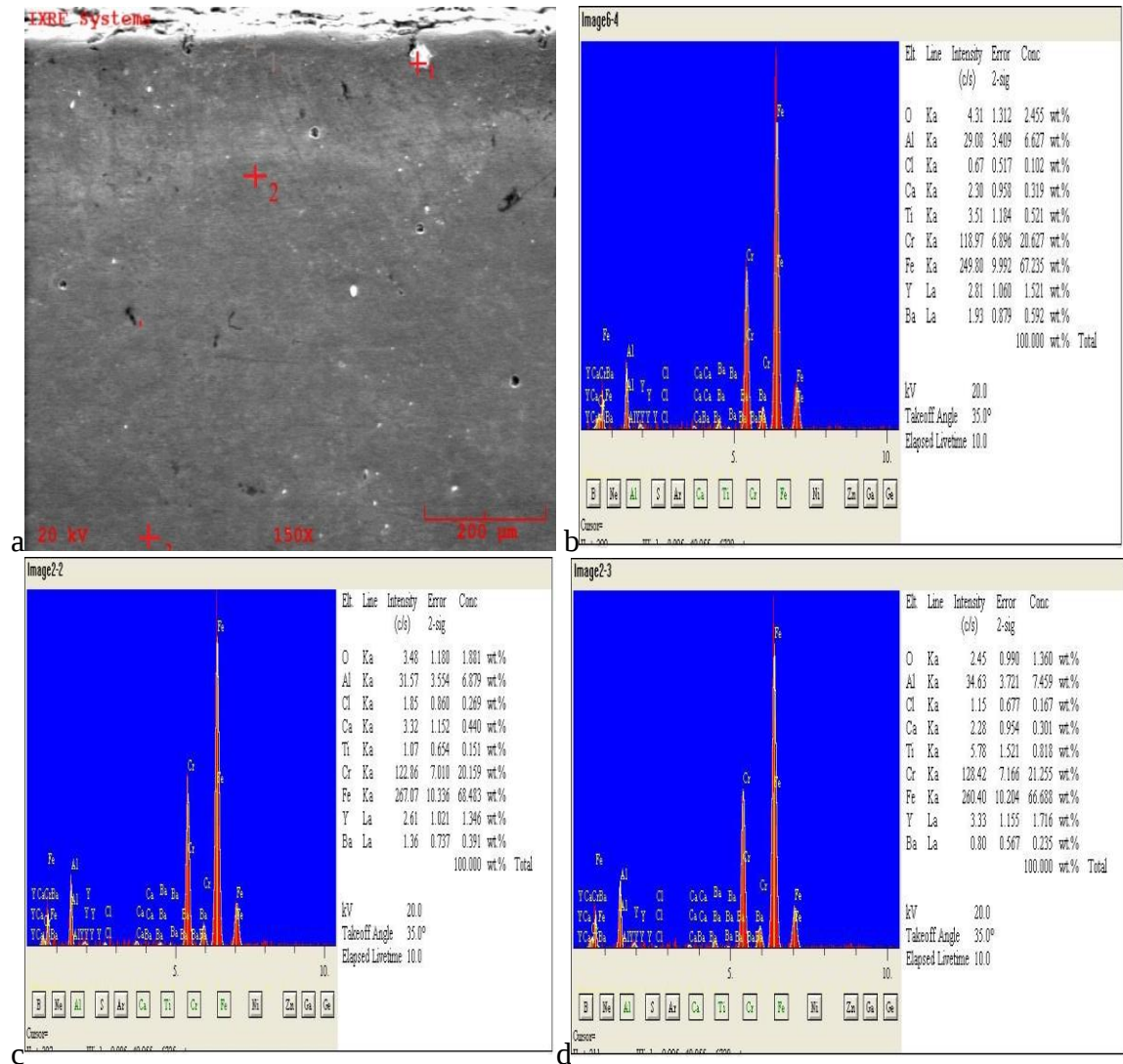


Şekil 6.11. a) 550°C'de 8. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.11'de 550°C'de 8. çevrim sonunda (192 saat tuz banyosunda bekletme) numunenin mikro yapısı incelendiğinde, numunenin yüzey kısmından iç kısma doğru 120 ile

140 μm 'lik derinlikte yapısal bir değişiklik oluşmuştur. Yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde %0,306 kalsiyum ve %0,732 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 200 μm derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,142 ve %0,653'a düşmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %2,546 iken yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden yaklaşık 200 μm derinlikteki 2 numaralı noktada ise %1,369 seviyesine düştüğü görülmektedir.

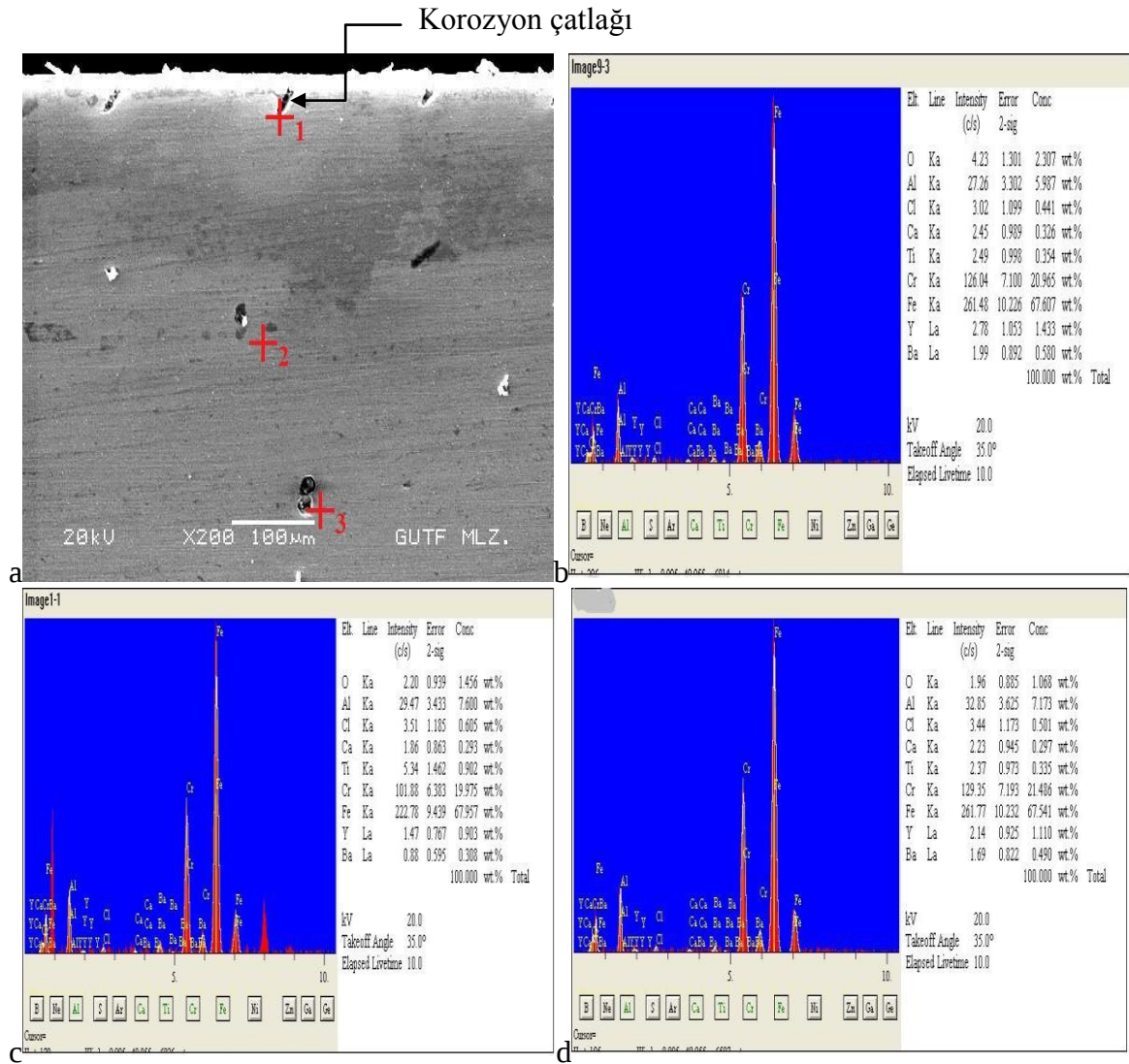
550°C'de yapılan deneyde 9. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.12'de verilmiştir.



Şekil 6.12. a) 550°C de 9. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.12’de 550°C’de 9. çevrim sonunda numunenin mikro yapısını incelediğimizde, numunenin yüzeyinde 140 ile 150 μm ’lik derinlikte yapısal bir değişiklik oluşmuştur. Yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde %0,319 kalsiyum ve %0,592 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 200 μm ’ye derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,440 ve %0,391’a düşmektedir. Baryum ve kalsiyumun yüzeyde yapısal değişikliğin olduğu kısımdan iç kısma doğru azaldığı görülmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %2,455 iken yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden yaklaşık 200 μm derinlikteki 2 numaralı noktada ise %1,881 seviyesine düştüğü görülmektedir.

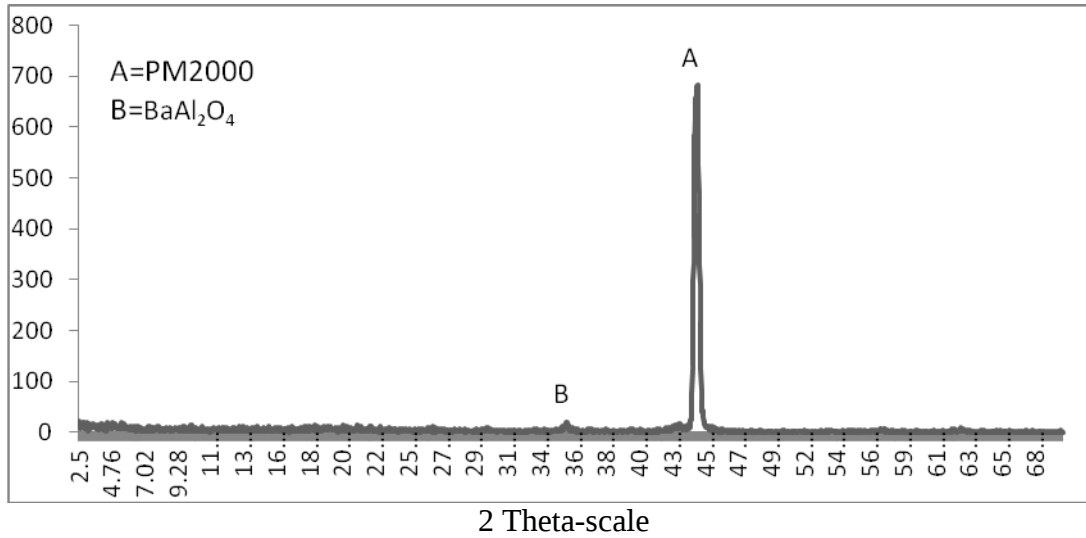
550°C’de yapılan deneyde 10. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.13’de verilmiştir.



Şekil 6.13. a) 550°C’ de 10. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.13’de 550°C’de 10. çevrim sonunda numunenin mikro yapısı incelendiğinde, numunenin kenar kısmından iç kısma doğru 150 µm derinlikte yapısal bir değişiklik oluşmuştur. Yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde %0,326 kalsiyum ve %0,580 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 250 µm derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,293 ve %0,308’e düşmektedir. EDS sonuçlarına göre baryum ve kalsiyumun yüzeyde yapısal değişikliğin olduğu kısımdan iç kısma doğru azaldığı görülmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %2,307 iken yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden yaklaşık 200 µm derinlikteki 2 numaralı noktada ise %1,456 seviyesine düştüğü görülmektedir.

Şekil 6.14’de 550°C’de 10. çevrim sonunda numunenin XRD sonucu verilmiştir.



Şekil 6.14. 550 °C’de 10. çevrim sonunda numunenin XRD sonucu

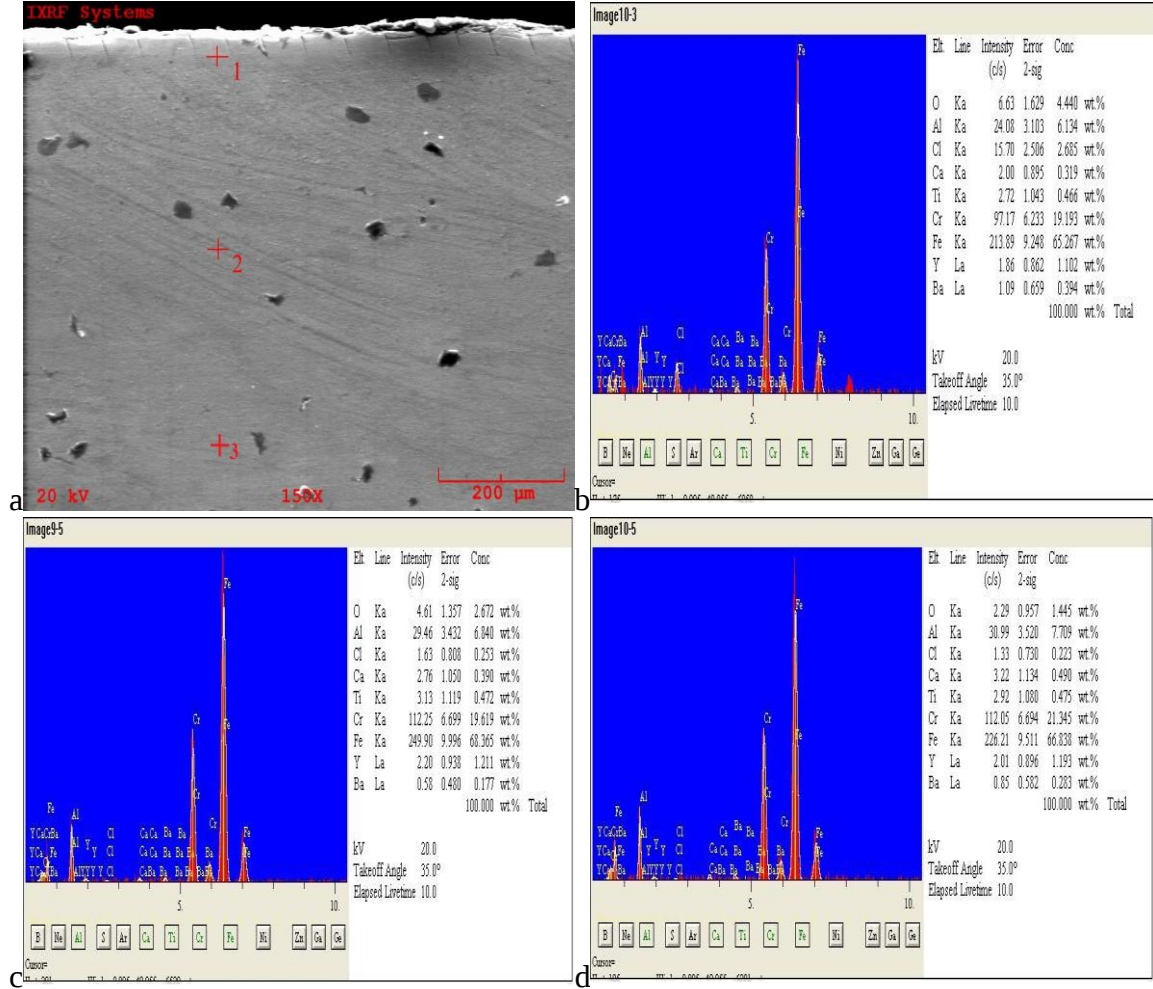
550°C’de tuz banyosunda toplam 10 çevrim uygulanan numunelerin mikroyapısı ve EDS analizleri ve XRD sonucu incelendiğinde ilk çevrimlerde mikroyapıda belirgin bir değişiklik olmamakla birlikte yüzeye kalsiyum ve baryumun difüze olduğu EDS analizlerinde anlaşılmaktadır. Yapısal değişimler 550°C’de 3. çevrim sonunda numunenin yüzeyinde, kenar kısmından itibaren 20 µm kadar bir bölgede görülmektedir. Yapısal değişiklikler 10. çevrim sonunda 150 µm üzerine çıkmaktadır. Ağırlık değişimlerinde de söylendiği üzere aslında bu durumda ağırlık artışı beklenir. Ancak Şekil 6.14’de görüldüğü gibi yüzeye difüze olan baryum yapıdaki alüminyum ve oksijen ile reaksiyona girerek zamana bağlı olarak yüzeyde BaAl₂O₄ oluşturduğu tahmin edilmektedir. Yüzeyde

oksijenin arttığı yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı görülmektedir. Bunun nedeni olarak oksijenin alüminat oluşturmak üzere baryum konsantrasyonunun fazla olduğu yüzeye difüzyonu olarak düşünülmektedir. Yapılan diğer çalışmalarda Baryum, alüminyum ve oksijenin bu sıcaklıklarda baryumalüminat oluşturduğu belirtilmektedir[62]. Baryumalüminat iç kısımlarda oluştuğunda kompozit etkisi yapmakla birlikte kenarda oluştuğunda korozyon ürünü olarak yüzeyden ayrılmaktadır. Bu nedenle ağırlık kaybının ağırlık artışından fazla olduğu sanılmaktadır. Yapısal değişimlerin nedeni zamana bağlı olarak oluşan korozyon bileşiklerinin artması olarak düşünülmektedir. Aslında 300 µm derinliğe kadar baryum ilk çevrim sonunda da yayılmış görünmekle birlikte alüminat oluşumunun zamana bağlı olduğu düşünülmektedir. Kısa sürelerde hemen tuzla temasta olan yüzeylerde birkaç mikronluk derinlikte baryumalüminat oluşurken çevrim sayısı arttıkça sıcaklık ve zamana bağlı olarak bu oluşumun derinliği de artmakta ve yapısal değişiklik belirgin hale gelmektedir. Yine zamana bağlı olarak yüzeyde oluşan alüminat yüzeyden ayrılarak ağırlık kaybını arttırmaktadır. EDS analizlerinde kalsiyumunda difüze olduğu tespit edilmesine rağmen herhangi bir reaksiyon etkisi görülmemiştir.

