

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK SİLİSYUM VE MOLİBDEN İÇEREN DÖKME DEMİRLERİN KUTU
ALÜMİNİZASYONU VE YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYON
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Fatih KURT

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı

AĞUSTOS 2017

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK SİLİSYUM VE MOLİBDEN İÇEREN DÖKME DEMİRLERİN KUTU
ALÜMİNİZASYONU VE YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYON
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Fatih KURT
(506151225)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Nuri SOLAK

AĞUSTOS 2017

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506151225 numaralı Yüksek LisansÖğrencisi Fatih KURT, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “YÜKSEK SİLİSYUM VE MOLİBDEN İÇEREN DÖKME DEMİRLERİN KUTU ALÜMİNİZASYONU VE YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Yrd. Doç. Dr. Nuri SOLAK**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Yrd. Doç. Dr. C. Fahir ARISOY**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Aliye ARABACI
İstanbul Üniversitesi

Teslim Tarihi : 11 Ağustos 2017
Savunma Tarihi : 15 Ağustos 2017





Aileme,



ÖNSÖZ

Yanında çalışmaktan onur duyduğum, ilgisi ve desteğiyle lisans ve yüksek lisans eğitimimde yanımda olan, tez çalışmamda maddi manevi desteğini esirgemeyen saygıdeğer hocam Yrd .Doç. Dr Nuri SOLAK’a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tezimle ilgili deneylerim esnasında yardımlarını benden esirgemeyen Yük. Müh. M.Emin KONDAKÇI’ya ve Ar. Gör. Gizem SOYDAN’a ve numunelerin analizleri konusunda elinden gelen yardımı esirgemeyen Ar. Gör. Çağatay YELKARASI’na teşekkür ederim.

Lisans hayatım boyunca birlikte olduğum ve yüksek lisans boyunca aynı çalışma ortamını paylaştığım Sena DAYIOĞLUGİL, Anıl DEMİRKESEN, Efe YARIŞ, Cem KINCAL, Kübra SADE, Çağrı ÖZTÜRK ve Sinan BOSNA’ya en içten teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca beni bu günlere getiren, hiçbir desteğini benden esirgemeyen, hep yanımda olan sevgili aileme en içten minnetlerimi sunarım.

Ağustos 2017

Fatih KURT
(Metalurji ve Malzeme Mühendisi)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY	xxi
1. GİRİŞ.....	1
1.1 Tezin Amacı	2
2. OTOMOTİVDE KULLANILAN DÖKME DEMİRLER.....	5
2.1 Gri Dökme Demirler	5
2.2 Vermiküler Grafitli Dökme Demirler.....	6
2.3 Küresel Grafitli Dökme Demirler	7
2.4 Yüksek Silisyum-Molibden İçeren Dökme Demirler	8
3. ALÜMİNİZASYON YÖNTEMLERİ VE İNTERMETALİKLER	11
3.1 Alüminizasyon Yöntemleri	11
3.1.1 Kimyasal buhar biriktirme	11
3.1.2 Çamur füzyonu.....	12
3.1.3 Sıcak daldırma.....	12
3.1.4 Fiziksel buhar biriktirme	13
3.1.5 Plazma sprey	14
3.1.6 Kutu alüminizasyonu yöntemi	15
3.1.6.1 Kutu toz içeriği.....	16
3.1.6.2 Kutu alüminizasyon parametreleri ve reaksiyonları	17
3.2 Demir Alüminyum İntermetalikleri	18
4. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI	21
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	25
5.1 Numune Hazırlama	25
5.2 Kutu Alüminizasyon	25
5.3 Oksidasyon Deneyleri	26
5.4 Numunelerin Karakterizasyonu.....	27
5.4.1 XRD analizi.....	27
5.4.2 SEM ve EDS analizi	27
5.4.3 Optik mikroskop analizi.....	27
6. DENEYSEL SONUÇLAR.....	29
6.1 750 °C’de Kutu Alüminizasyonu Uygulanan Numuneler.....	30
6.1.1 Ks750-15-6 numunesi	30
6.1.2 Ks 750-15-12 numunesi	31
6.1.3 Ks750-15-18 numunesi	33
6.1.4 Ks750-30-6 numunesi	34

6.1.5 Ks750-30-12 numunesi	36
6.1.6 Ks750-30-18 numunesi	37
6.1.7 750 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin sonuçlarının incelenmesi	39
6.2 850 °C’de Kutu Alüminizasyonu Uygulanan Numuneler.....	41
6.2.1 Ks850-15-6 numunesi	41
6.2.2 Ks850-15-12 numunesi	42
6.2.3 Ks850-15-18 numunesi	44
6.2.4 Ks850-30-6 numunesi	45
6.2.5 Ks850-30-12 numunesi	47
6.2.6 Ks850-30-18 numunesi	48
6.2.7 850 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin sonuçlarının incelenmesi	49
6.3 950 °C’de Kutu Alüminizasyonu Uygulanan Numuneler.....	51
6.3.1 Ks950-15-6 numunesi	51
6.3.2 Ks950-15-12 numunesi	53
6.3.3 Ks950-15-18 numunesi	54
6.3.4 Ks950-30-6 numunesi	56
6.3.5 Ks950-30-12 numunesi	57
6.3.6 Ks950-30-18 numunesi	59
6.3.7 950 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin sonuçlarının incelenmesi	60
6.4 Oksidasyon Deneyleri	63
7. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ.....	67
KAYNAKLAR.....	71
ÖZGEÇMİŞ.....	77

KISALTMALAR

Yüksek Si-Mo : Yüksek Silisyum ve Molibden içeren küresel grafitli dökme demir

KBB : Kimyasal Buhar Biriktirme

FBB : Fiziksel Buhar Biriktirme

SEM : Scanning Electron Microscope

XRD : X-Ray Diffractometry

EDS : Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy

HMK : Hacim Merkezli Kübik

YMK : Yüzey Merkezli Kübik



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Yüksek Si-Mo içeren dökme demir kompozisyonu.	9
Çizelge 3.1 : Fe-Al ikili denge diyagramındaki fazların oda sıcaklığında kristal yapıları, sertlikleri ve % atomik Al oranları.	19
Çizelge 6.1 : Üretim parametreleri ve numune isimleri.	29





ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Gri dökme demirin mikroyapısı	5
Şekil 2.2 : Vermiküler grafitli dökme demirin mikroyapısı	7
Şekil 2.3 : Küresel grafitli dökme demirin mikroyapısı	8
Şekil 2.4 : Yüksek Si-Mo içeren dökme demirin mikroyapısı	9
Şekil 3.1 : Plazma sprey yönteminin şematik gösterimi.....	15
Şekil 3.2 : Kutu semantasyonu şematik gösterimi	16
Şekil 3.3 : Al-Fe ikili denge diyagramı	19
Şekil 5.1 : 1600 °C'ye ulaşabilen tüp fırın	26
Şekil 6.1 : Ks750-15-6 numunesine ait XRD spektrumu	30
Şekil 6.2 : Ks750-15-6 numunesinin optik mikroskop görüntüsü.....	31
Şekil 6.3 : Ks750-15-12 numunesine ait XRD spektrumu	32
Şekil 6.4 : Ks750-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü	32
Şekil 6.5 : Ks750-15-18 numunesine ait XRD spektrumu	33
Şekil 6.6 : Ks750-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü	34
Şekil 6.7 : Ks750-30-6 numunesine ait XRD spektrumu	35
Şekil 6.8 : Ks750-30-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	35
Şekil 6.9 : Ks750-30-12 numunesine ait XRD spektrumu	36
Şekil 6.10 : Ks750-30-12 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü	37
Şekil 6.11 : Ks750-30-18 numunesine ait XRD spektrumu	38
Şekil 6.12 : Ks750-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	38
Şekil 6.13 : 750 °C 'de %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri.....	39
Şekil 6.14 : 750 °C 'de %30 saf Al bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri	40
Şekil 6.15 : Ks850-15-6 numunesine ait XRD spektrumu	41
Şekil 6.16 : Ks850-15-6 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü	42
Şekil 6.17 : Ks850-15-12 numunesine ait XRD spektrumu	43
Şekil 6.18 : Ks850-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü	43
Şekil 6.19 : Ks850-15-18 numunesine ait XRD spektrumu	44
Şekil 6.20 : Ks850-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	45
Şekil 6.21 : Ks850-30-6 numunesine ait XRD spektrumu	46
Şekil 6.22 : Ks850-30-6 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü	46
Şekil 6.23 : Ks850-30-12 numunesine ait XRD spektrumu	47
Şekil 6.24 : Ks850-30-12 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	48
Şekil 6.25 : Ks850-30-18 numunesine ait XRD spektrumu	48
Şekil 6.26 : Ks850-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü	49
Şekil 6.27: 850 °C'de %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri.....	50
Şekil 6.28 : 850 °C'de %30 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri.....	51

Şekil 6.29 : Ks950-15-6 numunesine ait XRD spektrumu	52
Şekil 6.30 : Ks950-15-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	52
Şekil 6.31 : Ks950-15-12 numunesine ait XRD spektrumu	53
Şekil 6.32 : Ks950-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	54
Şekil 6.33 : Ks950-15-18 numunesine ait XRD spektrumu	55
Şekil 6.34 : Ks950-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	55
Şekil 6.35 : Ks950-30-6 numunesine ait XRD spektrumu	56
Şekil 6.36 : Ks950-30-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	57
Şekil 6.37 : Ks950-30-12 numunesine ait XRD spektrumu	58
Şekil 6.38 : Ks950-30-12 numunesi ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	58
Şekil 6.39 : Ks950-30-18 numunesine ait XRD spektrumu	59
Şekil 6.40 : Ks950-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi.....	60
Şekil 6.41 : 950 °C’de %15 saf Al içeren bileşimde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri.....	61
Şekil 6.42 : 950 °C’de %30 saf Al içeren bileşimde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri.....	62
Şekil 6.43 : 750 °C’de 24 saat oksidasyon uygulanan numuneler.....	63
Şekil 6.44 : 750 °C’de 24 saat oksidasyon uygulanan numunelerdeki oksit film kalınlıkları	64
Şekil 6.45 : 750 °C’de 24 saat oksidasyon sonrası optik görüntüler.(Yüksek Si-Mo (a), ks750-30-12 (b), ks850-15-18 (c), ks950-30-6 (d)).....	64
Şekil 6.46 : 850 °C’de 24 saat oksidasyon uygulanan numunelerdeki oksit film kalınlıkları	65
Şekil 6.47 : 850 °C’de 24 saat oksidasyon sonrası optik görüntüler (Yüksek Si-Mo (a), ks750-15-6 (b), ks850-15-12 (c), ks950-30-18 (d)).....	66

YÜKSEK SİLİSYUM VE MOLİBDEN İÇEREN DÖKME DEMİRLERİN KUTU ALÜMİNİZASYONU VE YÜKSEK SICAKLIK OKSİDASYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

ÖZET

Günümüzde teknolojinin gelişmesiyle birlikte özellikle otomotiv ve havacılık sektörlüğünde müşteri taleplerini karşılamak, kaliteden ve güvenlikten ödün vermeden üretim yapabilmek her geçen gün daha zor hale gelmektedir. Müşteri taleplerini karşılarken maliyetleri minimum düzeyde tutmak, çevreye duyarlı sistemler geliştirebilmek için yapılan her çalışma malzemeleri daha ağır koşullarda çalışmaya zorlamaktadır. Otomotiv ve uçak sektöründe kullanılan pek çok malzemeden yüksek sıcaklık, yüksek basınç ve korozif ortamda yüksek performans göstermesi beklenmektedir.

Yeni malzeme üretmek ve üretim için yeni tesisler kurulması maliyetlerin artmasına sebep olacağından, yeni malzeme üretmek yerine hali hazırda kullanılmakta olan malzemelerin iyileştirilmesi ve çalışma koşullarına adapte edilmesi daha cazip bir seçenek olarak karşımıza çıkmaktadır. Endüstride sıkça kullanılan metalik malzemelerin çeşitli özelliklerini geliştirmek için ısıtım işlem yapılmaktadır. Yapılan bu ısıtım işlemleri sayesinde metalik malzemelerin mekanik özellikleri istenilen düzeylere çıkarılabilmektedir. Ancak yüksek sıcaklık davranışlarını, aşınma ve korozyon dirençlerini ısıtım işlemleriyle istenilen seviyelere çıkarabilmek mümkün olmamaktadır. Metalik malzemeleri çevresel etkilerden korumak adına yüzey kaplama tekniklerinin kullanıldığı ve yüzey özelliklerinin iyileştirildiği bilinmektedir.

Otomotiv sektöründe sıkça kullanılan ve yüksek sıcaklıklara maruz kalan motor parçalarında yüksek ses sönümleme ve uygun maliyetleri sebebiyle dökme demirler tercih edilmektedir. Ancak dökme demirlerin yüksek sıcaklık oksidasyon davranışlarının ve yorulma dirençlerinin düşük olmasından kaynaklı çatlaklar, dökme demirlerin mukavemetini ve ömrünü azaltmaktadır. Dökme demirlerin yüksek sıcaklıklardaki mukavemetini arttırmak ve genişip-büzülmeye karşı oluşan çatlakları engellemek için alaşım elementleri ilave edilmektedir. Alaşım elementlerinin ilavesi dökme demirlerde faz dönüşüm sıcaklığını arttırarak genişip-büzelmeye bağlı çatlakların önlenmesini ve mukavemet artışını sağlamaktadır. Bu sebeple özellikle yüksek sıcaklıklarda ve basıçlarda çalışan egzoz manifoldu gibi motor parçalarında yüksek silisyum ve molibden katkılı küresel grafitli dökme demir kullanılmaktadır. Son yıllarda yakıt veriminin artması için geliştirilen sistemler ve egzoz emüsyonu gibi çevresel kısıtlamalar motor parçalarının çalışma sıcaklıklarının daha fazla yükselmesine sebep olmuştur. Kullanılmakta olan katkılı dökme demirler mukavemet olarak gereklilikleri yerine getirir de korozyon ve oksidasyona olan zayıflıkları nedeniyle geliştirilmeye ihtiyaç duymaktadırlar.

Demir esaslı malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmek için yüzey modifikasyonu endüstride sıkça kullanılmaktadır. Fe ve Al'nin birlikte oluşturdukları intermetalik bileşikler hafif, yoğunlukları düşük ve yüksek sıcaklıklarda oksidasyona karşı

dayanıklı bileşiklerdir. Çeşitli alüminizasyon yöntemleriyle (kimyasal buhar biriktirme (KBB), fiziksel buhar biriktirme (FBB), plazma sprey, termal sprey, sıcak daldırma ve kutu alüminizasyonu) demir esaslı malzemelere alüminyum kaplama yapıldığı bilinmektedir. Bu yöntemlerin çoğu laboratuvar ortamında küçük ve düzenli şeklindeki parçaların kaplanması için uygulanır. Sıcak daldırma ve kutu alüminizasyonu yöntemi ise karışık geometrideki parçaların homojen olarak kaplanması için tercih edilir. Sıcak daldırma yönteminde, kaplanan malzemede istenen intermetalik fazların oluşması için ek bir ısı işlemiyle ihtiyaç duyulmaktadır. Kutu alüminizasyon yönteminde ise ikincil bir işleme gerek duymadan intermetalik fazlar oluşturulabilmektedir.

Bu tez çalışmasında, otomotiv sektöründe içten yanmalı motorlarda manifold malzemesi olarak kullanılan yüksek Si-Mo katkılı küresel grafitli dökme demirin kutu alüminizasyonu incelenmiştir. Farklı sıcaklık, süre ve kutu kompozisyonun yüzeyde oluşan Fe-Al intermetaliklerinin kalınlıklarına ve intermetaliklerin cinsine olan etkileri araştırılmıştır. Yüzeyde oluşan intermetalik fazların yüksek sıcaklık oksidasyon direncini nasıl etkilediği incelenmiştir. Taramalı elektron mikroskobu (SEM), optik mikroskop ve XRD analizleri kullanılarak yüzeyde oluşan intermetalikler incelenmiştir. Ardından alüminizasyon işlemi uygulanan bu numuneler yüksek sıcaklık oksidasyon testlerine tabii tutulmuştur. Farklı intermetalik fazların ve farklı kaplama kalınlıklarının yüksek sıcaklık oksidasyon davranışına etkisi araştırılmıştır. Bu sonuçlar kutu alüminizasyon uygulanmamış yüksek Si-Mo katkılı küresel grafitli dökme demir ile karşılaştırılmıştır.

Kutu alüminizasyonu işlemi için sıcaklıklar; 750, 850 ve 950 °C olarak seçilmiştir. İşlem süresinin etkisini belirlemek için 6, 12 ve 18 saatlik deneyler yapılmıştır. Belirtilen süre ve sıcaklıklar dışında, kutu alüminizasyon işleminde kullanılan toz karışımının içerisindeki Al miktarının etkisini belirlemek için ağırlıkça %15 ve %30 saf Al içeren kutu toz bileşimi kullanılmıştır. Kutu alüminizasyon işleminin çıkarılan numuneler 750 ve 850 °C’de 24 saat oksidasyona maruz bırakılmıştır.

750 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerde Fe_2Al_5 intermetaliti gözlenmiştir. Artan süreye bağlı olarak yaygın Al miktarı arttığından, deney süresinin artmasıyla intermetalik tabaka kalınlığının arttığı görülmüştür. Benzer şekilde, toz bileşimi içindeki Al miktarının fazla olmasının intermetalik tabaka kalınlığını arttırdığı gözlenmiştir.

850 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerde intermetalik oluşumu gözlenmemiştir. Ancak XRD piklerindeki kaymalar göz önünde bulundurularak katı eriyik oluşturduğu gözlenmiştir.

950 °C’de ve %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirlerinin tümünde Fe-Al intermetalikleri ve katı eriyik bölgesi gözlenmiştir. 6 ve 12 saat işlem gören numunelerin yüzeyinde FeSi olduğu gözlenmiştir. FeSi tabakasının altında Fe_3Al ve Fe_3Al filminin altında katı eriyik bölgesi oluşmuştur. 18 saat işlem uygulanan numunede ise sürenin artması Al birikmesini kolaylaştırmış ve alüminyumca zengin Fe_2Al_5 tabakasını oluşturmuştur. Fe_2Al_5 tabakasının altında, demirce zengin Fe-Al intermetaliklerini içeren geçiş bölgesi ve geçiş bölgesinin altında katı eriyik olduğu görülmüştür. 950 °C’de ve %30 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirlerinin tümünde Fe_2Al_5 tabakası, Fe_2Al_5 tabakasının altında demirce zengin Fe-Al intermetaliklerini içeren geçiş bölgesi ve geçiş bölgesinin altında katı eriyik bölgesi olduğu görülmüştür.

Kutu alüminizasyonu işlemi uygulanan numuneler 750 ve 850 °C’de 24 saat oksidasyona maruz bırakılmıştır. Hiçbir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo dökme demirinde 70- 150 µm oksit film görülmüştür. 750 ve 950 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin yüzeyinde intermetalik tabaka olduğundan, görülen oksit film kalınlıkları ~10 µm’yi geçmemektedir. Ancak 850 °C kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerde intermetalik kaplama oluşmadığından yüzeylerinde 50- 150 µm oksit film görülmüştür. İntermetalik kaplama oluşturan yüzeylerde oksidasyona karşı direncin yükseldiği belirlenmiştir.





PACK ALUMINIZING OF HIGH SI-MO CAST IRON AND INVESTIGATION OF HIGH TEMPERATURE OXIDATION BEHAVIOR

SUMMARY

Nowadays, with the development of technology, especially in the automotive and aerospace industry, it becomes more and more difficult to manufacture without compromising quality and safety in order to meet customer demands. While working to meet customer demands, keep costs at a minimum and develop environmentally sensitive systems forces the materials to work on heavier conditions. Many materials used in the automotive and aircraft industries are expected to show high performance in high temperature, high pressure and corrosive environments.

Since producing new materials and establishing new facilities for production increase the costs, instead of producing new materials, it is a more attractive option to upgrade the currently used materials and to adapt them to working conditions. Metallic materials frequently used in the industry are heat treated to improve various properties. Through heat treatment, the mechanical properties of the metallic material can be increased to the desired level. However, it is not possible to increase high temperature behaviors, wear and corrosion resistance at desired levels by heat treatment. Surface coating techniques are known to improve the surface properties of metallic materials and also, which are used to protect metallic materials from environmental influences.

Cast iron is preferred due to its high sound damping and cost-effectiveness in engine parts which are frequently use in the automotive industry and exposed to high temperature. However, high temperature oxidation behavior and low fatigue resistance of cast iron cause the crack formation. These cracks reduce the strength and life of cast irons.

Alloying elements add to increase the strength of cast iron at high temperatures and to prevent cracks against expansion-shrinkage. For this reason, High Si-Mo cast irons are used in engine parts such as exhaust manifold. Environmental constraints, such as system developed for increased fuel efficiency and exhaust emissions in recent years have cause engine temperatures to rise. Alloying elements added to cast irons provide the requirements such as strength; however, they need to be developed due to their weakness in corrosion and oxidation.

Surface modification are frequently used to improve the surface properties of iron-based materials in industry. Fe-Al intermetallic compounds have low density and show high properties against to high temperature oxidation. Its known that aluminum coatings is applied to iron based materials by various aluminizing methods (Chemical Vapor Deposition (CVD), Physical Vapor Deposition (PVD), Plasma Spraying, Thermal Spraying, Hot Dipping and Pack Aluminizing).

Hot dipping and pack aluminizing methods are preferred for homogenous coatings of parts with complex geometry. In hot dipping process, additional heat treatment is

required to form the desired intermetallic phase in the coated materials. However, intermetallic phase can be formed in pack aluminizing process without the necessity of a secondary process.

In this study, high Si-Mo added spheroidal graphite cast iron, which used for engine parts is aluminized by pack aluminizing method. The effects of different temperature, time and pack composition on Fe-Al intermetallics phase and intermetallic thickness have been investigated. The effects of Fe-Al intermetallics phases on high temperature oxidation resistance have been examined. Intermetallics were investigated using scanning electron microscopy (SEM), optical microscope and X-ray diffraction (XRD) analysis.

These samples which were subjected pack aluminizing process were applied high temperature oxidation tests. The effects of different Fe-Al intermetallic phases and different coating thickness on high temperature oxidation behavior has been studied. Pack aluminizing process was applied at 750, 850 and 950 °C. 6, 12 and 18 hours pack aluminizing process were performed to determine the effect of the process time. Pack powder composition containing 15 wt% and 30 wt% pure Al powder were used to determine the effect of Al content in powder mixture used in pack aluminizing process. Aluminized samples were exposed to oxidation at 750 and 850 °C for 24 hours.

Fe₂Al₅ intermetallic phase was observed in the samples which were aluminized at 750 °C. Also, it was observed that the intermetallic layer thickness increased with the rise of experimental time. Similarly, it has been detected that the excess amount of pure Al in powder composition increases the intermetallic layer thickness.

Intermetallic formation was not observed in the samples which were aluminized at 850 °C. However, it has been noticed that Fe –Al solid solution is formed considering the shift in the XRD peaks.

Both Fe-Al intermetallic phase and solid solution observed in the samples which were aluminized at 950 °C. The increase in the amount of pure Al in powder mixture and process time rised intermetallic layer thickness. However, FeSi intermetallic compound was observed on the surface of the samples treated for 6 and 12 hours. Fe₃Al intermetallic compound was determined under the FeSi intermetallic layer, on the other hand, solid solution was observed under Fe₃Al intermetallic compound. When 18 hours treated sample was investigated, the increase in treating time facilitated the accumulation of Al and formed the aluminum-rich Fe₂Al₅ intermetallic compound layer was observed.

On the other hand, in the powder composition containing wt%30 pure Al at 950 °C, the Fe₂Al₅ intermetallic compound was observed on all of the high Si-Mo cast irons subjected to pack aluminizing process. It has been determined that the under the Fe₂Al₅ layer there was a transition zone containing iron-rich Fe-Al intermetallic compounds. A solid solution zone was formed below the transition zone.

The samples performed to the pack aluminizing process were exposed to oxidation at 750 and 850 °C for 24 hours. It has been found that the oxide film thicknesses formed at the surface of samples exposed to oxidation at 750 °C have a thinner oxide film at 850 °C in comparison with the samples exposed to oxidation. Also, the oxide film formed on the surface of all the samples applied pack aluminizing was found to be thinner than any high Si-Mo cast iron specimens without any treatment.

70- 150 μm oxide film was observed in the high Si-Mo iron without any treatment. Samples with pack aluminizing applied 750 and 950 °C have intermetallic layer and

the oxide film thickness did not exceed $\sim 10\text{ }\mu\text{m}$. However, since the intermetallic coating was not formed in the samples which were aluminized at $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\sim 50\text{ -}150\text{ }\mu\text{m}$ oxide film detected on the surface. It has been determined that resistance to oxidation is elevated on the surfaces forming intermetallic coatings.





1. GİRİŞ

Endüstrideki gelişmelerle birlikte özellikle otomotiv sektöründe, zor çalışma koşullarına uyum sağlayabilecek, tüketici taleplerine karşılık verebilecek malzemelere duyulan ihtiyaç gün geçtikçe artmaktadır. Bu bağlamda malzemelerden yüksek mekanik özelliklere sahip olmalarının yanı sıra yüksek korozyon direncine sahip, düşük maliyetli, hafif ve uzun ömürlü olmaları beklenmektedir. Hali hazırda kullanılmakta olan malzemelere çeşitli ısı işlemleri yaparak dayanımları iyileştirilebilse de aşınma, sertlik ve yüksek sıcaklık oksidasyon direnci gibi özelliklerin tümü aynı anda iyileştirilememektedir. Bu sebepten dolayı yeni malzeme üretimi ya da kullanılmakta olan malzemelere çeşitli yüzey modifikasyonları uygulayarak istenilen özellikleri sağlamak için araştırmalar yapılmaktadır.

Otomotiv sektöründeki rekabetçi ortam, çevreye duyarlı sistemlerin zorunluluğu, müşteri taleplerinin yükselmesi ve bunun yanında aranan düşük maliyet, kullanılan malzemeleri dayanabilecekleri sınır noktalarda çalışmaya zorlamaktadır. Özellikle içten yanmalı motorlarda iç basınçların ve sıcaklıkların artışı motor parçalarının daha fazla zorlanmasına sebep olmaktadır. Artan sıcaklık ve iç basınçlar motor parçalarının oksitlenmesine ve çeşitli mekanik özelliklerinin düşürerek daha hızlı hasar görülmesine neden olmaktadır[1].

Son yıllarda korozyondan kaynaklı kayıpların azaltılması adına çalışmalara hız verilmiş, yüksek sıcaklıklarda da dayanımı yüksek, kararlı olan seramik esaslı malzemeler önem kazanmıştır[2]. Ancak seramik esaslı malzeme üretimindeki zorluklar ve üretim maliyetlerinin yüksek oluşu, aynı zamanda otomotiv sektöründe en çok beklenen mekanik özellikler olan tokluk ve yorulma özelliklerini istenilen düzeyde karşılayamaması, seramik esaslı malzemelerin motor parçası olarak kullanılmasını engellemektedir. Bu sebeplerden dolayı seramik esaslı malzemelere kıyasla daha uygun maliyetli, istenilen mekanik özellikleri sağlayan malzemelere çeşitli yüzey işlemleri uygulanarak, aşınma, korozyon direnci ve sertlik gibi özellikleri iyileştirilmiş malzemeler tercih edilmektedir.

Günümüzde içten yanmalı motorlara sahip araçların, yüksek sıcaklıkta çalışmak zorunda olan manifold ve turboşarj muhafazası gibi parçaların çoğunun küresel grafitli dökme demirden üretildiği bilinmektedir. Araçlardaki yakıt verimin yükselmesiyle motor içi sıcaklıklar daha fazla artmıştır. Bu sebeple klasik dökme demirler yerine yüksek silisyum ve molibden katkılı küresel grafitli dökme demirler ve nikel alaşımları tercih edilmektedir. Nikel alaşımlarının maliyetleri dökme demirlere göre daha yüksektir. Bu nedenle manifold malzemeleri olarak otomotiv sektöründe genellikle yüksek silisyum ve molibden katkılı küresel grafitli dökme demir tercih edilir[1]. Her ne kadar alaşım elemanı katkısı olsada yüksek sıcaklıklarda dökme demirlerin oksidasyon dirençleri beklenen seviyelerde değildir. Dolayısı ile yüksek sıcaklık davranışının ve yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi gerekmektedir.

Demir esaslı malzemelerin olumsuz koşullarda verimli çalışmasını sağlamak, ömrünü arttırmak ve kalitesini iyileştirmek için çeşitli kaplama yöntemleri ve kaplama malzemesi kullanılmaktadır. Sıcak daldırma, fiziksel buhar biriktirme, termal sprey kaplama, plazma sprey kaplama, kimyasal buhar biriktirme ve kutu alüminizasyonu en çok kullanılan kaplama yöntemleridir. Kaplama malzemesi olarak ise genellikle Cr, Ni, Zn veya Al tercih edilir. Bu metallerden Al düşük ağırlığı ve Fe ile yaptığı intermetalikler sebebiyle yüksek sıcaklık uygulamaları için daha uygundur.

Fe-Al intermetalikleri kendilerini oluşturan metallerden daha farklı kristal yapıya sahip alaşımlardır. Uzun mesafeli düzenli yapıya sahip olduklarından yüksek ergime noktasına ve mukavemete sahiptirler. Aynı zamanda yüksek sıcaklık dayanımları düzenli yapıya sahip olduklarından oldukça iyidir. Ancak düşük sıcaklıklarda gevrek oldukları için yapı malzemesi olarak üretilmek yerine kaplama olarak kullanılmaktadır[3].