6.2.2. 600°C’de yapılan deneyler

Bu sıcaklıkta yapılan deneyde toplam 10 çevrim uygulanmıştır. SEM(taramalı elektron cihazı) ile görüntüleri alınmıştır. Enine kesitte farklı 3 noktadan kenardan iç kısma doğru EDS (elemental analiz) sonuçları alınmıştır. Numunelerin SEM görüntüleri incelenerek yapılan ısıl işlemin malzemeye etkisi incelenmiştir.

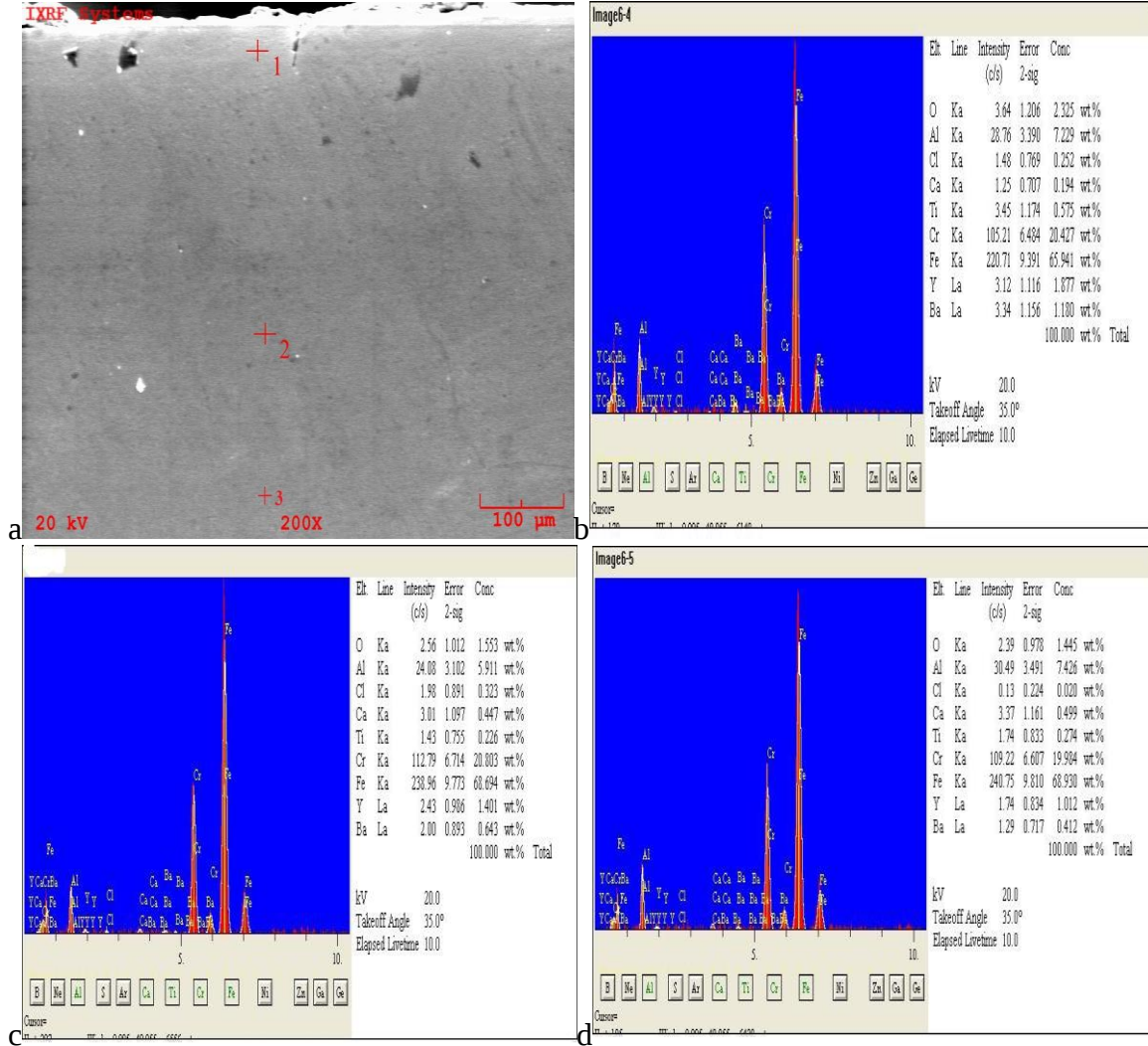
600°C’de yapılan deneyde 1. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.15’de verilmiştir.



Şekil 6.15. a) 600°C’de 1. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.15’de 600°C’de 1. çevrim sonunda(24 saat tuz banyosunda bekletme) numunenin mikro yapısını incelendiğinde, numunenin yüzey kısmında yapısal olarak herhangi bir değişiklik görülmemektedir. Ancak numunenin yüzeyinde %0,319 kalsiyum ve %0,394 oranında baryum görülmektedir. Numunenin yüzeyinden 200 µm derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,390 ve %0,177 olarak ölçülmüştür. EDS sonuçlarına göre baryum ve kalsiyumun yüzeyden iç kısma doğru azaldığı görülmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %4,440 iken yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden yaklaşık 200 µm derinlikteki 2 numaralı noktada ise %2.672 seviyesine düştüğü görülmektedir.

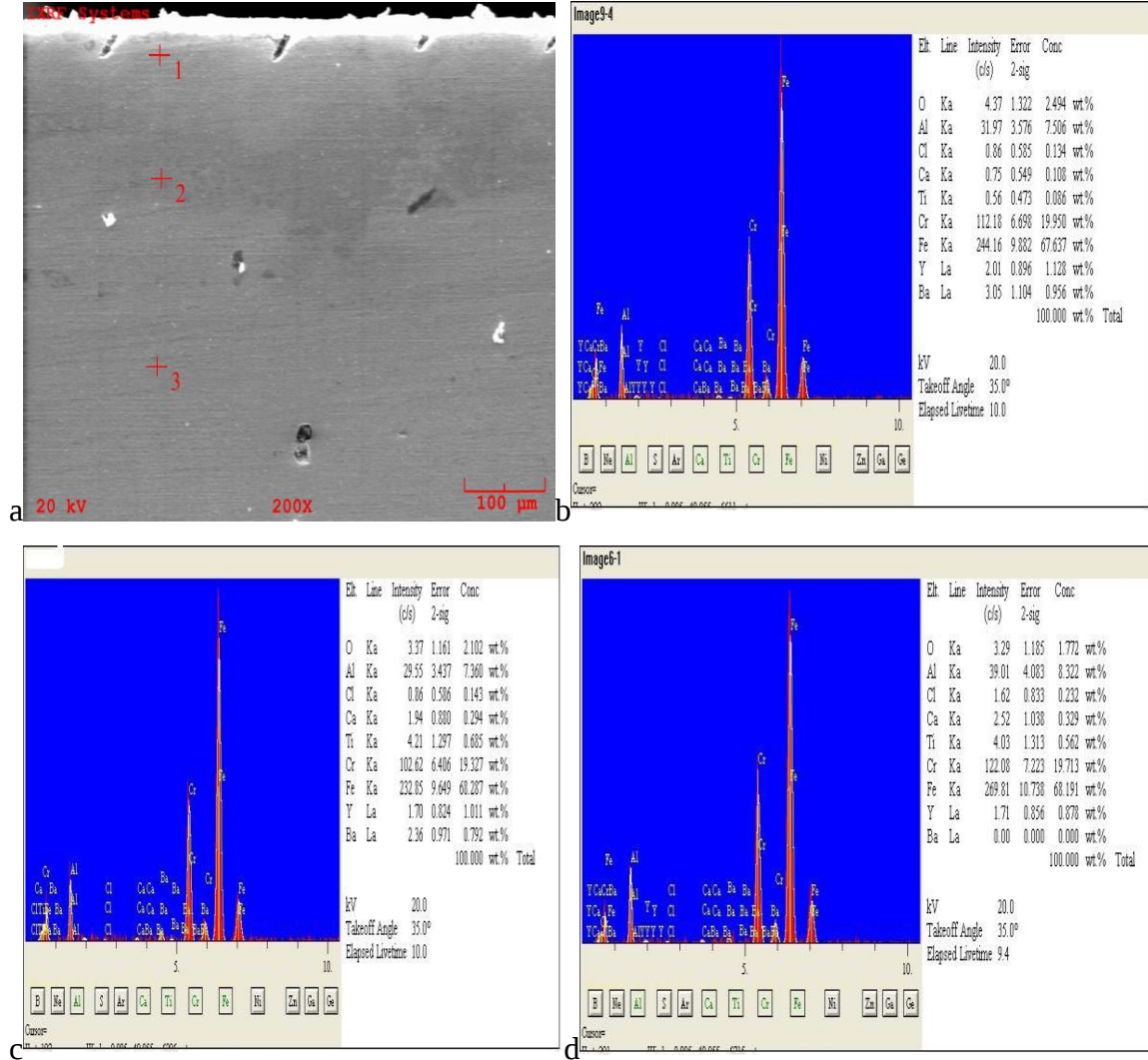
600°C’de yapılan deneyde 2. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.16’da verilmiştir.



Şekil 6.16. a) 600°C’de 2. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.16’da 600°C’de 2. çevrim(48 saat tuz banyosunda bekletme) sonunda numunenin mikro yapısını incelediğimizde numunenin yüzeyinde herhangi bir yapısal değişiklik görülmemektedir. Ancak numunenin yüzeyinde %0,194 kalsiyum ve %1,180 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 250 µm’ye derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,447 ve %0,643 olarak ölçülmüştür. Yüzeyden yaklaşık 350 µm’ye derinlikte ise bu oranlar sırası ile %0,499 ve %0,412 olarak ölçülmüştür. Baryumun yüzeyden iç kısma doğru azaldığı görülmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %2,325 iken yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden yaklaşık 250 µm derinlikteki 2 numaralı noktada ise %1,553 seviyesine düştüğü görülmektedir.

600°C’de yapılan deneyde 3. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.17’de verilmiştir.

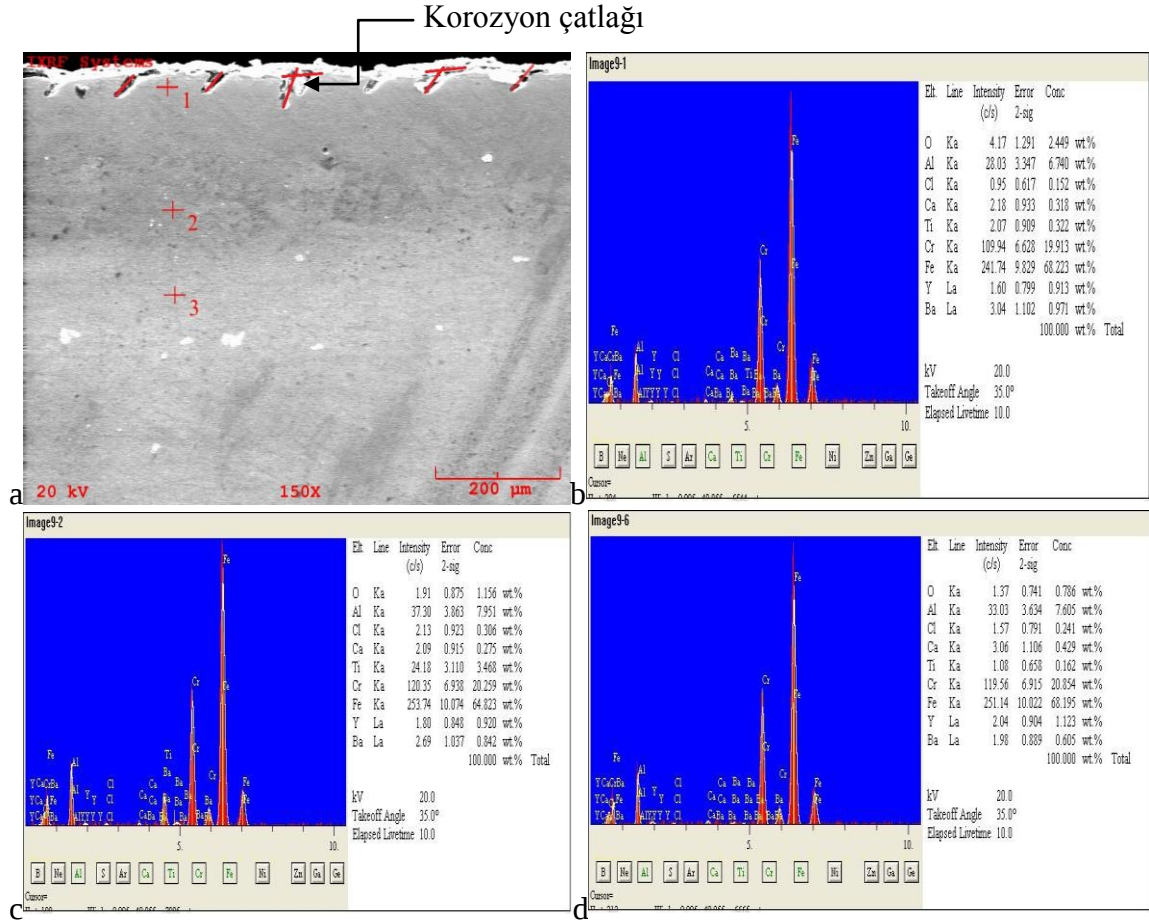


Şekil 6.17. a) 600°C’de 3. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.17’de 600°C’de 3. çevrim sonunda (72 saat tuz banyosunda bekletme) numunenin mikro yapısı incelendiğinde numunenin yüzeyinde 50 µm yapısal bir değişiklik oluşmuştur. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde %0,108 kalsiyum ve %0,956 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 200 µm derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,294 ve %0,792 olarak ölçülmüştür. Yüzeyden 400 µm derinlikte kalsiyum %0,329 iken baryum hiç kalmamıştır. Baryum ve kalsiyumun yüzeyden iç kısma doğru azaldığı görülmektedir. Yüzeyde oksijenin oranı %2,494 iken yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı ve yüzeyden

yaklaşık 200 μm derinlikteki 2 numaralı noktada ise % 2,102 seviyesine düştüğü görülmektedir. Yüzeyden 400 μm derinlikte ise %1.772 olarak ölçülmüştür.

600°C’de yapılan deneyde 4. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.18’de verilmiştir.

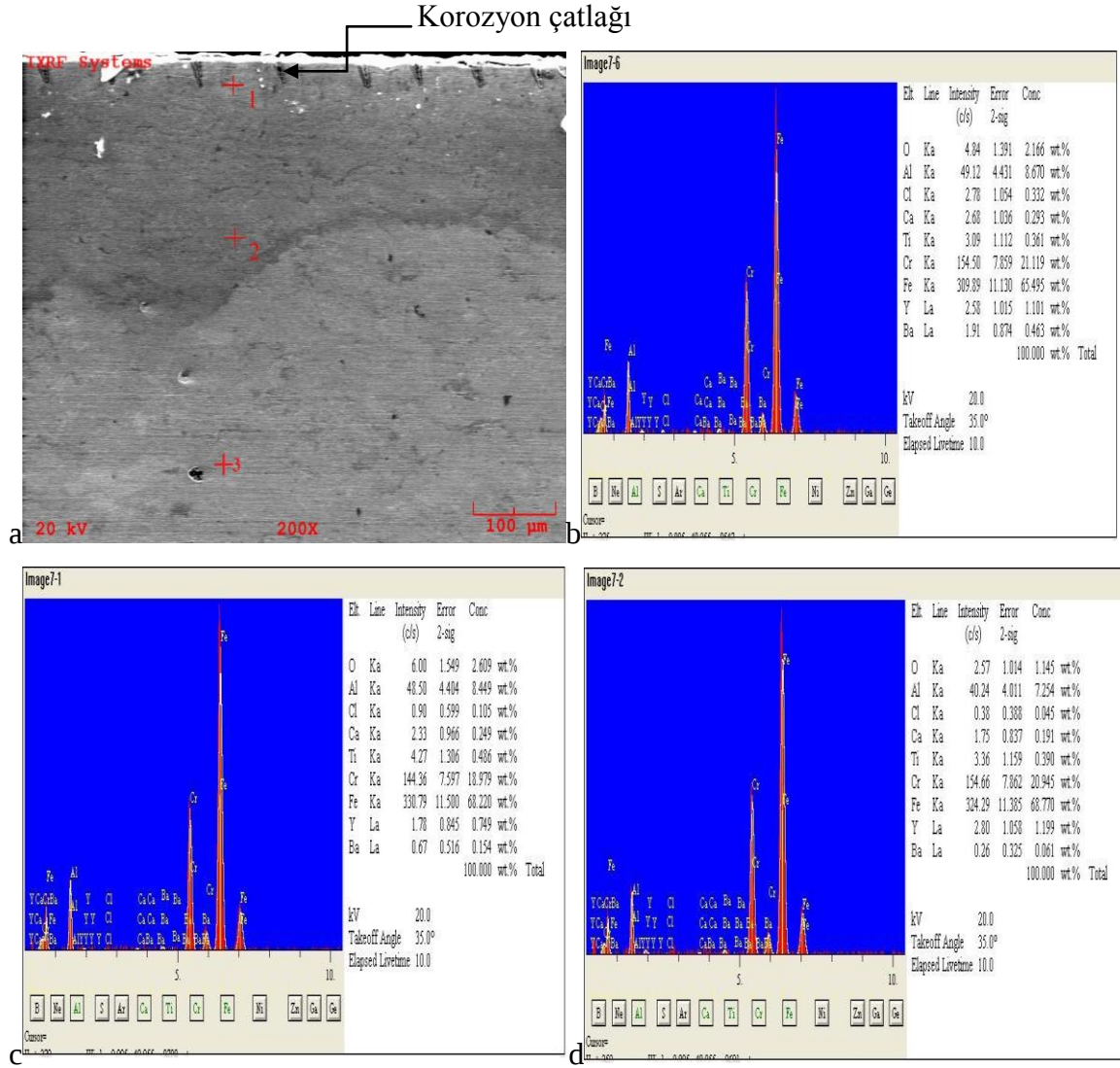


Şekil 6.18. a) 600°C’de 4. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b)1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

600°C’de 4. çevrim sonunda(96 saat tuz banyosu içinde tutulan) numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde yüzeyde 130 μm ile 150 μm arasında yapısal değişiklik görülmektedir. Ayrıca Şekil 6.18a görüldüğü gibi numunenin yüzeyinde belirli aralıklarda korozyona uğramış bölgeler görülmektedir. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde 20 μm derinlikte %0,318 kalsiyum ve %0,971 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden derinlik yaklaşık 200 μm ’ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,275 ve %0,842 olmaktadır. Yüzeyden 400 μm derinlikte ise bu oranlar sırası ile %0,429 ve %0,605 olarak ölçülmüştür. Numunenin yüzeyinde

oksijen oranı %2,449 iken içeri doğru ilerledikçe bu oran azalmaktadır. Yüzeyden 200 μm derinlikte oksijen oranı %1,156 ve 270 μm derinlikte ise %0,772 olarak ölçülmüştür.

600°C’de yapılan deneyde 5. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.19’da verilmiştir.

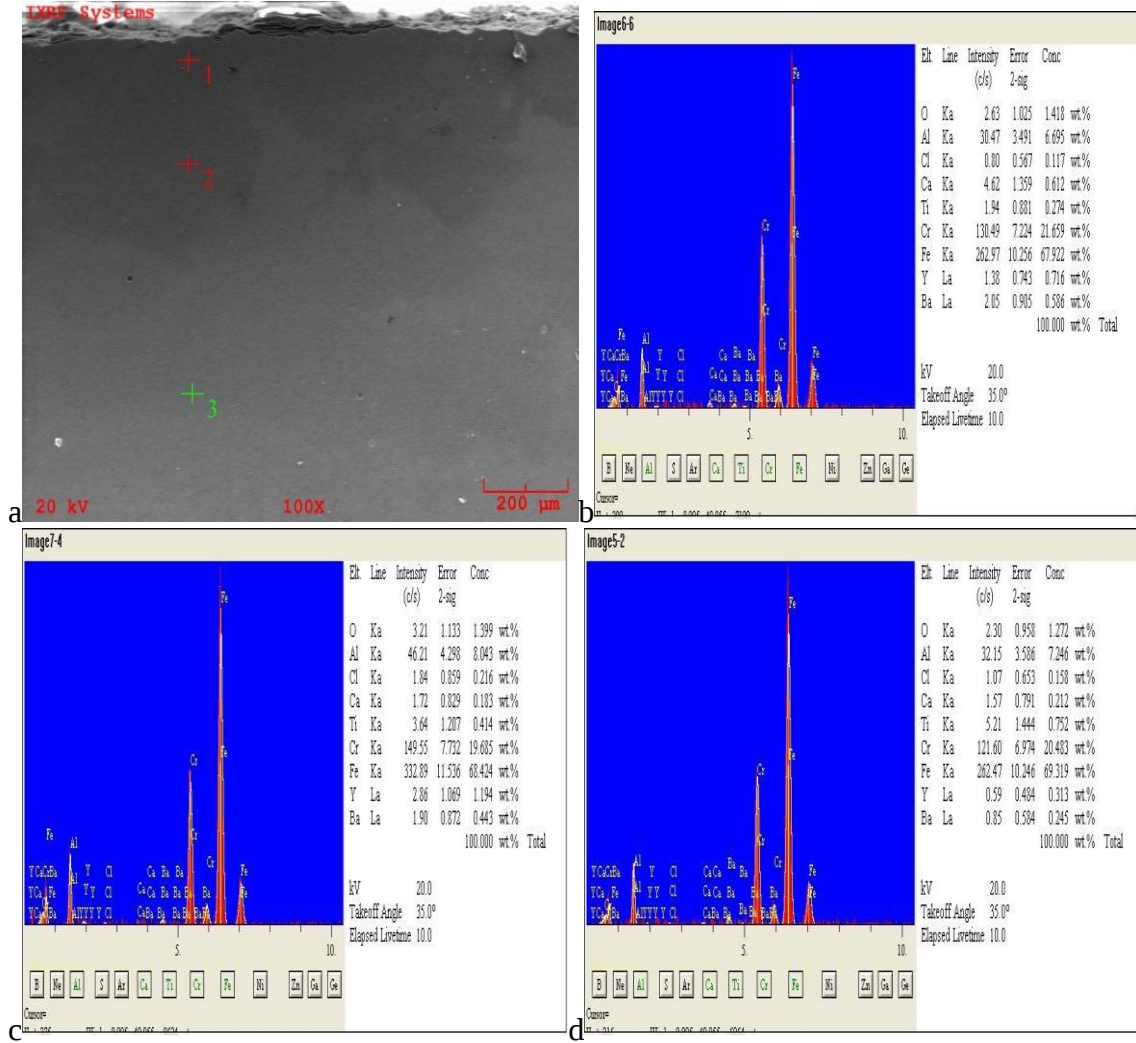


Şekil 6.19. a) 600°C de 5. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

600°C’de 5. çevrim sonunda (120 saat tuz banyosu içinde tutulan) numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde yüzeyde 150 μm ile 180 μm arasında yapısal değişiklik görülmektedir. Ayrıca Şekil 6.18a görüldüğü gibi numunenin yüzeyinde korozyon çatlakları oluşmuştur. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde %0,293 kalsiyum ve %0,463 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 160 μm ’ye derinlikte ise %0,249 kalsiyum ve %0,154

baryum ölçülmüştür. Yüzeyden yaklaşık 300 μm derinlikte ise %0,191 ve %0,061 seviyesine düşmüştür.

600°C’de yapılan deneyde 6. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.20’de verilmiştir.

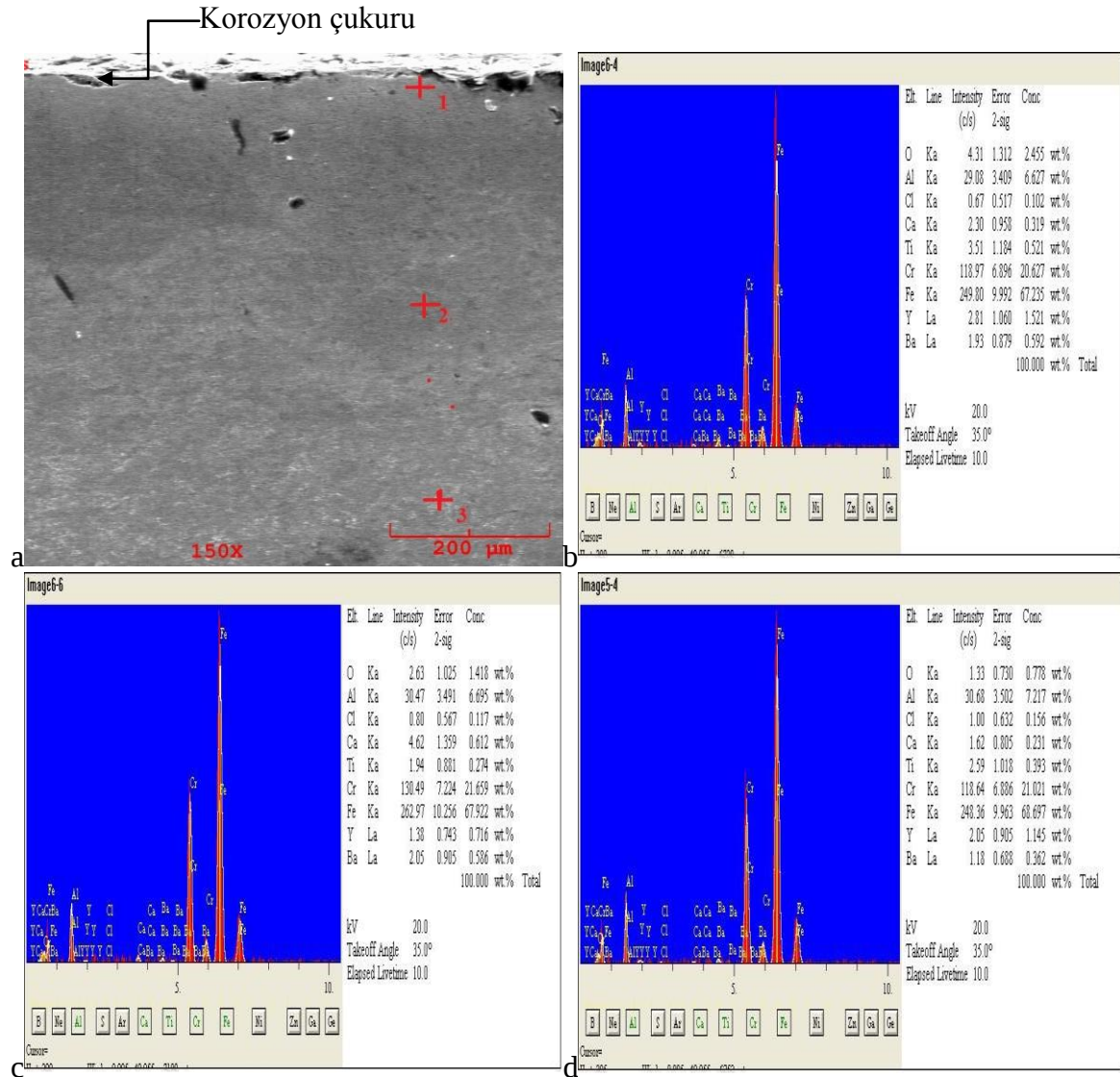


Şekil 6.20. a) 600°C’de 6. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.20’de 600°C’de 6. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsünü incelediğimizde numune yüzeyinde 250 μm ’lik yapısal değişiklik oluşmuştur. Numunenin yüzeyinde %0,612 kalsiyum ve %0,586 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden derinlik 400 μm ’ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,183 ve %0,443 olmaktadır. Kalsiyum ve baryumun yüzeyden iç kısma doğru azaldığı görülmektedir. Oksijen oranı yüzeyde %1,418

iken yüzeyden 400 μm derinlikte ise %1,399 ve 600 μm derinlikte ise %1,272 olarak ölçülmüştür.

600°C’de yapılan deneyde 7. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.21’de verilmiştir.

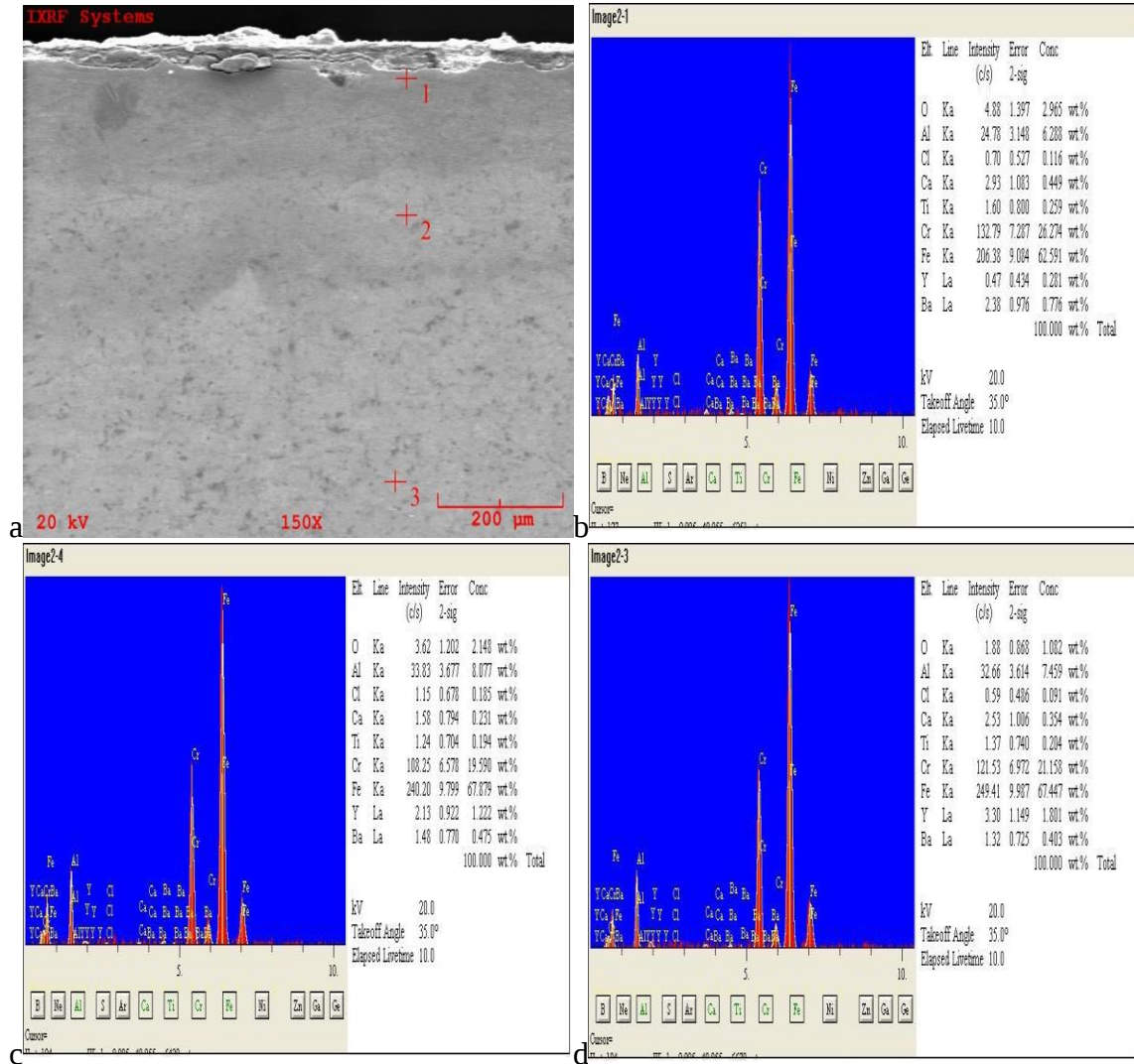


Şekil 6.21. a) 600°C’de 7. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.21’de 600°C de 7. çevrim sonunda (168 saat tuz banyosu içinde tutulan) numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde numunenin yüzeyde 260 μm ’lik yapısal değişiklik oluşmuştur. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde 10 μm derinlikte %0,319 kalsiyum ve %0,592

oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden derinlik yaklaşık 400 μm 'ye çıktığında, bu oranlar sırasıyla %0,231 ve %0,362 olmaktadır. Oksijen oranı yüzeyde %2,455 iken yüzeyden 200 μm derinlikte ise %1,418 ve 400 μm derinlikte ise %0,778 olarak ölçülmüştür. Oksijenin yüzeyden itibaren iç kısımlara doğru azaldığı görülmektedir.