1.1 Tezin Amacı

Bu çalışmada, otomotiv sektöründe içten yanmalı motorların manifold malzemesi olarak kullanılan yüksek Si-Mo dökme demirinin, yüzey özelliklerini ve yüksek sıcaklık oksidasyon direncinin artırılması amaçlanmıştır. Endüstride kullanılan yüksek Si-Mo dökme demirinin alüminizasyonu için daha önce denenmemiş kutu alüminizasyon yöntemiyle yüzey özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Kutu alüminizasyon işlem parametreleri değiştirilerek, yüksek sıcaklıktaki oksidasyon direncine etkisi araştırılmıştır. Bu sayede manifold malzemesi olarak kullanılan

yüksek Si-Mo dökme demirinin, yüksek sıcaklık koşullarında oksidasyon direncinin artırılmasını sağlayan en uygun intermetalik fazın belirlenmesi amaçlanmıştır.



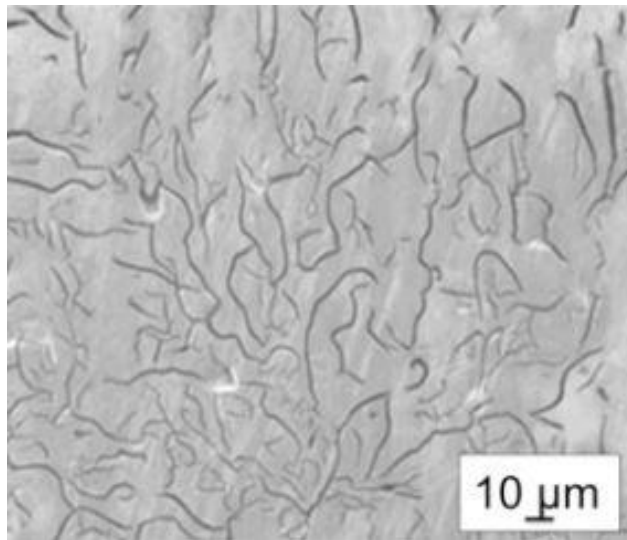


2. OTOMOTİVDE KULLANILAN DÖKME DEMİRLER

Egzoz manifoldu, diğer motor parçalarına kıyasla yüksek sıcaklıklara maruz kalan motor parçasıdır. Bu nedenle manifold malzemesinden beklenen ana özellik ısıl direncinin yüksek olmasıdır. Isıl direncinin yanı sıra, mukavemet ve yüksek sıcaklıkta mukavemet özelliklerinin iyi olması gerekmektedir. Isıl özellikleri ve maliyetleri sebebiyle egzoz manifold malzemesi olarak dökme demirler sıkça talep görmektedir. Beklenen diğer özellikleri sağlamak amacıyla, dökme demirlere alaşım elementleri ilavesiyle özelliklerinin geliştirildiği ve manifold malzemesi olarak kullanıldıkları bilinmektedir. Gri dökme demirler, vermiküler grafitli dökme demirler, küresel grafitli dökme demirler ve yüksek silisyum molibden katkılı dökme demirlerin egzoz manifold malzemesi olarak günümüzde kullanıldığı bilinmektedir[4].

2.1 Gri Dökme Demirler

Gri dökme demirler diğer adıyla lamel grafitli dökme demirler, kırıldıklarında yüzey renkleri isli gri renk olduğu için gri dökme demir olarak isimlendirilmişlerdir. Şekil 2.1’de verilen gri dökme demirin mikroyapısı incelendiğinde grafitlerin lamel şeklinde yapıya dağılmış olduğu görülmektedir.



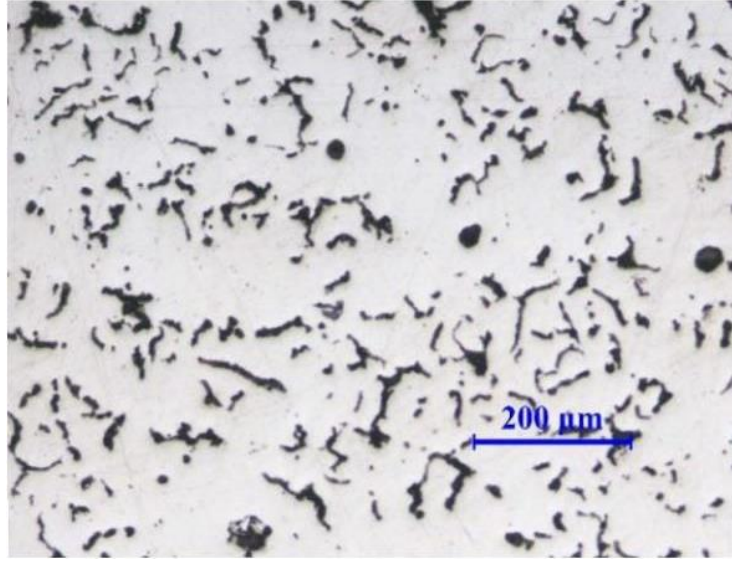
Şekil 2.1 : Gri dökme demirin mikroyapısı[5]

Kimyasal bileşimlerine bakıldığında ise %2.5- %4 karbon içerdikleri görülmektedir. Lamel dökme demirlerde en az %1.5 silisyum bulunmaktadır. Yüksek silisyum lamel dökme demir yapısında ferrit oluşumunu kolaylaştırır. Soğuma hızı, lamel grafitli dökme demirin mikroyapısının belirlenmesindeki en önemli faktörlerden biridir. Otomotiv endüstrisi için kullanılan lamel grafitli dökme demirin çok yavaş soğutulması gerekmektedir. Yavaş soğuma hızı sağlandığında, yüksek karbon ve silisyum içeren demir, matris boyunca önemli miktarda ferrit ve perlit oluşturur. Bunun yanında grafitler kaba ve lamel şekilde yapıya dağılır[6].

Gri dökme demirlerin en önemli zayıflıkları düşük tokluğa sahip olmaları sebebiyle kırılgan olmalarıdır. Sahip oldukları lamel grafitlerin sivri uçlu olması, yapıda mikro çatlak oluşumunu ve oluşan bu mikro çatlağın ilerlemesini destekler niteliktedir[1].

2.2 Vermiküler Grafitli Dökme Demirler

Vermiküler grafitli dökme demirler ilginç bir buluş hikayesine sahiptirler, çünkü döküm esnasında yanlışlıkla üretilip, başarısız bir döküm olarak görülmekteydiler. Ancak 2000’li yılların başında vermiküler grafitli dökme demirler, gösterdikleri yüksek mukavemet, sönümlleme kapasitesi ve ısı iletkenlikleri sebebiyle otomotiv sektöründen ağır vasıta araçların dizel motor parçalarında tercih edilmeye başlandı. Vermiküler grafitli dökme demirler, grafitlerinin küreselleşme oranı sayesinde, gri dökme demir ve küresel dökme demir arası özellik gösterirler. Akademik olarak, grafitlerin küreselleşme oranı %20- %80 arası olan dökme demirler vermiküler dökme demir sınıfında kabul edilirken, %20’nin altı gri dökme demir ve %80’in üstü küresel grafitli dökme demir olarak sınıflandırılır. Kısaca vermiküler dökme demirler yapılarında hem küresel grafit hem de vermiküler grafit tipini birlikte bulundurlar. Gri dökme demirin sahip olduğu lamel grafitlere kıyasla, grafitleri daha kısa ve küt uçlu yapıdadır. Grafitlerinin sahip olduğu bu yapıya solucan tipi grafit de denir. Vermiküler grafitler ötektik hücreyle bağlantı halindedir. Bu bağlantı sayesinde ısı iletkenlikleri yüksektir. Yapılarındaki küreselleşmiş grafit miktarı dökülebilirliklerini, işlenebilirliklerini ve ısı iletkenliklerini belirler. Şekil 2.2’de vermiküler grafitli dökme demirin mikro yapısı verilmiştir.[7].



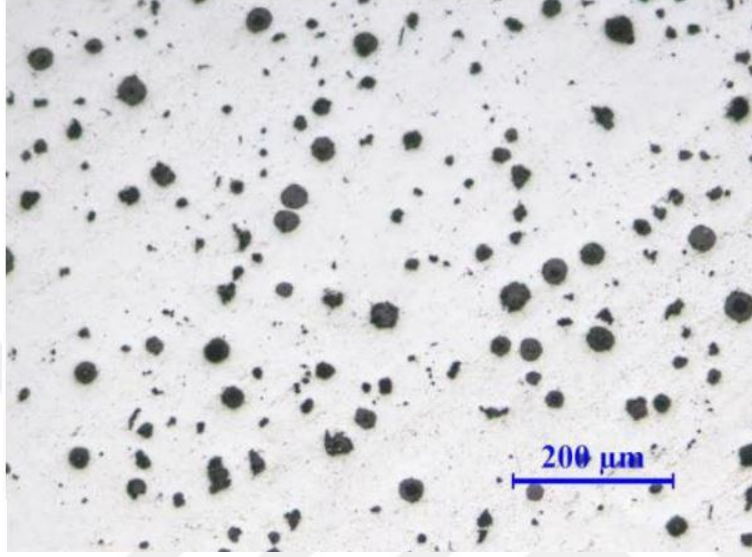
Şekil 2.2 : Vermiküler grafitli dökme demirin mikroyapısı[8]

2.3 Küresel Grafitli Dökme Demirler

Küresel grafitli dökme demirler, dökme demir ailesinin en merak edilen sınıfı olmuştur. Özellikle 1940'ların başında, karbür oluşturduğu ve demir esaslı malzemeleri sertleştirip mukavemet arttırması sebebiyle krom elementinin değeri artmış ve askeri sanayide aşırı kullanılır hale gelmiştir. Bu nedenle krom'un yerini alabilecek yeni bir alaşım elementi arayışları hız kazanmıştır. Yapılan araştırmalar sonucunda, kendisi karbür oluşturmamasına rağmen, Mg ilavesinin yapıda mükemmel küresel grafitleri oluşturduğu keşfedilmiştir. Böylece küresel grafitli dökme demirler meydana gelmiştir. [7].

Yuvarlaklaşmış grafitler, lamel grafitler gibi çatlak oluşumunu tetiklemez ve çatlak ilerlemesine sebep olmazlar. Neredeyse düşük karbonlu çelikler kadar işlenebilirlik gösterirler. Tipik bir küresel grafitli dökme demir olan ASTM A395, kırılmadan önce %18 uzama gerçekleştirebilir. Bu nedenle küresel grafitli dökme demirlere sünek dökme demirler adı verilir. Düşük üretim maliyetleri ve gösterdikleri mekanik özellikler sayesinde otomotiv endüstrisinde sıkça tercih edilirler. Diğer dökme demirlerden farklı olarak, küresel grafitli dökme demir elde edebilmek için aşılama adı verilen ön-dökme işlemi yapılmaktadır. Sıvı demirin içinde bulunan O ve S gibi empüriteler, grafitlerin yüzey enerjisini etkileyerek küresel şekillerinde distorsyona yol açarlar. O ve S impüretelerin etkilerinden kaçabilmek adına Mg, Ce, Ca ve Si içeren aşılama yapılır. Aynı zamanda tam küresel grafitler elde edebilmek için soğuma hızı çok yavaş olmalıdır[9].

Küresel grafitli dökme demirler, gri dökme demirlere göre daha mukavemetli ve çekme uzaması daha fazladır. Bunu ek olarak, istenen özelliklere göre küresel grafitli dökme demire alaşım elementleri (Si, Cr, Ni, Cu) ilave edilerek, yüksek sıcaklıkta oksidasyon, korozyon ve aşınma özellikleri geliştirilebilir. Şekil 2.3 'de küresel grafitli dökme demirin mikroyapısı gösterilmektedir[1].



Şekil 2.3 : Küresel grafitli dökme demirin mikroyapısı[8]

2.4 Yüksek Silisyum-Molibden İçeren Dökme Demirler

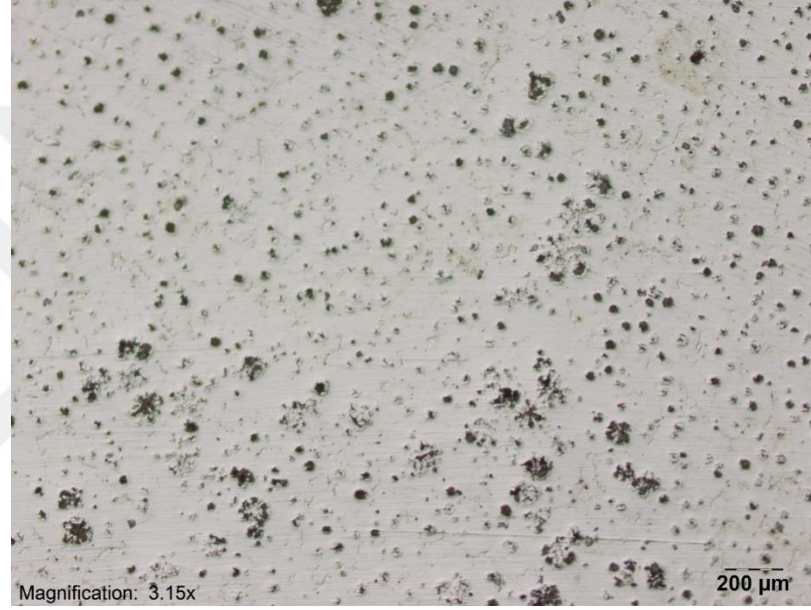
Günümüzde kullanılan içten yanmalı motorlara sahip binek araçlarda yüksek sıcaklara maruz kalan manifold gibi motor parçaları dökme demirlerden üretilmektedir. Ancak dizel motorların iç sıcaklıklarının 750 °C'lere kadar ulaşması sebebiyle geleneksel dökme demirler ihtiyaçları karşılamak için yetersiz kalmaktadır. Yüksek sıcaklarda çalışan parçalarda sık görülen problemler yüksek sıcaklık oksidasyonu ve termal yorulma problemleridir. Yapılan çalışmalar sonucu dökme demir alaşımına silisyum ve molibden ilavesi ile ötektik dönüşüm sıcaklığı daha yüksek sıcaklıklara çekilmiş ve yüksek sıcaklıklardaki oksidasyon direnci artırılmıştır.

Yüksek Si ve Mo katkılı dökme demirler ferritik demir matrisine sahiptir ve grafitler küresel biçimde yapıya homojen yayılmıştır. Buna ek olarak katkı yapılan Mo tane sınırları boyunca M_6C yapısında çökerek yüksek sıcaklarda mukavemet artışı sağlar. Katkı olarak eklenen Si ise yüksek sıcaklıklarda oksitlenir ve yüzeyde ince SiO_2 koruyucu tabakası oluşturarak parçayı yüksek sıcaklık oksidasyonundan korur. Ayrıca Si ilavesi parçanın sertliğini artırır. Çizelge 2.1'de yüksek Si ve Mo katkılı küresel grafitli dökme demirin kompozisyonu görülmektedir. Şekil 2.1'de yüksek Si ve Mo

katkılı dökme demirin optik mikroskoptan alınan görüntüleri verilmiştir. Grafitlerin homojen dağılımı ve tane sınırlarında uzamış M_6C çökeltileri açıkça gösterilmektedir.

Çizelge 2.1 : Yüksek Si-Mo içeren dökme demir kompozisyonu.

Elementler	C	Si	Mo	Ni	Mg	Cr	Mn
Yüksek Si-Mo içeren dökme demir	3.17	4.15	0.86	0.04	0.04	0.1	0.4



Şekil 2.4 : Yüksek Si-Mo içeren dökme demirin mikroyapısı



3. ALÜMİNİZASYON YÖNTEMLERİ VE İNTERMETALİKLER

3.1 Alüminizasyon Yöntemleri

Alüminyum, endüstride kaplama metali olarak sıkça tercih edilir. Düşük yoğunluğa sahip olması ve korozyon direncinin yüksek olması aynı zamanda üretim maliyetlerinin düşük ve kolay bulunabilir olması neden tercih edildiğini açıkça ortaya koymaktadır. Özellikle demir esaslı malzemelere uygulanan yüzey modifikasyon işlemleri sonucu Fe-Al intermetalikleri oluşur.

Alüminyum intermetalikleri, yüksek sıcaklıkta kullanılan metalik bileşenlere ve çevre bozulmalarına karşı korozyon ortamlarda uygulanır. Alüminyumlanmış nikel bazlı süper alaşım bileşenleri, gaz türbinleri ve uçak motorları[10,11], ve alüminyumlanmış çelik bileşenlerde kömür gazlaştırma tesislerinde, ham petrol rafinerilerinde, petrokimya endüstrilerinde ve kömür yakıtlı elektrik üretim sistemlerinde kullanılmaktadır[12-18].

Alüminyumlanmış malzemeler son derece düşük oksijen potansiyellerinde kararlı bir oksit film sağlayabildiğinden, alüminyumlanmış çelik duvarların füzyon reaktörlerinde trityum nüfuz bariyeri olarak etkili olduğu bildirilmiştir[19,20].

Son zamanlarda, alüminyumlu ferritik martenzitik çeliklerin tavlama sıcaklıklarının altında olması için düşük sıcaklıkta paket sementasyon işlemleri geliştirilmiştir[21-23].

Yüzeyde oluşan bu intermetalikler malzemeyi korumakla birlikte sertliğin ve aşınma direncinin artmasını sağlarlar. Termal sprej, fiziksel buhar biriktirme (FBB), kimyasal buhar biriktirme (KBB), plazma sprej, sıcak daldırma ve kutu alüminizasyonu (pack Aluminizing) Fe-Al intermetaliklerini oluşturmak için kullanılan yöntemlerin başlıcaları olarak verilebilir.

3.1.1 Kimyasal buhar biriktirme

Çeşitli kaplama teknikleri arasında, kimyasal buhar biriktirme (KBB), türbin kanatlarındaki iç kanalları da dahil olmak üzere, karmaşık şekillerdeki bileşenler

üzerinde üniform kaplamalar üretebilme ve yabancı içerikler içermeyen daha saf ve daha pürüzsüz kaplamalar oluşturma kabiliyetine sahip olduğu için eşsizdir[24,25].

KBB yönteminde, kaplama organoalüminyum bileşiklerden veya susuz alüminyum klorürden üretilir[25-27]. Bu yöntemde benimsenen $AlCl_3$ rotasında, alüminyum triklorür ile saf alüminyum ya da alaşımının yüksek sıcaklıkta reaksiyonu sonucu oluşan alüminyum altklorürleri karışımı, yüksek ısı derecelerinde alt tabaka ile temas ettirilir. Alüminyum, triklorürün yeniden üretildiği bir kimyasal reaksiyon ile alt katmana çöker[27-29]. Yüksek sıcaklıktaki birikimde, interdiffüzyon ile alt tabaka üzerinde metaller arası alüminid fazlar oluşturur. Ayrıca alüminyum kaplamalar, hızlı kütle transferi ve düzgün birikimle sonuçlanan akışkan yataklı bir KBB işlemi ile de üretilir[30-31].

Ancak proses, prototip ölçekli aşamadır ve $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar yüksek sıcaklıklara ihtiyaç duyar, bu nedenle altlık duyarlılığı ile kısıtlanmış bazı uygulamalar için uygun değildir [32,33].

3.1.2 Çamur füzyonu

Çamurların uygulanması, alüminyumun depolanması için kullanılabilecek düşük maliyetli ve uygulanması kolay bir prosestir. Çamurlar, bir fırça vasıtasıyla, daldırma yoluyla veya püskürtme yoluyla uygulanabilen bir bağlayıcı-çözücü sistemi üzerindeki parçacıkların (metalik veya seramik) süspansiyonlarıdır. Uygulamadan sonra, kaplanmış numune, çözücünün buharlaştırılması ve kaplamanın ayarlanması için aynı zamanda yüksek (diğer bir deyişle, bazı bulamaç formülasyonları için 350°C) olabilen bir sertleştirme ısı işlemine tabi tutulmaktadır. Fırça veya püskürtme ile uygulanan fosfat bağlayıcılı Al partikül süspansiyonlarının iyi sonuçlar verdiği bilinmektedir. Bununla birlikte, hidrojen gevrekliği, yüzey pürüzlülüğü ve yapışması gibi bir takım sorunlar ortaya çıkmaktadır. Dahası, çoğu su bazlı ticari bulamaç çok düşük içeriklerde olmasına rağmen Cr^{+6} içermektedir [34,35].

3.1.3 Sıcak daldırma

Sıcak daldırma ile alüminizasyon (HDA), yumuşak çelik ve karbonlu çeliklerde ısıya ve okside dirençli bir kaplama üretmek için etkili bir yöntemdir[36].

Levhalar için, alüminizasyon, rulolar ve diğer ekipmanları içeren sürekli bir süreçte gerçekleştirilirken, münferit bileşenler erimiş alüminyuma belli bir süre daldırılarak

alüminize edilir [37,38]. Kaplamanın kinetiği, kaplamanın kalınlığı ve morfolojisi, erimiş alüminyumun [39-41] bileşiminden ve ayrıca kaplanan malzemenin cinsine göre farklılık gösterir[40,41]. Kaplamanın kalınlığı ve profili, sürekli ve seri alüminizasyonda sıcaklık, akıtma ve tutma gibi proses parametrelerinden etkilenir [37,38].

Sıcak daldırma işleminde, alüminyumun ve demirin alaşımlanması, kaplanmış metalin oluşmasını engelleyecek kırılğan ara yüzeyli bir Al_3Fe tabakası oluşturur. Buradaki sorun, kırılğan arayüzey tabakasının ortadan kaldırılması ve homojen ve yapışkan bir kaplamanın yapılmasıdır.

Herhangi bir sıcak daldırma işleminin başarılı olması için yerine getirilmesi gereken beş gereklilik vardır. Bunlar;

- Ana metal eritilmiş metal ile karışabilir ve alaşım olmalıdır. Ana metal, erime noktasına bakılmaksızın, banyo içerisinde bir dereceye kadar çözünür, bu hafif çözünürlük ve alaşımlama, ana metalin ıslanmasını etkiler ve birleşmeyi önler.
- Daldırma ile uygulanacak metal nispeten düşük erime noktasına sahip olmalıdır. Yüksek sıcaklık, banyo içindeki baz metalin çözünürlüğünü artıracak ve ayrıca taban metalinin özelliklerini önemli ölçüde değiştirecektir. Alüminyumun ergime noktası ($670^{\circ} C$) çok yüksek olmadığından sıcak daldırma işlemi için uygun bir metal olduğu düşünülmektedir.
- Metalik film birleşmemelidir, ancak ıslak olmalı ve tüm yüzeyi örtmelidir.
- Sıcak daldırma işleminin kısa sürebilmesi için kaplama metalinin iyi bir alaşım yapıcı olması beklenir. Daldırma süresinin, alüminyum kalınlığı üzerinde belirgin bir etkisi vardır. Zaman çok uzun olursa, gereksiz bir eriyik metal atığı olur ve kaplama o kadar zayıflayabilir ki, işe yaramayabilir.
- Daldırılacak nesne, erimiş metale temiz bir yüzey sunmalıdır[42].

3.1.4 Fiziksel buhar biriktirme

Aşınmaya dirençli metalik kaplamalar üretilirken geleneksel yöntemlerin yerine geçebilecek "temiz" kaplama teknolojilerinin kullanmasına büyük bir ilgi mevcuttur [43-48]. Sıcak daldırmayla galvanizleme veya elektrokaplama gibi konvansiyonel metal kaplama teknolojileri önemli miktarlarda enerji tüketir; atık üretir ve önemli miktarda atık bertaraf etme maliyeti oluşturur. Şu anda mevcut olan çeşitli

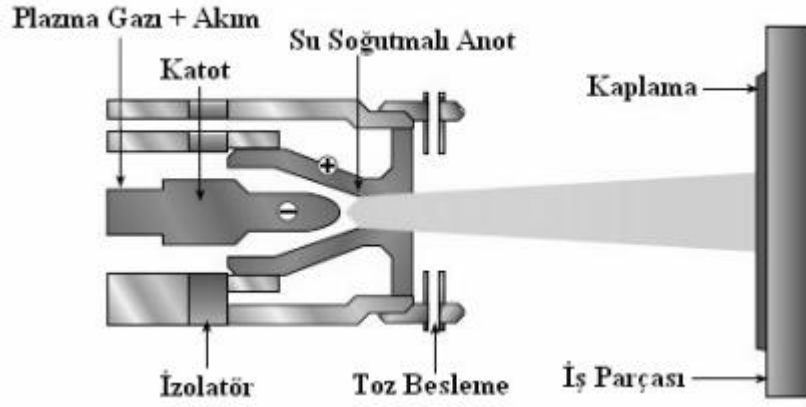
teknolojilerden, fiziksel buhar biriktirme (FBB) ve yüksek birikim oranı varyantı olan Elektron Beam (EB) FBB ince kaplamaların en umut verici olanı ve endüstriyel ölçekte ekonomik olarak uygulanabilir yöntemi olarak kabul edilmektedir[44-48].

FBB teknolojisi, sürekli veya yarı sürekli bir işlemle ürünlere ince film kaplamaların uygulanmasını sağlamak için malzeme üzerinde yeterince yüksek birikim oranlarına izin verir [44-46]. Aksine, magnetron püskürtme veya kimyasal buhar birikimi gibi diğer rakip yöntemler, rulo kaplama tipi üretim için gereken kalınlıkta katmanlar oluşturamaz[43,45].

3.1.5 Plazma sprey

Plazma sprey metodu, endüstride 1960'lı yıllardan itibaren kullanılan bir yöntemdir ve günümüz sanayisi tarafından arzulanan yüksek verimli yüzeyleri üretebilmek için yararlanılan en önemli teknolojiler arasındadır. Plazma sprey yönteminin endüstride kullanım alanı çok geniştir. Plazma sprey kaplamalar genel olarak otomotiv, havacılık, tarım, tıbbi cihazlar, iletişim vb uygulamalarda; ısı set oluşturma özellikli, oksidasyona karşı mukavemetli, korozyon ve aşınmaya dirençli farklı nitelikteki kaplamaların oluşturulmasında kullanılan bir yöntemdir. Bu yöntemle diğer yöntemlere kıyasla daha düşük maliyetli seramik veya yüksek ergime sıcaklığına sahip metal ya da alaşımlarının hızlı bir şekilde, değişik altlık malzemeler üzerinde oluşturulması ve şekillendirilmesini sağlar [49,50].

Şekil 3.1'de gösterilen plazma sprey yönteminde, ışıın, katot ve anot arasındaki ark ile elde edilir. Elektrik arkı plazma torcu içerisinde üretilir. Üretecın (+) kutbunun bağlandığı iletken e anot, (-) kutbunun bağlandığı iletken e de katot adı verilir. Tungsten katot ve suyla soğutulan bakır (Cu) anot arasında bir elektrik arkı oluşur. Oluşan bu ark sayesinde, plazma gazının iyonize olması için gerekli enerji sağlanır[51,52]. Plazma gazının iyonize olması ile plazma elde edilmiş olur.

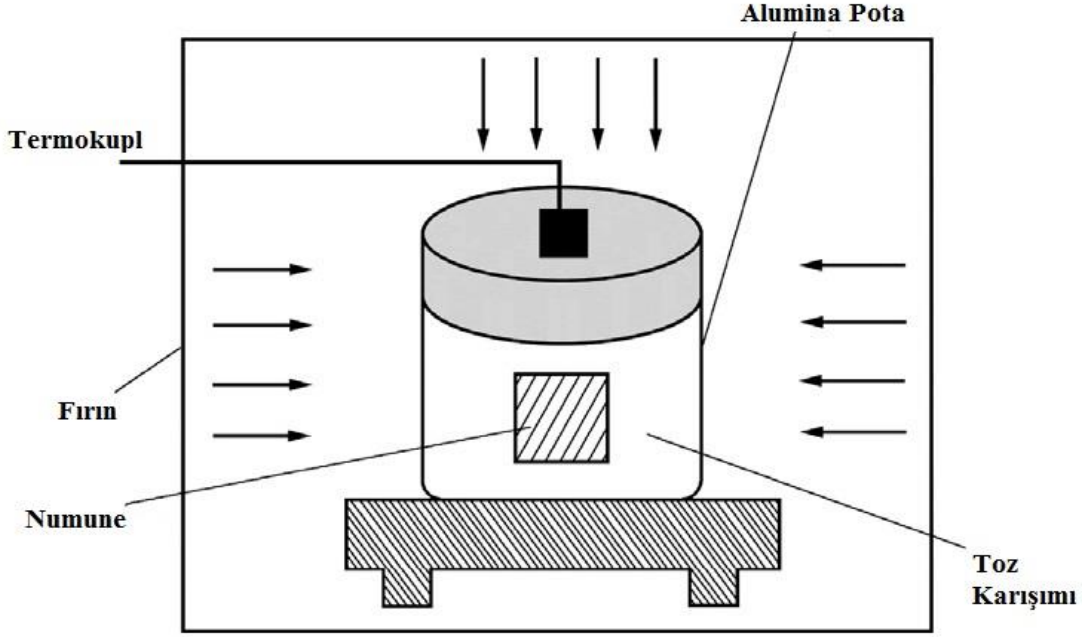


Şekil 3.1 : Plazma sprej yönteminin şematik gösterimi[53]

Kaplama sırasında metal yüzeye kaplanacak çeşitli boyut ve şekillerdeki tozlar, toz besleme ünitesiyle plazmanın içerisine taşınır. Plazma püskürtme sisteminde kullanılan başlıca gazlar helyum, argon, hidrojen, azot ile birlikte düşük miktarda havadır. Bu gazlar plazma oluşturulmasında da kullanılmaktadır. Plazma ışınının hızını ve entalpisini arttırmak için farklı oranlarda gaz karışımları kullanılmaktadır[53].