600°C'de yapılan deneyde 8. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.22'de verilmiştir.

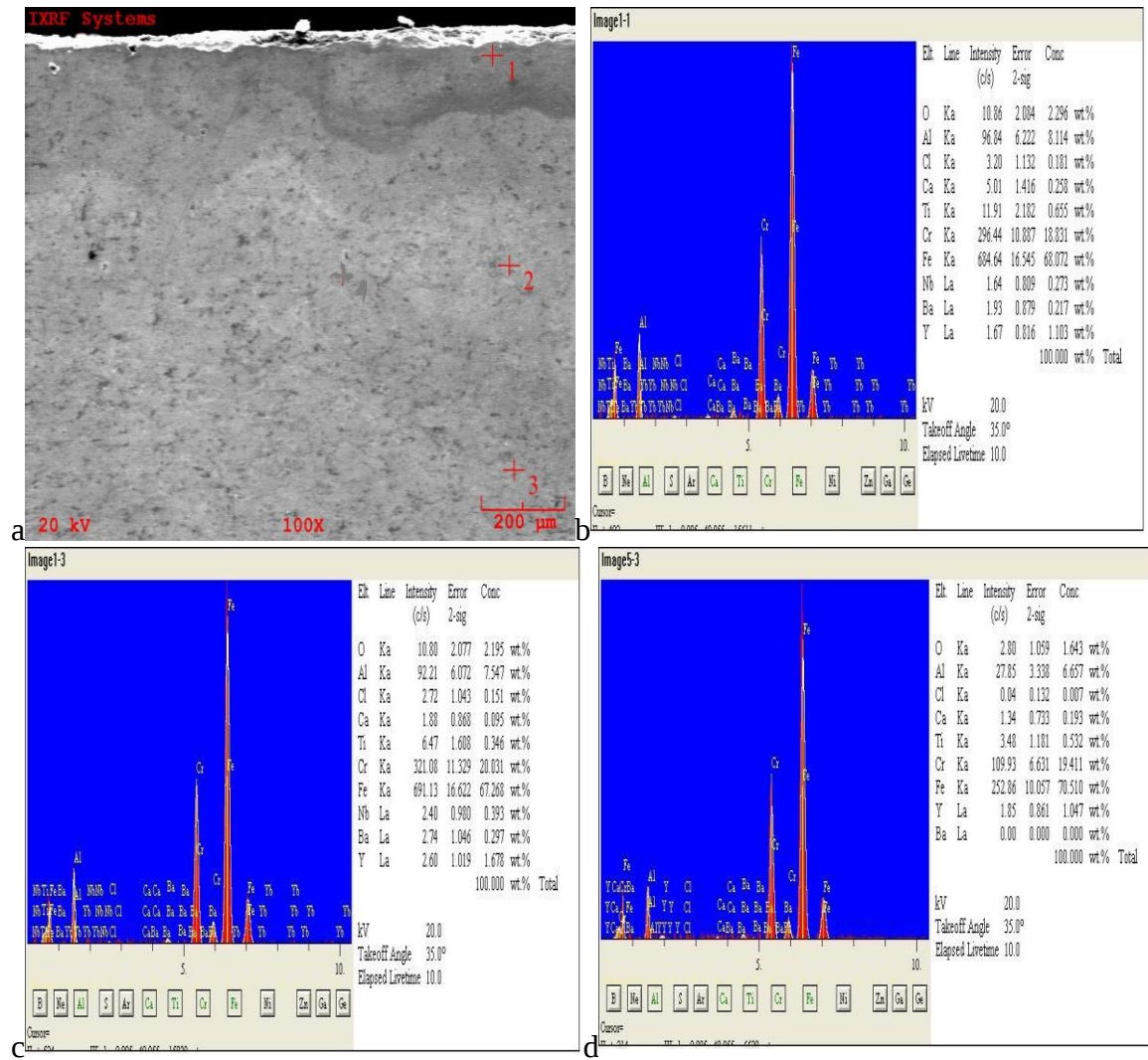


Şekil 6.22. a) 600°C'de 8. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.22'de 600°C'de 8. çevrim sonunda (192 saat tuz banyosu içinde tutulan) numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde yüzeyde 250 ile 270 μm arasında yapısal değişiklik oluşmuştur. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı

görülmektedir. Numunenin yüzeyinde 10 μm derinlikte %0,449 kalsiyum ve %0,776 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden yaklaşık 250 μm 'ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,231 ve %0,475 olmaktadır. Görüldüğü gibi numune yüzeyden içe doğru ilerledikçe baryum ve kalsiyum miktarı azalmaktadır. Aynı zamanda yüzeyden oksijenin arttığı yüzeyden uzak bölgelerde azaldığı görülmektedir. Oksijen oranı yüzeyde %2,965 iken kenardan 250 μm derinlikte ise %2,148 ve 800 μm derinlikte ise %1,082 olarak ölçülmüştür. EDS analizlerinde görüldüğü gibi yüzeyden oksijen oranı % 3 seviyesinde iken iç kısımlarda %1 seviyesine düşmüştür.

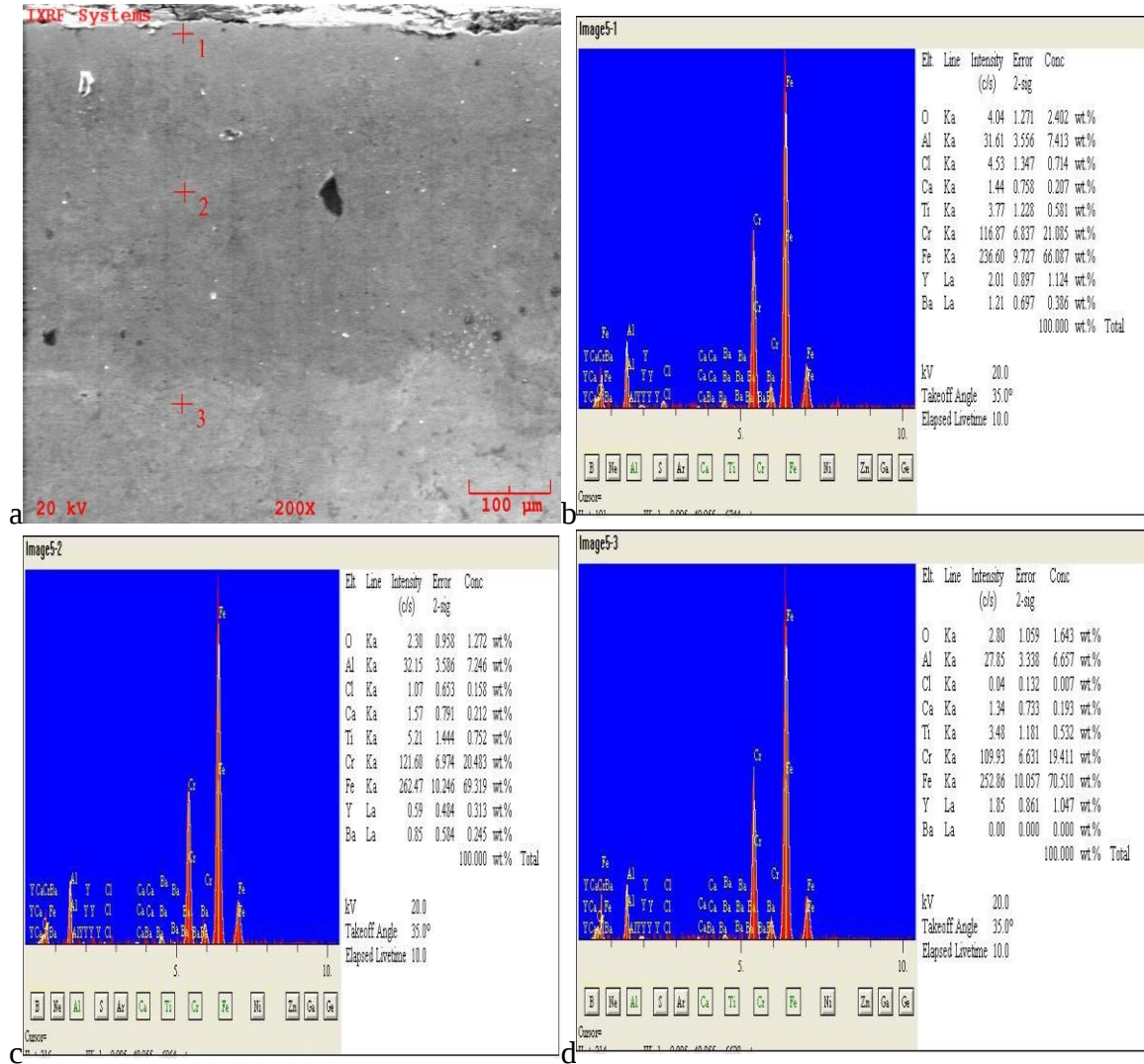
600°C'de 9. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.23'de verilmiştir.



Şekil 6.23. a) 600°C'de 9. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

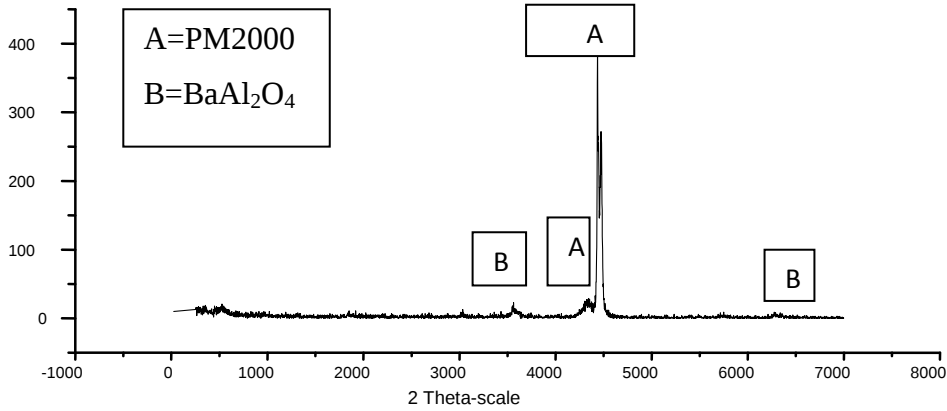
Şekil 6.23’de 600°C’de 9. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsünü incelediğimizde numune yüzeyinde 250 µm yapısal değişiklik oluşmuştur. Numunenin yüzeyinde 10 µm derinlikte %0,258 kalsiyum ve %1,103 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden yaklaşık 200 µm’ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,095 ve %0,297 olarak ölçülmüştür. Görüldüğü gibi numune yüzeyinden içe doğru ilerledikçe baryum ve kalsiyum miktarı azalmaktadır. Oksijen ve alüminyum oranı sırası ile yüzeyde %2,296 ve %8,114 iken yüzeyinden 200 µm derinlikte ise %2,195 ve %7.547 olarak ölçülmüştür. Oksijen ve alüminyum oranı yüzeyinden içe doğru nispeten azalmıştır.

600°C’de yapılan deneyde 10. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.24’de verilmiştir.



Şekil 6.24. a) 600°C de 10. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi. d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.24’de 600°C’de 10. çevrim sonunda (240 saat tuz banyosunda tutulan) numunenin SEM görüntüsünü incelediğimizde numune yüzeyinde 280 µm yapısal değişiklik oluşmuştur. Ayrıca 4.ve 5. Çevrimde numunenin mikro yapısında (Şekil 6.18a ve Şekil 6.19a) belirgin olarak korozyon çatlakları oluşmuştur. Numunenin yüzeyinde %0,207 kalsiyum ve %0,386 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden yaklaşık 400 µm’ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,212 ve %0,245 olmaktadır. Yüzeyden derinlik yaklaşık 1000 µm çıktığında ise baryum bulunmazken çok düşük miktarda kalsiyum ölçülmüştür. Oksijen ve alüminyum oranı sırası ile yüzeyde %2,402 ve %7,413 iken yüzeyden 400 µm derinlikte sırası ile %1,272 oksijen ve %7,246 alüminyum ölçülmüştür.



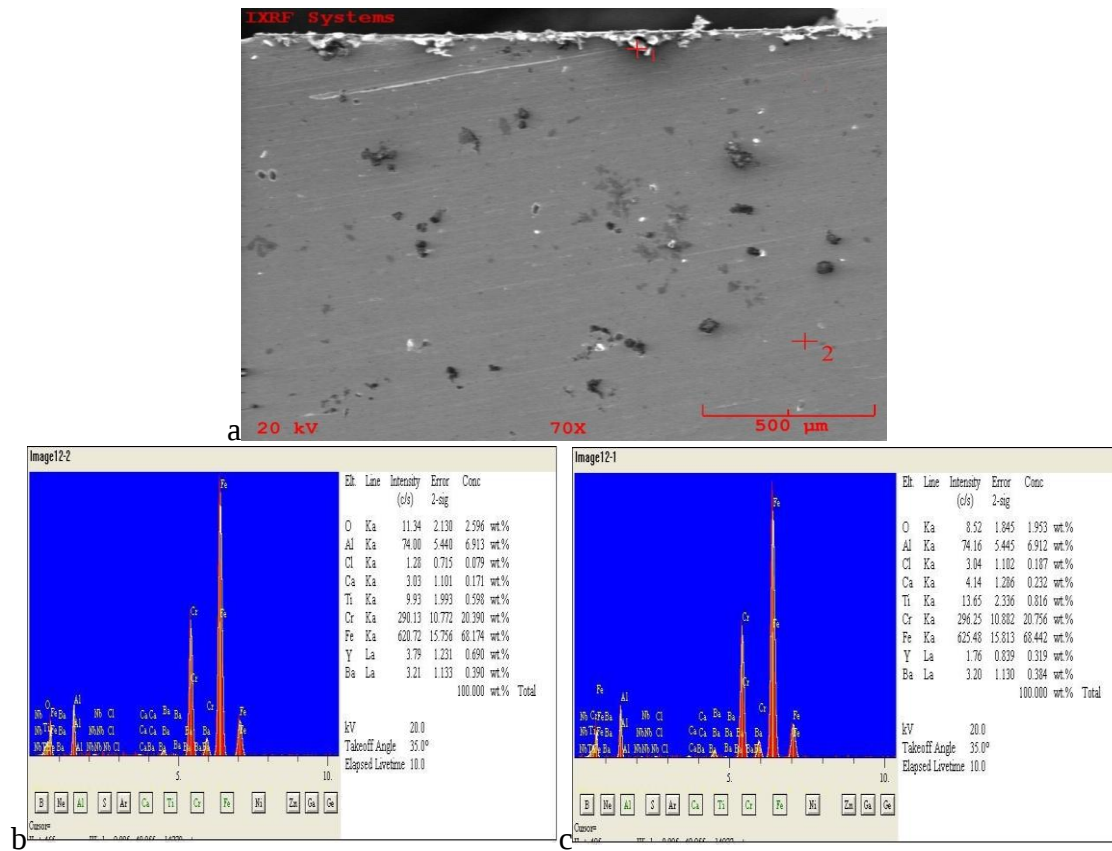
Şekil 6.25. 600°C de 10.çevrim sonunda numunenin XRD sonucu

600°C’de 10 çevrim uygulanan numunelerin mikro yapısı, EDS analizleri ve XRD sonucu incelendiğinde 1. ve 2. çevrimlerde mikro yapıda belirgin bir değişiklik olmamaktadır. Yapısal değişimler 600°C’de 3. çevrim sonunda numunenin yüzeyinde yüzeyden itibaren 50 µm kadar bir bölgede görülmektedir. Yapısal değişiklikler 600°C’de 5. çevrim sonunda ise numunenin yüzeyinde 150 µm ile 180 µm kadar bir bölgede görülmektedir. 550°C’de yapılan deneyde toplam 10 çevrim sonunda numune yüzeyinde 150 µm derinlikte bir yapısal değişiklik oluşmuştur. 550°C’de yapılan deneyde toplam 10 çevrim sonunda yüzeyde oluşan yapısal değişiklik derinliği, 600°C’de yapılan deneyde 5. çevrim sonunda oluşan yapısal değişiklik derinliğine eş değerdir. Bunun nedeni sıcaklık farkının sonucu olarak düşünülmektedir. 6. çevrim sonunda numune yüzeyinde kenardan itibaren yaklaşık 250 µm’lik yapısal bir değişiklik olmuştur. 6. çevrimden sonra 9. çevrime kadar yapısal değişiklik derinliğinde önemli bir artış olmamıştır. EDS analizi sonuçlarından baryumun numune kenarından daha fazla derinliğe difüze ettiği anlaşılmaktadır. Şekil 6.25’de XRD

sonucuna göre numune yüzeyinde baryum alüminat olduğu görülmektedir. Isıl işlem yapılan tuzun bileşimindeki baryumun numunenin bileşimindeki alüminyum ve oksijenle yüksek sıcaklıklarda bileşik oluşturduğu bilinmektedir. 600°C’de XRD sonucunda oluşan baryum alüminatın pik yükseklik değeri, 550°C’de yapılan deneyde oluşan pik yüksekliğinden daha fazladır. Bu sonuçlardan 600°C’de numune yüzeyinde oluşan baryumalüminat miktarı 550°C’de daha fazladır. Baryum alüminat miktarının fazla olması sonucunda 600°C’de yapılan deneydeki yapısal değişiklik derinliğinin artmasına sebep olmuştur. Aynı zamanda ağırlık değişim sonuçlarını da düşünürsek 600°C’de yapılan deneydeki ağırlık kaybı, 550°C’de yapılan deneydeki ağırlık kaybından %70 daha fazladır. 600°C’de yapılan deneyde oluşan baryum alüminat miktarı yüzeyde yapısal değişikliğin artmasına ve ağırlık kaybına neden olmuştur.

6.2.3. 650°C’de yapılan deneyler

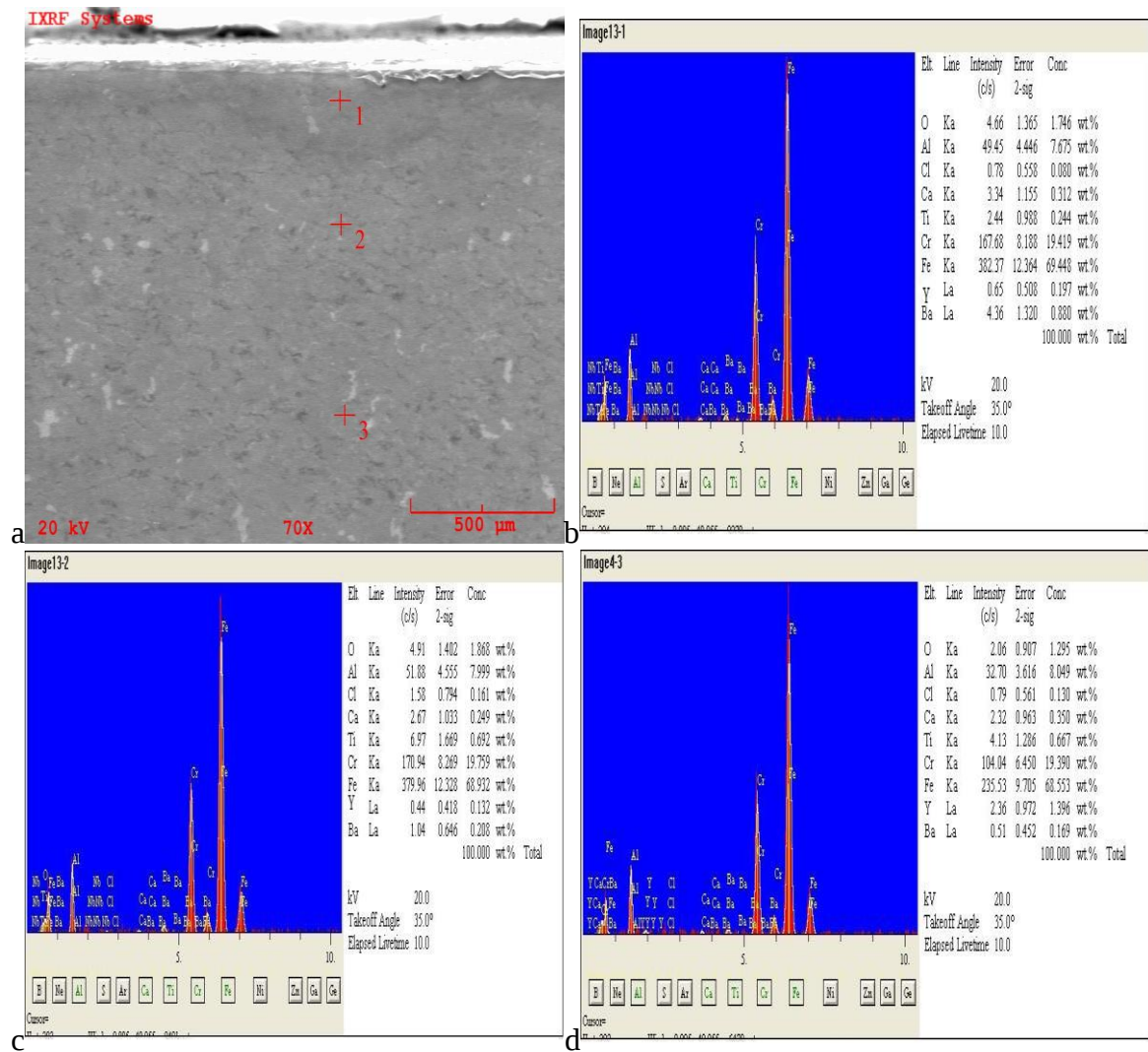
650°C’de 1. çevrim sonundaki mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.26’da verilmiştir.



Şekil 6.26. a) 650°C’de 1. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.26'de 650°C'de 1. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde yüzeyinde ince bir tabaka yapısal değişiklik olduğu görülmektedir. 24 saat tuz banyosunda tutulmuş numunenin yüzeyinde 20 µm derinlikte %0,171 kalsiyum ve %0,390 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden yaklaşık 750 µm'ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,232 ve %0,384 olmaktadır. Yüzeyde oksijen oranı iç kısımlara nispeten daha fazladır. Şekil 6.26b ve 6.26c görüldüğü gibi 1 numaralı noktada oksijen oranı %2,596 iken iç kısımdaki 2 numaralı noktada %1,953 seviyesine düştüğü görülmektedir

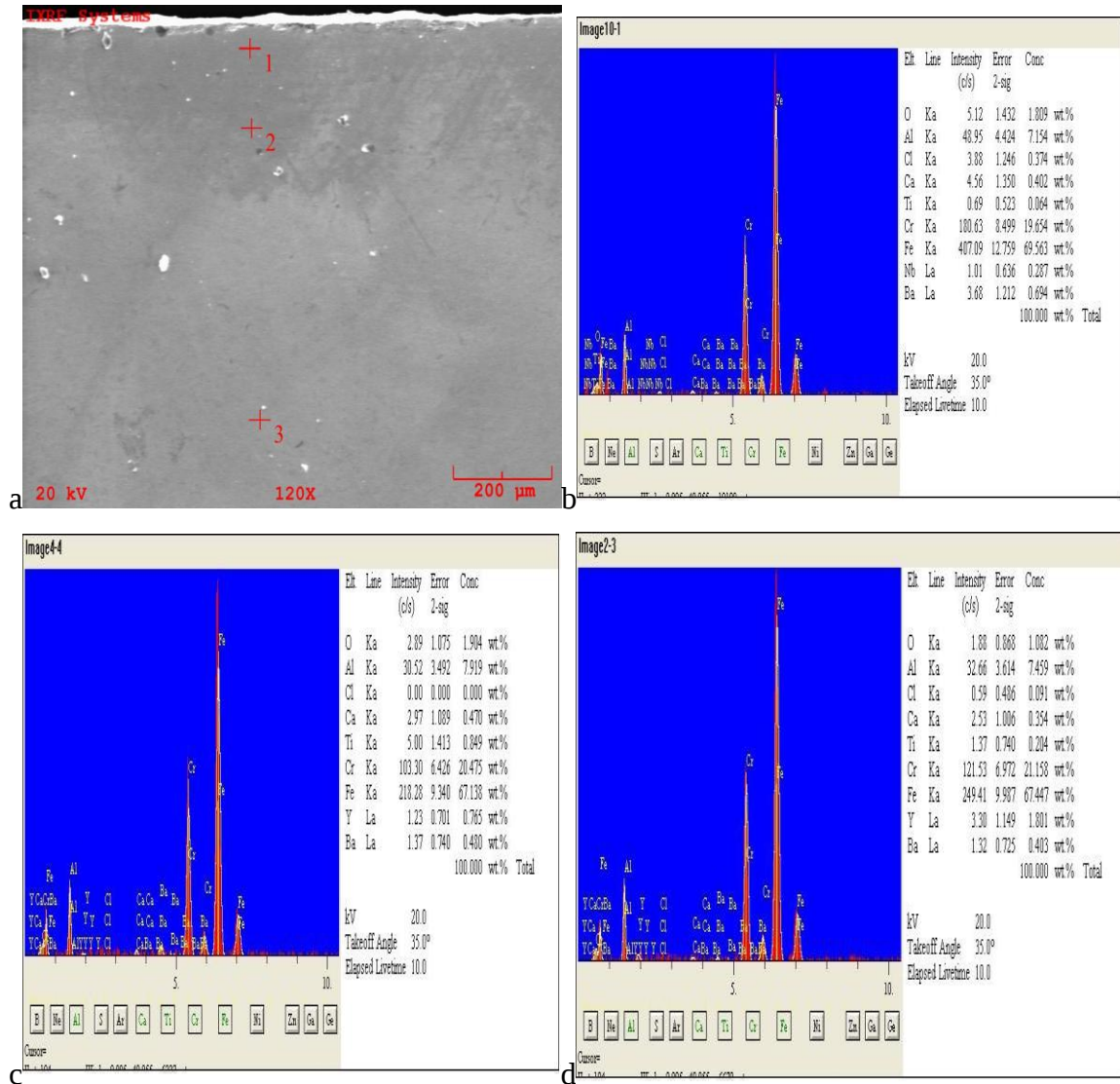
650°C'de 2. çevrim sonunda mikro yapısı ve EDS analizi Şekil 6.27' de verilmiştir.



Şekil 6.27. a) 650°C de 2. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.27'de 650°C'de 2. çevrim sonunda SEM görüntüsünü incelendiğinde yüzeyde 30 µm ile 50 µm arasında yapısal değişiklik oluşmuştur. EDS analizi sonuçlarına göre yapısal değişikliğin olduğu yüzeye baryum ve kalsiyum difüzyonu görülmektedir. Numunenin yüzeyinde 30 µm derinlikte kalsiyum miktarı %0,312 ve Ba miktarı %0,880 iken, derinlik yüzeyden 800 µm olduğunda kalsiyum miktarı %0,350 ve Ba miktarı %0,169 olarak ölçülmüştür. Oksijen oranı yüzeyde iç kısımlara göre daha fazladır. Şekil 6.27b ve 6.27c görüldüğü gibi 1 numaralı noktada oksijen oranı %1,746 iken iç kısımdaki 2 numaralı noktada %1,868, 3 numaralı noktada ise %1.263 olarak ölçülmüştür.

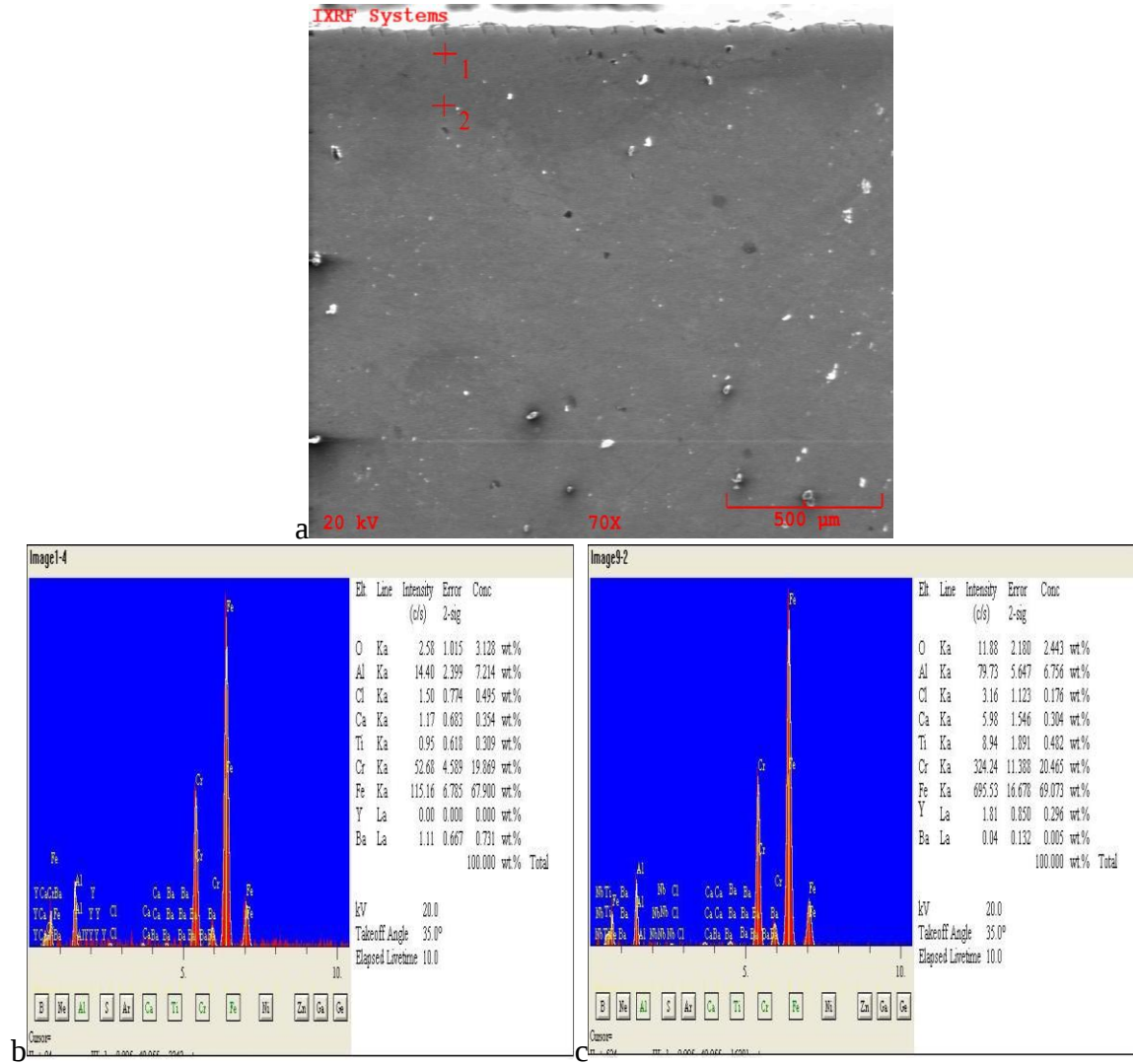
650 °C'de 3. çevrim sonundaki mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.28'de verilmiştir.



Şekil 6.28. a) 650°C'de 3. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.28’de 650°C’de 3. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde numunenin yüzeyinde 50 µm ile 80 µm arasında yapısal değişiklik oluşmuştur. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde %0,402 kalsiyum ve %0,694 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyde 200 µm’ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,470 ve %0,480 olmaktadır. Yaklaşık 600 µm derinlikte ise %0,354 kalsiyum ve %0,403 baryum olduğu görülmektedir. Yüzeyde oksijenin arttığı yüzeyden uzak bölgelerde azaldığı görülmektedir. Yapısal değişikliğin olduğu yüzeyde oksijen oranı %1,809 iken yüzeyden yaklaşık 600 µm derinlikte %1,082 olarak ölçülmüştür.

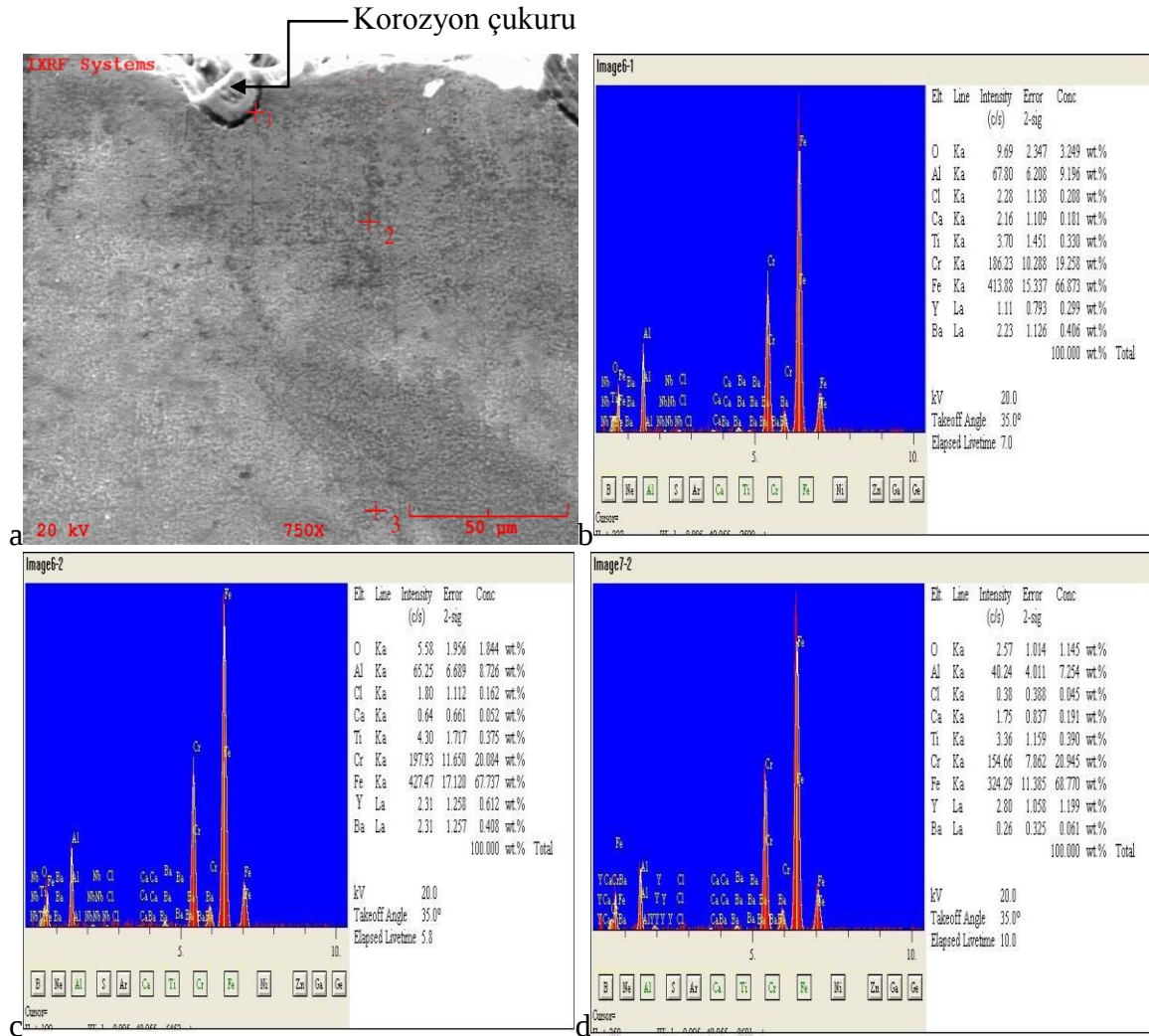
650°C’de 4. çevrim sonundaki mikroyapı ve EDS analizi Şekil 6.29’de verilmiştir.