3.1.6 Kutu alüminizasyonu yöntemi

Kutu alüminizasyonu yöntemi demir esasları malzemelerin ve süperalaşımların kaplanarak yüksek sıcaklıklarda oksidasyon ve sülfürizasyon dirençlerinin gelişmesini sağlayan kolay uygulanabilirliği sayesinde tercih edilen endüstriyel yöntemdir. Kutu alüminizasyonu yöntemi temel olarak, modifiye edilmiş kimyasal buhar biriktirme işlemidir. İstenilen bileşim ve kalınlığa sahip olabilen difüzyon kaplama, yüksek sıcaklıklarda kapalı yada havalandırılmış pakette parçaların ısıtılması ile oluşturulur. Ancak kutu alüminizasyonunun 950°C üzerinde uygulanması altlık malzemesinde bozulmalar görülmesine neden olabilir. Bu sebeple kaplanacak olan altlık malzemesine göre işlem parametrelerinin uygun seçilmesi gerekmektedir. Temel olarak kutu alüminizasyon yönteminde kaplanacak olan altlık malzemesi halojenür tuzu (aktivatör), yüksek sıcaklıklarda yapışmaların oluşmasını önleyen dolgu malzemesi (filler) ve kaplama metal kaynağından oluşan toz karışımının içine gömülür. Kapanacak parçanın içine gömüldüğü kutu fırına konularak ısıtılır. Yüksek sıcaklıklarda oksitlenmeyi önlemek için inert gaz fırın içine verilir. Şekil 3.2’de kutu alüminizasyon yönteminin şematik diyagramı verilmiştir.



Şekil 3.2 : Kutu semantasyonu şematik gösterimi [54]

3.1.6.1 Kutu toz içeriği

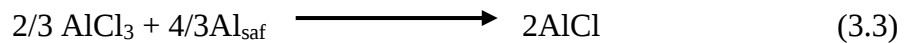
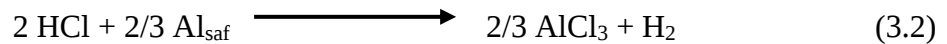
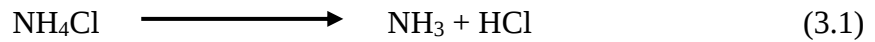
Kutu alüminizasyonu yönteminde kaplanacak olan altlık malzeme toz karışımının içine gömülür. Toz karışımı temel olarak 3 komponentin karışımı şeklindedir. Bu komponentlerden ilki kaplanmak istenen metal kaynağıdır. Kutu alüminizasyonu proseslerinde Al kaynağı olarak saf Al tozları ya da ferroalüminyum tozları kullanılmaktadır. Düşük maliyetlerinden ötürü ferroalüminyum alaşımları daha çok tercih edilmesine rağmen saf Al tozları kullanılan işlemlerde yüzey kaplamalarının daha kalın ve homojen olduğu görülmektedir. Kapanacak malzeme ve proses parametrelerine göre toz içeriğinin ağırlıkça %10- %30'u Alüminyum kaynağı içerir. Diğer komponent ise; katı gaz difüzyonun sağlanması için kullanılan aktivatör olarak da bilinen halojenür tuzlardır. Aktivatör olarak $AlCl_3$, $NaCl$, NH_4F , HF ve NH_4Cl tuzları kullanılır. Proses parametrelerine ve altlık malzemesine göre %1 ile %15 arası aktivatör kullanılmaktadır. Ancak aktivatör miktarının yüksek ya da düşük olmasının oluşan kaplamaya çok büyük etkileri olmadığı bilinmektedir. Son komponent ise; yüksek sıcaklıklarda yapışma ve sinterleşmeyi önlemesi için toz içeriğine koyulan, dolgu (filler) malzemesi olarak da bilinen Al_2O_3 'tür. Aktivatör ve metal kaynağı bileşimine göre toz içeriğinin kalanını dolgu malzemesi oluşturur, toz karışımının ağırlıkça %55- %90 'ı Al_2O_3 oluşturur.

3.1.6.2 Kutu alüminizasyon parametreleri ve reaksiyonları

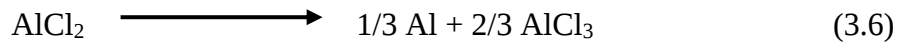
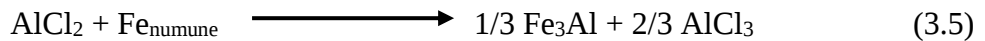
Kutu alüminizasyon prosesinde altlık malzemenin cinsine, istenilen kaplama kalınlığına ve oluşması beklenen Fe-Al intermetalik fazına göre sıcaklıklar 700° C ile 1000° C arasında, işlem süresi ise 3- 36 saat arasında değişkenlik gösterir. Sıcaklık ve süreler belirlendikten sonra içine numune gömülen toz karışımı içinde gerçekleşen reaksiyonlar ;

- Sıcaklığın artışıyla aktivatör ile Al kaynağının reaksiyonu sonucu kutunun içinde gaz formunda ürünler oluşur.
- Oluşan gazlar poroz toz karışımının içinde hareket ederek numune yüzeyine ulaşır.
- Yüzeye ulaşan gazlar numune ile reaksiyona girerek Al'nin çökmesine neden olur.
- Çökelen Al katı hal difüzyonu ile demir esaslı numune içlerine doğru yayınarak koruyucu yüzey kaplaması olan Fe-Al intermetalik fazlarını oluşturur[55].

Aktivatör olarak NH₄Cl, Al kaynağı olarak saf Al tozları ve Al₂O₃ 'ün dolgu malzemesi olarak kullanıldığı kutu alüminizasyon işleminde gerçekleşen reaksiyonlar ;



Ve



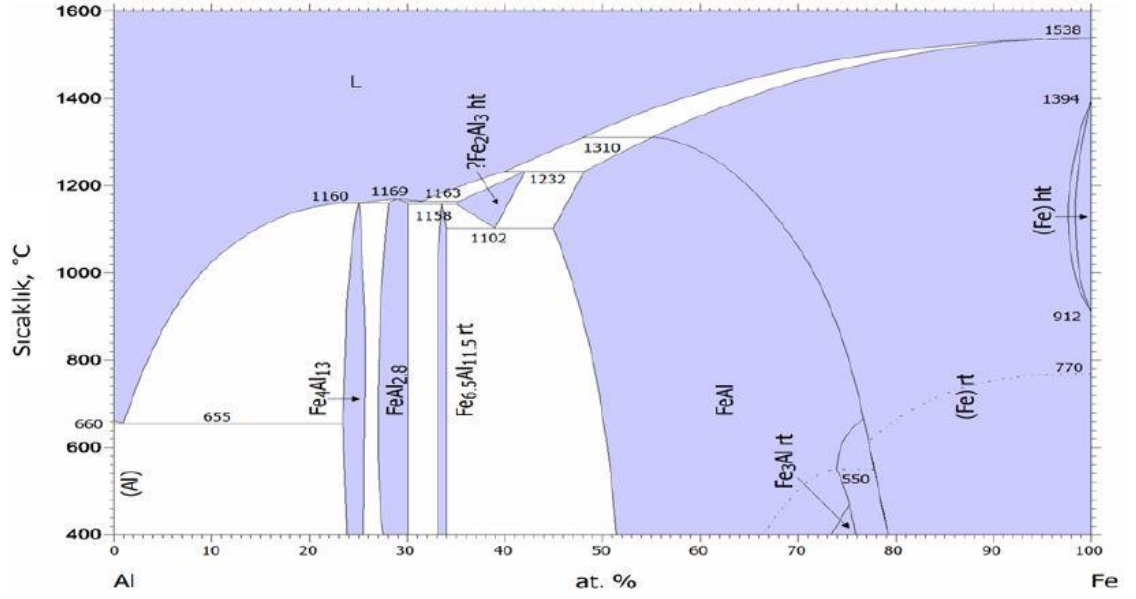
Termodinamik hesaplamalara göre, 950° C'nin altında kararlı olan klorür AlCl₂ 'dir. Bu yüzden (2) reaksiyonuna göre oluşan AlCl₃ ortamdaki saf Al ile reaksiyona girerek AlCl₂ oluşturur (4). AlCl₂, (5) ve (6) numaralı reaksiyonlar doğrultusunda 2 farklı şekilde parçalanabilir. İlk olarak AlCl₂ numune yüzeyindeki Fe ile reaksiyona girerek

(5) numaralı reaksiyon doğrultusunda yüzeyde Fe_3Al intermetalikliğini oluşturur. Reaksiyon sonucu açığa çıkan AlCl_3 tekrar toz içerisindeki saf Al ile reaksiyona girer ve AlCl_2 oluşturur ve bu klorür çevrimsel reaksiyon olarak ilerler. Diğeri ise AlCl_2 kendiliğinden parçalanarak saf Al numune yüzüne gelir ve derinlere yayınarak yüksek Al içeren intermetalikleri (FeAl , Fe_2Al_5 , FeAl_2 , FeAl_3) oluşturur [56].

3.2 Demir Alüminyum İntermetalikleri

19. yüzyılın sonlarında, Al katkısının Fe'nin yüksek sıcaklıklardaki oksidasyon direncini geliştirdiği keşfedilmiştir. Bu keşif Fe-Al ikili sistemi ve Fe-Al intermetaliklerinin önem kazanmasını sağlamıştır. Geçtiğimiz 100 yıl içerisinde Fe-Al intermetaliklerinin karakterizasyonu, özelliklerinin anlaşılması ve geliştirilmesi üzerine çok sayıda çalışma yapılmıştır. Fe-Al intermetaliklerinin bu denli ilgi çekici olmasının sebebi; yüksek sıcaklıklardaki mukavemetleri, korozyon dirençlerinin yüksek olması, oksitlenmeye karşı dayanımları ve diğer yüksek sıcaklık malzemelerine göre düşük yoğunluğa sahip olmalarıdır. Bu özelliklerinden dolayı otomotiv ve havacılık alanında sıkça tercih edilmektedir [57].

Şekil 3.3'de verilen Fe-Al ikili denge diyagramına bakıldığında sistemin; Fe-Al sıvı bölgesi, Al'nin HMK demir ile katı eriyik bölgesi, Fe'nin YMK alüminyum ile katı eriyik bölgesi ve Fe_3Al , FeAl , FeAl_2 , Fe_2Al_5 , FeAl_3 intermetalik bölgeleri görülmektedir. Denge diyagramı incelendiğinde; demirce zengin bölümde, yüksek sıcaklıklarda, atomik Al miktarı %0-%45 arasında olduğunda katı eriyik bölgesi görülür. Oda sıcaklığına inildiğinde katı eriyik bölgesi 3 parçaya ayrılır. İlk parça oda sıcaklığında düzensiz yapıya sahip ve atomik olarak en fazla %18.75 Al içerir. Al atomik oranının %25 olduğu bölgede, 545 °C'den düşük sıcaklıklarda DO3 yapıdaki FeAl_3 intermetalikliğı oluşur. Oluşan diğer yapı ise; demirce zengin bölgede diğer yapılara göre yüksek atomik Al içeren B2 yapısına sahip FeAl intermetalik fazıdır. FeAl (B2) ve Fe_3Al (DO3) hacim merkezli kübik yapıya sahip olduklarından Fe-Al intermetalikleri arasındaki en kararlı yapılardır. B2 ve DO3 yapılarına sahip olmaları sayesinde gelişmiş fiziksel, ısı ve korozyona dayanım özellikleri gösterirler[58].



Şekil 3.3 : Al-Fe ikili denge diyagramı[3]

Fe-Al ikili denge diyagramının Alüminyumca zengin bölümüne bakıldığında ise kararlı olan 3 intermetalik faz görülmektedir. Atomik Al oranının %66- %66.9 olduğu bölümde zeta fazı olarak da bilinen FeAl_2 intermetalığı bulunmaktadır. Artan Al oranına bağlı olarak, %70- %73 atomik Al içeren bölümde Fe_2Al_5 yapısı, %74.5- %77.5 atomik Al içeren bölümde ise FeAl_3 intermetalığı görülür. Çizelge 3.1’ de Fe-Al ikili sisteminde bulunan fazların oda sıcaklığında Kristal yapıları, sertlikleri ve kararlı oldukları atomik Al oranları verilmiştir.

Çizelge 3.1 : Fe-Al ikili denge diyagramındaki fazların oda sıcaklığında kristal yapıları, sertlikleri ve % atomik Al oranları[59].

Fe-Al	Kristal	Atomik	Sertlik
Fazları	yapı	Al(%)	(Vickers)
Fe	BCC	0-45	-
γFe	FCC	0-1.3	-
FeAl	BCC(order)	23-55	400-520
Fe_3Al	DO3	23-34	250-350
FeAl_2	Triklinik	66-66.9	1000-1050
Fe_2Al_5	Ortorombik	70-73	1000-1100
FeAl_3	Monoklinik	74.5-76.5	820-950
Al	FCC	99.9-100	-



4. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI

Yüksek Si-Mo katkılı küresel grafitli dökme demirlerin, diğer dökme demirlerle karşılaştırıldığında yüksek yorulma ömrüne ve korozyon direncine sahip olmaları nedeniyle özellikle otomotiv sektöründe sıkça tercih edilmektedir. Yapılan literatür araştırmaları sonucunda Yüksek Si-Mo dökme demirine herhangi bir alüminizasyon işlemi uygulanmadığı görülmüştür. Benzer şekilde literatürde, kutu alüminizasyonu işleminin dökme demirlere uygulanmadığı ancak karbon çeliklerine ve paslanmaz çeliklere sıkça uygulandığı görülmüştür. Yapılan bu araştırmalardan yola çıkılarak, öncelikle dökme demirlerin farklı yöntemlerle alüminize edilip edilemeyeceği araştırılmış, ardından kutu alüminizasyon yönteminin parametrelerini belirleyebilmek için paslanmaz çelik ve karbon çeliklerine uygulanan kutu alüminizasyon yönteminin parametreleri referans alınarak çıkış noktası kabul edilmiştir.

Lin ve arkadaşları (2011) yaptıkları çalışmada, benzer kompozisyonlara sahip ferritik matristeki küresel grafitli ve lamel grafitli iki farklı dökme demir tipine sıcak daldırma yöntemi ile alüminize etmişlerdir. Hazırladıkları dökme demir numunelerine 700⁰ C de 2 dakika sıcak daldırma işlemine tabi tutmuşlardır. Bu işlem sonucunda iki farklı dökme demir tipinde de Fe-Al intermetaliklerinin oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Alüminizasyonu tamamlanan dökme demirleri 750⁰ C’de 4 -192 saat arası oksidasyona maruz bırakmışlar ve ağırlık değişiminden yola çıkarak oksidasyon dirençlerini karşılaştırmışlardır. Yaptıkları EDS ve XRD analizleri sonucunda Alüminyumca zengin (FeAl₃ ve Fe₂Al₅) intermetaliklerin oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Hem küresel grafitli hem de lamel grafitli dökme demir tipinde, kaplanmamış durumlarına göre ağırlık artışlarının %75 azaldığı gözlemlenmiştir. Sonuç olarak, intermetalik kaplamanın iki farklı dökme demir tipinde de oksidasyon direncini arttırdığı açıkça gösterilmiştir[60].

Zhan ve arkadaşları (2010) yaptıkları çalışmada, karbon çeliği ve Fe-5Cr-Mo alaşımını kutu alüminizasyonu işlemi uygulamışlardır. Diğer çalışmalardan farklı olarak kutu alüminizasyon işlemini gerçekleştirecekleri retorta titreşim vermişler ve işlem sırasında homojenizasyonu sağlamak amacıyla kutu toz karışımına bilya eklemişlerdir.

Bu sayede daha düşük sıcaklık ve sürelerde, demir esaslı malzemelerin alüminize olmasını sağlamışlardır. Kutu alüminizasyonu işlemi için 440°C ile 600°C arası sıcaklıklarda 2 saat süre belirlemişlerdir. Kutu toz bileşimi için ise %10 NH_4Cl (aktivatör), %10-30 saf Al ve %60-80 Al_2O_3 (dolgu malzemesi) kullanılmış, ısıtma hızı olarak 6°C/dk , atmosfer olarak ise argon atmosferi seçilmiştir. Yapılan EDS ve XRD analizleri sonucunda, Fe-Al intermetalik kalınlıklarının sıcaklık ve süreyle artış gösterdiğini ve karbon çeliğinde oluşan intermetalik bölgenin Fe-5Cr-Mo alaşımında oluşan intermetalik katmana kıyasla yaklaşık 4 kat fazla olduğu gözlemlenmiştir. Alüminizasyon işlemi uygulanan numunelerin oksidasyon davranışı araştırılmış, yapılan oksidasyon deneyleri sonucunda kutu alüminizasyonu uygulanan parçaların alüminize edilmeyen parçalara kıyasla ağırlık artışının daha düşük yani daha yüksek oksit direncine sahip olduğu gösterilmiştir[61].

Sivakumar ve Rao (1982) yaptıkları çalışmada, kutu alüminizasyonu yöntemiyle EN-3 çeliğinin alüminize edilmesini, farklı sıcaklık ve sürelerde kutu toz bileşiminin oluşan Fe-Al intermetaliklerinin cinsine ve kalınlıklarına olan etkisini araştırmışlardır. Kutu toz karışımındaki Al kaynağının etkisini belirleyebilmek için, 2 farklı kutu toz bileşimi hazırlanmıştır. Bu bileşimlerden birinde saf Al tozları kullanılırken, diğer bileşimde ise (%50-%50) ferroalüminyum kullanılmıştır. İki farklı kutu bileşimi için de 750°C - 900°C arasında 2 ile 20 saat arası deneyler yapılmıştır. Aktivatör olarak %1-%5 $\text{NH}_4\text{F.HF}$ ve dolgu malzemesi olarak Al_2O_3 kullanılmıştır. XRD ve SEM analizleri sonucunda, saf Al kullanılan kutu bileşimiyle alüminize edilen EN-3 Çeliğinde Alüminyumca zengin Fe_2Al_5 ve FeAl_3 intermetalikleri oluşurken, ferroalüminyumlu kutu bileşimi tercih edildiğinde, EN-3 çeliğinde demirce zengin FeAl ve Fe_3Al yapılarının olduğu gözlemlenmiştir. Artan sıcaklık ve süreye bağlı olarak intermetalik kalınlıklarının arttığı gösterilmiştir[62].

Matijevic (2013) yaptığı çalışmada, X40CrMoV5-1 çeliğinin kutu alüminizasyonu yöntemi ile düşük sıcaklıklardaki davranışı incelenmiştir. Kutu toz bileşimindeki aktivatör cinsinin intermetalik katman kalınlığına olan etkisi araştırılmıştır. Kutu alüminizasyon işlemi için 650°C sıcaklığında 4 saat argon atmosferinde deneyler yapılmıştır. Yapılan deneylerde, kutu toz bileşiminde %8 saf Al, %90 Al_2O_3 ve %2 aktivatör kullanılmıştır. %2 aktivatör olarak NH_4Cl , NaCl ve AlCl_3 ayrı ayrı kutu bileşiminde yer almıştır. EDS analizleri sonucunda, %2 NH_4Cl kullanılan kutu bileşimiyle yapılan alüminizing işleminde 50 mikron intermetalik tabaka kalınlığı

gözlenirken, NaCl ve AlCl₃ kullanılan kutu bileşimleriyle yapılan alüminizasyon işleminde 20 mikron intermetalik kalınlığı gözlenmiştir. Sonuç olarak kutu alüminizasyon işlemi için en uygun aktivatörün NH₄Cl olduğu gösterilmiştir[63].

Haftlang (2013) yaptığı çalışmada, orta karbonlu AISI 1045 çeliğinin kutu alüminizasyonunu incelemiştir. Farklı sıcaklık ve sürelerde, kutu toz bileşiminin oluşturulan intermetalik cinsine ve kalınlığına etkisi araştırılmıştır. 650⁰ C -950⁰ C sıcaklıklarında ve 1-16 saat aralıklarında kutu alüminizasyon işlemi uygulanmıştır. Kutu toz bileşimindeki aktivatör NH₄Cl olarak seçilmiş ve %5 miktarında karışıma eklenmiştir. Ancak saf Al miktarı %5- %15 arasında değiştirilerek oluşan intermetalik tabakaya etkisi araştırılmıştır. XRD ve SEM analizleri sonucu, AISI 1045 çeliğinde oluşan intermetalik, alüminyumca zengin bölgede yer alan Fe₂Al₅ olduğu görülmüştür. %15 saf Al kullanılan ve en yüksek sıcaklık olan 950⁰ C’de yapılan işlemde intermetalik tabaka kalınlığının en fazla olduğu gözlemlenmiştir. Sonuç olarak, kutu toz bileşimi içindeki aktivatör miktarı ve değiştirilmeden, saf Al miktarı ve sıcaklığın artışı yüksek kalınlıklarda intermetalik elde edilmesi sağlanmıştır[64].



5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, yüksek Si-Mo dökme demirinin kutu alüminizasyonu sağlanmıştır. Alüminize edilen yüksek Si-Mo numuneleri oksidasyon davranışının incelenmesi amacıyla 750 ve 850 °C sıcaklıklarında oksidasyona maruz bırakılmıştır. Elde edilen sonuçlar kutu alüminizasyonu uygulanmamış yüksek Si-Mo ile karşılaştırılarak, en uygun kutu alüminizasyon parametreleri ve sıcaklıkları saptanmıştır.

Yapılan deneylerde, daha önce kutu alüminizasyonu uygulanmamış yüksek Si-Mo katkılı dökme demirin yüzeyinde Fe-Al intermetalikleri oluşturulmuştur. Kutu alüminizasyonu yönteminde, Al yayındırma yoluyla intermetalik kaplama oluşturduğu için herhangi bir ek ısıtma işlemine gerek duyulmamıştır.

Farklı kutu toz bileşimi, sıcaklık ve sürelerde deneyler yapılarak, kaplamanın intermetalik faz bileşimine ve kalınlığına olan etkisi incelenmiştir.

5.1 Numune Hazırlama

30mm x 10mm x 5mm boyutlarında kesilen yüksek Si-Mo numuneleri, kutu alüminizasyonu işlemine tabi tutulmadan önce 120 grid'lik kaba zımparadan başlanılarak 2500 grid'e kadar kademeli olarak SiC zımparalar ile zımparalanmıştır. Zımpara işlemi biten numuneler oksitlenmemesi amacıyla, 0,3 µm alümina solüsyonu ile çuhada parlatılmıştır.

5.2 Kutu Alüminizasyon

Yapılan literatür çalışmaları sonucu, demir esaslı malzemelerin kutu alüminizasyonu prosesinde;

- Sıcaklık
- Süre
- Kutu bileşimi
- Isıtma hızı

- Soğutma tipi

nihai ürünü etkileyen en önemli faktörlerdir. Yukarıda verilen parametrelerin etkilerini görebilmek için farklı sıcaklık, süre ve kutu toz bileşiminde deneyler yapılmıştır. Deneyler şekil 5.1’de görülen 1600° C’ye ulaşabilen tüp fırında gerçekleştirilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda oksitlenmeyi engellemek adına 100 ml/dk argon çalışılmıştır. Isıtma hızı, bütün deneylerde 5 °C/dk olarak belirlenmiştir. Hızlı soğuma yapıldığında termal özellikleri farklı olan Fe-Al intermetalikleri ve altlık metali birbirinden ayrılacağı öngörülmüş, bu sebepten numune fırında kendiliğinden yavaş soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 5.1 : 1600 °C’ye ulaşabilen tüp fırın

Kutu alüminizasyon işlemi için parlatılan numuneler, alümina pota içerisinde bulunan kutu toz bileşiminin içerisine gömülmüştür. Yüksek Si-Mo dökme demirinin gömüldüğü toz karışımı; dolgu malzemesi (Al_2O_3), alüminyum kaynağı olarak saf Al tozları ve aktivatör (NH_4Cl) tuzu içermektedir. Yapılan bütün deneylerde aktivatör miktarı ağırlıkça %5 olarak belirlenmiştir. Saf Al miktarının etkisini incelemek amacı ile ağırlıkça %15 ve %30 saf Al içeren 2 farklı kutu toz bileşimi kullanılmıştır. Kutu alüminizasyon işlemi için sıcaklıklar 750, 850 ve 950 °C olarak belirlenmiştir. Deney süreleri ise, tüm sıcaklıklarda 6,12 ve 18 saat olarak seçilmiştir.

5.3 Oksidasyon Deneyleri

Kutu alüminizasyonu işlemi uygulanan numuneler; 750 ve 850 °C’de kül fırınında 24 saat açık atmosferde tutularak oksidasyona maruz bırakılmıştır.

5.4 Numunelerin Karakterizasyonu

Kutu alüminizasyonu işlemi uygulanan numunelerde, oluşan intermetaliklerin belirlenebilmesi için XRD ve SEM analizi uygulanmıştır. Yapılan oksidasyon sonrası oksit filmin kalınlıklarının belirlenebilmesi için optik mikroskop kullanılmıştır.

5.4.1 XRD analizi

Alüminize edilen dökme demir numunelerine Philips 3710 XRD cihazı ile faz analizi yapılmıştır. 40KV voltaj 40mA akım değerlerinde, Cu K α radyasyonu ile faz taramaları tamamlanmıştır. XRD analizleri, gonio modunda, $2\theta=10-90^\circ$ arasında uygulanmıştır.

5.4.2 SEM ve EDS analizi

Kaplama kalınlıklarının belirlenebilmesi için numuneler enine kesilmiştir. Kesilen numuneler sıcak bakalite alınarak, 2500 grid'e kadar kademeli olarak zımparalanmış ve 0.3'lük alümüne solüsyon ile çuhada parlatılmıştır. Parlatılan numuneler Jeol 5410 taramalı elektron mikroskobu ve Noran EDS dedektörü kullanılarak kesitlerinden görüntüler alınmış, çizgisel ve noktasal element analizleri yapılmıştır.

5.4.3 Optik mikroskop analizi

Oksidasyona uğratılan alüminize edilmiş numunelerdeki oksit film kalınlıklarını belirlemek için, numuneler sıcak bakalite alınarak, 2500 grid'e kadar kademeli olarak zımparalanmış ve 0.3'lük alümüne solüsyon ile çuhada parlatılmıştır. OLYMPUS SZ 61 model optik mikroskop ile oksit film kalınlıkları incelenmiştir.



6. DENEYSEL SONUÇLAR

Kutu alüminizasyon işlemi uygulanan numuneler sıcaklık, süre ve kutu toz bileşimindeki saf Al miktarlarına göre isimlendirilmiştir. Çizelge 6.1’de numune isimleri ve numunelerin üretim parametreleri verilmiştir.

Çizelge 6.1 : Üretim parametreleri ve numune isimleri.

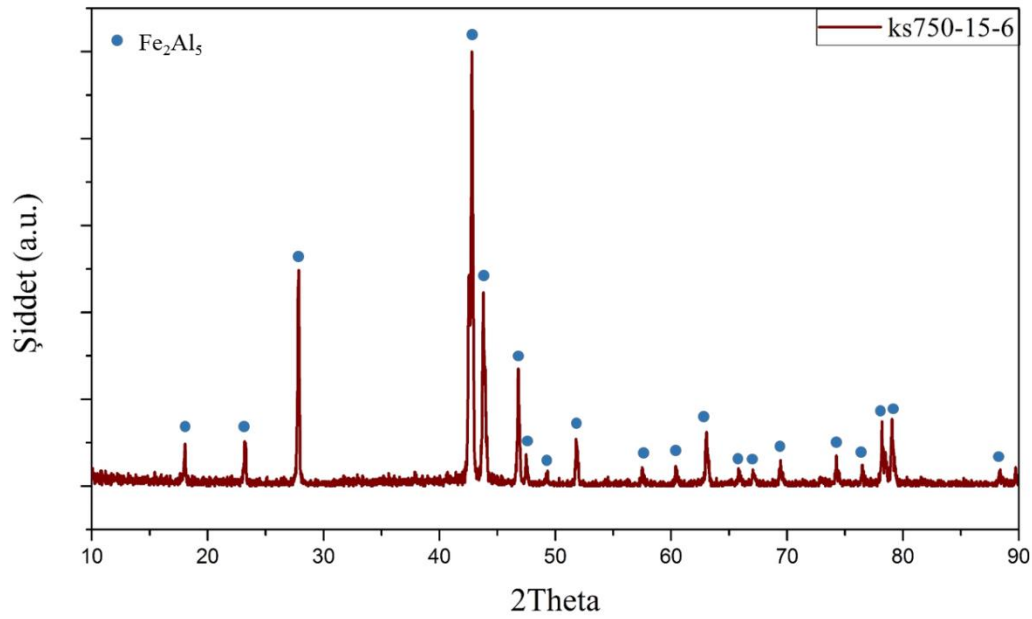
Sıcaklık (°C)	Saf Al (ağırlıkça%)	Süre (saat)	Numune ismi
750	15	6	ks750-15-6
750	15	12	ks750-15-12
750	15	18	ks750-15-18
750	30	6	ks750-30-6
750	30	12	ks750-30-12
750	30	18	ks750-30-18
850	15	6	ks850-15-6
850	15	12	ks850-15-12
850	15	18	ks850-15-18
850	30	6	ks850-30-6
850	30	12	ks850-30-12
850	30	18	ks850-30-18
950	15	6	ks950-15-6
950	15	12	ks950-15-12
950	15	18	ks950-15-18
950	30	6	ks950-30-6
950	30	12	ks950-30-12
950	30	18	ks950-30-18

6.1 750 °C’de Kutu Alüminizasyonu Uygulanan Numuneler

Bu bölümde, farklı süre ve kutu toz bileşiminde 750 °C sıcaklığında kutu alüminizasyonu uygulanan numuneler incelenecektir.

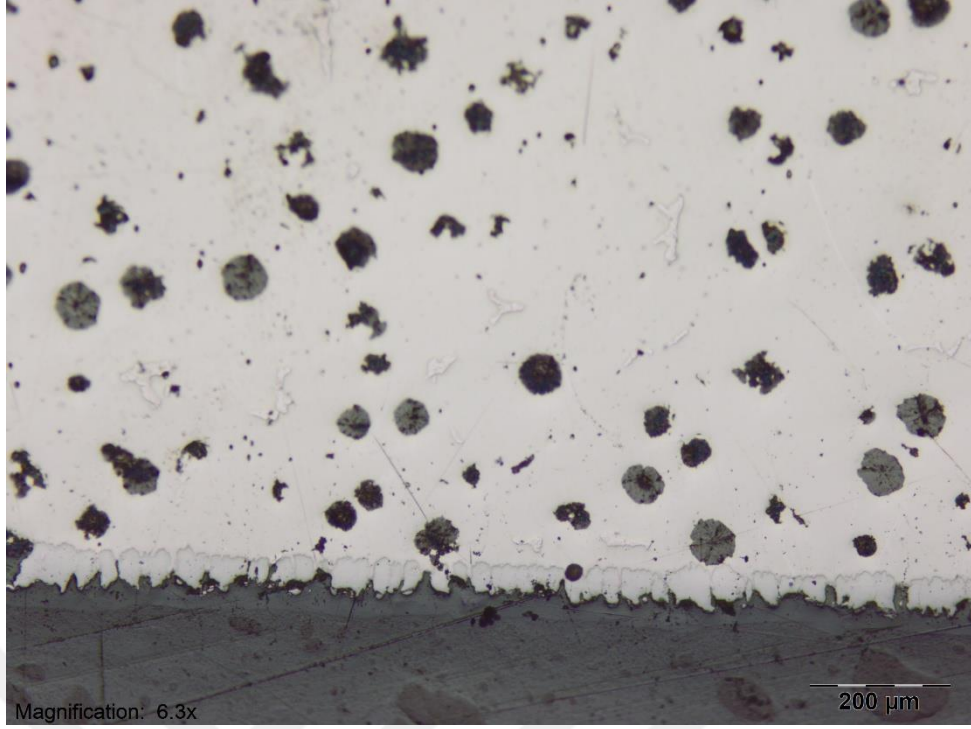
6.1.1 Ks750-15-6 numunesi

Ks750-15-6 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 750 °C’de 6 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.1’de gösterilmektedir.



Şekil 6.1 : Ks750-15-6 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Fe_2Al_5 intermetalığının derinliğinin ve sürekliliğinin saptabilmesi için optik mikroskop görüntüleri incelenmiştir. Şekil 6.2 ‘de ks750-15-6 numunesinin optik mikroskop görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.2 : Ks750-15-6 numunesinin optik mikroskop görüntüsü

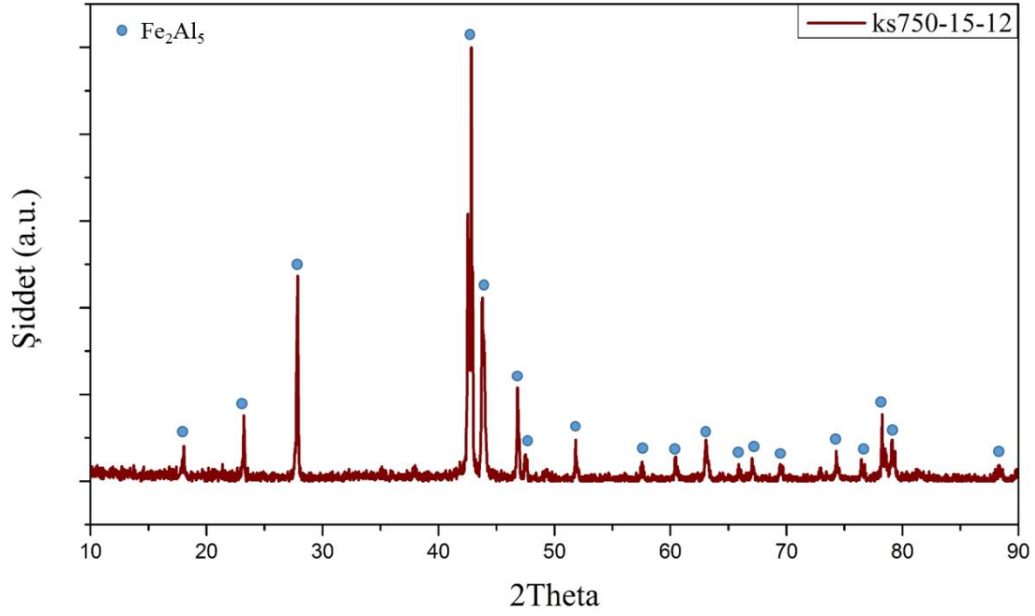
Optik mikroskop görüntüsüne bakıldığında, numunenin bütün yüzeyi boyunca Fe_2Al_5 intermetalığının sürekli olduğu görülmektedir. Oluşan intermetalik tabakanın numune yüzeyinden 50 μm derinliğe kadar ulaştığı görülmektedir. Daha derin kısımlarda demirce zengin Fe-Al intermetaliklerine rastlanmamıştır.

Yapılan analizler sonucunda 750 °C sıcaklığında Al difüzyonu hızı çok yüksek olmadığından yüzeyde yalnızca alüminyumca zengin Fe_2Al_5 oluştuğu gözlemlenmiştir.

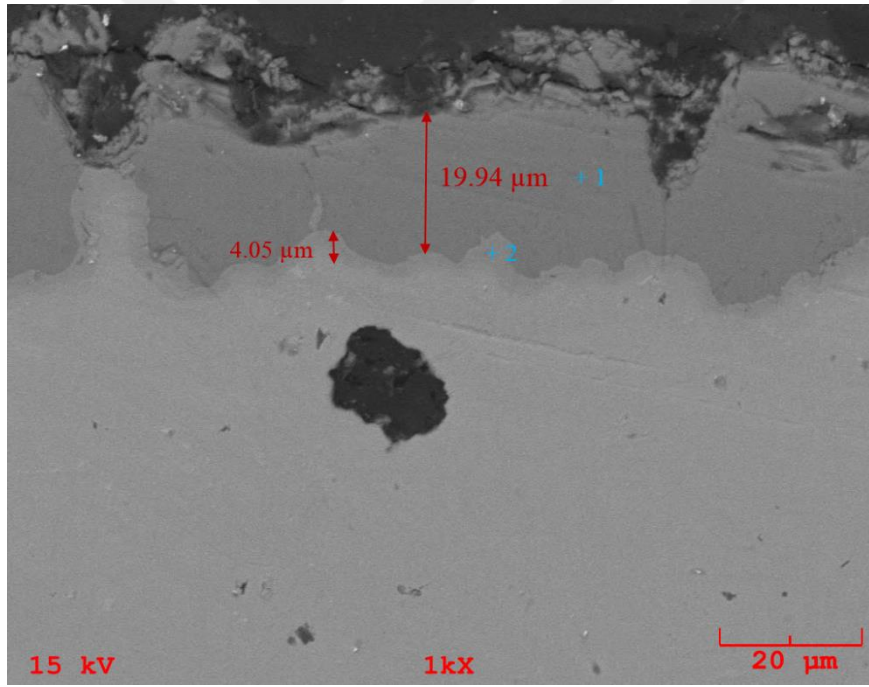
6.1.2 Ks 750-15-12 numunesi

Ks750-15-12 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 750 °C’de 12 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.3’de gösterilmektedir.

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.4’de ks750-15-12 numunesine ait 1kx büyütmedeki SEM görüntüsü gösterilmektedir.



Şekil 6.3 : Ks750-15-12 numunesine ait XRD spektrumu



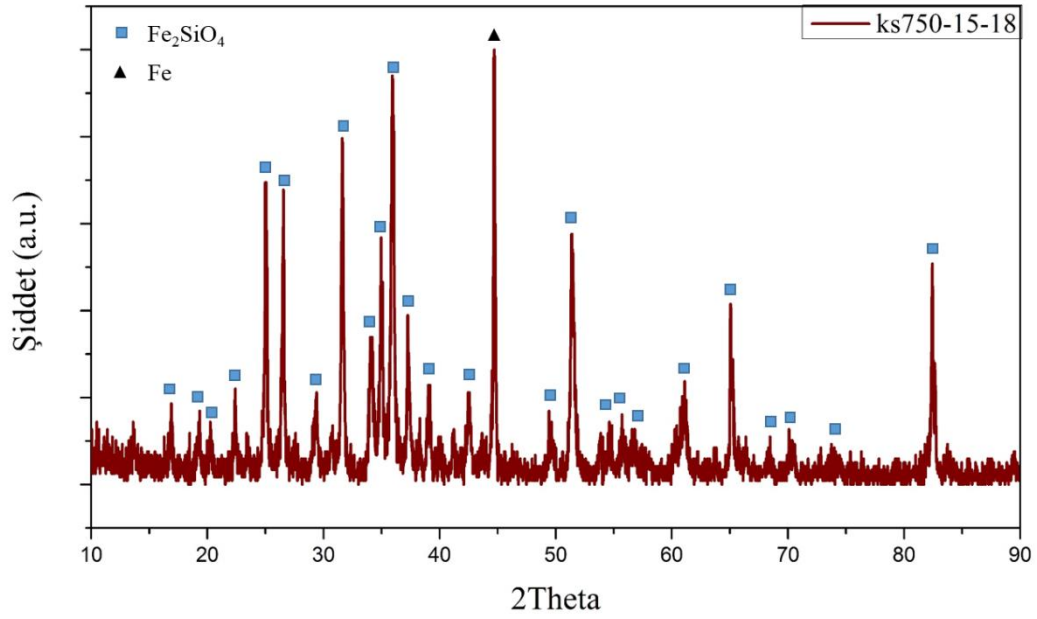
Şekil 6.4 : Ks750-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü

Sem görüntüsü incelendiğinde, Fe₂Al₅ intermetalliğinin girintili-çukuntılı (tongue like) yapısında olduğu ve kalınlığının 19.94 µm'a kadar ulaştığı görülmektedir. Görüntüde 1 numara ile belirtilen noktadan alınan EDS analizi sonucunda atomik olarak %77.61 Al ve %22.39 Fe bulunduğu görülmüştür. Fe₂Al₅ intermetalliğinin hemen alt kısmında 4.05 µm kalınlığında geçiş bölgesi olduğu görülmektedir. Bu bölgede 2 numara ile

belirtilen noktadan yapılan EDS analizinde atomik olarak % 28.97 Al ve % 72,03 Fe olduğu gözlemlenmiştir.

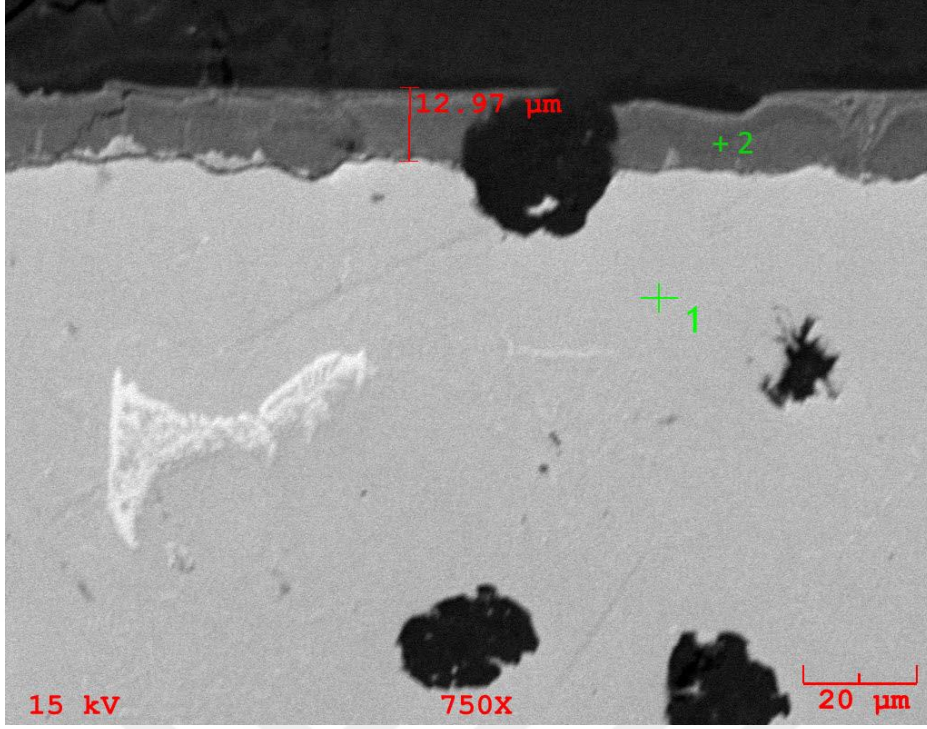
6.1.3 Ks750-15-18 numunesi

Ks750-15-18 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 750 °C’de 18 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.5’de gösterilmektedir.



Şekil 6.5 : Ks750-15-18 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde herhangi bir intermetalik pikine rastlanmamıştır. Araştırmalar tamamlandığında yapıda oksit olduğu ve piklerin 34-0178 kart numaralı Fe_2SiO_4 ve 06-0696 kart numaralı Fe’ye ait olduğu görülmüştür. yüzeyde numune hazırlamadan kaynaklı oksit film olduğu ve Al yayılımını engellediği ön görülerek SEM analizi yapılmıştır. Şekil 6.6’da 750-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü verilmiştir.

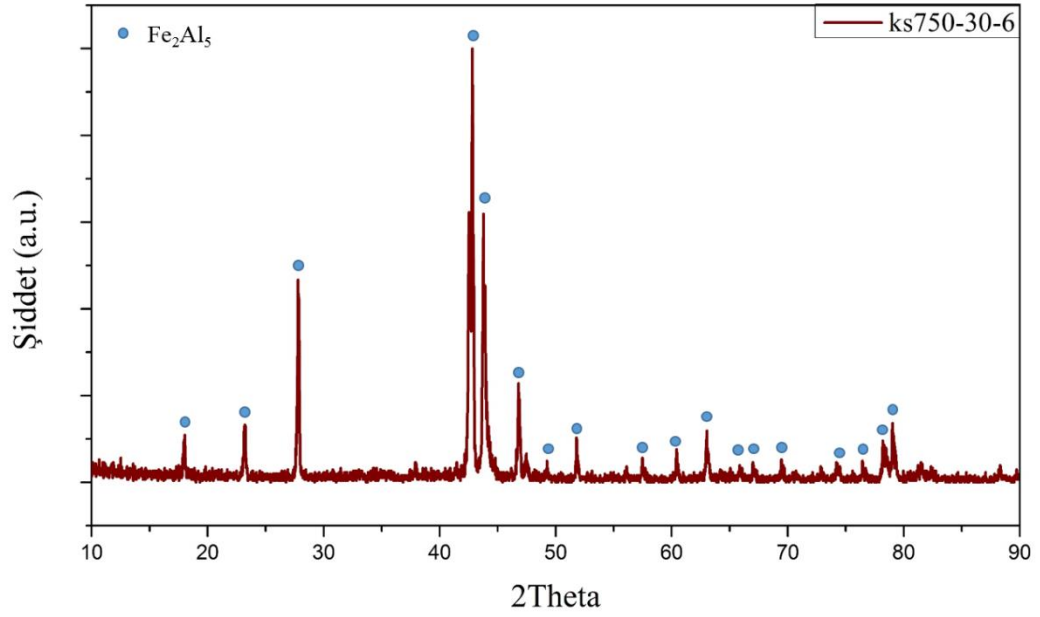


Şekil 6.6 : Ks750-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü

SEM görüntüsü incelendiğinde yüzeyde 12.97 μm derinliğe ulaşan katman görülmektedir. Bu katman üzerindeki 2 numaralı noktadan yapılan EDS sonucuna göre atomik olarak %25.91 O, %38.24 Si, %33.4 Fe ve %2.4 Al görülmektedir. Numune hazırlamadan kaynaklı numunenin oksitler Al yayınmasına izin vermediği görülmüştür. Numunenin iç bölgesinde 1 numara ile işaretlenen noktadan alınan EDS sonucuna göre atomik olarak %80 Fe %12 Si ve %8 O görülmüştür.

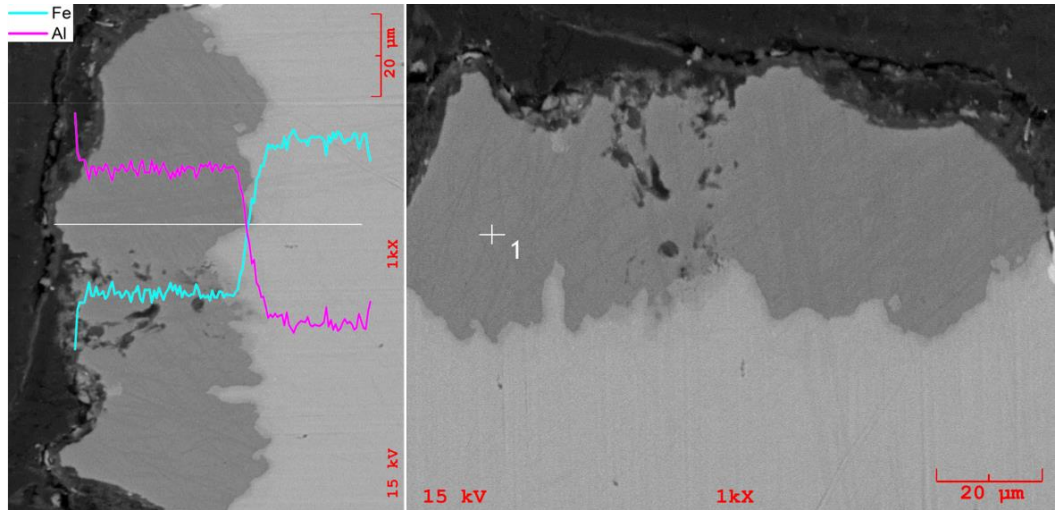
6.1.4 Ks750-30-6 numunesi

Ks750-30-6 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 750 °C’de 6 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.7’de gösterilmektedir.



Şekil 6.7 : Ks750-30-6 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Aynı zamanda Al miktarının iç bölgelerde değişimini görebilmek için çizgisel analiz uygulanmıştır. Şekil 6.8’de ks750-30-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analiz gösterilmektedir.



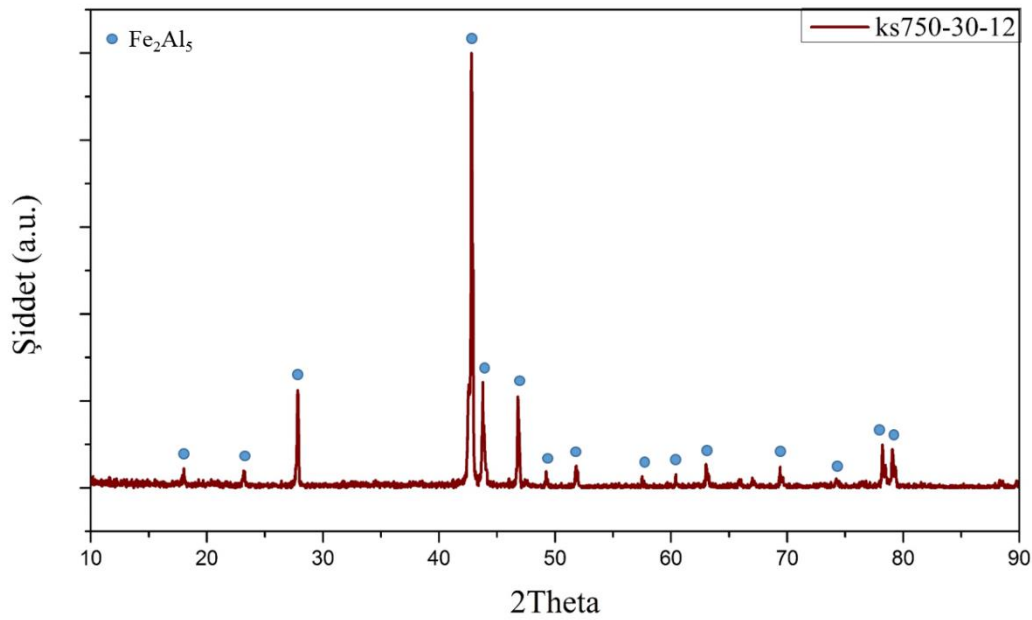
Şekil 6.8 : Ks750-30-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM görüntüleri incelendiğinde yüzeyden 50 μm kalınlığa ulaşabilen girintili-çukuntılı (tongue like) yapıya sahip Fe_2Al_5 intermetalikinin olduğu gözlenmiştir. Bu katmandan alınan 1 numara ile belirtilen noktada atomik olarak %77,064 Al ve

%22.936 Fe olduğu görülmektedir. Yüzeyden altlık malzemesini doğru alınan çizgisel analizde Fe_2Al_5 tabakasının bittiği noktada Al'nin azalırken Fe'nin artmaya başladığı görülmektedir. Geçiş bölgesinde Al miktarı atomik olarak %20-%40 arasında değiştiği gözönünde bulundurulursa, demirce zengin intermetalik faz olan Fe_3Al 'nin geçiş bölgesinde ince katman olarak oluştuğu söylenebilir.

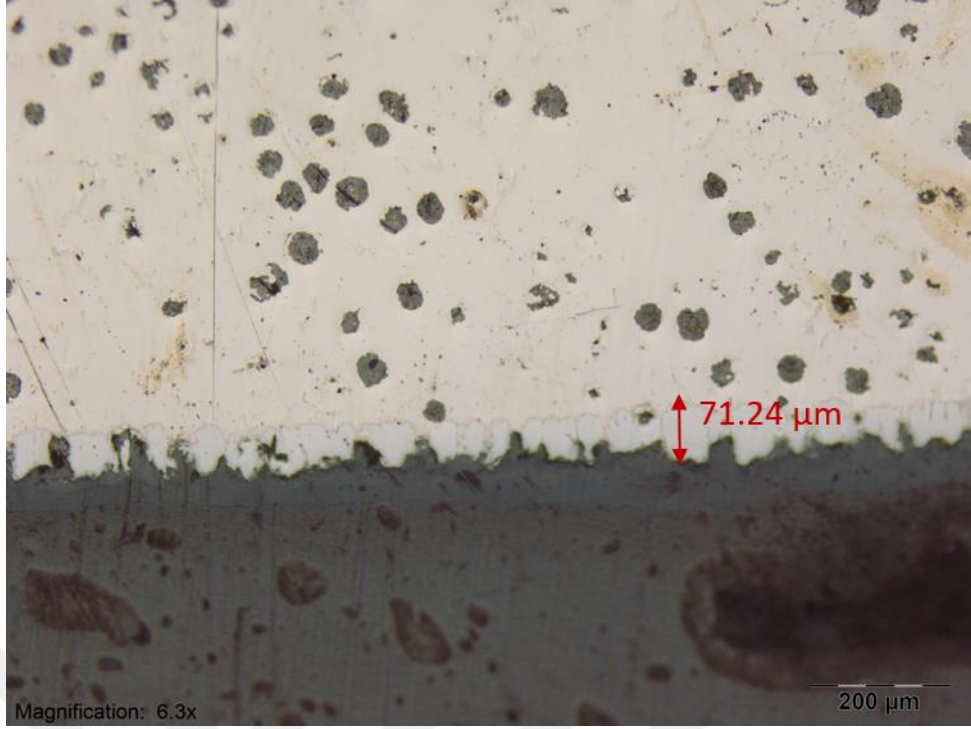
6.1.5 Ks750-30-12 numunesi

Ks750-30-12 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 750 °C'de 12 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.9'da gösterilmektedir.



Şekil 6.9 : Ks750-30-12 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. İntermetalik fazın derinliğinin ve yapısının belirlenebilmesi amacıyla optik mikroskop görüntüleri incelenmiştir. Ks750-30-12 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü şekil 6.10'da verilmiştir.



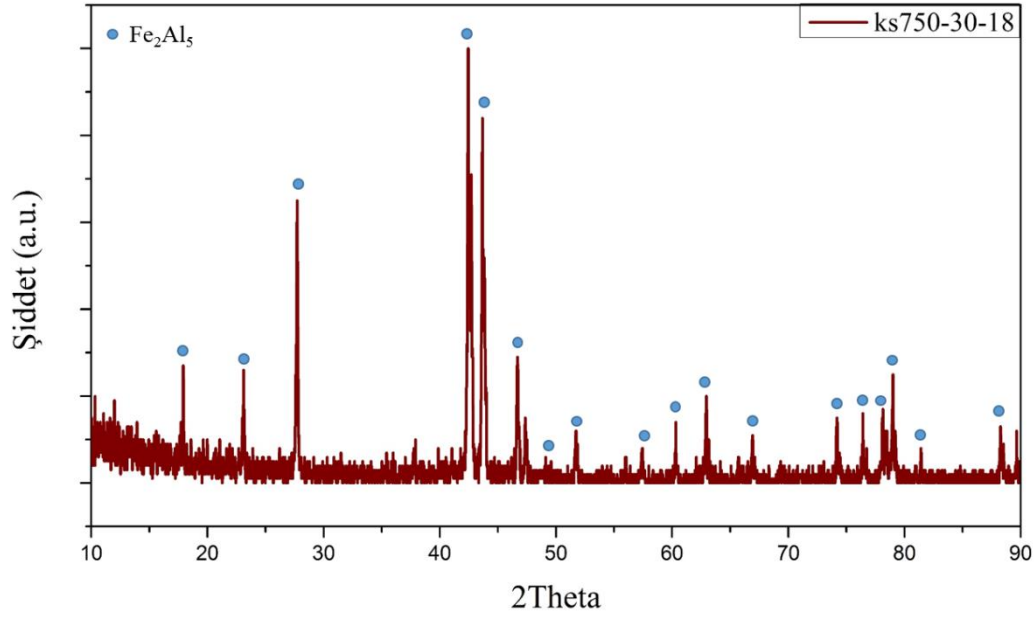
Şekil 6.10 : Ks750-30-12 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü

Optik mikroskop görüntüsü incelendiğinde, girintili-çıkıntılı (tongue like) morfolojisinde 71.24 μm ' ye kadar ulaşabilen sürekli bir Fe_2Al_5 intermetalığının olduğu gözlenmiştir.

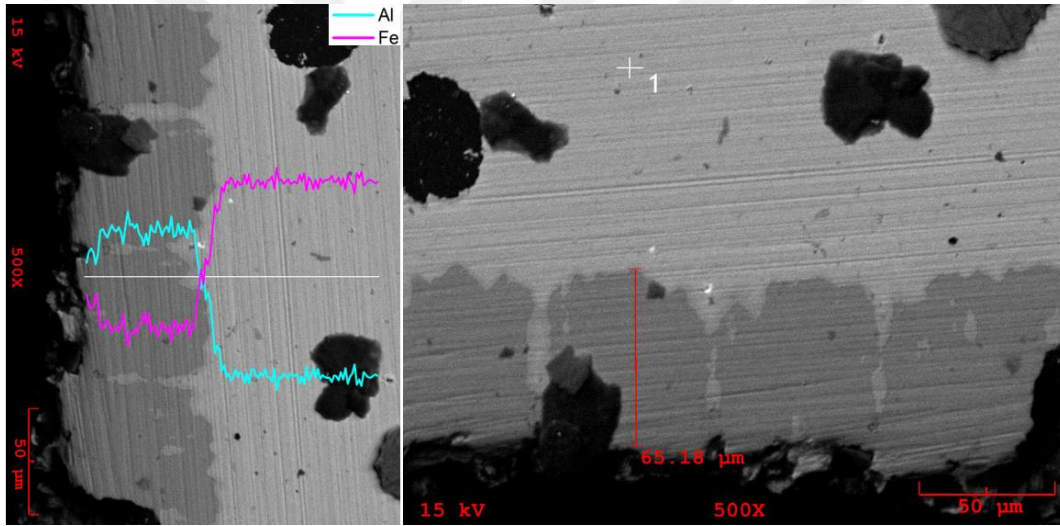
6.1.6 Ks750-30-18 numunesi

Ks750-30-18 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 750 °C'de 18 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.11'da gösterilmektedir.

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Aynı zamanda Al miktarının iç bölgelerde değişimini görebilmek için çizgisel analiz uygulanmıştır. Şekil 6.12'de ks750-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi gösterilmektedir.