Şekil 6.29. a) 650°C de 4. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.29'da 650°C'de 4. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsünü incelendiğinde numune yüzeyinde 100 µm yapısal değişiklik oluşmuştur. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde 30 µm derinlikte %0,354 kalsiyum ve %0,731 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden 200 µm'ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,304 ve %0,005 olmaktadır. Şekil 6.29b ve 6.29c görüldüğü gibi 1 numaralı noktada oksijen oranı %3,128 iken, 2 numaralı noktada %2,443 olarak ölçülmüştür.

650°C'de yapılan deneyde 5.çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.30'da verilmiştir.

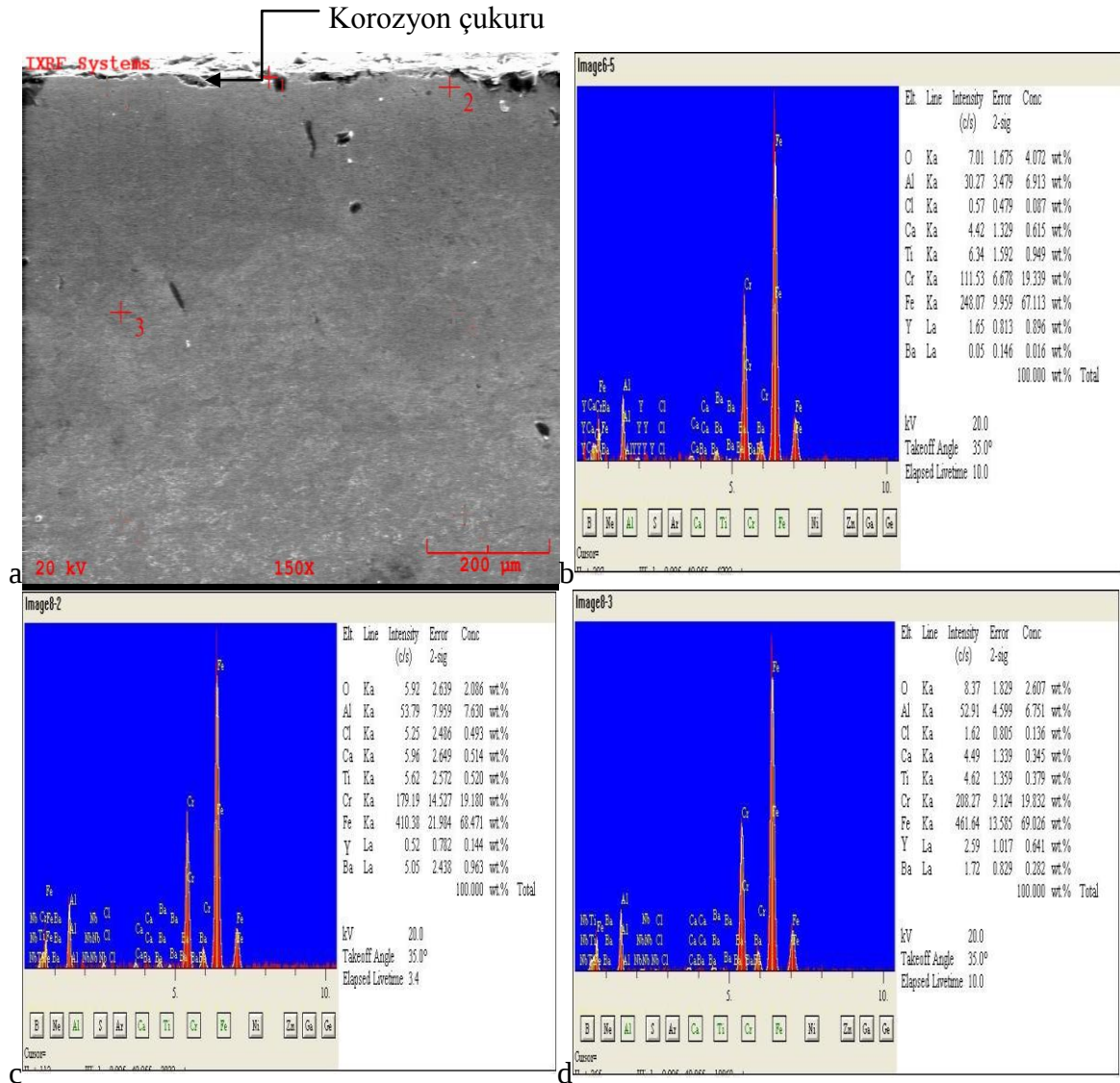


Şekil 6.30. a) 650°C'de 5. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.30'da 650°C'de 5. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsünü incelendiğinde numune yüzeyinde 150 µm arasında yapısal değişiklik oluşmuştur. Ayrıca yüzeyde

korozyon çukuru olduğu görülmektedir. Korozyon çukurunun olduğu bölgede yapılan EDS analizinde oksijen oranı %3.249 ve alüminyum oranı %9,196 olmuştur. Yüzeyden 50 μm derinlikte ise oksijen oranı %1.844 ve alüminyum oranı %8,72 olarak ölçülmüştür. Numunenin yüzeyinde %0,181 kalsiyum ve %0,406 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden itibaren 50 μm 'ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,052 ve %0,408 olmaktadır.

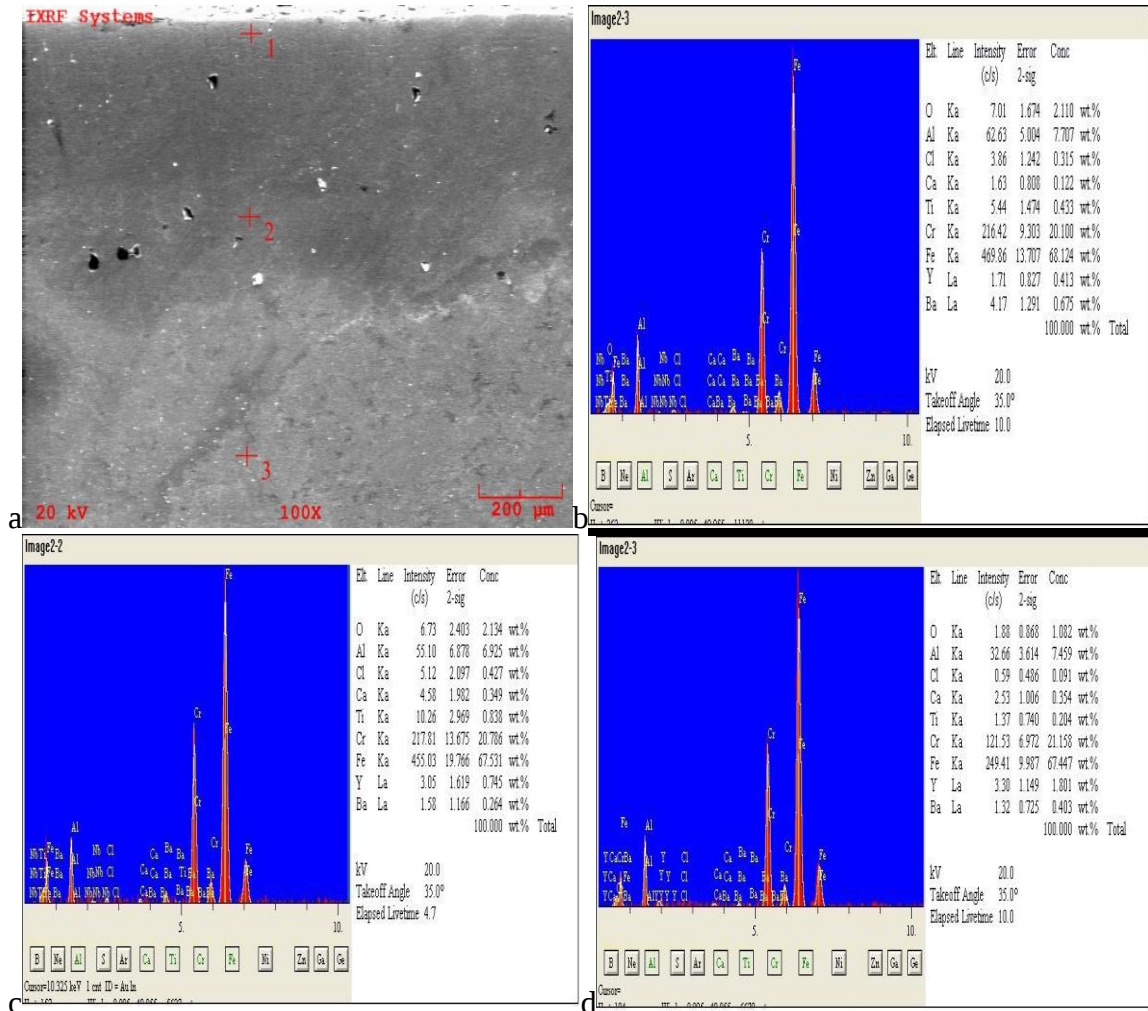
650°C'de yapılan deneyde 6. çevrim sonunda SEM görüntüsü ve EDS analizi Şekil 6.31'de verilmiştir.



Şekil 6.31. a) 650°C'de 6. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.31’de 650°C’de 6. çevrim sonunda numunenin mikro yapısını incelendiğinde yüzeyde 150 µm ile 170 µm’lik yapısal değişiklik ve korozyon çukuru oluşmuştur. Korozyon çukurunun olduğu bölgede oksijen oranı %4,072 iken diğer bölgelerde %2,086 seviyesine düştüğü görülmektedir. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyindeki 2 numaralı noktada %0,514 kalsiyum ve %0,963 oranında baryum görülmektedir. Yüzeyden yaklaşık 350 µm’ye derinlikte ise bu oranlar sırasıyla %0,345 ve %0,282 olarak ölçülmüştür. Baryum ve kalsiyumun yüzeyden iç kısma doğru azaldığı görülmektedir.

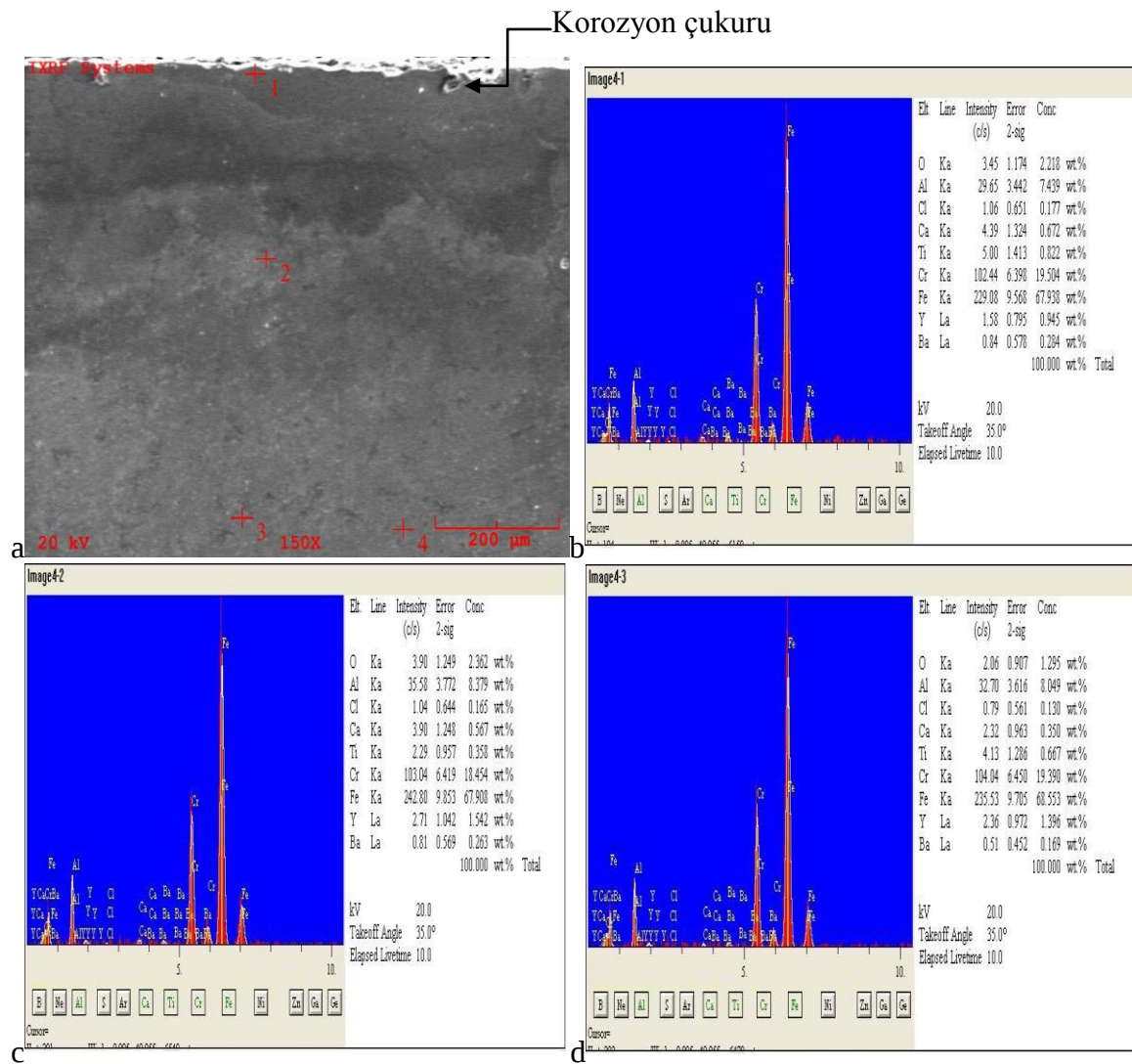
650°C’ta 7.çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.32’de verilmiştir.



Şekil 6.32. a) 650°C’de 7. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.32'de 650°C'de 7. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsünü incelendiğinde numune yüzeyinde 280 µm arasında yapısal değişiklik oluşmuştur. Ayrıca EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde %0,122 kalsiyum ve %0,675 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden itibaren 250 µm ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,349 ve %0,264 olmaktadır. Derinlik yaklaşık 600 µm ye çıktığında ise yüzeyde baryum ve kalsiyum bulunmaktadır.

650 °C'de yapılan deneyde 8. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.33'de verilmiştir.