Şekil 6.11 : Ks750-30-18 numunesine ait XRD spektrumu

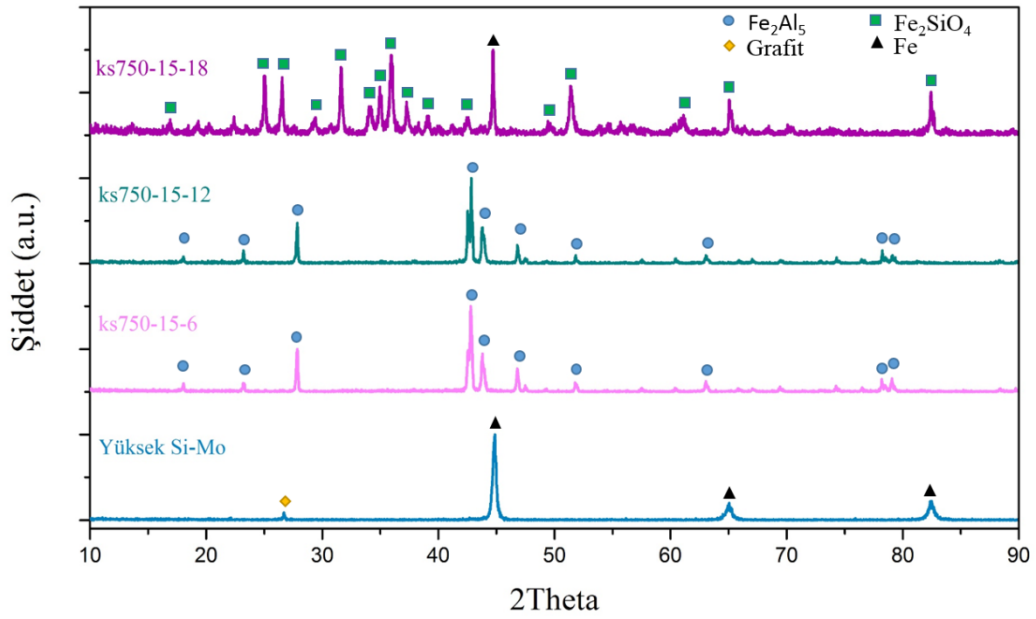


Şekil 6.12 : Ks750-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM analizleri incelendiğinde yüzeyden 65,18 μm kalınlığa ulaşabilen girintili-çıkıntılı (tongue like) yapıya sahip Fe_2Al_5 intermetalığının olduğu gözlemlenmektedir. Yüzeyden altlık malzemesini doğru alınan çizgisel analizde Fe_2Al_5 tabakasının bittiği noktada Al'nin azalırken Fe'nin artmaya başladığı görülmektedir. Geçiş bölgesinde Al miktarı atomik olarak %20-%50 arasında değiştiği gözönünde bulundurulursa, demirce zengin intermetalik faz olan Fe_3Al 'nin geçiş bölgesinde ince katman olarak oluştuğu söylenebilir. Altlık malzemesinden alınan 1 numara ile belirtilen noktada Al'ye rastlanmazken, atomik olarak %90 Fe görülmektedir.

6.1.7 750 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin sonuçlarının incelenmesi

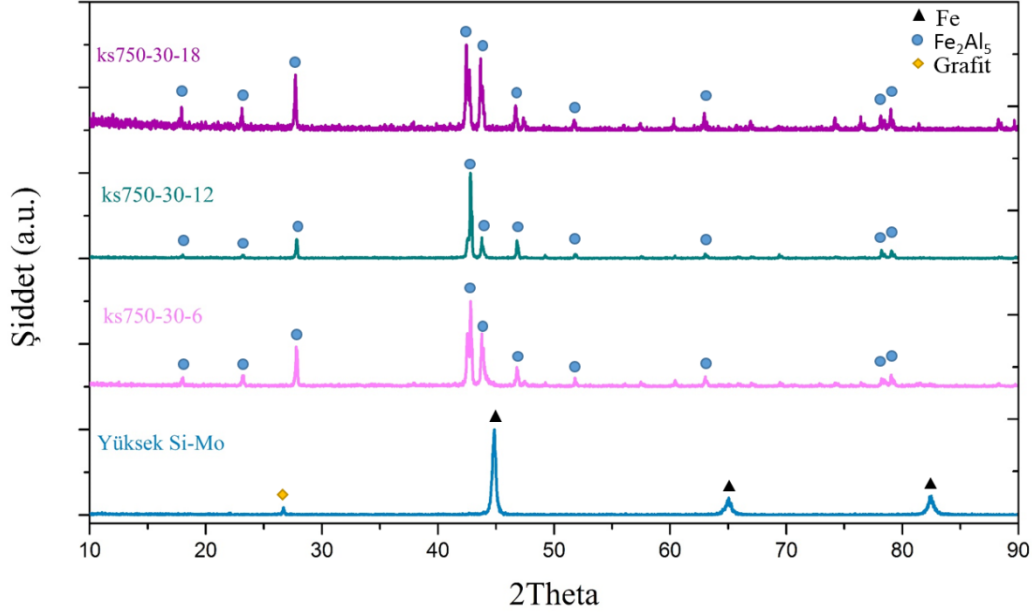
750 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan 6 numuneden 3’ü ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşimin içine gömülmüş ve 6, 12, 18 saat sürelerde fırında bekletilmiştir. %15 saf Al içeren toz bileşimi ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin ve alüminizasyon işlemi uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun XRD paternleri şekil 6.13’de toplu olarak verilmiştir.



Şekil 6.13 : 750 °C ‘de %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri

XRD paternleri karşılaştırıldığında, 6 saat ve 12 saat sürede işlem uygulanan numunelerin tamamen Fe₂Al₅ yapısında olduğu ancak 18 saat uygulanan numunede oksit pikleri görülmektedir. 18 saatlik deneyde numune hazırlamadan kaynaklı problemler olduğu düşünülmektedir. 6 ve 12 saat işlem süresi uygulanan numunelerin XRD paternlerinin birbirine yakın olmasının sebebi yüzeyde oluşan intermetalik kaplamanın derinliğinin fazla olmasından kaynaklanmaktadır. Bu iki numune arasındaki fark, optik mikroskop ve SEM görüntülerine bakıldığında açıkça ortaya çıkmaktadır. 6 saat işlem gören numunede, Fe₂Al₅ intermetalliğinden sonra herhangi bir geçiş bölgesi görülmezken, 12 saatlik işleme tabi tutulan numunede Fe₂Al₅ intermetalliğinden sonra 4.05 µm’lik geçiş bölgesi görülmüştür. Süre arttığında Al difüzyonu için daha fazla zaman olduğu için Fe₂Al₅ bölgesinden sonra geçiş bölgesi gözlenmiştir.

750 °C ‘de kutu alüminizasyonu uygulanan diğer 3 numune ise, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşimin içerisine gömülerek 6, 12 ve 18 saat fırında tutulmuştur. %30 saf Al içeren toz bileşimi ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin ve alüminizasyon işlemi uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun XRD paternleri şekil 6.14’de toplu olarak verilmiştir.



Şekil 6.14 : 750 °C ‘de %30 saf Al bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri

XRD paternleri incelendiğinde 6,12 ve 18 saat kutu alüminizasyonu uygulanan bütün numunelerin Fe₂Al₅ pikleri oluşturduğu gözlemlenmiştir. SEM ve optik mikroskop görüntülerine bakıldığında ise, artan süreyle birlikte geçiş bölgesinin kalınlaştığı ve Fe₂Al₅ intermetalığının daha derinlere kadar indiği görülmektedir.

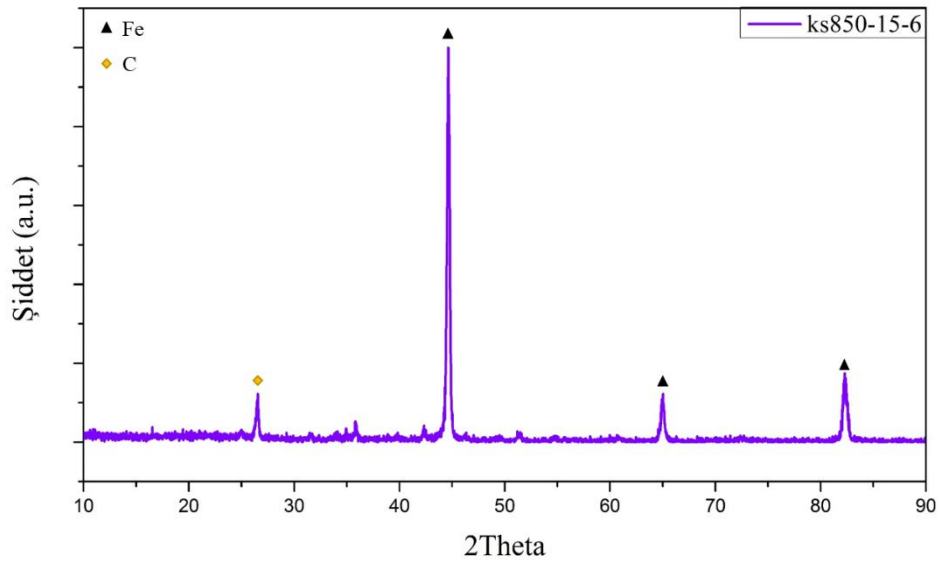
Ağırlıkça %15 ve %30 saf Al toz bileşimiyle üretilen numuneler birbiriyle karşılaştırıldığında, herbirinin Fe₂Al₅ intermetalığı oluşturduğu artan süreyle ve saf Al miktarıyla intermetalik tabakanın derinliğinin arttığı gözlemlenmiştir. %30 saf Al içeren toz bileşimine gömülen numunelerin tümünde geçiş bölgesine rastlanmıştır. Ayrıca artan süreyle geçiş bölgesinin genişlediği gözlemlenmiştir. %15 saf Al içeren toz karışımına gömülen numunelerde ise, 6 saat işlem uygulanan numunede geçiş bölgesine rastlanmazken 12 saat işlem uygulanan numunede geçiş bölgesi gözlemlenmiştir.

6.2 850 °C’de Kutu Alüminizasyonu Uygulanan Numuneler

Bu bölümde, farklı süre ve kutu toz bileşiminde 850 °C sıcaklığında kutu alüminizasyonu uygulanan numuneler incelenecektir.

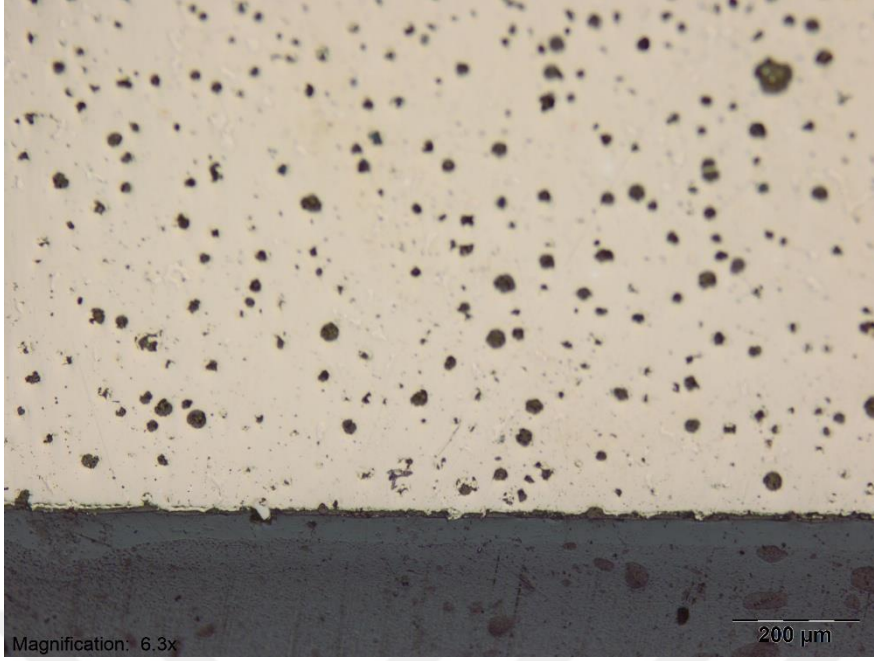
6.2.1 Ks850-15-6 numunesi

Ks850-15-6 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 850 °C’de 6 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.15’de gösterilmektedir.



Şekil 6.15 : Ks850-15-6 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen piklerin 06-0696 kart numaralı Fe ve 65-6212 grafit fazına ait olduğu görülmektedir. Alüminizasyon işlemi uygulanmamış yüksek Si-Mo ile aynı piklere sahip olan bu numunede herhangi bir intermetaliğe rastlanmamıştır. Ancak Fe piklerinde kayma olduğu gözlenmiştir. Bragg yasasına göre düzlemler arası mesafe (d) arttıkça, $\sin\theta$ değeri azalmaktadır böylece pik pozisyonlarında kaymalar meydana gelmektedir. İçeri yayınan alüminyum yüzeyde intermetalik oluşturmayarak katı eriyik oluşturarak Fe matrisi içerisinde yer almıştır. Şekil 6.16’da ks850-15-6 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü verilmiştir.



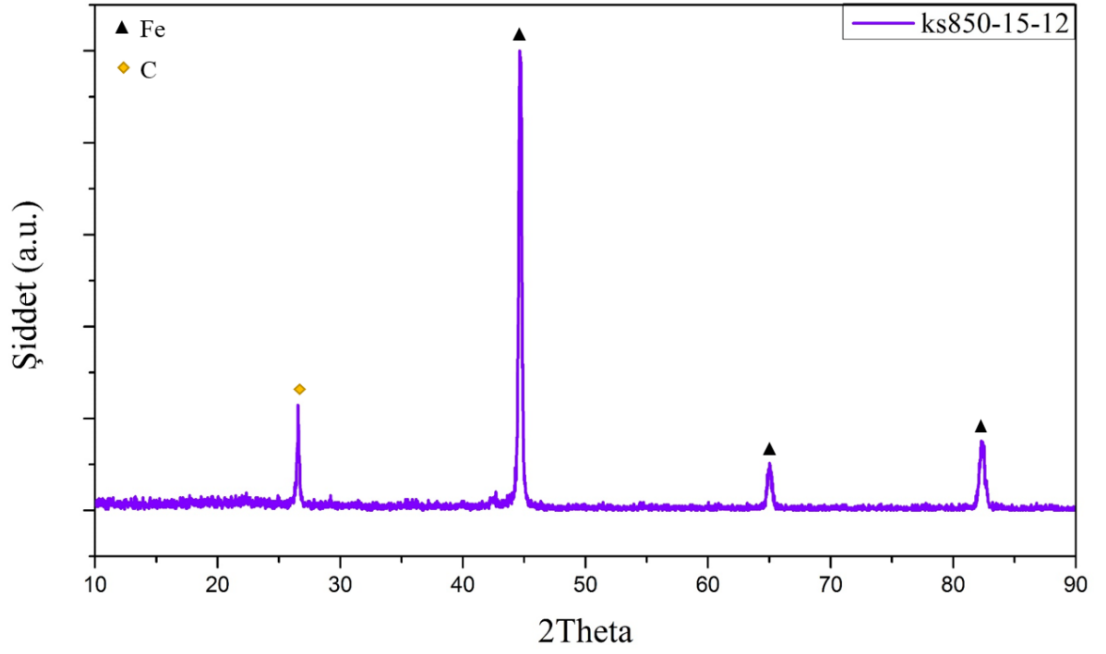
Şekil 6.16 : Ks850-15-6 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü

Optik mikroskop görüntüsü incelendiğinde yapıda herhangi bir intermetalik kaplamaya rastlanmamıştır. Al atomları iç bölgelere yayınarak katı eriyik oluşturmuştur. XRD paterninde Fe piklerindeki kaymaların sebebi içeri yayınan Al atomlarının Fe matrisinde katı eriyik oluşturmasıyla açıklanabilir.

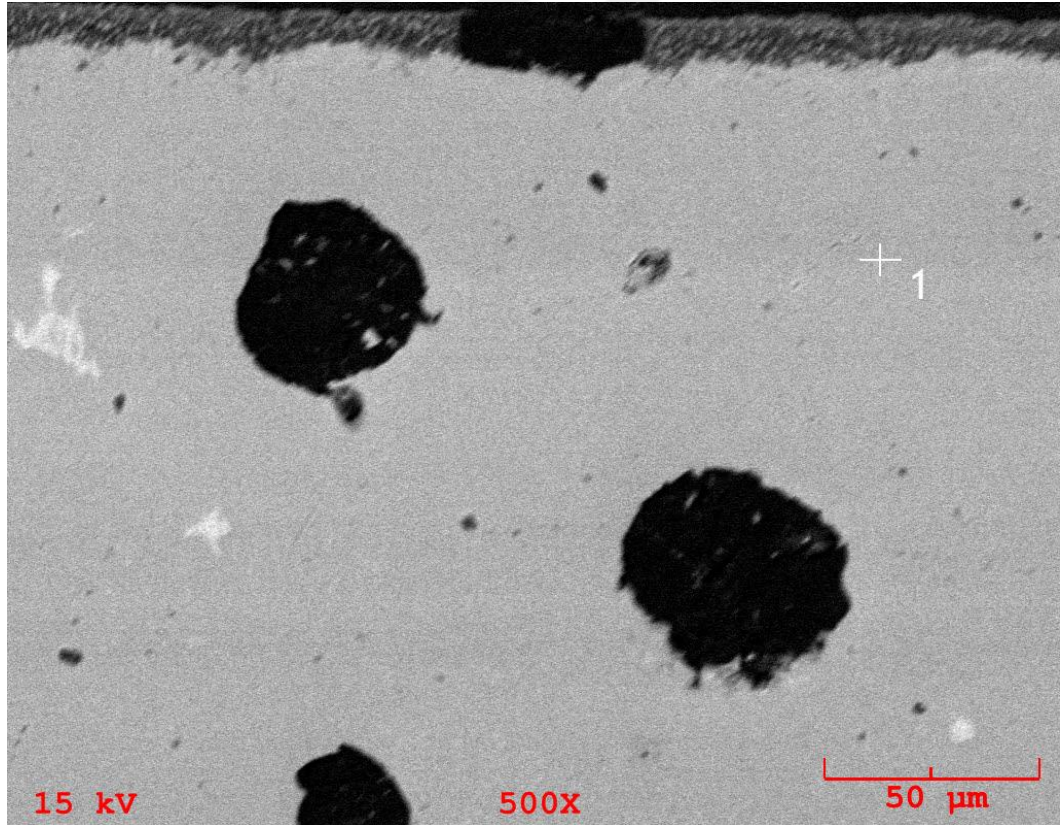
6.2.2 Ks850-15-12 numunesi

Ks850-15-12 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 850 °C’de 12 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.17’de gösterilmektedir.

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen piklerin 06-0696 kart numaralı Fe ve 65-6212 grafit fazına ait olduğu görülmektedir. Alüminizasyon işlemi uygulanmamış yüksek Si-Mo ile aynı piklere sahip olan bu numunede herhangi bir intermetalığe rastlanmamıştır. Ancak Fe piklerinde kayma olduğu gözlenmiştir. Bragg yasasına göre düzlemler arası mesafe (d) arttıkça, $\sin\theta$ değeri azalmaktadır böylece pik pozisyonlarında kaymalar meydana gelmektedir. İçeri yayınan alüminyum yüzeyde intermetalik oluşturmayarak katı eriyik olarak Fe matrisi içerisinde yer almıştır. Yüzeyden altlık malzemeye doğru Al miktarını belirlemek için SEM ve EDS kullanılmıştır. Şekil 6.18’de ks850-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.17 : Ks850-15-12 numunesine ait XRD spektrumu



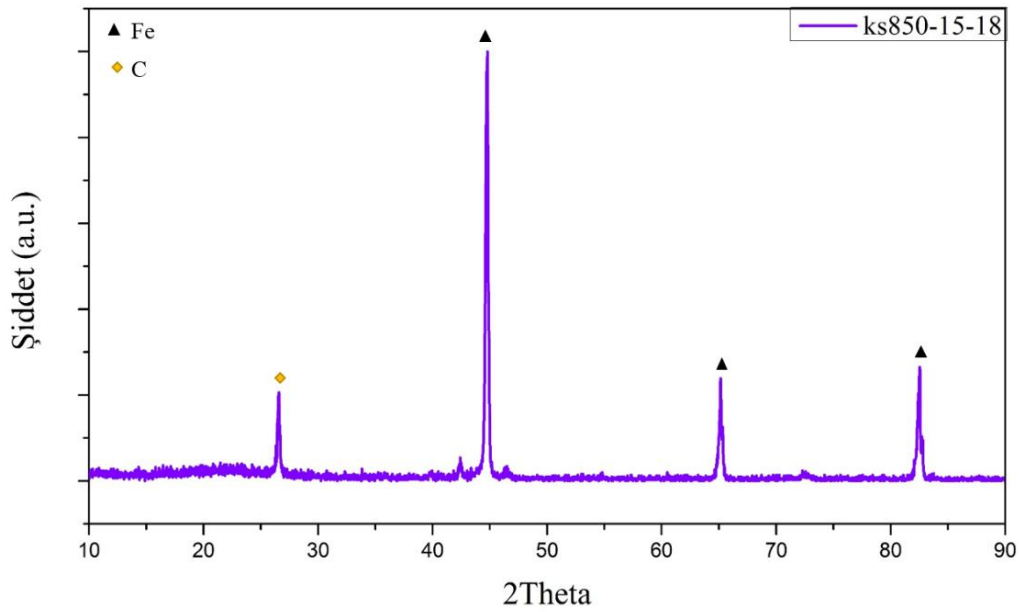
Şekil 6.18 : Ks850-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü

SEM görüntüsü incelendiğinde, yüzeyde Al intermetalığı oluşmadığı görülmüştür. numune yüzeyinden yaklaşık 50 µm uzaklıktaki 1 numara ile gösterilen noktadan

yapılan EDS elementel analizi sonucunda atomik olarak %1.292 Al, %12.349 Si ve %86,359 Fe içerdiği görülmektedir. EDS verilerinden yola çıkarak, Alüminyumun demir matrisi içinde çözünerek katı eriyik oluşturduğu söylenebilir.

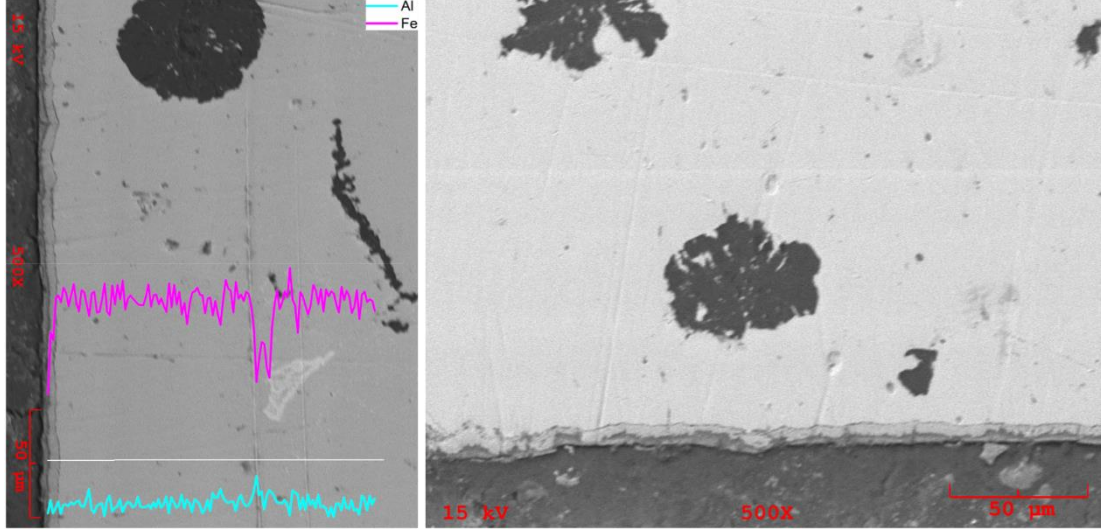
6.2.3 Ks850-15-18 numunesi

Ks850-15-18 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 850 °C’de 18 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.19’da gösterilmektedir.



Şekil 6.19 : Ks850-15-18 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen piklerin 06-0696 kart numaralı Fe ve 65-6212 grafit fazına ait olduğu görülmektedir. Alüminizasyon işlemi uygulanmamış yüksek Si-Mo ile aynı piklere sahip olan bu numunede herhangi bir intermetaliğe rastlanmamıştır. Ancak Fe piklerinde kayma olduğu gözlenmiştir. Yüzeyden altlık malzemeye doğru Al miktarını belirlemek için SEM ve EDS kullanılmıştır. Şekil 6.20’de ks850-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü verilmiştir.



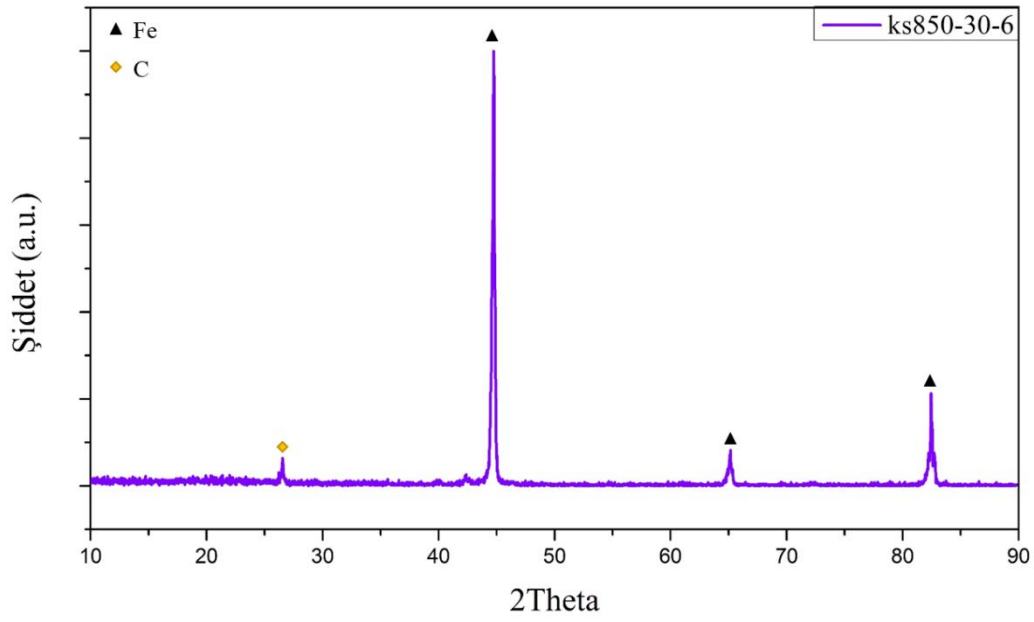
Şekil 6.20 : Ks850-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM görüntüsü incelendiğinde, yüzeyde Al intermetalığı oluşmadığı görülmüştür. Yapılan çizgisel analiz sonucunda, çizgisel analizin başladığı noktada atomik olarak %4,4554 Al, %23.98 Si ve %71.55 Fe içermektedir. Çizgisel analizin bittiği noktada ise atomik olarak %0.9 Al, %14.598 Si ve % 84.491 Fe olduğu görülmüştür. bu sonuçlara bakıldığında yaklaşık 150 µm derinliğe kadar Al yayındığı ve katı eriyik oluşturduğu görülmüştür.

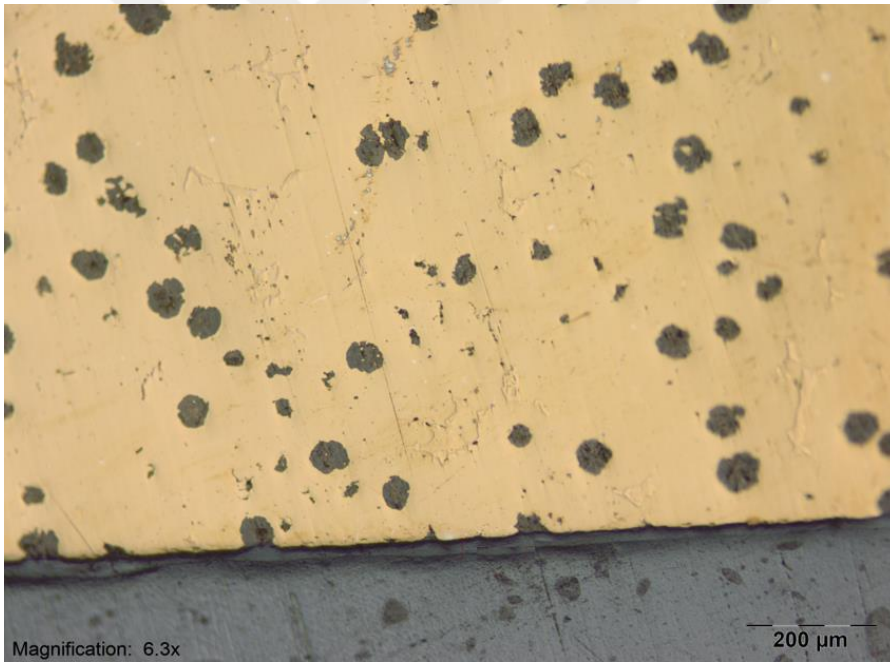
6.2.4 Ks850-30-6 numunesi

Ks850-30-6 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 850 °C’de 6 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.21’de gösterilmektedir.

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen piklerin 06-0696 kart numaralı Fe ve 65-6212 grafit fazına ait olduğu görülmektedir. Alüminizasyon işlemi uygulanmamış yüksek Si-Mo ile aynı piklere sahip olan bu numunede herhangi bir intermetalığe rastlanmamıştır. Ancak Fe piklerinde kayma olduğu gözlenmiştir. Şekil 6.22’de ks850-30-6 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.21 : Ks850-30-6 numunesine ait XRD spektrumu

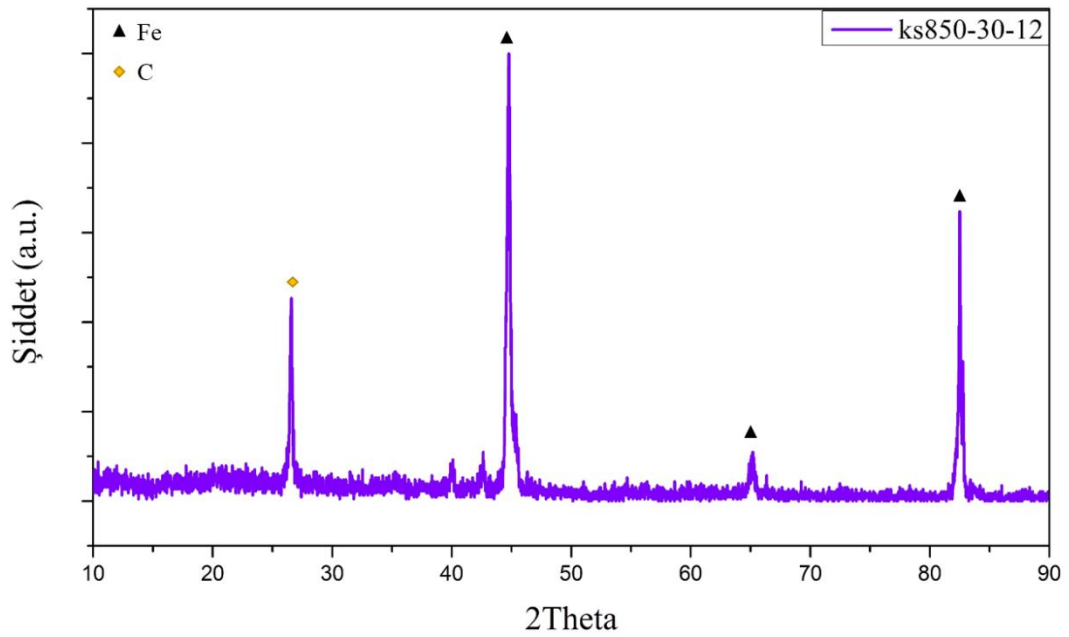


Şekil 6.22 : Ks850-30-6 numunesine ait optik mikroskop görüntüsü

Optik mikroskop görüntüsü incelendiğinde yapıda herhangi bir intermetalik kaplamaya rastlanmamıştır. Al atomları iç bölgelere yayınarak katı eriyik oluşturmuştur. XRD paterninde Fe piklerindeki kaymaların sebebi içeri yayınan Al atomlarının Fe matrisinde katı eriyik oluşturmasıyla açıklanabilir.

6.2.5 Ks850-30-12 numunesi

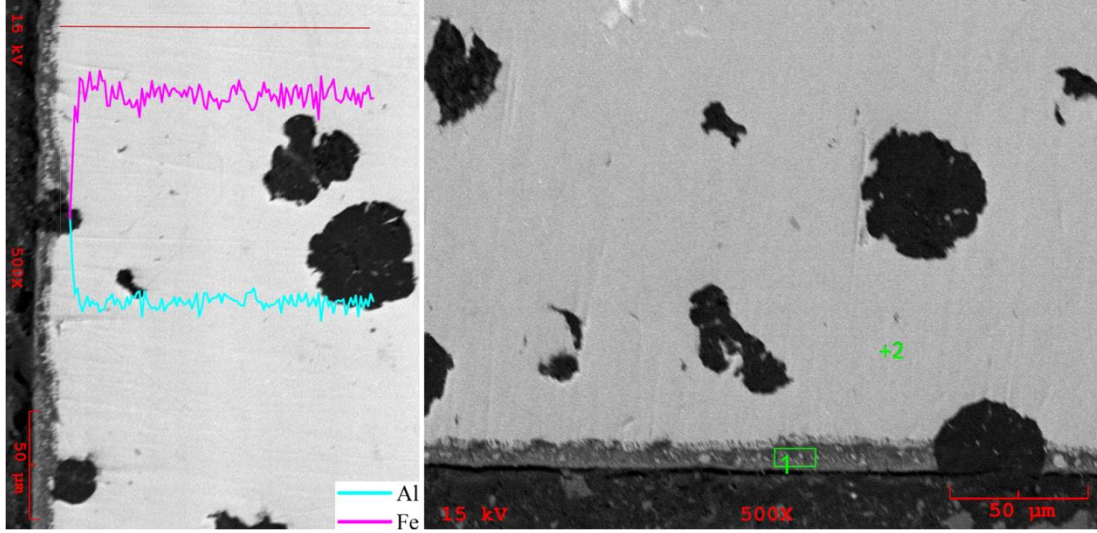
Ks850-30-12 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 850 °C’de 12 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.23’de gösterilmektedir.



Şekil 6.23 : Ks850-30-12 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen piklerin 06-0696 kart numaralı Fe ve 65-6212 grafit fazına ait olduğu görülmektedir. Alüminizasyon işlemi uygulanmamış yüksek Si-Mo ile aynı piklere sahip olan bu numunede herhangi bir intermetaliğe rastlanmamıştır. Ancak Fe piklerinde kayma olduğu gözlenmiştir. Yüzeyden altlık malzemeye doğru Al miktarını belirlemek için SEM ve EDS kullanılmıştır. Şekil 6.24’de ks850-30-12 numunesine ait SEM görüntüsü verilmiştir.

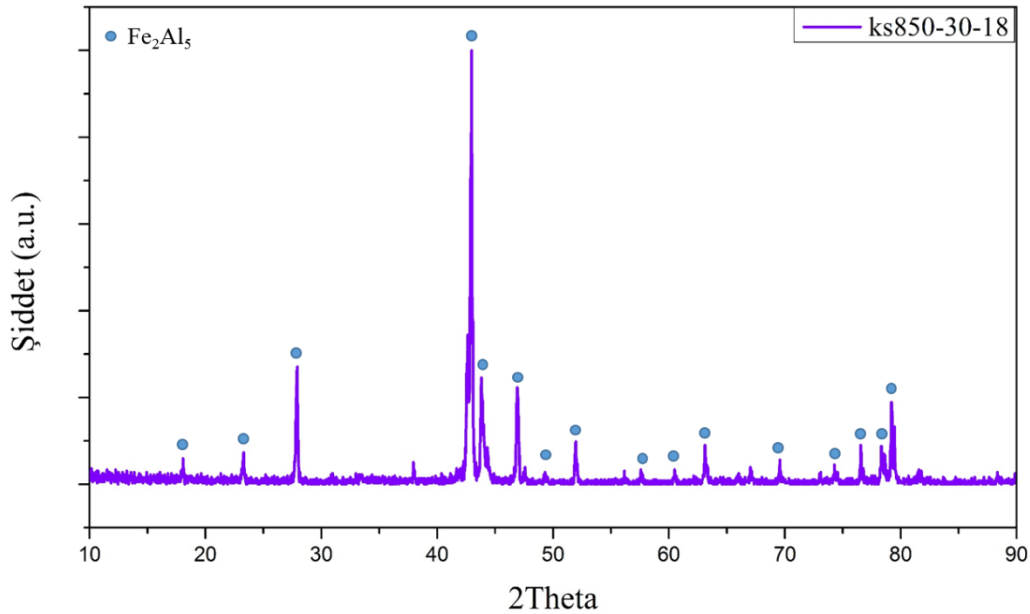
SEM görüntüsü incelendiğinde, yüzeyde Al intermetaliği oluşmadığı görülmüştür. 1 numara ile gösterilen koyu gri renkli bölgeden alınan EDS verisine göre atomik olarak %30.982 Al, %35.406 Si ve %33.612 Fe gözlenmiştir. Numune yüzeyden yaklaşık 50 µm uzaklığındaki 2 numara ile belirtilen noktadan alınan EDS verisine göre atomik olarak %1.2 Al, %12.65 Si ve %86.171 Fe içerdiği görülmüştür. Bu verilerden yola çıkılarak, Alüminyumun altlık malzemenin içlerine yayınarak katı eriyik oluşturduğu söylenebilir



Şekil 6.24 : Ks850-30-12 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

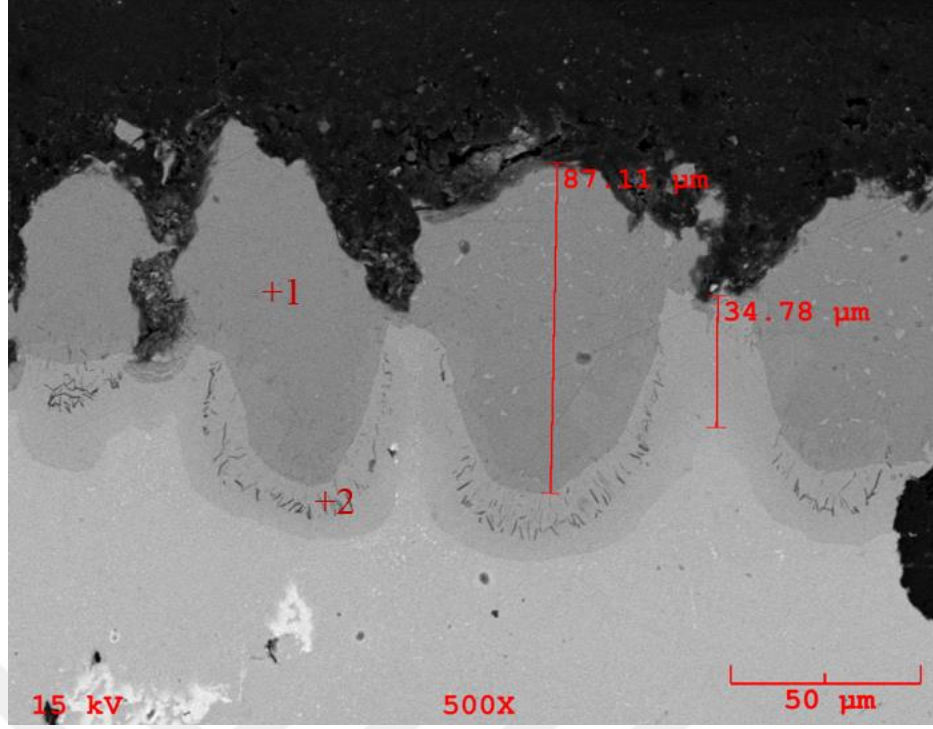
6.2.6 Ks850-30-18 numunesi

Ks850-30-18 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 850 °C'de 18 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.25'de gösterilmektedir.



Şekil 6.25 : Ks850-30-18 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.26'da ks850-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü gösterilmektedir.

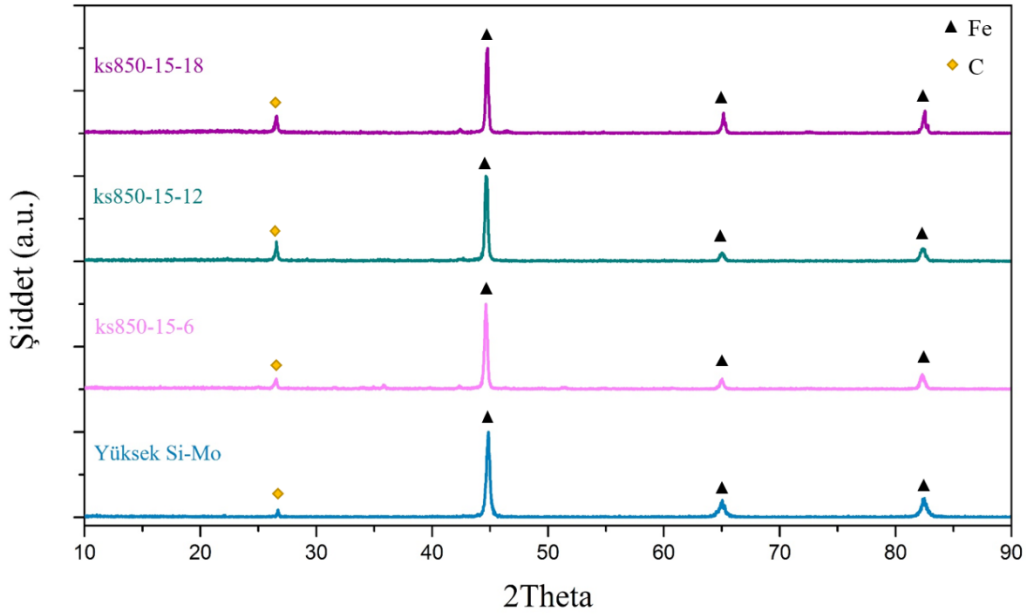


Şekil 6.26 : Ks850-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü.

SEM analizleri incelendiğinde yüzeyden 87.11 μm kalınlığa ulaşabilen girintili-çıkıntılı (tongue like) yapıya sahip Fe_2Al_5 intermetalığının olduğu gözlemlenmektedir. Bu tabakadan alınan 1 numara ile belirtilen noktada atomik olarak %73.25 Al ve %26.75 Fe olduğu görülmektedir. Fe_2Al_5 'in yanı sıra 34.78 μm kalınlığa kadar ulaşabilen geçiş bölgesi olduğu görülmektedir. Geçiş bölgesinde 2 numara ile belirtilen noktadan yapılan EDS analizi sonucunda atomik olarak %42.891 Al ve %43.126 Fe olduğu görülmektedir. EDS analizinden yola çıkarak geçiş bölgesinde FeAl intermetalığı olduğu söylenebilir.

6.2.7 850 °C'de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin sonuçlarının incelenmesi

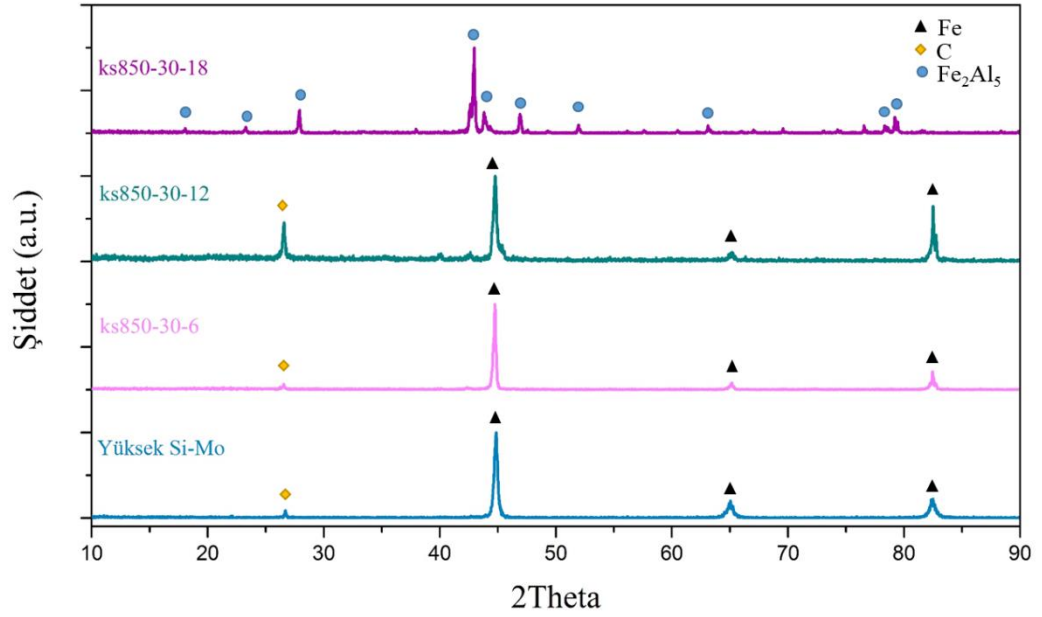
850 °C'de kutu alüminizasyonu uygulanan 6 numuneden 3'ü ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşimin içine gömülmüş ve 6, 12, 18 saat sürelerde fırında bekletilmiştir. %15 saf Al içeren toz bileşimi ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin ve herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo'nun XRD paternleri şekil 6.27'de toplu olarak verilmiştir.



Şekil 6.27 : 850 °C’de %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri

XRD paternleri incelendiğinde, herhangi bir Fe-Al intermetalığının oluşmadığı görülmektedir. XRD paternleri verilen numunelerin hepsinde Fe ve C pikleri görülmektedir. Ancak referans olan yüksek Si-Mo ile karşılaştırıldığında piklerin sola kaymış olduğu görülmektedir. Daha önce belirtildiği üzere, Bragg yasasına göre düzlemler arası mesafe (d) mesafesi arttıkça, $\sin\theta$ değeri azalmaktadır. Fe matrisi içinde içinde çözünen Al atomları, atom çapı olarak demirden daha küçük oldukları için düzlemler arası mesafeyi arttırmaktadır. Bu sebepten Fe pikleri sola doğru kaymaktadır. Bu verilerden yola çıkarak bütün numunelerde, Alüminyumun demirle katı eriyik oluşturduğu söylenebilir.

850 °C ‘de kutu alüminizasyonu uygulanan diğer 3 numune ise, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşimin içerisine gömülerek 6, 12 ve 18 saat fırında tutulmuştur. %30 saf Al içeren toz bileşimi ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin ve herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun XRD paternleri şekil 6.28’de toplu olarak verilmiştir.



Şekil 6.28 : 850 °C’de %30 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri

XRD paternleri incelendiğinde, 6 ve 12 saat 850 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerde herhangi bir intermetalik tabaka olmadığı, ancak katı eriyik oluşturarak demir piklerini sola doğru kaydırdığı görülmektedir. Ancak 18 saat kutu alüminizasyonu uygulanan numunenin yüzeyinde Fe_2Al_5 intermetalini oluşturduğu görülmektedir. Bu verilerden yola çıkarak 18 saatlik numunenin yüzeyinde Al birikmesi ve biriken Al’nin demirce fakir bölgedeki Fe_2Al_5 intermetalini oluşturduğu söylenebilir.

Ağırlıkça %15 ve %30 saf Al içeren toz bileşimiyle üretilen numuneler birbiriyle karşılaştırıldığında, %30 saf Al içeren toz bileşimiyle üretilen numunelerin yaptıkları katı eriyiğin alüminyumca daha zengin olduğu görülmektedir. Artan süre ve Al miktarının altlık malzeme içerisine Al yayılımını arttırdığı görülmüştür.

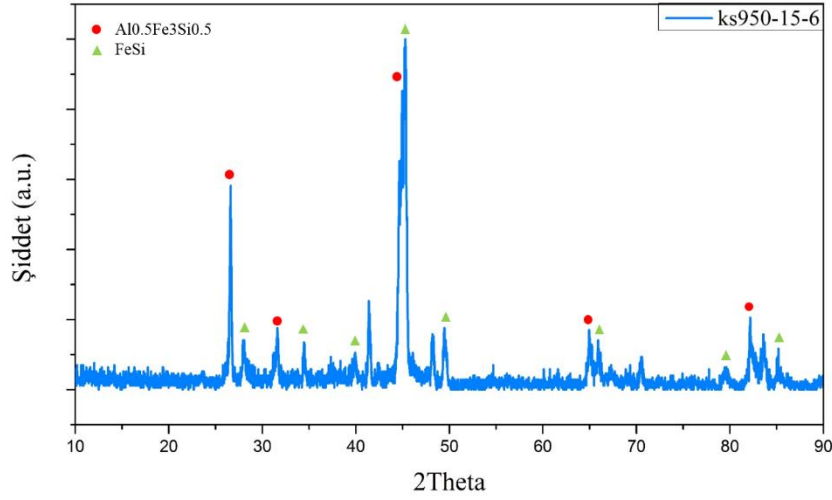
6.3 950 °C’de Kutu Alüminizasyonu Uygulanan Numuneler

Bu bölümde, farklı süre ve kutu toz bileşiminde 950 °C sıcaklığında kutu alüminizasyonu uygulanan numuneler incelenecektir.

6.3.1 Ks950-15-6 numunesi

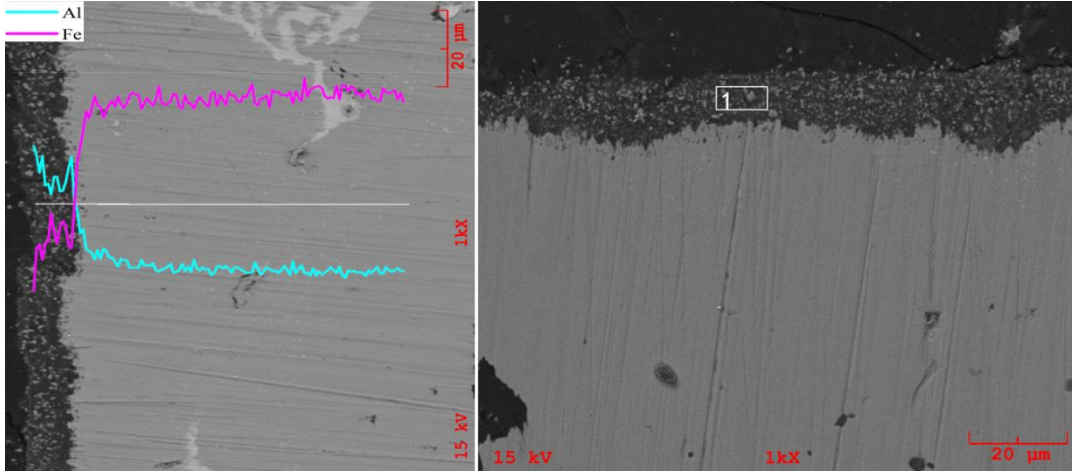
Ks950-15-6 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 950 °C’de 6 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk

hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.29’da gösterilmektedir.



Şekil 6.29 : Ks950-15-6 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde 2 ayrı faz pikleri tespit edilmiştir. Bu fazların 45-1205 kart numaralı $\text{Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$ ve 38-1397 kart numaralı FeSi olduğu görülmüştür. Oluşan yapıyı daha iyi anlamak ve yorumlayabilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.30’da ks950-15-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analiz gösterilmektedir.



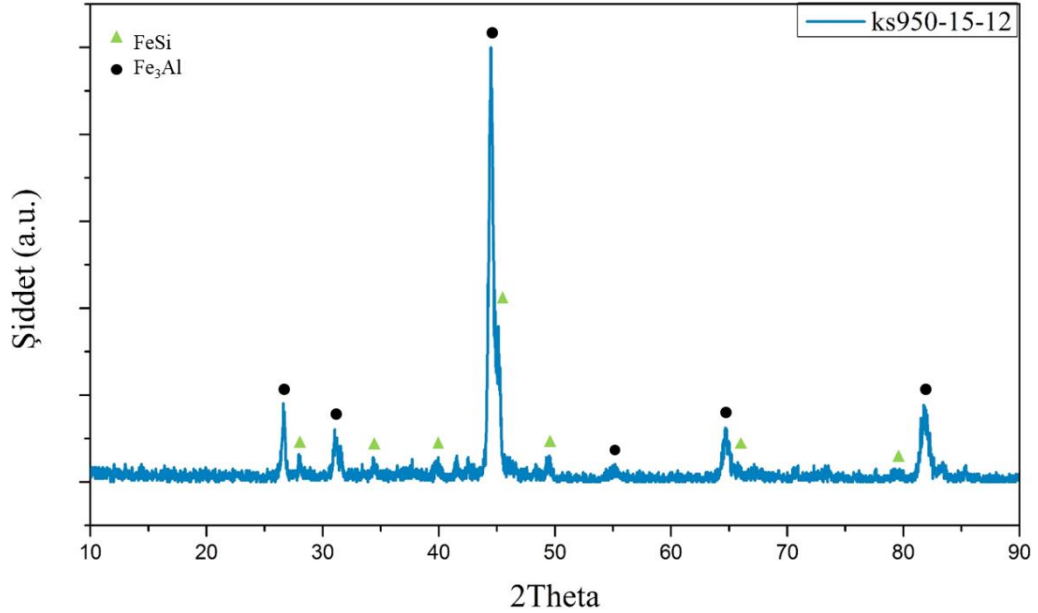
Şekil 6.30 : Ks950-15-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM analizleri incelendiğinde yüzeyden 15 µm kalınlığa ulaşan bir katman görülmektedir. Bu katman üzerindeki 1 numaralı bölgeden yapılan bölgesel EDS analizi sonucunda atomik olarak %42.424 Al, %29.713 Si ve %27.864 Fe görülmüştür. Bu tabakanın 2 farklı fazdan oluştuğu görülmektedir. Bu fazların XRD’de belirtilen

fazlara ait olduğu düşünülmektedir. Çizgisel analiz dikkatlice incelendiğinde geçiş bölgesinde Al miktarının azaldığı ve Fe miktarının arttığı görülmektedir. XRD analizleri göz önünde bulundurulduğunda, geçiş bölgesinde artan Fe'nin Al ile demirce zengin bölgede bulunan intermetaliği olan Fe_3Al 'nin yapısının içinde Al yerine Si atomlarının geçtiği ve $\text{Fe}_3\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ oluşturduğu gözlemlenmiştir. Koyu gri tabakanın ise FeSi olduğu düşünülmektedir.

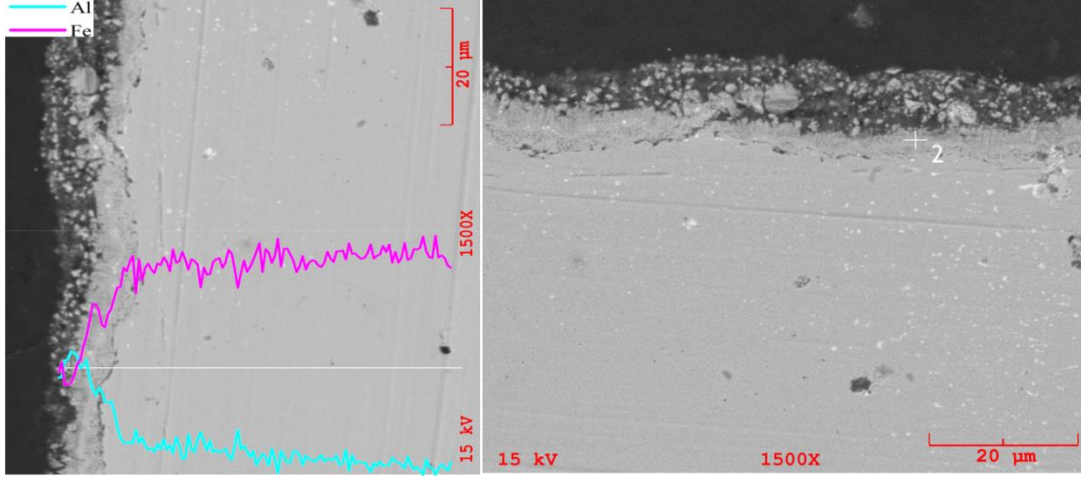
6.3.2 Ks950-15-12 numunesi

Ks950-15-12 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 950 °C'de 12 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.31'de gösterilmektedir.



Şekil 6.31 : Ks950-15-12 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde 2 ayrı faz pikleri tespit edilmiştir. Bu fazların 50-0955 kart numaralı Fe_3Al ve 38-1397 kart numaralı FeSi olduğu görülmüştür. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.32'de ks950-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analiz gösterilmektedir.



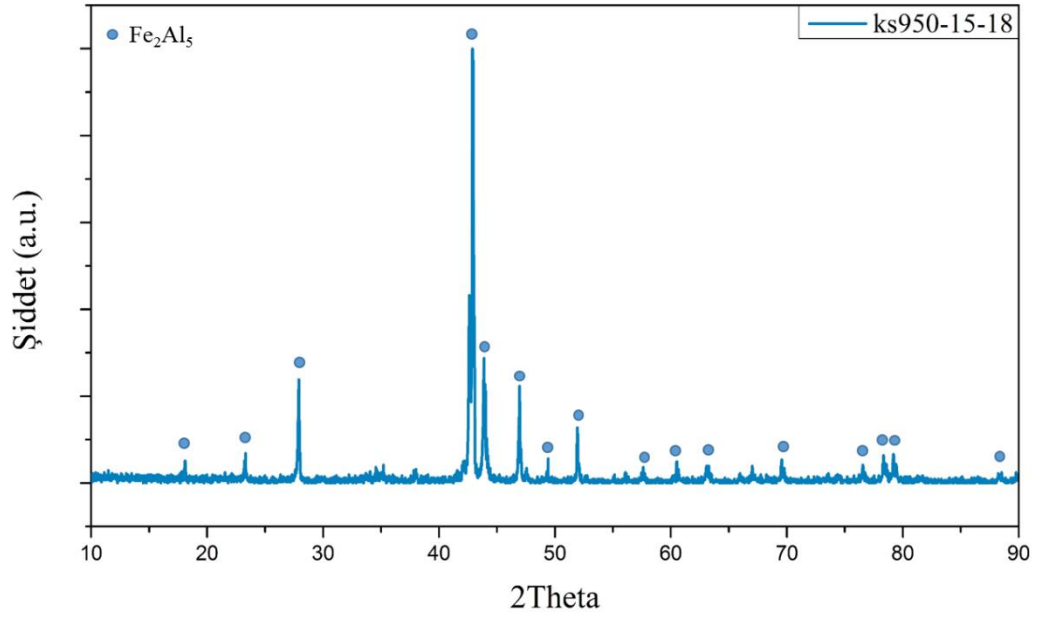
Şekil 6.32 : Ks950-15-12 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM analizleri incelendiğinde yüzeyden 10 µm kalınlığa ulaşan bir katman görülmektedir. Bu katman üzerinden yapılan bölgesel EDS analizi sonucunda atomik olarak %43.995 Al, %21.859 Si ve %34,145 Fe görülmüştür. Bu tabakanın 2 farklı fazdan oluştuğu görülmektedir. Bu fazların XRD’de belirtilen fazlara ait olduğu düşünülmektedir. Bu katman üzerinde 2 numara ile işaretlenen bölgeden alınan EDS sonucunda atomik olarak %46.249 Al, %2.53 Si ve %51.228 Fe görülmüştür. Çizgisel analiz dikkatlice incelendiğinde geçiş bölgesinde Al miktarının azaldığı ve Fe miktarının arttığı görülmektedir. XRD analizleri göz önünde bulundurulduğunda, Geçiş bölgesinde artan Fe’nin Al ile demirce zengin bölgede bulunan Fe_3Al intermetalliğini oluşturduğu görülmektedir.