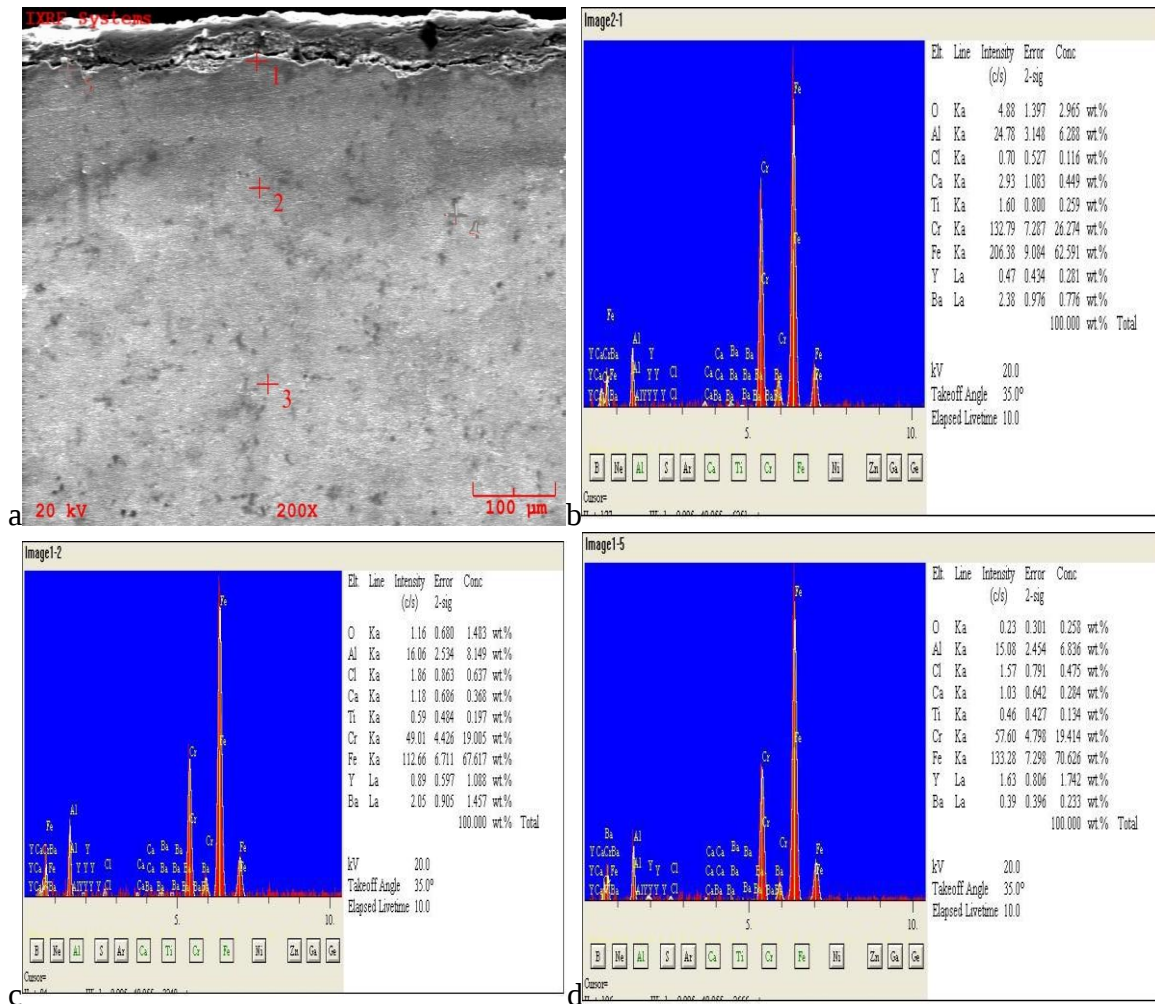


Şekil 6.33. a) 650°C de 8. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

Şekil 6.33'de 650°C'de 8. çevrim sonunda numunenin SEM görüntüsünü incelendiğinde numune yüzeyinde 270 µm ile 300 µm arasında yapısal değişiklik oluşmuştur. Korozyon

deneyi yapılan tuzun bileşiminde bulunan baryum ve kalsiyumun çatlaklardan içeriye difüze olduğu EDS analizlerinde anlaşılmaktadır. Numunenin yüzeyinde kenarından itibaren 20 μm derinlikte %0,284 baryum ve %0,672 oranında kalsiyum bulunmaktadır. Yüzeyden 250 μm içerde ise %0,263 baryum %0,567 kalsiyum bulunmaktadır. Yüzeyden itibaren derinlik yaklaşık 500 μm olduğunda ise baryum miktarı %0,169 ve kalsiyum miktarı %0,350 olarak ölçülmüştür. Ayrıca EDS analizi sonuçlarına göre oksijen oranı numunenin yüzey kısmında %2,218 iken, yüzeyden 500 μm derinlikte %1,295 seviyesinde olduğu görülmektedir

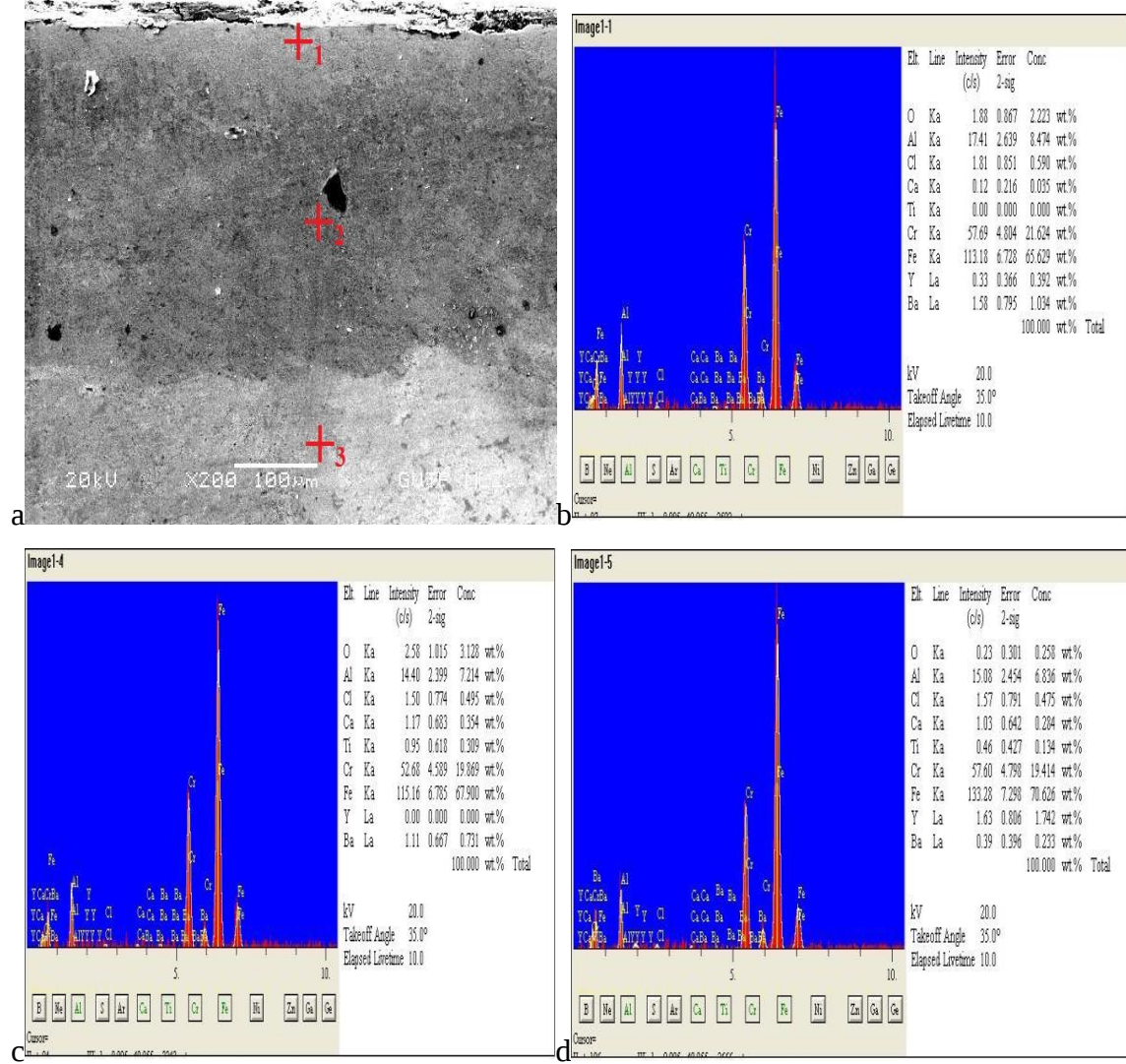
650°C’de 9. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.34’de verilmiştir.



Şekil 6.34. a) 650°C’de 9. çevrim sonundaki SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

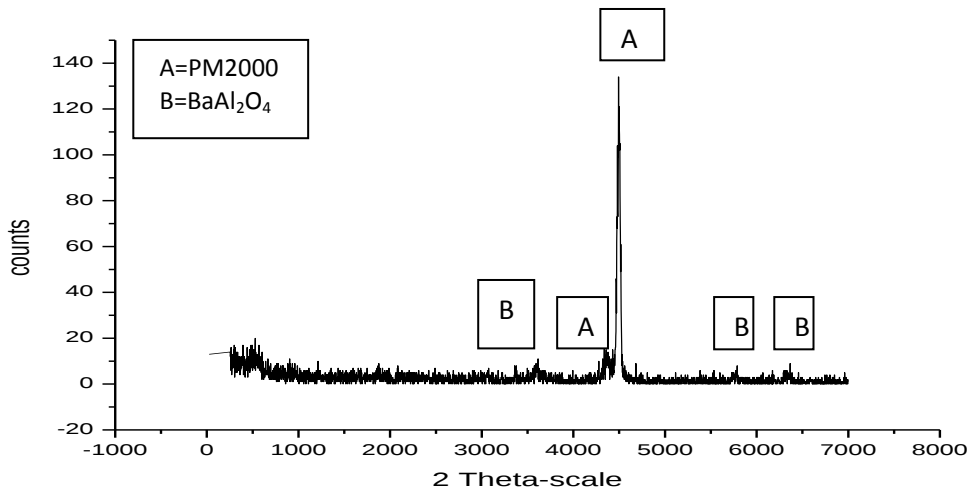
650°C'de 9. çevrim sonundaki SEM görüntüsü incelendiğinde 300 µm'lik yapısal değişiklik görülmektedir. EDS analizlerinde kalsiyum ve baryumun yüzeye yayıldığı görülmektedir. Numunenin yüzeyinde 20 µm derinlikte %0,449 kalsiyum ve %0,776 baryum bulunmaktadır. Yüzeyden itibaren derinlik yaklaşık 150 µm'ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,368 ve %1,457 olmaktadır. Yüzeyden 300 µm üzerindeki derinlikte ise %0,284 kalsiyum ve %0,233 oranda baryum görülmektedir. Ayrıca EDS analizi sonuçlarına göre oksijen oranı numunenin yüzeyinde %2,265 yüzeyden 150 µm derinlikte %1,483 olduğu ve 300 µm derinlikte ise %0,258 seviyesine düşmüştür.

650°C de 10. çevrim sonunda mikro yapı ve EDS analizi Şekil 6.35'de verilmiştir.



Şekil 6.35. a) 650°C'de 10. çevrim sonunda SEM görüntüsü, b) 1 numaralı noktanın EDS analizi, c) 2 numaralı noktanın EDS analizi, d) 3 numaralı noktanın EDS analizi

650°C’de 10. çevrim sonunda(240 saat tuz banyosu içinde tutulan) numunenin SEM görüntüsü incelendiğinde 350 µm ile 370 µm arasında yapısal bir değişiklik görülmektedir. Numunenin yüzeyinde %0,035 kalsiyum ve %1,034 oranında baryum görülmektedir. Derinlik yüzeyden yaklaşık 200 µm’ye çıktığında bu oranlar sırasıyla %0,354 ve %0,731 olmaktadır. Yüzeyden 200 µm üzerindeki derinlikte yine azalan oranda baryum ve kalsiyum görülmektedir. Yüzeyde oksijenin arttığı yüzeyden uzak bölgelerde nispeten azaldığı görülmektedir.



Şekil 6.36. 650°C’de 10. çevrim sonunda numunenin XRD sonucu

650°C’de tuz banyosunda toplam 10. çevrim uygulanan numunelerin mikro yapısı, EDS analizleri ve XRD sonucu incelendiğinde 1. çevrim sonunda numunenin yüzeyinde ince bir tabaka yapısal değişiklik olduğu görülmektedir. Yapısal değişimler 650°C’de 2. çevrim sonunda numunenin yüzeyinde, kenardan itibaren 30 µm ile 50 µm derinlikte oluşmuştur. 650°C’de yapılan deneyde 5. çevrimden itibaren numunenin kenarında korozyon çukuru olduğu görülmektedir. Korozyon çukurunun olduğu noktadan alınan EDS analizi sonucunda bu bölgede oksijen ve alüminyum oranının diğer bölgelerden daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Korozyon çukurları 650°C’de yapılan deneyde 6. çevrim ve 8. çevrimde de görülmektedir. 650°C’de yapılan deneyde diğer sıcaklıklarda(550- 600°C) yapılan deneylerden farkı korozyon çukurları ve numunenin yüzeyine difüze olan baryum ve kalsiyumdur. Diğer sıcaklıklarda korozyon çukurları daha az oluşurken, bu sıcaklıkta daha fazla oluşmuştur. Ayrıca numunenin yüzeyine difüze olan baryum ve kalsiyum yüzeyden içe doğru daha fazla derinlikte görülmektedir. 650°C’de yapılan deneyde 2.çevrim sonunda

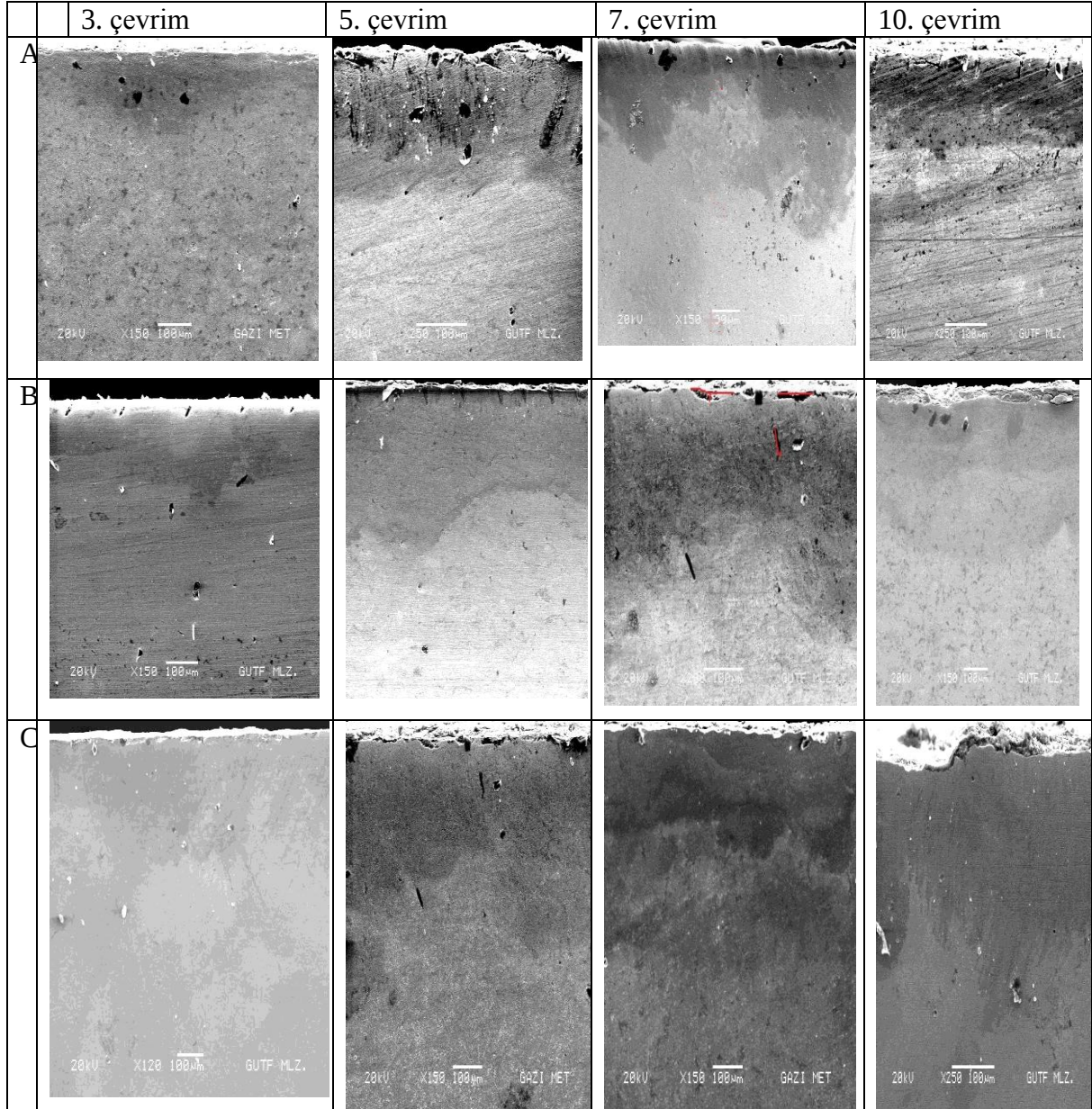
yüzeyden itibaren 800 µm derinlikte baryum bulunduğu EDS analizi sonuçlarından anlaşılmaktadır. Ayrıca numune yüzeyine difüze olan baryum miktarında yüzey ile yüzeyden uzak kısımlar arasında çok büyük fark gözükmemektedir. Deney yapılan numunenin enine kesitinin kalınlığı 2000 µm olduğundan baryum ve kalsiyumun yaklaşık bütün yüzeye difuze olduğu anlaşılmaktadır. 650°C’de yapılan deneyde 10. çevrim sonunda numune yüzeyinde 350 µm ile 370 µm arasında yapısal bir değişiklik oluşmuştur. 600°C’de yapılan deneyde ise 250 µm ve 550°C’de yapılan deneyde ise 150 µm olarak belirtilmiştir. Bu sonuçlardan 650°C’de yapılan deneydeki yapısal değişiklik miktarı diğer sıcaklıklarda yapılan deneylerdeki yapısal değişiklik miktarlarından daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 6.36’da XRD sonucuna göre numune yüzeyinde baryum alüminat($BaAl_2O_4$) olduğu görülmektedir. Isıl işlem yapılan tuzun bileşimindeki baryumun numunenin bileşimindeki alüminyum ve oksijenle yüksek sıcaklıklarda bileşik oluşturduğu bilinmektedir. 650°C’de XRD sonucunda oluşan baryumalüminatın pik yükseklik değeri 550°C’de ve 600°C’de yapılan deneyde oluşan pik yüksekliklerinden daha fazladır. Bu sonuçlardan 650°C’de numune yüzeyinde oluşan baryumalüminat miktarı 550°C’de ve 600°C’de baryumalüminat miktarından daha fazladır. Yüzeyde oluşan baryumalüminatın ağırlık kaybına neden olduğu düşünülmektedir. Ağırlık değişim sonuçlarını da düşünürsek 650°C’de yapılan deneydeki ağırlık kaybı, diğer sıcaklıklarda yapılan deneylerdeki ağırlık kaybından daha fazladır. Tüm bu sonuçlardan 650°C’de yapılan deneyde yüzeyde oluşan baryumalüminat miktarı numunenin yüzeyinde yapısal değişikliğin artmasına, korozyon çukuru oluşmasına, baryum ve kalsiyumun numunenin kenarından daha fazla deriliğe difüze olmasına ve ağırlık kaybına neden olmuştur.