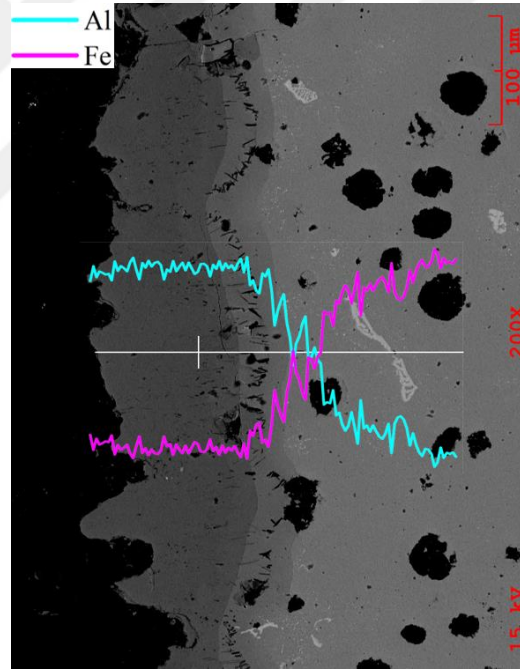
6.3.3 Ks950-15-18 numunesi

Ks950-15-18 numunesi, ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 950 °C’de 18 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.33’de gösterilmektedir.

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.34’de ks950-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analiz gösterilmektedir.



Şekil 6.33 : Ks950-15-18 numunesine ait XRD spektrumu



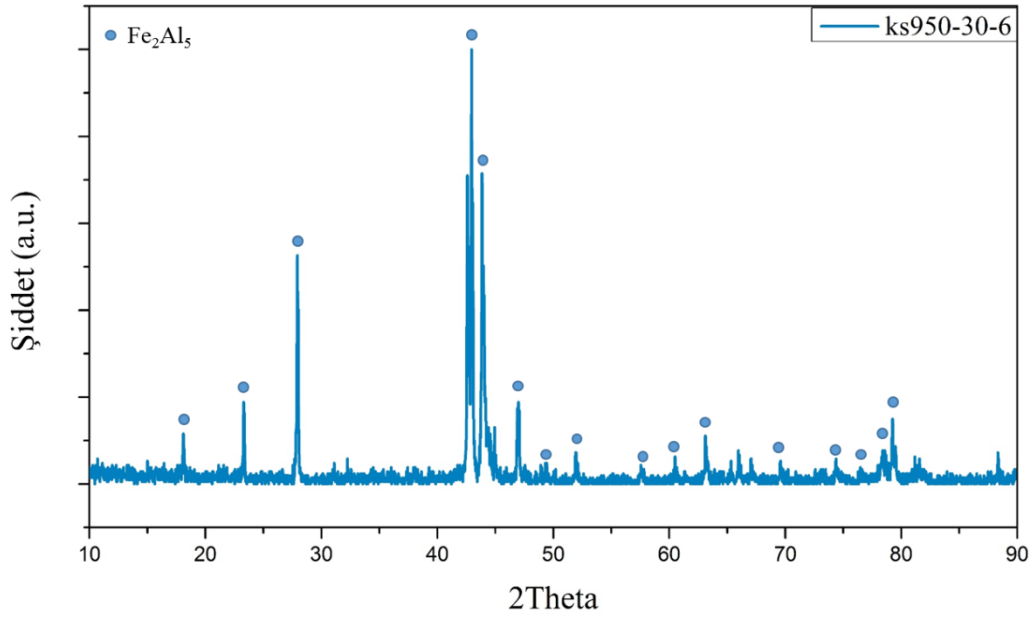
Şekil 6.34 : Ks950-15-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM analizleri incelendiğinde yüzeyden 100 µm derinliğe ulaşan ve atomik olarak %73.73 Al ve %26.26 Fe içeren ve XRD paterninde gözlemlenen Fe_2Al_5 intermetalığının olduğu gözlemlenmiştir. Alüminyumca zengin bu bölgeden sonra çizgisel analizde de görüldüğü üzere Fe miktarında artış ve Al miktarında azalışın olduğu yaklaşık 40 µm kalınlığında geçiş bölgesi görülmüştür. Bu bölgede yapılan elemental analizde atomik olarak %30.304 Al ve %69.696 Fe görülmüştür. Elemental

analizden yola çıkarak faz diyagramına bakıldığında bu bölgenin demirce zengin Fe_3Al olduğu düşünülmektedir.

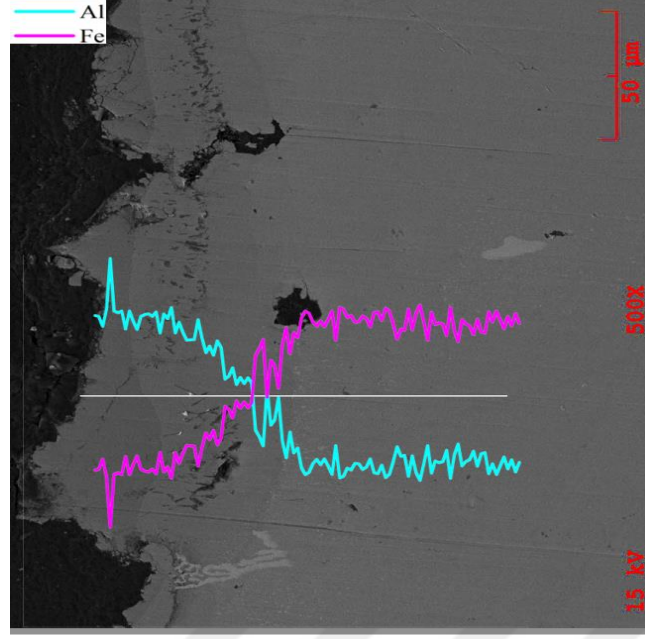
6.3.4 Ks950-30-6 numunesi

Ks950-30-6 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 950 °C’de 6 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.35’de gösterilmektedir.



Şekil 6.35 : Ks950-30-6 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.36’da ks950-30-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analiz gösterilmektedir.



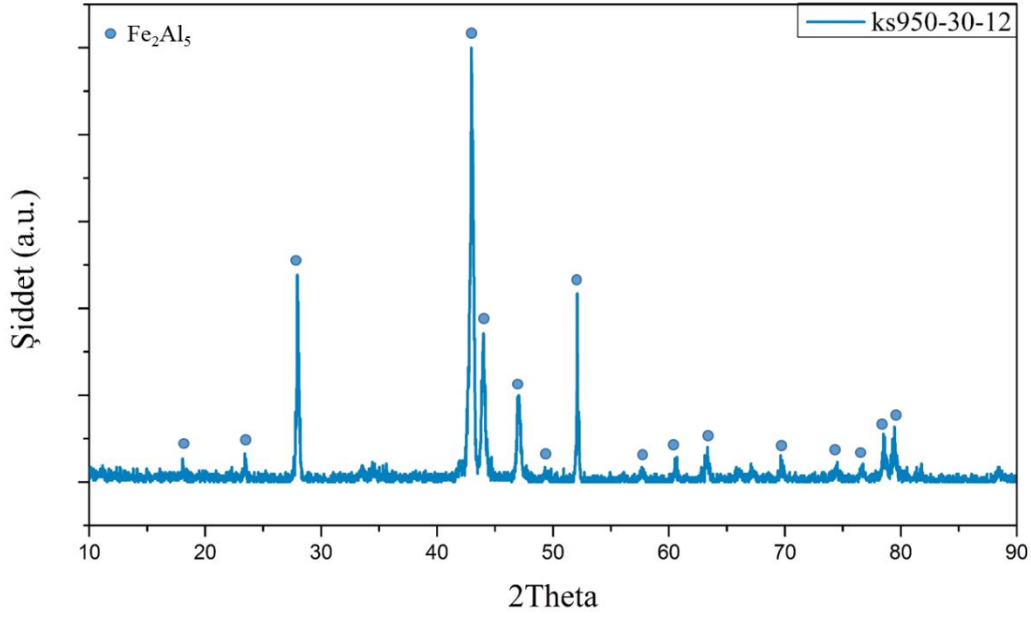
Şekil 6.36 : Ks950-30-6 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM analizleri incelendiğinde yüzeye oluşan ilk katmanın atomik olarak %74.862 Al ve %25.138 Fe içeren ve XRD paterninde gözlemlenen Fe_2Al_5 intermetalığının oluştuğu gözlemlenmiştir. Alüminyumca zengin bu bölgeden sonra çizgisel analizde de görüldüğü üzere Fe miktarında artış ve Al miktarında azalışın olduğu yaklaşık 45 μm kalınlığında geçiş bölgesi görülmüştür. Bu bölgede yapılan elemental analizde atomik olarak %35.32 Al ve %64.67 Fe görülmüştür. Elemental analizden yola çıkarak faz diyagramına bakıldığında bu bölgenin demirce zengin Fe_3Al olduğu düşünülmektedir.

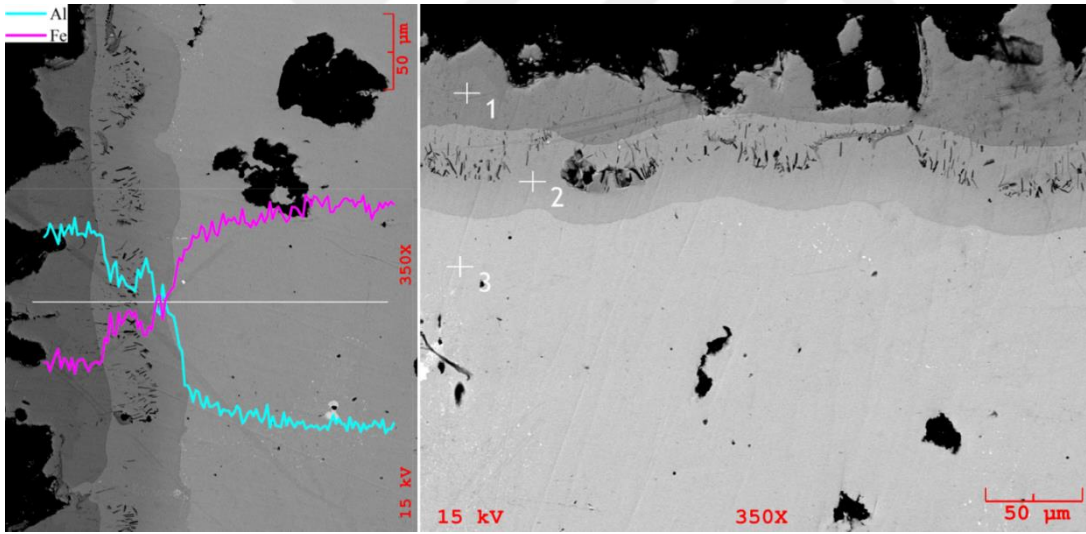
6.3.5 Ks950-30-12 numunesi

Ks950-30-12 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 950 °C’de 12 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.37’de gösterilmektedir.

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 47-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.38’de ks950-30-12 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analiz gösterilmektedir



Şekil 6.37 : Ks950-30-12 numunesine ait XRD spektrumu



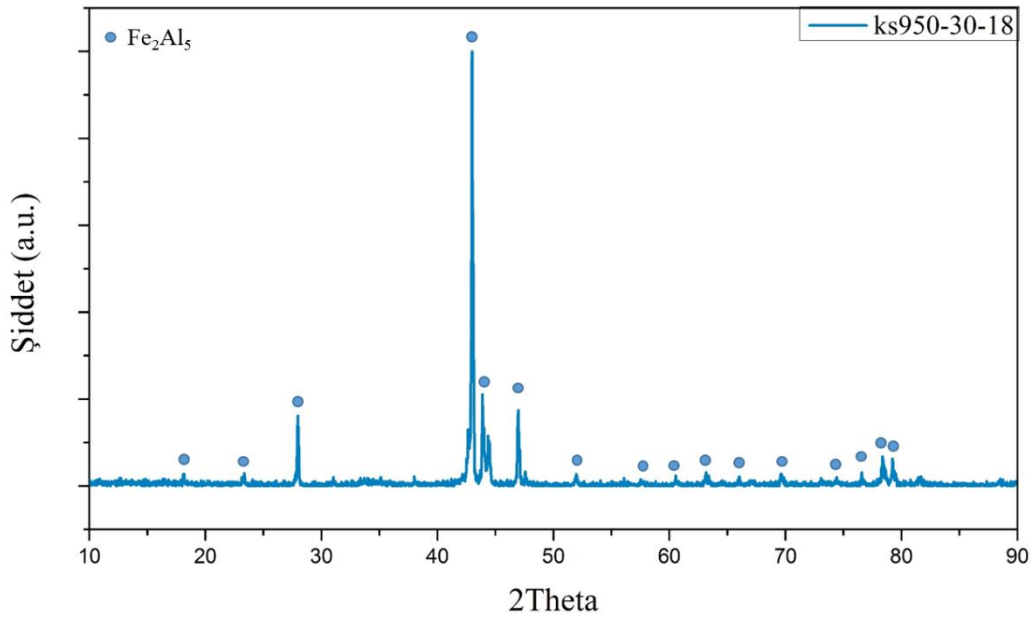
Şekil 6.38 : Ks950-30-12 numunesi ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM analizleri incelendiğinde, yüzeye oluşan ilk katmanın üzerindeki 1 numaralı noktadan alınan EDS analizinde atomik olarak %71.61 Al ve %28.383 Fe içeren ve XRD paterninde gözlemlenen Fe_2Al_5 intermetalığının olduğu gözlemlenmiştir. Alüminyumca zengin bu bölgeden sonra çizgisel analizde de görüldüğü üzere Fe miktarında artış ve Al miktarında azalışın olduğu yaklaşık 45 μm kalınlığında geçiş bölgesi görülmüştür. Bu bölgede, 2 numara ile gösterilen noktadan yapılan elemental analizde atomik olarak %45.121 Al ve %49.131 Fe görülmüştür. Aynı zamanda numunenin iç bölgelerinde Al miktarı incelemek adına 3 numaralı noktadan EDS

analize yapılmıştır. Yapılan analizde atomik olarak %9,079 Al, %12,101 Si ve %78,821 Fe görülmüştür. Elemental analizlerden yola çıkarak faz diyagramına bakıldığında ilk katmanın Fe_2Al_5 , 2. Katmanın Fe_3Al olduğu ve iç kısımlarda Alüminyum'un Fe içinde çözünerek katı eriyik oluşturduğu söylenebilir.

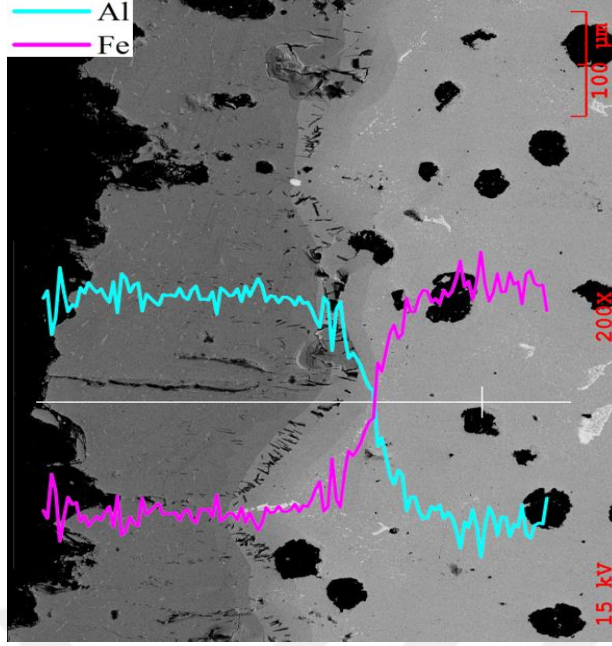
6.3.6 Ks950-30-18 numunesi

Ks950-30-18 numunesi, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşiminin içersine gömülerek tüp fırında 950 °C'de 18 saat tutulmuştur. Isıtma hızı 5°C/dk seçilmiştir ve 100 ml/dk hızla argon verilerek koruyucu atmosfer sağlanmıştır. Numunenin 10-90° arası XRD spektrumu şekil 6.39'da gösterilmektedir.



Şekil 6.39 : Ks950-30-18 numunesine ait XRD spektrumu

XRD analizi incelendiğinde, difraksiyon paterninde görülen bütün piklerin 00-047-1433 kart numaralı Fe_2Al_5 fazına ait olduğu görülmektedir. Elemental analiz ve oluşan kaplama yapısını görebilmek için SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.39'de ks950-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analiz gösterilmektedir.

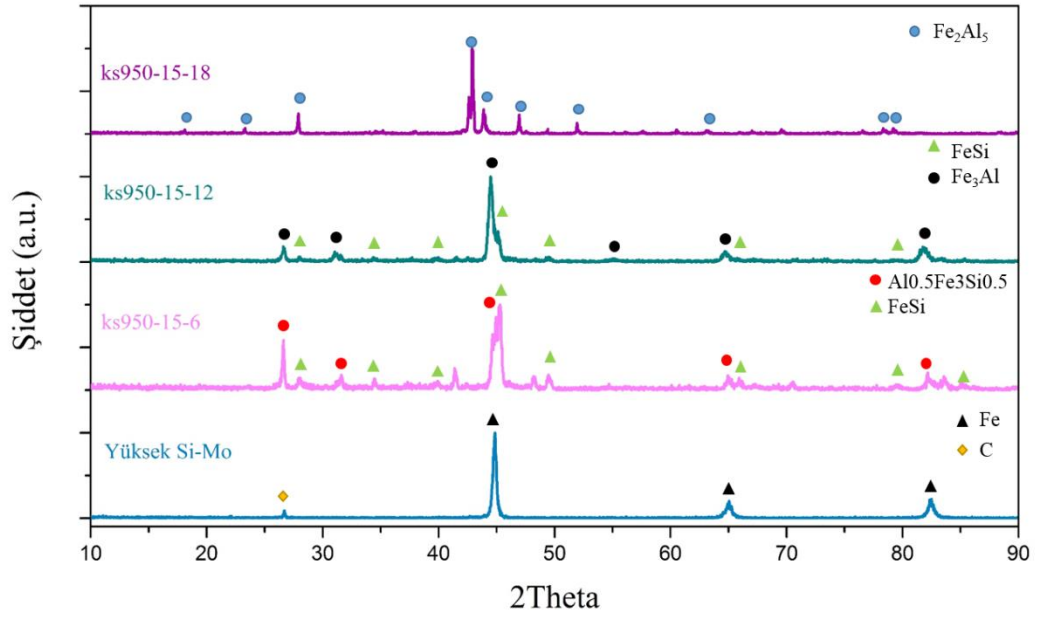


Şekil 6.40 : Ks950-30-18 numunesine ait SEM görüntüsü ve çizgisel analizi

SEM analizleri incelendiğinde yüzeye oluşan ilk katmanın atomik olarak %71.331 Al ve %28.669 Fe içeren ve XRD paterninde gözlemlenen Fe_2Al_5 intermetalığının olduğu gözlemlenmiştir. Alüminyumca zengin bu bölgeden sonra çizgisel analizde de görüldüğü üzere Fe miktarında artış ve Al miktarında azalışın olduğu yaklaşık 50 μm kalınlığında geçiş bölgesi görülmüştür. Bu bölgede yapılan elemental analizde atomik olarak %39.064 Al ve %60.936 Fe görülmüştür. Elemental analizden yola çıkarak faz diyagramına bakıldığında bu bölgenin demirce zengin Fe_3Al olduğu düşünülmektedir. Aynı zamanda çizgisel analizin bittiği noktada atomik olarak % 8.911 Al gözlemlenmiştir. Bu veri doğrultusunda iç kısımlara yayılan Alüminyumun intermetalik yapmadan Fe içinde katı eriyik olarak bulunduğu söylenebilir.

6.3.7 950 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin sonuçlarının incelenmesi

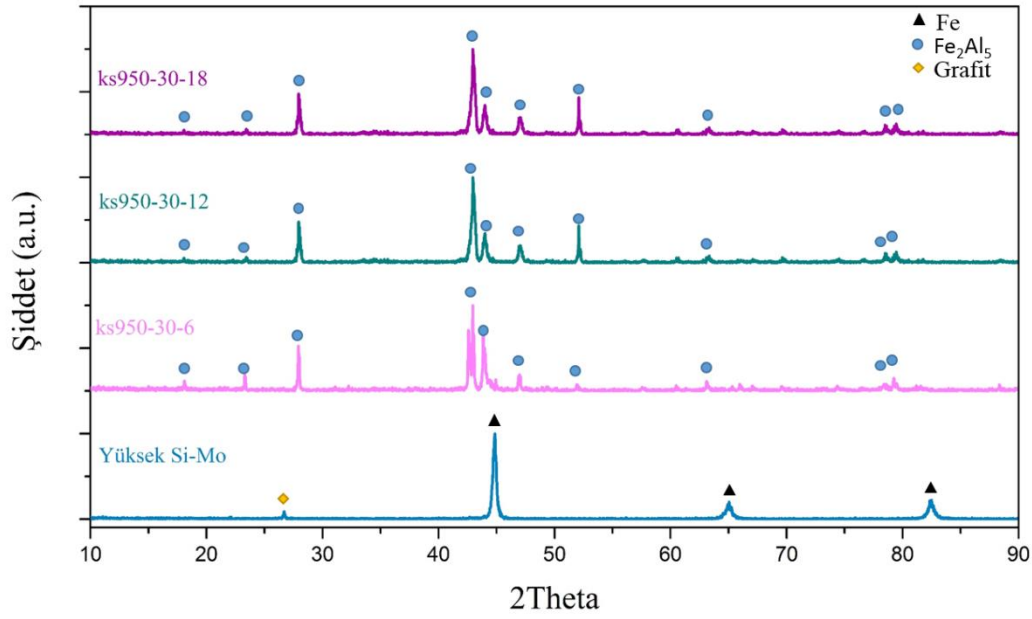
950 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan 6 numunedan 3’ü ağırlıkça %15 saf Al içeren toz bileşimin içine gömülmüş ve 6, 12, 18 saat sürelerde fırında bekletilmiştir. %15 saf Al içeren toz bileşimi ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin ve herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun XRD paternleri şekil 6.41’de toplu olarak verilmiştir.



Şekil 6.41 : 950 °C’de %15 saf Al içeren bileşimde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri

XRD paternleri incelendiğinde, %15 Al içeren toz bileşiminde 6 ve 12 saat kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin 2 faz içerdikleri görülmüştür. 6 saatlik numunede FeSi ve $\text{Fe}_3\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ oluşmuştur. Fe_3Al oluşması için gerekli süre olmadığı bu yüzden Al yerine Si yapıda çözünmüştür. 12 saatlik numunede ise, $\text{Fe}_3\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ yapısının Fe_3Al yapısına döndüğü görülmüştür. Yeterli süre sağlandığı takdirde yapıda Fe-Al intermetaliklerinin olduğu görülmüştür. Ancak 12 saatlik deneyde de FeSi yapısı gözlenmiş, 6 saatlik numuneye kıyasla pik şiddetlerinin azalmış olduğu görülmektedir. 18 saatlik deneyde ise yapının tamamen Fe_2Al_5 intermetalığı oluşturduğu gözlenmiştir. Sem görüntülerine bakıldığında oluşan intermetalik tabakanın altında demirce zengin intermetaliklerin ve geçiş bölgesinin olduğu görülmüştür.

950 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan diğer 3 numune ise, ağırlıkça %30 saf Al içeren toz bileşimin içerisine gömülerek 6, 12 ve 18 saat fırında tutulmuştur. %30 saf Al içeren toz bileşimi ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin ve herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun XRD paternleri şekil 6.42’de toplu olarak verilmiştir.



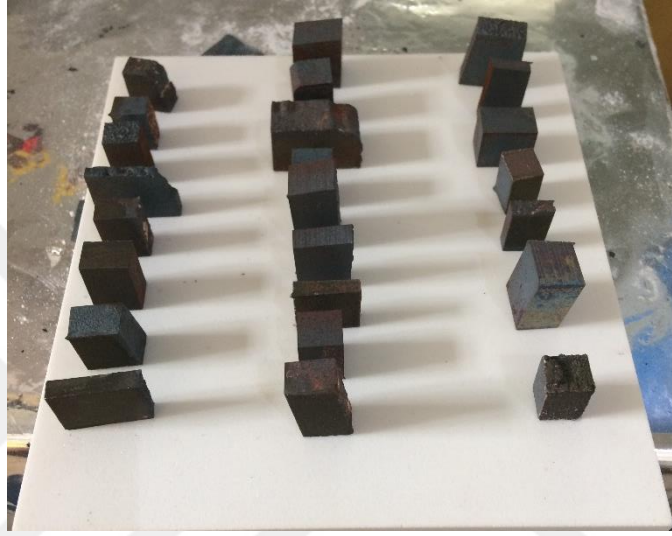
Şekil 6.42 : 950 °C’de %30 saf Al içeren bileşimde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin XRD paternleri

XRD paternleri incelendiğinde, 950 °C’de %30 saf Al içeren bileşimde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin tümün Fe_2Al_5 intermetalliğini oluşturduğu görülmektedir. Sem görüntülerinden yola çıkarak, en yüksek intermetalik kalınlıklara 18 saatlik deneyde ulaşıldığı görülmüştür. Süre miktarı arttıkça Fe_2Al_5 intermetalik katman kalınlıklarının arttığı gözlenmiştir. Benzer şekilde sürenin artması geçiş bölgesini de arttırmıştır. Ayrıca intermetalik bölgenin alt kısımlarında da yapıda Al görülmüştür. Bu bilgiden yola çıkarak, sürenin artmasıyla katı eriyik bölgesinin oluştuğu söylenebilir.

Ağırlıkça %15 ve %30 saf Al içeren toz bileşimiyle üretilen numuneler birbiriyle karşılaştırıldığında, %30 saf Al içeren toz bileşimiyle üretilen numunelerin tümünde Fe_2Al_5 gözlenirken, %15 saf Al içeren toz bileşimiyle üretilen numunelerden 6 ve 12 saatlik işlem görenlerde Fe_3Al ve FeSi gözlenmiştir. Kutu bileşiminde Al miktarının düşük olması yayınan Al miktarını değiştirdiğinden kısa sürelerde Alüminyumca zengin intermetalikleri oluşturmamıştır. %15 Al içeren ve 18 saat kutu alüminizasyonu uygulanan numunede ise Fe_2Al_5 görülmüştür ancak pik şiddeti intermetalik kalınlıkları %30 Al içeren 18 saatlik numuneye göre daha düşüktür.

6.4 Oksidasyon Deneyleri

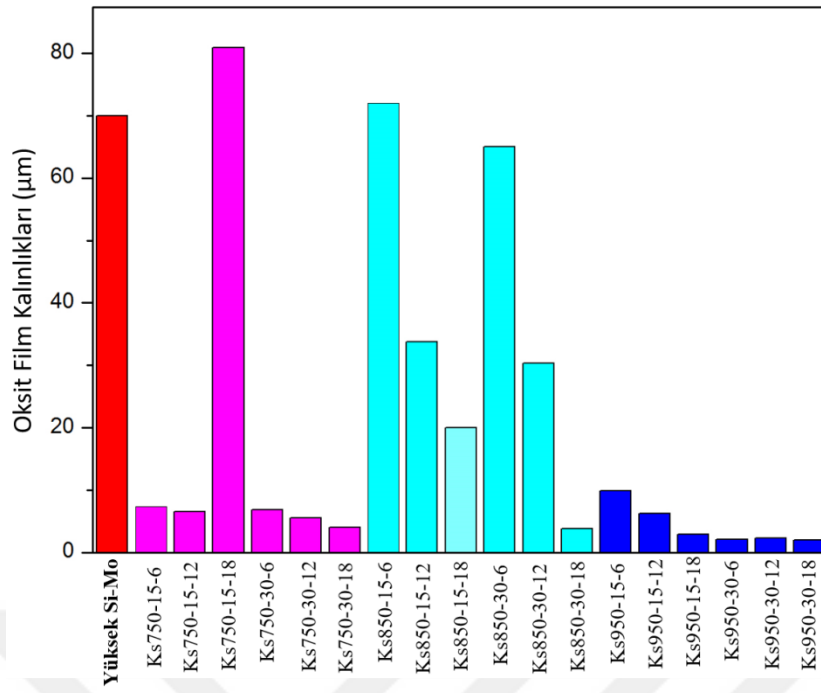
Kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerin her biri 3 parçaya bölünmüştür. Bölünen parçalardan biri karakterizasyon için ayrılırken, diğer 2 parça oksidasyon testine ayrılmıştır. Oksidasyon testi 2 farklı sıcaklık ve sabit sürede numunelere uygulanmıştır. Oksidasyon sıcaklıkları olarak 750 ve 850 °C sıcaklıkları ve 24 saat sabit süre belirlenmiştir. 750 °C’de 24 saat oksidasyona maruz bırakılan numuneler şekil 6.43’de gösterilmektedir.