6.2.4. Korozyon katmanı

Bu çalışmada korozyon katmanı, korozyon testinden sonra numune yüzeyinde saldırı derinliği olarak ifade edildi. Saldırı derinliği numune yüzeyinde oluşan görülebilir yapısal değişikliğin toplam kalınlığı olarak tanımlandı. Korozyon katmanı korozyon deneyi yapılan PM2000 süper alaşımına etkisi SEM görüntüleri ile tespit edilmiştir. Korozyon katmanının çevrim sayısı ile orantılı olarak arttığı gözlemlenmiştir. Korozyon katmanı 3. çevrimden sonra tespit edilmiştir. Korozyon katmanı çevrim sayısına bağlı olarak 30 ile 370 µm arasında tespit edilmiştir. Korozyon katmanı yüksekliği 550°C’de yapılan deneyde 150 µm olarak gözlemlenmiştir. Korozyon katmanı en yüksek ise çevrim sayısı ile orantılı olarak 650°C’de yapılan korozyon deneyinde 370 µm olarak tespit edilmiştir. Korozyon

katmanının çevrim sayısı ile değişimi Çizelge 6.2’de, korozyon katmanının derinliğinin çevrim sayısına bağlı olarak değişimi Çizelge 6.3 de verilmiştir.

Çizelge 6.2. Korozyon derinliğinin çevrim sayısı ile değişimi



A =550 °C B =600 °C C=650 °C

Çizelge 6.3. 3 farklı sıcaklıkta çevrim sayısına göre korozyon katman kalınlığı(µm)

Sıcaklık	3. çevrim	5. çevrim	7. çevrim	10. çevrim
550 °C	20 µm	100 µm	120 µm	150 µm
600 °C	50 µm	140-160 µm	250 µm	280 µm
650 °C	50-80 µm	170-200 µm	280-300 µm	350-370 µm

7. SONUÇ VE ÖNERİLER

Yapılan bu çalışmada, 3 farklı sıcaklıkta demir esaslı PM2000 süperalaşımına tuz banyosunda çevrimsel korozyon deneyi uygulanmış, sıcaklığa ve çevrim sayısına bağlı olarak mikroyapıdaki değişimleri incelenerek aşağıdaki sonuçlar çıkarılmıştır.

- 1- PM2000 süperalaşımlar 550, 600 ve 650°C’de sıcaklıklarda ticari isim olarak ‘GS 405’ olarak bilinen Baryum Klorür ve Kalsiyum Klorürün karışımından oluşan tuz içerisinde bir ağırlık kaybı göstermektedir.
- 2- Bu ağırlık kaybı çevrim sayısı ile yaklaşık lineer olmaktadır. Ancak 7.çevrim sonunda hafifte olsa ağırlık kaybında bir artış olmaktadır.
- 3- 550 °C’de ağırlık kaybı 10.çevrim sonunda % 1’e kadar çıkarken, 600°C’de aynı oran %1,7 ve 650°C’de ise %1,9 olmuştur. Sıcaklık artışı ile ağırlık kaybıda artmaktadır.
- 4- XRD analizlerinde yüzeyde $BaAl_2O_4$ (Baryumalüminat) bileşiği tespit edilmiştir. Ağırlık kaybına baryumalüminat bileşiğinin oluşması ve bu refrakter özellikli bileşiğin yüzeyden ayrılmasının neden olduğu düşünülmektedir.
- 5- XRD sonuçlarına göre Baryumalüminatın pik yüksekliği en fazla 650°C’de yapılan deneyde görülmektedir. Bu sıcaklıkta yapılan deneyde numune yüzeyinde daha fazla baryum alüminat oluşmuştur. Baryumalüminatın fazla olması sonucu numunede ağırlık kaybı daha fazla olmuştur.
- 6- 3 farklı sıcaklıkta ilk çevrimlerde belirli bir yapısal değişiklik görülmezken baryum ve kalsiyumun yapıya difüze olduğu belirlenmiştir.
- 7- 550°C ve 600°C’de yapılan deneyde 3. çevrimden sonra, 650°C’de yapılan deneyde ise 2. çevrimden sonra baryum ve kalsiyum yayınmasının yanında SEM görüntülerinde belirgin bir yapısal değişiklik olduğu belirlenmiştir.

- 8- Korozyon katmanı olarak adlandırılan bu bölgenin derinliği sıcaklık ve çevrim sayısı ile artmaktadır. Bu derinlik 550°C’de 150 µm olurken, 600°C’de yaklaşık 280 µm ve 650°C’ de yaklaşık 370 µm’ye kadar çıkmaktadır.
- 9- 600 ve 650°C sıcaklıklarda 5’den sonraki çevrimlerde numune kenarlarında çatlaklar ve ayrılmalar görülmektedir. Bu sıcaklıklarda ve çok sayıdaki çevrim durumlarında yüzeyde baryumalüminat bileşiğinin belirli bölgelerde daha yoğun olarak ayrıldığı düşünülmektedir.
- 10- Diğer sıcaklıklarda korozyon çukurları daha az oluşurken, 650°C’de yapılan deneyde daha fazla oluşmuştur. Ayrıca 650°C’de yapılan deneyde numunenin yüzeyine difüze eden baryum ve kalsiyum yüzeyden içe doğru daha fazla derinlikte görülmektedir.
- 11- 650°C’de yapılan deneyde ilk çevrimlerde baryum ve kalsiyum numunenin tüm yüzeyinde görülmüştür.
- 12- Başka tuzlar kullanılarak yüksek sıcaklıklarda daha uzun sürelerde söz konusu süperalaşım üzerinde deneyler yapılabilir.

KAYNAKLAR

1. Bradley, E. F. (1979). Source Book on Materials for Elevated-Temperature Applications, American Society for Metals, Metals Park.
2. Betteridge, W. (1974). The Nimonic Alloys, and Other Nickel-Base High-temperature alloys, New York.
3. Bartley, E. (1988). "Super Alloys a Technical Guide".
4. Curwick, L. R. (1981). Proc.Conf.of Frontiers of High Temperature Materials I.Ed .by J.S Benjamin, New York.
5. Arzt, E. (1988). High Temperature Properties of Dispersion Strengthened Materials Produced By Mechanical Alloying: Current Theoretical Understanding And Some actual Implications, Conf. Of New Materials By MA Techniques.
6. Inco Alloys International Publication, (1983). Inco's New ODS Superalloys For The Eighties, Metal Powder Report.
7. Cama, H.E. (1994). The Effect of High Temperature Exposure on the Second Phase Particle population in Mechanically Alloyed Ferritic Oxid Dispersion Strengthened alloys, Ph. Thesis The University of Leeds School Of Materials,UK,March.
8. Elliott, I.C. and Hack, G.A. (1990). MA Alloys For Aerospace Applications, Proc.Conf. On Structural Application of Mechanical Alloying, Ed. By Froes, J.J., and de
9. White, C. H. (1986). "Nickel Base Alloys", *Wiggin Alloy*.
10. Sims, C. T. and Hagel, W.C. (1972). "The Superalloys Wiley", New York.
11. Ezugwu, E. O., Wanga, Z. M., Machadop A. R. (1998). "The machinability of nickel based alloys: a review", *Journal of materials Processing Technology*, Volume 86.
12. Field, M. (1968). "Machining aerospace alloys", *Iron and Steel Institute, Special Report 94*.
13. Warbuton, P. (1967). "Problems of Machining Nickel-Based Alloys", Iron and Steel Institute, Special Report.
14. Jena, A. K. and Chaturvedi, M. C. (1984). "The Role of Alloying Elements in the design of Nickel-Base Superalloys", *J. Mater. Sci*.
15. Bradley, E. F. (1989). Superalloys, ASM International Metals Park.
16. Ezugwu, E. O., Bonney, J., Yamane, Y. (2003). "An overview of the machinability of Aeroengine alloys", *Journal of Materials Processing Technology*.
17. "Metals Handbook" (1990). *ASM international*, 10th edition USA.

18. Sims, C. T., Hagel, W.C. (1986). Superalloys II, Wiley, New York.
19. Loria, E. A. (1992). "Recent development in the progress of super alloy 718", J.Maler, Sci,
20. Çay. V. V., Ozan, S. (2009). "Süperalaşımlar ve Uygulama Alanları", Doğu Anadolu Bölgesi araştırmaları
21. Erdoğan, Dr. M. (Çeviri Editörü), (2001). "Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, Demir Dışı Alaşımlar, Cilt 2", Nobel Yayınevi, Ankara, [Smith, W.F., *Structure and Properties of Engineering Alloys*, 2nd ed.", University of Central Florida].
22. Chouldhury, I. A. (1995). "Machinability studies of high strength materials and the development of a data base system", PhD thesis, Dublin City University.
23. Brandt, G., Gerendas, A., Mikus, M.W. (1990). "Car mechanics of ceramic cutting tools when machining ferrous and non-ferrous alloys", J. European Ceramic Soc.
24. Matthew, J. D. Jr (1984). Superalloys, American Society for metals.
25. Chouldhury, I. A, E1-Baradie, M. A. (1996). Machinability assessment of nickel based alloys: tool life in turning Inconel 718, In Proceedings of the Sixth Cairo Universityternational MDP Conference, Cairo, Egypt.
26. Gessinger, G.H. (1984). Powder Metallurgy of Superalloys, Butterworths.
27. Topbaş, M.A. (1993). Endüstri Malzemeleri, cilt II, Yıldız.
28. ASM Source Book On Materials For Elevated Temperature Applications, (1979).
29. Gregory, E. and Grant, N, J. (1954). AIME Trans.,vol, 200.
30. G. A. S. Hack, Proc. (1983). Conf. On Frontiers of High Temperature Materials Incoalloy International, London,May Vol.
31. Fisher J. J., Weber J. H. (1990). Mechanical Alloying Spreads Its Wings, Advance Materials and Process, Vol 138, No 4.
32. Koch, C. C. (1989). Materials Synthesis by Mechanical Alloying, Annu. Rev. Mater Sci, N. 19.
33. Lü, L., Lai, M., Zang, S. (1995). Modeling of The Mecanical Alloying Process, J. Of Mater. Processing Tech., N. 52.
34. Singer, R. F., Oliwer, W. C., Nix, D. (1980, 1985). Met. Trans., 11A.
35. Fleetwood, M. J. Proc. (1985), Conf. on Materials at Their Limits.

36. Tank, E. (1983). Proc. Conf. on Frontiers of High Temperature MaterialsII. Inco Alloy International, 251.
37. Türker, M. (1995). Mekanik alaşımlama,Endüstriyel Teknoloji, cilt 1, sayı 4, Ankara.
38. Hack, G.H.J. (1982). Dispersion Strengthened Alloys for Aerospace, Metals and materlias.
39. Sunderasan, R. And Fores, F.H. August (1987). Mechanical Alloying, J. Of Metals,
40. Pm-Hochtemperature-Metal-Gmbh Data Sheet, Materials Data Sheet ODS Superalloys, (1990).
41. Türker, M. (1995). Ferritik Ods Alaşımlarının 1100 ve 1200°C'de Gözenek Oluşumu, 8.Uluslararası Metalürji Ve Malzeme Kongresi, İstanbul.
42. Türker, M. (1993). The Effect of High Temperature Exposure on the Structure and of Ferritik ODS Alloys, Ph.D.Thesis,The University of Leeds,School of Materials leeds.UK.
43. Türker, M. (1997). Süperalasimler, Ders Notlari, Ankara.
44. Türker, M. (1995). Süperalaşımların Fiziksel Metalürjisi, Ders Notları, Ankara.
45. Doğan, P. (2004). “Farklı sıcaklıklarda demir ve alüminyumun asidik korozyonuna Sodyum Dodesilbenzen sulfonatın (SDBS) etkisinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmit.
46. Yalçın, H., Koç, T.(2002). “Mühendisler için korozyon”, TMMOB Kimya.
47. Bıdı, A., Höffer, U. (2001). “ Tesisatta korozyon”, V. Ulusal Tesisat Mühendisliği Kongresi ve Sergisi.
48. Özcan, M. (2005). “Tiyoüre ve türevlerinin yumuşak çeliğin asidik ortamda korozyonuna sistematik etkilerinin elektrokimyasal olarak incelenmesi”,Doktora Tezi, Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
49. Soncu, M. (2008). “G-X 10CrNiMoNb 18-10 Ostenitik paslanmaz çeliğin asidik çözeltide korozyon özelliklerinin incelenmesi”,Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Kocaeli.
49. Savaşkan, T. (2000). “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, Trabzon.
50. Mutluay, H., Demirak, A.(1996). “Malzeme Bilgisi”, İstanbul.
51. Dunn, P. J., Norsworthy, R. (1999).“Yalıtımın altındaki korozyonun kontrolü”, Çeviren Mak. Müh. Zafer Ceylan, ODE Yalıtım A.Ş.
52. Karakaş, Y., Soykan, H., Mahmutoğlu, Z., Aslanoğlu, Z. (2006).‘Çelik Yüzeylerin Kaplanması’, Kdz. Ereğli.

53. Şendenel, E. (2004).“Korozyon katodik koruma”,Yıldız Teknik Üniversitesi, Bahar yarıyılı.
54. Sarıkaya, Y. (2000). “Fizikokimya”, Ankara.
55. Şengil, İ. A. (1992). “Korozyon”, İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi Matbaası,
56. Tefek, M. (2002). Fizik ders notları, Mersin Üniversitesi.
57. Topbaş, M. A. (1992). Çeliğin Isıl İşlemi, Yıldız Teknik Üniversitesi Yayınları sayı 250
58. Topbaş, M. A. (1998). Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı, (Ekim Ofset Yayınları).
59. Oktay, M. S. (1986). SEGEM, Çelik Isıl İşleminin Temel Prensipler ve Yöntemleri.
60. Tarıkahya, T. (1975). Çeliğin Tavlanması ve Sertleştirilmesi,(W.Malmberg, 2.Baskı Makine Müh. Odası Yayınları, Yayın No: 29
61. İzar, N. (1971). “Çelik Seçimi ve sertleşebilme” Mah. Müh.Odası Yayınları No:58
62. Çıtak, R., Türker, M., ve Sandhage, K. H. (2001). Effect of Mechanical Alloying Duration on Microstructure in Composites Produced Via Oxidation of Ba-Al Powders. Turkish journal of Engineering and Environmental Sciences, 25(3).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : SARIKÖSE Sinan
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 31.10.1979, Feke
Medeni hali : Evli
Telefon : 0 (506) 578 01 75
Faks :
E-mail : sinan_sarikose@hotmail.com



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi /T.E.F	Devam Ediyor
Lisans	Zonguldak Karaelmas Üniversitesi/K.T.E.F. 2004	
Lise	Kozan İmam Hatip Lisesi	1996

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2007- Devam	Emniyet Genel Müdürlüğü	Polis Memuru

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

-

Hobiler

Yüzme, Futbol



GAZİ GELECEKTİR..