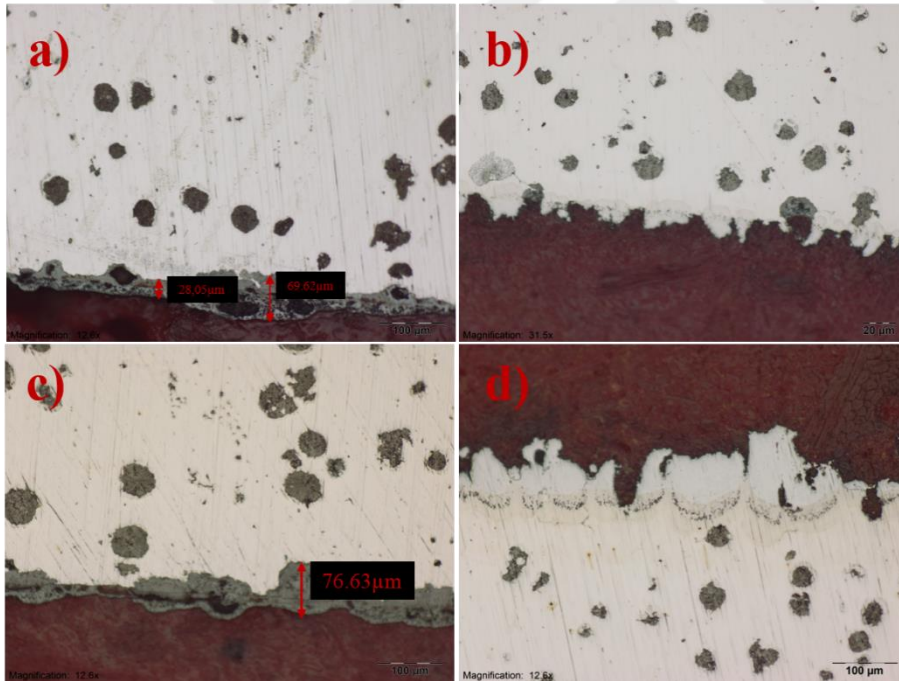
Şekil 6.43 : 750 °C’de 24 saat oksidasyon uygulanan numuneler

Oksidasyonu tamamlanan numuneler, 400 grid’den başlanarak 2500 grid’e kadar zımparalanmış ardından 0.3µ Alümina solisyon ile çuhada parlatılmıştır. Ardından oksit film kalınlıklarının karşılaştırılabilmesi için optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. Şekil 6.44’de 750 °C’de 24 saat oksidasyon yapılan numunelerde oluşan yaklaşık oksit film kalınlıkları verilmiştir.

Grafikte görüldüğü üzere, herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun 70µm oksit film oluşturduğu görülmektedir. Fe-Al intermetalığı oluşturan numunelerde oksit film kalınlıkları 10 µm’yi geçmemektedir. Ancak 850 °C’de intermetalik oluşturmada katı eriyik yapan numunelerin Yüksek Si-Mo’nun oksidasyonunu istenilen düzeylere getirememiştir. 750, 850, 950 °C’de kutu alüminizasyonu işlemi uygulanan ve herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun oksidasyon sonrası optik görüntüleri şekil 6.45’de verilmiştir.



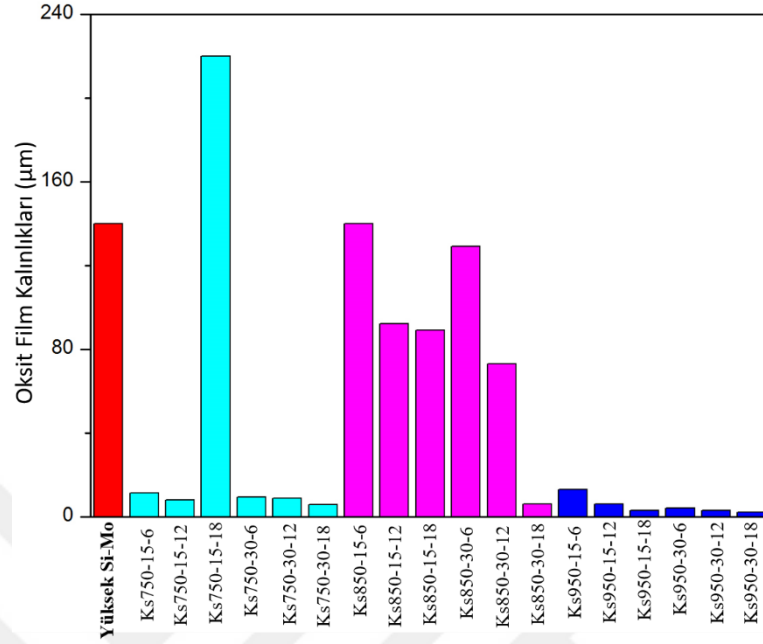
Şekil 6.44 : 750 °C’de 24 saat oksidasyon uygulanan numunelerdeki oksit film kalınlıkları



Şekil 6.45 : 750 °C’de 24 saat oksidasyon sonrası optik görüntüler.(Yüksek Si-Mo (a), ks750-30-12 (b), ks850-15-18 (c), ks950-30-6 (d))

Optik görüntüler incelendiğinde, yüksek Si-Mo ve ks850-15-18 numunelerinde oksit filmlerin 70-90 μm arası değiştiği, ks750-30-12 ve ks950-30-6 numunelerinde ise oksit filmin 0-5 μm arası olduğu görülmektedir.

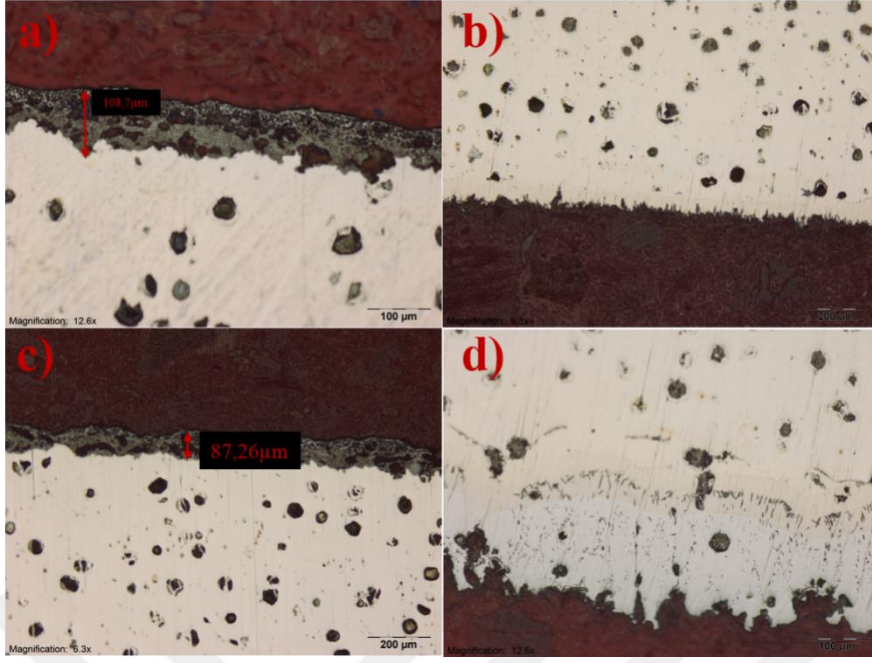
850 °C’de 24 saat oksidasyon uygulanan numunelerde oksit film kalınları değişimi şekil 6.46’da verilmiştir.



Şekil 6.46 : 850 °C’de 24 saat oksidasyon uygulanan numunelerdeki oksit film kalınlıkları

Grafikte görüldüğü üzere, herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun 140 µm oksit film oluşturduğu görülmektedir. Fe-Al intermetalığı oluşturan numunelerde oksit film kalınlıkları 10 µm’yi geçmemektedir. Ancak 850 °C’de intermetalik oluşturmada katı eriyik yapan numunelerin Yüksek Si-Mo’nun oksidasyonunu istenilen düzeylere getirememiştir. 750, 850, 950 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanan ve herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun oksidasyon sonrası optik görüntüleri şekil 6.47’de verilmiştir.

Optik görüntüler incelendiğinde, yüksek Si-Mo’nun 100-150 µm arasında oksit film oluşturduğu görülürken, ks750-15-6 ve ks950-30-18 numunelerin 0-10 µm oksit film oluşturduğu görülmektedir. İntermetalik gözlenmeyen ve katı eriyik bölgesi oluşturan ks850-15-12 numunesinde ise 60-90 µm arası oksit film görülmektedir.



Şekil 6.47 : 850 °C’de 24 saat oksidasyon sonrası optik görüntüler (Yüksek Si-Mo (a), ks750-15-6 (b), ks850-15-12 (c), ks950-30-18 (d))

7. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu çalışmada, içten yanmalı motorların manifold malzemesi olarak kullanılan yüksek Si-Mo dökme demirine farklı sıcaklık (750, 850 ve 950 °C), süre (6, 12 ve 18 saat) ve toz bileşiminde (%15 saf Al ve %30 saf Al) kutu alüminizasyonu (pack aluminizing) yöntemi uygulanmıştır. Kutu alüminizasyon işlemi sonrası oluşan yapılara SEM, EDS, XRD ve optik mikroskop analizleri yapılmıştır. Alüminizasyon işlemi uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirler 750 ve 850 °C’de kül fırınında açık atmosferde 24 saat oksidasyona maruz bırakılmıştır. Oksidasyon sonrası optik görüntüleri alüminizasyon uygulanmamış yüksek Si-Mo ile karşılaştırılmıştır.

- 750 °C’de ve %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirlerin yüzeyinde Fe_2Al_5 intermetalliği gözlenmiştir. Deney süresinin artmasıyla Fe_2Al_5 intermetalliğinin kalınlığının arttığı ve Fe_2Al_5 katmanının hemen altında demirce zengin Fe-Al intermetaliklerinin olduğu geçiş bölgesi gözlenmiştir.
- 750 °C’de ve %30 saf Al kullanılarak hazırlanan toz bileşimiyle kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirlerinin yüzeyinde Fe_2Al_5 intermetalliği gözlenmiştir. Uygulanan bütün işlem sürelerinde Fe_2Al_5 katmanının hemen altında demirce zengin Fe-Al intermetaliklerinin olduğu geçiş bölgesi görülmüştür. Süreye bağlı olarak geçiş bölgesi ve Fe_2Al_5 katman kalınlıklarının arttığı gözlenmiştir. Ayrıca %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerle karşılaştırıldıklarında, daha kalın intermetalik tabaka ve geçiş bölgesi olduğu görülmüştür.
- 850 °C’de ve %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demir numunelerinde herhangi bir intermetalik katman gözlenmemiştir. XRD analizlerinde, yüksek Si-Mo ile aynı piklere sahip oldukları ancak pik pozisyonlarında kaymalar olduğu gözlenmiştir. Ayrıca SEM ve EDS analizlerinde iç bölgelerde Alüminyuma rastlanmıştır. Bu veriler doğrultusunda iç bölgelere yayılan Al’nin, Fe matrisinde çözünerek katı eriyik oluşturduğu gözlenmiştir.

- 850 °C’de ve %30 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirlerinden 6 saat ve 12 saat işlem gören numunelerde herhangi bir intermetalik oluşumu gözlenmemiştir, ancak 18 saat işleme tabi tutulan numunenin yüzeyinde Fe_2Al_5 intermetalizi ve Fe_2Al_5 katmanının hemen altında demirce zengin geçiş bölgesi gözlenmiştir. Yapılan SEM ve EDS analizlerinde 6 saat ve 12 saat işlem uygulanan numunelerin iç bölgelerinde Alüminyum görülmüştür. Alüminyum, demir matrisinde çözünerek katı eriyik oluşturmuştur. Sürenin artmasıyla, yayılan Al miktarı artmış ve 18 saatlik numunede Fe-Al intermetalikler oluşmuştur.
- 950 °C’de ve %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirlerinin tümünde Fe-Al intermetalikleri ve katı eriyik bölgesi gözlenmiştir. Sıcaklığın artması Al yayılımını hızlandırmıştır. Ancak 6 ve 12 saat işlem gören numunelerin yüzeyinde FeSi oluştuğu gözlemlenmiştir. FeSi tabakasının altında Fe_3Al ve Fe_3Al filminin altında katı eriyik bölgesi oluşmuştur. 18 saat işlem uygulanan numunede ise sürenin artması Al birikmesini kolaylaştırmış ve alüminyumca zengin Fe_2Al_5 tabakasını oluşturmuştur. Fe_2Al_5 tabakasının altında, demirce zengin Fe-Al intermetaliklerini içeren geçiş bölgesi ve geçiş bölgesinin altında katı eriyik oluştuğu görülmüştür.
- 950 °C’de ve %30 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirlerinin tümünde Fe_2Al_5 tabakası, Fe_2Al_5 tabakasının altında demirce zengin Fe-Al intermetaliklerini içeren geçiş bölgesi ve geçiş bölgesinin altında katı eriyik bölgesi oluştuğu görülmüştür. Artan süreyle birlikte, yayılan Al miktarı arttığından, oluşan intermetalik tabaka ve geçiş bölgesi kalınlıklarının arttığı gözlenmiştir. Bu numuneler %15 saf Al içeren toz bileşiminde kutu alüminizasyonu uygulanan yüksek Si-Mo dökme demirleri ile karşılaştırıldıklarında, artan Al miktarı ile daha kalın intermetalik tabakalar ve daha derin noktalarda katı eriyik oluştuğu gözlenmiştir.
- 750 °C’de 24 saat oksidasyona maruz bırakılan numunelerde, herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo’nun yüzeyinde ~70 μm oksit film görülürken, 750 ve 950 °C’de kutu alüminizasyonu uygulanmış numunelerde oksit film kalınlıklarının ~10 μm ’yi aşmadığı görülmüştür. Ancak 850 °C’de

kutu alüminizasyonu uygulanmış numunelerde, yüzeyde intermetalik katman oluşmadığı için 50- 80 μm arası oksit film oluştuğu görülmüştür. Kutu bileşiminde %30 saf Al içeren toz karışımı ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerde görülen oksit film tabakasının, %15 saf Al içeren toz karışımı ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelere göre daha ince olduğu görülmüştür.

- 850 °C'de 24 saat oksidasyona maruz bırakılan numunelerde, herhangi bir işlem uygulanmamış yüksek Si-Mo'nun yüzeyinde ~120 μm oksit film görülürken, 750 ve 950 °C'de kutu alüminizasyonu uygulanmış numunelerde oksit film kalınlıklarının ~10 μm 'yi aşmadığı görülmüştür. Ancak 850 °C'de kutu alüminizasyonu uygulanmış numunelerde, yüzeyde intermetalik katman oluşmadığı için 90-150 μm arası oksit film oluştuğu görülmüştür. Kutu bileşiminde %30 saf Al içeren toz karışımı ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelerde görülen oksit filmin, %15 saf Al içeren toz karışımı ile kutu alüminizasyonu uygulanan numunelere göre daha ince olduğu görülmüştür.
- 950 °C'de işlem uygulanan numunelerde, Al yayınının daha fazla olduğu ancak oluşan intermetalik kaplamaların üzerinde çatlaklar oluştuğu görülmüştür. 950 °C işlem uygulanan numunelerde soğuma esnasında, 840 °C'deki faz dönüşümü sebebiyle intermetaliklerde çatlaklar oluştuğu düşünülmektedir.
- 850 °C'de işlem uygulanan numunelerde, katı eriyik bölgesi oluşmuştur. Ancak intermetalik yapı oluşmadığından oksitlenmeye karşı direnç sağlanamamıştır.



KAYNAKLAR

- [1] **Yılmaz, R.** (2014). *Egzoz Manifold Uygulamaları İçin Yeni Nesil Al - Si-Mo Alaşımlı Dökme Demirlerin Geliştirilmesi* (Doktora Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [2] **Kızılarslan, H. M.** (2015). *AISI 304 Paslanmaz Çeliğinin Kutu Sementasyonu İle Alüminizasyonu Sonrası Yüksek Sıcaklık Oksidasyon Direncinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [3] **Soydan, G.** (2016). *Katodik Ark Destekli Yayındırma Yöntemi ile Çeliklerin Alüminyumlanmasına Manganın Etkisi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [4] **SAE-J2515** (1999). High Temperature Materials for Exhaust Manifolds, *Society of Automobile Engineers*.
- [5] **Oloyede, O., Bigg, T.D., Cochrane, R.F. & Mullis, A.M.** (2016). Microstructure evolution and mechanical properties of drop-tube processed, rapidly solidified grey cast iron, *Materials Science and Engineering:A* 654 143e150
- [6] **Url 1** <http://megep.meb.gov.tr/mte_program_modul/moduller_pdf/Gri_%20%28esmer_%29_%20D%C3%B6kme%20Demir.pdf> (Erişim tarihi 13.05.2017)
- [7] **Özdemir, A.** (2016). *Östemperlenmiş Yüksek Si-Mo ve Al-Si-Mo Katkılı, Küresel ve Vermiküler Grafitli Dökme Demirlerin Karakterizasyonu* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [8] **Kováčiková, P., Bezdedová, R., Vavro, J. jr & Vavro, J.** (2016). Comparison of numerical analysis of stress-strain states of cast iron with vermicular graphite shape and globular graphite shape, *Procedia Engineering*, 136, 28 – 32
- [9] **Gundlach, R. B.** (2008). White Iron And High-Alloyed Iron Castings, *ASM international*, Alabama, 9. edition
- [10] **Wood, J. H. & Goldman, E. H.** (1987). *Protective coatings in Superalloys II*, (ed. C. T. Sims et al.), 359–384, New York, John Wiley&Sons.
- [11] **Goward, G.** (1998). Progress in coating for gas turbine airfoils, *Surface and Coatings Technology*, 73, 108–109.
- [12] **Green, S. W. & Stott, F. H.** (1991). Effectiveness of aluminizing in protecting iron-base alloys in sulphidising gases at high temperatures', *Oxidation of Metals*, 36, (3–4), 239.
- [13] **Pint, B. A., Zang, Y., Tortorelli, P. F., Haynes, J. A., & Wright, I. G.** (2001). Evaluation of iron aluminide CVD coatings for high temperature corrosion protection', *Materials at High Temperatures*, (3), 185–192.

- [14] **Bayer, G. T.** (1995). Vapour aluminum diffused steels for high-temperature corrosion resistance', *Materials Performance*, 34, (8), 34–38.
- [15] **Aguero, A., Muelas, R., Pastor, A. & Osgerby, S.** (2005). Long exposure steam oxidation testing and mechanical properties of slurry aluminide coatings for steam turbine components, *Surface and Coatings Technology*, 200, 1219–1224.
- [16] **Fan, P., Riddle, E., Fang, Z. Z. & Sohn, H. Y.** (2008). Iron aluminide coating by in-situ action process, *Surface and Coatings Technology*, 202, 6090–6094.
- [17] **Pint, B. A., Zhang, Y., Walker, L. R. & Wright, I. G.** (2007). Long-term performance of aluminide coatings on Fe-base alloys, *Surface and Coatings Technology*, 202, (4–7), 637–642.
- [18] **Aguero, A.** (2008). *Energy Materials: Materials Science & Engineering for Energy Systems*, 3, (1), 35–44.
- [19] **Benamati, G., Chabrol, C., Perujo, A., Rigal, E. & Glasbrenner, H.** (1999). Development of tritium permeation barriers on Al base in Europe, *Journal of Nuclear Materials*, 271–272, 391–395.
- [20] **Yang, H. G., Zhan, Q., Zhao, W. W., Yuan, X. M., Hu, Y. & Han, Z. B.** (2011). Study of an iron-aluminide and aluminatritium barrier coating', *Journal of Nuclear Materials*, 417, 1237–1240.
- [21] **Xiang, Z. D. & Datta, P. K.** (2004). Formation of aluminide coatings on low alloy steels at 650°C by pack cementation process, *Materials Science and Technology*, 20, (10), 1297–1302.
- [22] **Xiang, Z. D. & Datta, P. K.** (2005). Effects of pack composition on the formation of aluminide coatings on alloy steels at 650°C, *Journal of Materials Science*, 40, (8), 1959–1966.
- [23] **Wang, Y. Q., Zhang, Y. & Wilson, D. A.** (2010). Formation of aluminide coating on Ferritic –Martensitic steels by a Low temperature pack cementation process', *Surface and Coatings Technology*, 204, 2737–2744.
- [24] **Kohlscheen, J. & Stock, H. R.** (2009). Deposition of silicon enriched nickel aluminide coatings on internally cooled airfoils, *Surface and Coatings Technology*, 107, 22–27.
- [25] **Warnes, B. M. & Punola, D. C.** (1997). Clean diffusion coatings by chemical vapour deposition, *Surface and Coatings Technology*, 94–95, 1–6.
- [26] **Cabrera, A. L., Zehner, J. E. & Armor, J. N.** (1991). Oxidation protection of mild steel by coatings made with aluminum alkyls, *Oxidation of Metals*, 36, (3–4), 2650.
- [27] **John J. T.** (2000). *Chemical vapour deposition of aluminide coatings on iron*, (PhD thesis), Indian Institute of Technology, Bombay, India.
- [28] **Zhang, Y., Pint, B. A., Cooley, K. M. & Haynes, J. A.** (2008). Formation of aluminide coatings on Fe-based alloys by chemical vapour deposition, *Surface and Coatings Technology*, 202, 3839–3849.
- [29] **Kohlscheen, J. & Stock, H. R.** (2007). Gas phase aluminizing of nickel alloys with hydrogen chloride, *Surface and Coatings Technology*, 202, 613.

- [30] **Christoglou, Ch., Voudouris, N. & Angelopoulos, G. N.** (2002). Formation and modeling of aluminide coatings on iron by a fluidised bed CVD process, *Surface and Coatings Technology*, 155, 51
- [31] **Sanchez, L., Bolivar, F. J., Hierro, M. P. & Perez, F. J.** (2008). Iron aluminide coatings on ferritic steels by CVD–FBR modified process with Hf, *Intermetallics*, 16, (10), 1161–1166.
- [32] **Agüero, A., García, M. & Gutiérrez, M.** (2005). *Materials and Corrosion*, 56, 937.
- [33] **Gu, S., Maeng, S., Suh, Y., Levy, R.A., Deavenport, D.L., Gómez, F.J., Newberg, S.S., Brooman, E.W., Berman, E.S. Kleek, J.J., Beatty, J.H., Schwartz, A.S. & Gaydos, S.P.** (2010). *Chemical Vapor Deposition*, 16, 231.
- [34] **Mosser, M.F.**, (1990) in *Proceedings of the 26th Annual Aerospace Airline Plating & Metal Finishing Forum & Exposition Tulsa, Oklahoma*, (900968).
- [35] **Agüero A., Blanco, C., García, M. & Gutierrez, M.** (2008) in: *Proceedings of the “X Congreso Nacional de Materiales”, San Sebastián, Spain*, p. 1005.
- [36] **Awan, G. H., & Ul Hasan, F.** (2008). Themorphology of coating/substrate interface in hot-dip-aluminized steels. *Materials Science and Engineering: A*, 472(1), 157-165.
- [37] **Davis, J.R. (Ed.)** (1993). *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM Specialty Handbook, ASM International, p. 180.
- [38] **Wick, C. & Veilleux, R.F. (Eds.)** (1985). *Materials Finishing and Coating, Tool and Manufacturing Engineers HandBook*, Society of Manufacturing Engineers, p. 23.
- [39] **Akdeniz, M.V., Mekhrabov, A.O. & Yilmaz, T.** (1994). *Scripta Metallurgica et Materialia*, 31, 1723
- [40] **Cotell, C.M., Sprague, J.A. & Smidt, F.A.** (1999) .*Metals Handbook, on Surface Engineering*, vol. 5, ASM International, Materials Park, OH, p. 346.
- [41] **Hwang, S.H., Song, J.H. & Kim, Y.S.** (2005). *Materials Science and Engineering: A*, 390, 437.
- [42] **Barnes, C.R. Jr.**, (1950). *Hot-Dip Aluminizing of Low-Carbon Steels (Bachelors Theses and Reports)*, Paper 302
- [43] **Navinsek, B., Panjan, P. & Milosev, I.** (1999). PVD coatings as an environmentally clean alternative to electroplating and electroless processes, *Surfac eand Coatings Technology*,. 116–119, 476–487.
- [44] **Schuhmacher, B., Muschenborn, W., Stratmann, M., Schultrich, B., Klages, C.-P., Kretschmer, M., Seyfert, U., Forster, F. & Tiller, H.-J.** (2001). Novel coating systems and Surface Technologies for continuous processing of steel sheet, *Advanced Engineering Materials*, 3, 681–689.
- [45] **Schuhmacher, B., Schwerdt, C., Seyfert, U. & Zimmer, O.** (2003). Innovative steel strip coatings by means of PVD in a continuous pilot line: process technology and coating development, *Surface and Coatings Technology*,. 163–164, 703–709
- [46] **Reinhold, E., Richter, J., Seyfert, U. & Steuer, C.** (2004). Metal strip coating by electron beam PVD-industrial requirements and customized solutions, *Surface and Coatings Technology*,. 188–189, 708–713.

- [47] **Baptiste, L., van Landschoot, N., Gleijm, G., Priede, J., Schadevan Westrum, J., Velthuis, H. & Kim, T. Y.** (2007). Electromagnetic levitation: a new technology for high rate physical vapour deposition of coatings onto metallic strip, *Surface and Coatings Technology*, 202, 1189–1193.
- [48] **Reinhold, E. & Faber, J.** (2011). Large area electron beam physical vapor deposition (EBPVD) and plasma activated electron beam (EB) evaporation – status and prospects, *Surface and Coatings Technology*, 206, 1653–1659
- [49] **Fang J.C., Xu W.J., Zhao Z.Y., Zeng H.P.** (2007). In-Flight Behaviors of ZrO₂ Particle in Plasma Spraying, *Surface and Coatings Technology*, 201: 5671–5675.
- [50] **Mishra S.B., Chandra K., Prakash S., Venkataraman B.** (2005). Characterization and Erosion Behaviour of a Plasma Sprayed Ni₃Al Coating on a Fe-based Superalloy, *Materials Letters*, 59: 3694-3698.
- [51] **Bolelli G., Cannillo V., Lusvarghi L., Manfredini T.** (2006). Glass-alumina Composite Coatings by Plasma Spraying. Part I: Microstructural and mechanical characterization, *Surface and Coatings Technology*, 201: 458–473.
- [52] **Xiong H-B., Zheng L-L., Sampath S., Williamson R.L., Fincke J.R.** (2004). Three-Dimensional Simulation of Plasma Spray: Effects of Carrier Gas Flow and Particle Injection on Plasma Jet and Entrained Particle Behavior, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 47 (24): 5189-5200.
- [53] **Url-2** <[http://www.sulzer.com/en/Products-and-Services/Coating-Equipment / Thermal -Spray /Processes](http://www.sulzer.com/en/Products-and-Services/Coating-Equipment/Thermal-Spray/Processes)> (Erişim Tarihi: 14.03.2016).
- [54] **Lin, N.M., Guo, J.W., Xie, F.Q., Zou, J.J., Tian, W., Yao, X.F., Zhang, H.Y. & Tang, B.** (2014). Comparison of Surface fractal dimensions of chromizing coating and P110 steel for corrosion resistance estimation, *Applied Surface Science*, 311, pp. 330-338
- [55] **Ravi, V. A., Nguyen, T. K. & Nava, J. C.** (2015). Aluminizing of steel to improve high temperature corrosion resistance, *Thermochemical Surface Engineering of Steels*, 21, 751-767
- [56] **Abd El-Azim, M.E., Mohamed, K.E., Soliman, H.M. & Hammad, F.H.** (1994). Pack diffusion aluminizing of carbon steel, *Materials Science and Technology*, 12, pp. 3-10
- [57] **Novák, P., Michalcová, A., Marek, I., Mudrová, M., Saksl, K. & Bednarčík J. et al.** (2013). On the formation of intermetallics in Fe–Al system – an in situ XRD study, *Intermetallics*, 32, pp. 127-136
- [58] **Zamanzade, M., Barnoush, A. & Motz, C.** (2016). A review on the properties of iron aluminide intermetallics, *Crystals*, 6, pp. 10-38
- [59] **Potesser, M., Schöberl, T., Antrekowitsch, H. & Bruckner, J.** (2006). The Characterization of the Intermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Weldings, *The Minerals, Metals & Materials Society*, 167-176
- [60] **Lin, M.B., Wang, C.J. & Volinsky, A.A.** (2011). Isothermal and thermal cycling oxidation of hot-dip aluminide coating on flake/spheroidal graphite cast iron, *Surface and Coatings Technology*, No. 7, p. 1595.

- [61] **Zhan,Z.,Liu,Z., Liu,J., Li,L., Li,Z.&Liao,P.** (2010). Microstructure and high-temperature corrosion behaviors of aluminide coatings by low-temperature pack aluminizing process, *Applied Surface Science*, 256, pp. 3874-3879
- [62] **Sivakumar, R. & Janardhana Rao, E.** (1982). An Investigation of Pack-AluminideCoating on Steel, *Oxidation of Metals*, 17 p. 391
- [63] **Matijević, B.** (2013). A Low Temperature Aluminizing Treatment of Hot Work Tool Steel, *Transactions of Fama XXXVII-1*, 1333-1124
- [64] **Haftlang, F., Habibollahzade, A. & Sohi, M. H.** (2013). Relationship between pack parameters and aluminide coating formation for aluminization of steels AISI 1045 steel, *The Second Intrenational and The Seventh Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering and Iranian Foundrymen Scientific Societies*





ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Fatih KURT
Doğum Tarihi ve Yeri : 09.10.1992/Balıkesir
E-posta : fatihkurt787@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2015, İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği