

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ERKEN DAYANIMI YÜKSEK
ALKALİLERLE AKTİVE EDİLMİŞ TAMİR
HARCI GELİŞTİRMESİ

Tarık ÖMÜR

DOKTORA TEZİ

İnşaat Mühendisliği Anabilim Dalı

Yapı Programı

Danışman

Prof. Dr. Nihat KABAY

Temmuz, 2025

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ERKEN DAYANIMI YÜKSEK ALKALİLERLE AKTİVE
EDİLMİŞ TAMİR HARCİ GELİŞTİRİLMESİ**

Tarık ÖMÜR tarafından hazırlanan tez çalışması 30.07.2025 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İnşaat Mühendisliği Anabilim Dalı, Yapı Programı **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Nihat KABAY
Yıldız Teknik Üniversitesi
Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Nihat KABAY, Danışman
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Nabi YÜZER, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Didem OKTAY, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Nilüfer ÖZYURT ZİHNİOĞLU, Üye
Boğaziçi Üniversitesi

Prof. Dr. Hakan Nuri ATAHAN, Üye
İstanbul Teknik Üniversitesi

Danışmanım Prof. Dr. Nihat KABAY sorumluluğunda tarafımca hazırlanan “Erken Dayanımı Yüksek Alkalilerle Aktive Edilmiş Tamir Harcı Geliştirilmesi” başlıklı çalışmada veri toplama ve veri kullanımında gerekli yasal izinleri aldığımı, diğer kaynaklardan aldığım bilgileri ana metin ve referanslarda eksiksiz gösterdiğimi, araştırma verilerine ve sonuçlarına ilişkin çarpıtma ve/veya sahtecilik yapmadığımı, çalışmam süresince bilimsel araştırma ve etik ilkelerine uygun davrandığımı beyan ederim. Beyanımın aksinin ispatı halinde her türlü yasal sonucu kabul ederim.

Tarık ÖMÜR

İmza



Bu çalışma, “Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Proje Koordinatörlüğü’nün FDK-2024-6368” numaralı projesi ile desteklenmiştir.



Aileme

TEŞEKKÜR

Doktora tez çalışmam boyunca gerçekleştirdiğimiz deneysel ve teorik çalışmaların her anında bizzat ilgilenen, akademik ve mühendislik bilgi birikimini her anlamda aktaran ve mesleki açıdan ilerlememde büyük pay sahibi olan yüksek lisans ve doktora tez danışmanım Sn. Prof. Dr. Nihat KABAY'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel ve teorik çalışmalarımda sürecin başından itibaren desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen ve deneyimlerini aktaran Sn. İnş. Müh. Nausad MİYAN ve Sn. Dr. Hakan ÖZKAN'a,

Deneysel çalışmalarda maddi ve manevi desteklerini sunan YTÜ Yapı Malzemeleri Laboratuvarı teknisyenimiz Sn. Halil YAVAŞCI'ya,

Bu süreçte kendilerinden uzun süre uzak kaldığım, maddi ve manevi anlamda desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen abilerim Samet ÖMÜR, Selim ÖMÜR'e ve her daim yanımda olan annem Hicriye ÖMÜR ve babam Rafet ÖMÜR'e,

Doktora süreçlerindeki tecrübeleriyle bana öncülük eden abim Dr. Emre ÖMÜR'e,

Tez çalışmalarımın başından itibaren çok değerli tecrübeleri ve önerileriyle tezimin gelişmesinde önemli katkılarda bulunan saygıdeğer hocalarımız Sn. Doç. Dr. Didem OKTAY ve Sn. Prof. Dr. Nilüfer ÖZYURT ZİHNİOĞLU'na,

Son olarak mensubu olmaktan mutluluk ve onur duyduğum tüm Yıldız Teknik Üniversitesi ailesine teşekkürlerimi sunarım.

Tarık ÖMÜR

İÇİNDEKİLER

SİMGE LİSTESİ	viii
KISALTMA LİSTESİ	ix
ŞEKİL LİSTESİ	xi
TABLO LİSTESİ	xiv
ÖZET	xv
ABSTRACT	xvii
1 GİRİŞ	1
1.1 Genel Bakış	1
1.2 Tezin Amacı ve Kapsamı	5
1.3 Hipotez	7
2 LİTERATÜR TARAMASI	9
2.1 Alkalilerle Aktive Edilmiş Malzemeler	9
2.1.1 Alkali Aktivasyonun Tarihsel Arka Planı ve Güncel Uygulamalar	9
2.1.2 Alkalilerle Aktive Edilmiş Bağlayıcıların Kimyası ve Reaksiyon Mekanizması	12
2.1.3 Alkalilerle Aktive Edilmiş Bağlayıcıların Üretim Yöntemleri	17
2.2 Hızlı Sertleşen Bağlayıcılar ve Tamir Harçları	19
2.3 Demir-Çelik Cürupları	21
3 DENEYSEL ÇALIŞMA	24
3.1 Ham Malzeme Özellikleri	24
3.1.1 Bağlayıcılar	24
3.1.2 Alkali Aktivatörler	27
3.1.3 İnce Agrega	27
3.1.4 Kimyasal Katkı ve Mikrofiberler	27
3.2 Karışım Tasarımı ve Numune Hazırlığı	28
3.2.1 İki Aşamalı Karışımların Hazırlanması	28
3.2.2 Tek Aşamalı Karışımların Hazırlanması	29

3.3 Deney Yöntemleri	31
3.3.1 İki Aşamalı AAM Testleri	31
3.3.2 Tek Aşamalı AAM Testleri	38
4 BULGULAR VE TARTIŞMA	46
4.1 Hızlı Sertleşen İki Aşamalı AAM Karışımları	46
4.1.1 İçyapı Karakterizasyonu	46
4.1.2 Taze Hal Özellikleri	56
4.1.3 Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu	60
4.1.4 Boşluk Yapısı Karakterizasyonu	68
4.1.5 Fiziksel Özellikler	71
4.1.6 Klorür Geçirimsiliği	77
4.2 Hızlı Sertleşen Tek Aşamalı AAM Karışımları	78
4.2.1 Ön Deneme Karışımları	79
4.2.2 İçyapı Karakterizasyonu	84
4.2.3 Mekanik Özellikler	92
4.2.4 Hacimsel Stabilite Özellikleri	99
4.2.5 Durabilite Özellikleri	103
5 YAŞAM DÖNGÜSÜ VE KARŞILAŞTIRMALI ANALİZLER	116
5.1 Yaşam Döngüsü Analizleri	116
5.2 Performans Karşılaştırması	118
6 SONUÇLAR VE ÖNERİLER	121
KAYNAKÇA	125
TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR	148

SİMGE LİSTESİ

σ_f	Maksimum gerilme
$P_{\max}$	Maksimum yük
l	Mesnet açıklığı
b	Numune genişliği
h	Numune derinliği
a	Çatlak derinliği
σ_b	Yapışma dayanımı
M_s	$\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$ (Silikat oranı)
s/b	Su/bağlayıcı oranı
Φ	Numune çapı
d	Boşluk çapı
γ	Yüzey gerilimi
ϕ	Temas açısı
ΔP	Basınç farkı
D_{nssm}	Kararsız durum göç katsayısı
T	Ortalama anolit çözeltisi
L	Numune kalınlığı
x_d	Ortalama klorür penetrasyon derinliği
U	Uygulanan voltaj
RF	Kalan dayanım faktörü
σ_r	Kalan basınç dayanımı
σ_i	Başlangıç basınç dayanımı

KISALTMA LİSTESİ

AAM	Alkalilerle Aktive Edilmiş Malzemeler
BOFC	Bazik Oksijen Fırın Cürufu
$\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$	Brownmillerit
MIP	Civa Porozimetresi
COD	Crystallography Open Database
ÇF	Çelik Fiber
VRH	Çok Hızlı Sertleşme
DSC	Diferansiyel Tarama Kalorimetresi
DTG	Diferansiyel Termogravimetrik
LVDT	Doğrusal Değişken Diferansiyel Transformatör
FBS	Eğilmede Aderans Dayanımı
FTIR	Fourier Dönüşümlü Kızılötesi Spektroskopisi
GRH	Genel Hızlı Sertleşen
AgNO_3	Gümüş Nitrat
C_3S	Hatrurit
RH-CAC	Hızlandırılmış Dönüşüm Testi Gerektiren Hızlı Sertleşme
ICOD	International Centre for Diffraction Data
KM	Kalsine Magnezya
C-A-S-H	Kalsiyum Alüminasilikat Hidrat
C-S-H	Kalsiyum Silikat Hidrat
KF	Karbon Fiber
CSFT	Klorür Tuzu İçeren Donma Çözülme
CPS	Kritik Boşluk Boyutu
C_2S	Larnit
MK	Metakaolin
M	Molarite
MRH	Orta Hızlı Sertleşen

OPC	Portland Çimentosu
Ca(OH) ₂	Portlandit
N-A-S-H	Sodyum Alüminasilikat Hidrat
NaOH	Sodyum Hidroksit
C,N-(A)-S-H	Sodyum İçeren Kalsiyum Alüminasilikat Hidrat
NaCl	Sodyum Klorür
Na ₂ SiO ₃	Sodyum Silikat
SDYK	Suya Doygun Yüzeyi Kuru
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
TGA	Termogravimetrik Analiz
UK	Uçucu Kül
URH	Ultra Hızlı Sertleşme
UPV	Ultrasonik Geçiş Hızı
XRD	X-Ray Difraksiyon
LCA	Yaşam Döngüsü Analizi
LCI	Yaşam Döngüsü Envanteri
LCIA	Yaşam Döngüsü Etki Değerlendirmesi
YFC	Yüksek Fırın Cürufu
GWP100	100 Yıllık Küresel Isınma Potansiyeli

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 1.1	Deneysel çalışmada takip edilen akış şeması	7
Şekil 2.1	1999–2022 yılları arasında geleneksel AAM ve tek aşamalı AAM’lerin yayın ve atıf sıklığı istatistikleri	12
Şekil 2.2	Yüksek kalsiyumlu AAM reaksiyon mekanizmasının teorik gösterimi.	14
Şekil 2.3	Alüminosilikat içerikli AAM’lerin reaksiyon mekanizması	16
Şekil 2.4	Demir-çelik üretim süreci ve cüruf şeması.....	23
Şekil 3.1	Toz malzemelerin dane boyut dağılımı eğrileri	26
Şekil 3.2	Toz malzemelerin X-ray difraksiyon (XRD) analizi sonuçları	26
Şekil 3.3	Bağlayıcıların SEM görüntüleri	26
Şekil 3.4	İki aşamalı harç AAM karışımlarında gerçekleştirilen testlerin şematik gösterimi	32
Şekil 3.5	Yarı adyabatik kalorimetri deney düzeneği.....	34
Şekil 3.6	Yaşam döngüsü analizlerinde kullanılan metodoloji	38
Şekil 3.7	Tek aşamalı AAM karışımlarında gerçekleştirilen deneylerin şematik gösterimi	39
Şekil 3.8	Eğilme dayanımı testi	41
Şekil 3.9	Yapışma dayanımı testi	42
Şekil 3.10	Yüksek sıcaklık testlerinde uygulanan ısıtma-soğutma protokolü.....	44
Şekil 3.11	Eğilme aderansı testi: (a) Numune hazırlığı ve (b) eğilme testi.....	45
Şekil 3.12	Buz çözücü tuzlar içeren donma ortamına hazırlanan tamir harçları .	45
Şekil 4.1	İki aşamalı hamur AAM numunelerinin (a) 3 saat, (b) 1 gün ve (c) 28 gün sonra elde edilen kırınım desenleri (p: portlandit, h: hidrogarnet, l: larnit, c: C-S-H, k: katoit, g: RO fazı).....	48
Şekil 4.2	İki aşamalı hamur AAM numunelerinin TGA sonuçları: (a) Kütle kaybı eğrileri (b) DTG eğrileri.....	50
Şekil 4.3	BOFC ve YFC tozlarının FTIR spektrumları.....	52
Şekil 4.4	İki aşamalı AAM karışımlarının zamana bağlı FTIR spektrumları: (a) 3. saat ve (b) 28. gün	52
Şekil 4.5	İki aşamalı AAM’lerde SEM/EDS analizi: (a) BOF0-P, (b) BOF20-P ve (c) BOF40-P	55
Şekil 4.6	İki aşamalı AAM’lerde SEM/EDS analizi: (a) BOF60-P, (b) BOF80-P ve (c) BOF100-P (HG: hidrogarnet).....	56

Şekil 4.7	Hamur priz süreleri ve Vicat iğnesi penetrasyonları	58
Şekil 4.8	İki aşamalı AAM karışımlarının iç sıcaklık gelişimi: (a) ilk 24 saat ve (b) ilk 10 dakika	60
Şekil 4.9	Priz süresi ve yarı adyabatik pik sıcaklığa erişme süresi arasındaki ilişki	60
Şekil 4.10	Hamur serilerin basınç dayanımı sonuçları: (a) Erken yaş dayanım gelişimi ve (b) geç yaş dayanım gelişimi	61
Şekil 4.11	Harç numunelerin basınç dayanımı sonuçları: (a) erken yaş dayanım gelişimi ve (b) geç yaş dayanım gelişimi	62
Şekil 4.12	Harç serilerin rölatif dayanım gelişimi	63
Şekil 4.13	İki aşamalı yöntem ile üretilen hamur serilerin pH değerlerinin zamana bağlı değişimi	68
Şekil 4.14	Harç serilerine ait MIP sonuçları: (a) kümülatif boşluk hacmi, (b) diferansiyel gözenek hacmi, (c) toplam porozite ve (d) normalize edilmiş boşluk oranı	70
Şekil 4.15	Harç serilerin kapiler su emme deney sonuçları: (a) birincil sorptivite ve (b) ikincil sorptivite	73
Şekil 4.16	Harç serilerine ait su emme ve geçirimli boşluk hacmi sonuçları	74
Şekil 4.17	Harç serilerin kuruma rötresinin zamana bağlı gelişimi	75
Şekil 4.18	(a) Kuruma rötresi ve kapiler boşluk hacmi (b) Kuruma rötresi ve jel boşluk hacmi ilişkisi	76
Şekil 4.19	(a) Zamana bağlı kütle kaybı (b) Kuruma rötresi ve kütle kaybı ilişkisi	77
Şekil 4.20	İki aşamalı AAM karışımlarının D_{nssm} değerleri	78
Şekil 4.21	Tek aşamalı hamur serilerin priz süresi sonuçları	80
Şekil 4.22	Tek aşamalı hamur serilerin basınç dayanımı sonuçları	81
Şekil 4.23	Tek aşamalı hamur serilerin pH değerleri	82
Şekil 4.24	Tek aşamalı hamur serilerin yarı adyabatik kalorimetri sonuçları	83
Şekil 4.25	Tek aşamalı AAM karışımların XRD sonuçları: (a) 3. saat, (b) 1. gün ve (c) 28. gün	85
Şekil 4.26	FTIR sonuçları: (a) Ham maddeler, (b) 3. saat, (c) 1. gün ve (d) 28. gün	87
Şekil 4.27	Tek aşamalı hamur serilerin termogravimetrik kütle kaybı	89
Şekil 4.28	Tek aşamalı hamur serilerin DTG ve DSC eğrileri	89
Şekil 4.29	Hamur numunelerin SEM görüntüleri: (a) REF, (b) KM-5 ve (c) KM-10	91
Şekil 4.30	Mikrofiber içeren harç numunelerin SEM görüntüleri	92
Şekil 4.31	Tek aşamalı AAM tamir harçlarının basınç dayanımı sonuçları: (a) erken yaş dayanımı ve (b) geç yaş dayanımı	94

Şekil 4.32	Harç karışımların yük-şekil değiştirme eğrileri.....	95
Şekil 4.33	(a) Yapışma test sonuçları, (b) kopma sonrası harç numuneleri	99
Şekil 4.34	Tek aşamalı AAM numunelerinin suda genleşme/büzülme davranışı	100
Şekil 4.35	Tek aşamalı AAM numunelerinin alkali ortamdaki genleşme davranışı: (a) genleşme eğrileri ve (b) maksimum genleşme değerleri	100
Şekil 4.36	Tek aşamalı AAM numunelerinin kuruma rötresi davranışı.....	102
Şekil 4.37	Tek aşamalı AAM serilerin su emme özellikleri.....	103
Şekil 4.38	Yüksek sıcaklık sonrası XRD desenleri: (a) REF, (b) KM-5 ve (c) KM-10.....	105
Şekil 4.39	Yüksek sıcaklığa bağlı mineralojik faz görünürlüğü haritası.....	106
Şekil 4.40	Yüksek sıcaklık sonrası tamir harçlarındaki kalan faktör değerleri ..	108
Şekil 4.41	Yüksek sıcaklık sonrası tamir harcı numunelerinin fiziksel görünümü	109
Şekil 4.42	Tamir harçlarının eğilme aderansı davranışı: (a) yüksek sıcaklık öncesi, (b) yüksek sıcaklık sonrası (C-C karışımı, çimento harcı-çimento harcı numunesinin FBS değerini göstermektedir)	111
Şekil 4.43	Tamir harçlarının CSFT döngüleri sonrası durabilitesi: (a) kütle kaybı, (b) UPV, (c) kalan basınç dayanımı, ve (d) kalan eğilme dayanımı. .	113
Şekil 4.44	CSFT döngüleri sonrası tamir harçlarının görünümü.....	114
Şekil 4.45	İstanbul ili Ocak-Haziran 2025 tarihleri arasında en düşük ve en yüksek gündüz/gece sıcaklıkları.....	115
Şekil 4.46	Trafik yükleri ve dış etkiler altında AAM tamir harçları	115
Şekil 5.1	Yaşam döngüsü analizi sonuçları: (a) İki aşamalı harç karışımları ve (b) tek aşamalı harç karışımları	118

TABLO LİSTESİ

Tablo 3.1	Ham maddelerin oksit kompozisyonu	25
Tablo 3.2	Tek aşamalı AAM harçlarda kullanılan mikrofiber özellikleri	27
Tablo 3.3	İki aşamalı AAM hamur ve harç numunelerinin karışım tasarımı (kg/m ³)	29
Tablo 3.4	Tek aşamalı AAM hamur ve harç numunelerinin karışım tasarımı (kg/m ³)	30
Tablo 3.5	Tek aşamalı AAM karışımlarında uygulanan deneylerin sınır koşulları ve detayları	39
Tablo 4.1	Farklı sıcaklık aralıkları için termogravimetrik kütle kayıpları	50
Tablo 4.2	Hamur serilerde EDS analizinden elde edilen ortalama atomik oranlar	54
Tablo 4.3	ASTM C1600 standardında sunulan basınç dayanımı kriterleri	64
Tablo 4.4	İki aşamalı hamur AAM karışımların ASTM C1600'e göre değerlendirilmesi	65
Tablo 4.5	Hızlı sertleşen tamir harçları için ASTM C928'de belirtilen minimum basınç dayanımı kriterleri	66
Tablo 4.6	İki aşamalı yöntem ile üretilen harç serilerin ASTM C928'e göre değerlendirilmesi	66
Tablo 4.7	Harç serilere ait boşluk parametreleri	70
Tablo 4.8	Harç serilere ait Arşimet deneyi sonuçları	71
Tablo 4.9	Ön deneme karışımlarında kullanılan tasarımlar	80
Tablo 4.10	Tek aşamalı hamur karışımların EDS sonuçları	92
Tablo 4.11	Tamir harçlarının eğilme özellikleri	96
Tablo 4.12	AAM karışımlarının klorür penetrasyon testi sonuçları	104
Tablo 5.1	Tek aşamalı ve iki aşamalı AAM'lerin karşılaştırmalı performans karakteristikleri	120

Erken Dayanımı Yüksek Alkalilerle Aktive Edilmiş Tamir Harcı Geliştirilmesi

Tarık ÖMÜR

İnşaat Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Danışman: Prof. Dr. Nihat KABAY

Bina, köprü platformları ve otoyollar gibi betonarme mühendislik yapılarının uzun işletme ömrü süreci içerisinde yüzeylerinde ve kaplamalarında dış faktörlere bağlı çatlak ve bozulmalar meydana gelmektedir. Bu bozulmaların düzenli ve hızlı şekilde tamir edilmesi yapısal güvenlik açısından büyük önem arz etmekte, bu durum erken yaş dayanımı yüksek hızlı sertleşen bağlayıcı malzemelere duyulan ihtiyacı artırmaktadır. Günümüzde yapısal veya yapısal olmayan tamiratlar için genellikle özel kimyasal içerikli çimento esaslı harçlar kullanılmakta ve bu durum çevresel ve ekonomik bir takım dezavantajları beraberinde getirmektedir. Alkalilerle aktive edilmiş malzemeler (AAM); hızlı sertleşme, üstün erken ve geç yaş mekanik dayanımı, yüksek sıcaklık direnci ve düşük karbon emisyonu gibi özellikleriyle geleneksel çimento esaslı tamir harçlarına sürdürülebilir bir alternatif oluşturmaktadır. Bu tez çalışması kapsamında demir ve çelik üretim endüstrisinin yan ürünleri olan yüksek fırın cürufu (YFC) ve bazik oksijen fırın cürufunun (BOFC) iki aşamalı ve tek aşamalı AAM üretiminde ikili bağlayıcı olarak kullanımı vasıtasıyla erken dayanımı yüksek, hızlı sertleşen ve geleneksel çimento esaslı harçlara göre çevreci bağlayıcı üretimleri gerçekleştirilmiştir. Bu çerçevede, iki aşamalı yöntem ile üretilen AAM karışımlarında BOFC ve YFC miktarları fiziksel,

mekanik ve durabilite özellikleri incelenerek optimize edilmiş, BOFC'nin alkali aktivasyon reaksiyon mekanizmaları ve erken yaş özellikleri üzerine olan etkileri gerçekleştirilen içyapı analizleriyle karakterize edilmiştir. Daha sonra, iki aşamalı AAM sisteminde optimizasyonu ve karakterizasyonu yapılan BOFC/YFC esaslı karışımlar tamir harcı potansiyelini artırmak amacıyla tek aşamalı AAM metoduyla üretilmiştir. Ayrıca, tek aşamalı AAM karışımlarının malzeme özellikleri ve tamir harcı potansiyeli kalsine magnezya, karbon fiber ve çelik fiber gibi takviyelerle iyileştirilmiş; yapılan kapsamlı deneysel ve saha çalışmaları ile farklı tamir harçlarının özellikleri karşılaştırılmıştır. Deney sonuçları BOFC'nin yüksek kalsiyum içeriği ve kendine has mineralojisi ile hem iki aşamalı hem de tek aşamalı AAM karışımlarının priz süresini oldukça hızlandığı, erken yaş dayanımını önemli ölçüde artırdığını ortaya koymuştur. Optimum oranda BOFC kullanıldığında, hamur karışımlarının ASTM C1600 standardında tanımlanan tamir amaçlı karışımlardan “Genel Hızlı Sertleşen” (GRH) ve/veya “Orta Hızlı Sertleşen” (MRH) kategorilerinin kriterlerini sağladığı görülmüştür. Ek olarak, üretilen tek aşamalı ve iki aşamalı harç karışımlarının ASTM C928 standardında tanımlanan R1 sınıfı hızlı sertleşen tamir harcı kriterlerini karşıladığı belirlenmiştir. Tek aşamalı AAM tamir harçlarında kalsine magnezya veya mikrofiber ilavesinin genel olarak durabilite özelliklerini ve hacimsel stabiliteyi iyileştirerek kuruma rötresini önemli ölçüde azalttığı tespit edilmiştir. Yaşam döngüsü analizleri ve gerçekleştirilen saha uygulaması sonuçları optimum miktarda BOFC ile üretilen AAM esaslı tamir harçlarının karbon emisyonlarını ciddi ölçüde azaltarak dış yükler ve sert çevresel koşullar altında başarı ile uygulanabileceğini göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Alkali aktivasyon, erken dayanım, bazik oksijen fırın cürufu, yüksek fırın cürufu, tamir harcı

ABSTRACT

The Development of High Early Age Strength Alkali Activated Repair Mortar

Tarık ÖMÜR

Department of Civil Engineering

Doctor of Philosophy Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Nihat KABAY

The surfaces and coatings of reinforced concrete engineering structures, including buildings, bridge platforms, and highways, experience cracks and deterioration as a result of external factors during their extended operational lifespans. The timely and efficient repair of such structures is crucial for maintaining structural safety, thereby increasing the demand for fast-setting binders that exhibit high early age strength. Currently, the use of cement-based mortars containing specific chemicals for both structural and non-structural repairs present several environmental and economic drawbacks. Alkali-activated materials (AAM) are sustainable options compared to conventional cement-based repair mortars, characterized by their rapid hardening, enhanced mechanical strength at both early and later stages, excellent resistance to high temperatures, and reduced carbon emissions. This study explores the utilization of blast furnace slag (YFC) and basic oxygen furnace slag (BOFC), by-products from the iron and steel production industry, as binary binders in both two-part and one-part AAM production. The aim is to develop binders that exhibit high early strength, rapid hardening, and environmentally friendly characteristics in comparison to conventional cement-based mortars. Within this framework, the quantities of BOFC and YFC in AAM mixtures manufactured through two-part method were optimized by analyzing their physical, mechanical, and durability

properties. Additionally, the influence of BOFC on alkali activation reaction mechanisms and early age characteristics was assessed by means of microstructural analysis. The mixtures based on BOFC/YFC, which were optimized and characterized in the two-part AAM system, were produced using the one-part AAM method to enhance the potential use of the repair mortar. Furthermore, the properties of one-part AAM mixtures were improved through the inclusion of calcined magnesia, carbon fiber, and steel fiber. A comprehensive comparison of the properties of various repair mortars was conducted through extensive experimental and on-site applications. The experimental findings demonstrated that BOFC, characterized by its elevated calcium content and distinctive mineral composition, notably accelerated the setting time and enhanced the early strength of both two-part and one-part AAM mixtures. When BOFC was utilized in optimal proportions, the mixtures conformed to the specifications of “General Rapid Hardening” (GRH) and/or “Moderate Rapid Hardening” (MRH) classifications of repair mixtures as outlined in the ASTM C1600 standard. Furthermore, it was established that the one-part and two-part mortar mixtures conformed to the specifications for class R1 rapid hardening repair mortar as outlined in the ASTM C928 standard. The incorporation of calcined magnesia or microfibers in one-part AAM repair mortars demonstrated a notable decrease in drying shrinkage, enhancing overall durability characteristics and volumetric stability. Life cycle analysis and on-site observations demonstrated that AAM repair mortars, when produced with an optimal quantity of BOFC, can be effectively utilized under external loads and challenging environmental conditions, leading to a notable decrease in carbon emissions.

Keywords: Alkali activation, early age strength, basic oxygen furnace slag, blast furnace slag, repair mortar

1.1 Genel Bakış

Geleneksel çimento esaslı beton kolay hammadde temini, taze halde istenilen kalıp şeklini alması, hızlı uygulanabilirliği ve yüksek dayanım ve dayanıklılık özellikleri sebebiyle çok katlı binalar, barajlar, boru hatları, tüneller ve köprüler gibi pek çok inşaat mühendisliği uygulamasında en çok tercih edilen yapı malzemesidir. Geleneksel betonun dayanım ve dayanıklılık özelliklerinin belirlenmesinde bağlayıcı fazı oluşturan Portland çimentosu (OPC) en etkin rolü oynamaktadır. OPC üretiminin dünya genelinde 2024 yılında yaklaşık 4 milyar ton olarak gerçekleştiği tahmin edilmektedir [1]. Hızla artan nüfus ve altyapı ihtiyacı düşünüldüğünde bu rakamın 2050 yılı itibariyle 6,1 milyar ton olarak gerçekleşmesi öngörülmektedir [2]. Öte yandan, inşaat sektörünün küresel karbon emisyonunun yaklaşık olarak %33'ünü teşkil ettiği ve sadece çimento üretiminin yıllık 3,2 milyar tonun üzerinde karbon emisyonuna sebebiyet vererek bu rakamlarda büyük pay sahibi olduğu bilinmektedir [3], [4]. Yüksek karbon emisyonu değerlerinin yanı sıra çimentonun eldesi sürecinde hammaddelerin (kil ve kireçtaşının) yüksek sıcaklıklarda döner fırınlarda yakılması (~1500 °C) ve klinkerin çok ince öğütülmesi ciddi enerji ve doğal kaynak tüketimini ve yüksek maliyetleri beraberinde getirmektedir [5]. Öyle ki, 1 ton klinker üretiminde 4 GJ enerji harcandığı daha önce yapılan çalışmalarda ortaya konulmuştur [6].

OPC üretimi ve geleneksel beton üretiminin beraberinde getirdiği tüm bu dezavantajlar alternatif bağlayıcı ve üretim metodlarına olan ihtiyacı artırmış ve araştırmacılar bu sorunlara çeşitli çözüm önerileri getirmişlerdir. Bu bağlamda en sık tercih edilen ve dünya genelinde benimsenmiş çözüm önerilerinden birisi endüstriyel ve tarımsal atık veya yan ürünlerin ince öğütülerek OPC ikame

malzemesi olarak betonda kullanılmasıdır. Yüksek fırın cürufu (YFC), uçucu kül (UK), metakaolin (MK), pirinç kapçığı külü gibi atık veya yan ürün mineral katkıların belirli oranlarda kullanıldığında yüksek puzolanik aktiviteleriyle betonun özelliklerini iyileştirdiği ve çok ciddi çevresel ve ekonomik katkı sağladığı bildirilmiştir [7]. Ancak, bahsi geçen ve puzolanik karakteristikleri yaygın olarak bilinen mineral katkıların dünya genelinde çok yüksek miktarlarda bulunmaması, alternatif diğer atık veya yan ürün kaynaklarının da OPC esaslı sistemlerde oldukça düşük puzolanik aktivite ve performans göstermesi yeni bağlayıcı sistemi ihtiyacını beraberinde getirmiştir.

Alkalilerle aktive edilmiş malzemeler (AAM) bu bağlamda OPC esaslı sistemlere çevreci ve yenilikçi alternatif olarak ortaya çıkan, atık veya yan ürün bir alüminosilikat kaynağının sıvı veya katı formda bir alkali kaynağıyla birleştirilmesiyle sentezlenen bağlayıcı tipidir [8]. AAM üretimi, bertaraf edilmesi zor olan ve depolanması çevresel ve ekonomik sıkıntılara yol açabilen endüstriyel ve tarımsal atıkların yeniden kullanımı ve geri dönüşümünün sağlanması açısından büyük bir fırsat oluşturmaktadır. AAM'lerin iç yapısı, taze hal, fiziksel, mekanik ve dayanıklılık özellikleri ve bu özellikleri etkileyen çeşitli dizayn ve harici parametreler son yıllarda inşaat mühendisleri tarafından incelenmiş; yapısal, prekast, yalıtım ve tamir/onarım amaçlı pek çok mühendislik uygulamasında kullanım potansiyeli bildirilmiştir. Pek çok malzeme özelliği bakımından geleneksel OPC esaslı sistemlere benzer veya daha iyi performans sergileyebilmesine rağmen, az sayıda istisna hariç AAM karışımları henüz inşaat mühendisliği uygulamalarında birinci tercih haline gelememiştir. Yaygınlaşamamasının sebeplerinden birinin AAM'lerin yüksek kuruma rötresi olduğu bilinmektedir [9]. Son yıllarda, olumsuz rötre performansını açıklamak ve yüksek rötreyi azaltmak adına pek çok çalışma gerçekleştirilmiş, kireçtaşı tozu, polimer katkılar, rötre azaltıcı katkılar ve mikrofiber gibi çeşitli kimyasal ve lif katkıların rötreyi azaltmada önemli rol oynadıkları belirlenmiştir [10]. AAM'lerin yaygınlaşmasının önündeki en temel sebeplerden bir diğerini ise geleneksel AAM'lerin üretiminde kullanılan sıvı alkali çözeltiler oluşturmaktadır. Sıvı alkali çözelti kullanılarak üretilen bu sistemler için literatürde “iki aşamalı alkali aktivasyon” terimi kullanılmıştır. Ancak, bu alkali çözeltilerin hazırlığı ve kullanımı korozyif/aşındırıcı yapılarından ve dış ortam şartlarından

etkilenmelerinden ötürü saha uygulamalarında fizibilite sorunlarını beraberinde getirmiş, üstün malzeme özelliklerine rağmen kullanımını kısıtlamıştır [11]. Son yıllarda bu olumsuzlukları gidermek adına toz formda bir takım kimyasallar geliştirilmiş ve alkali çözeltilere alternatif olarak herhangi bir çözdürme işlemi olmaksızın doğrudan su ile karıştırılarak kullanılan bu üretim yöntemine “tek aşamalı alkali aktivasyon” ismi verilmiştir. Literatürde AAM sistemleri üzerine yapılan çalışmaların büyük çoğunluğunu elde edilmiş bilgi birikiminin yanı sıra üstün mekanik ve durabilite özelliklerinden ötürü iki aşamalı alkali aktivasyon oluşturmaktadır. Diğer yandan, tek aşamalı alkali aktivasyon ile ilgili çalışmalar da son yıllarda artış göstermekte olup bu üretim yöntemi OPC esaslı sistemlere göre daha çevreci, fizibilitesi geleneksel AAM üretimine göre çok daha yüksek bir alternatif olarak ön plana çıkmaktadır.

AAM’yi OPC esaslı bağlayıcılardan ayıran bir diğer farklılık ise erken yaştaki reaksiyon mekanizması ve sonucunda taze hal ve priz sürelerinde oluşan farklılıklardır. Özellikle yüksek kalsiyum oksit içeriğine sahip ve alüminosilikat açısından da zengin olan YFC gibi endüstriyel yan ürünlerin alkali aktivasyonu sonucunda priz süresinin oldukça hızlı olduğu ve erken yaş dayanımının OPC esaslı sistemlerden daha yüksek elde edilebildiği rapor edilmiştir [12]. Kısa priz süresi, hızlı dayanım kazanma ve yüksek erken yaş dayanımı özellikle yüksek kalsiyum içerikli bağlayıcıların alkali aktivasyon ile tamir/onarım harçlarında kullanımını mümkün kılmaktadır.

Binalar ve otoyollar gibi mühendislik yapılarının ve tesislerinin uzun servis ömrü içerisinde beton yüzeylerinde ve kaplamalarında dış etkilere bağlı hasarlar meydana gelmektedir. Bu hasarların düzenli ve hızlı şekilde onarılması veya tamir edilmesi büyük önem taşımakta, bu durum hızlı sertleşen harç ve benzeri malzemelere duyulan ihtiyacı artırmaktadır. Hızlı sertleşen harçlar, geleneksel harçlara kıyasla önemli ölçüde hızlı priz ve mukavemet gelişimi sağlamak üzere tasarlanmış özel malzemelerdir. Bu malzemeler, yapısal kullanımın veya araç erişiminin hızlı bir şekilde yeniden başlamasını sağlayarak binaların, yolların, köprülerin, havaalanı pistlerinin ve diğer yüksek trafikli bölgelerin hızlı bakımını veya onarımını kolaylaştırmaktadır. Buna ek olarak, bu tip harçların hızlı priz alma özellikleri soğuk hava koşullarında da çalışmasına izin vererek kısa bekleme süresinin gerekli olduğu beton yamalar ve yapısal onarımlar için hayati hale gelmektedir. Literatürde

ve uygulamada hızlı sertleşen tamir harçları olarak genellikle belirli hızlandırıcı kimyasal katkılara sahip OPC, magnezyum potasyum fosfat çimentosu veya kalsiyum sülfoalüminat çimentosu esaslı bağlayıcılar tercih edilmektedir [13], [14]. OPC’de hızlandırıcı katkıların kullanımı maliyetlerin yükselmesine ve erişilebilirliğin azalmasına neden olmaktadır. Öte yandan, kalsiyum sülfoalüminat çimentosu kullanımının yetersiz eğilme dayanımı, düşük tokluk ve düşük gözenek çözeltisi pH’ı gibi sorunlara neden olduğu ve ilave polimer ve/veya kimyasal katkılar gerektirdiği rapor edilmiştir [15]. Buna ek olarak, kalsiyum sülfoalüminat çimentosu için özel hammadde gereksinimi ve erişim zorluğu ayrıca OPC ve kalsiyum sülfoalüminat çimentolu sistemlerle bağlantılı çevresel dezavantajlar, araştırmacıları alternatif hızlı sertleşen tamir harcı üretim yöntemlerini keşfetmeye yönlendirmiştir. Yüksek kalsiyum içerikli endüstriyel yan ürünlerin aktive edildiği AAM sistemlerinin sağladığı olumlu erken yaş performansı, bunların tamir harcı olarak kullanım potansiyelini arttırmaktadır. Ayrıca, AAM sistemleri pek çok atık malzeme ve yan ürünün farklı alkali aktivatör alternatifleriyle üretilmesinden ötürü yüksek tasarım esnekliğine sahiptir. Bu esneklik sayesinde priz süresi, taze hal özellikleri ve erken yaş dayanım gelişimi gibi malzeme özellikleri farklı bağlayıcı ve aktivatör kaynaklarıyla tamir harcına uyarlanacak şekilde ayarlanabilmektedir.

YFC, UK, MK ve silis dumanı gibi alüminosilikat esaslı atık/yan ürün malzemelerin alkali aktivasyonu ve reaksiyon mekanizmaları literatürde detaylı şekilde irdelenmiş ve araştırmacılar son yıllarda, önemli oranda açığa çıkan diğer alüminosilikat kökenli atık malzemelerin aktivasyonuna ve potansiyel kullanımına odaklanmışlardır [16]. Atık su arıtma çamuru, agrega yıkama çamuru, cam tozu vb. alüminyum, silisyum veya kalsiyum bakımından zengin atık maddeler çeşitli aktivatörler vasıtasıyla aktive edilmiş ve yaygın bağlayıcılara eşdeğer dayanımlar elde edilebilmiştir [17], [18], [19]. Bu atık malzemelere verilebilecek önemli örneklerden biri de bazik oksijen fırın cürufudur (BOFC). 1 ton çelik üretiminden yaklaşık olarak 150-200 kg BOFC açığa çıkmakta ve küresel çelik üretimi dikkate alındığında yıllık yaklaşık olarak 250 milyon tona yakın BOFC açığa çıktığı ifade edilmektedir [20]. Ciddi miktarlarda açığa çıkmasına karşın OPC esaslı ya da AAM esaslı sistemlerde kullanımı YFC’ye nazaran kristal yapıya sahip olması ve düşük alüminosilikat içeriğinden ötürü daha kısıtlı kalmıştır. Ancak, yüksek kalsiyum

içeriği ve kendine has mineralojik yapısı BOFC'nin uygun bir alüminosilikat kaynağı ile birlikte kullanıldığında alkali aktivasyonda büyük potansiyel taşıdığını göstermektedir.

AAM'ler, hızlı sertleşen ve erken dayanımı yüksek malzemeler ve endüstriyel yan ürünler ile ilgili detaylı bilgiler ve literatür özeti Bölüm 2'de sunulmuştur. Sonuç olarak, BOFC ve YFC gibi endüstriyel yan ürünlerin farklı AAM üretim yöntemleri ile kullanılarak erken yaş dayanımı yüksek ve sürdürülebilir bağlayıcı eldesi özellikle tamir ve onarım amaçlı harç üretimlerinde geleneksel OPC esaslı malzemelere göre pek çok avantaj sağlaması beklenmektedir.

1.2 Tezin Amacı ve Kapsamı

Erken yaş dayanımı yüksek ve hızlı sertleşen bağlayıcıların üretimi bir takım özel üretim yöntemleri veya kimyasal ilaveleri gerektirmektedir. Bu özel harçların üretiminde çoğunlukla tercih edilen çimento esaslı veya polimer modifiyeli harçların ise beraberinde getirdiği yüksek çevresel ve ekonomik gereksinimleri sürdürülebilirlik ilkelerini sekteye uğratmaktadır. Buna göre, bu tez çalışması ile demir ve çelik üretim endüstrisinin yan ürünleri olan YFC ve BOFC'nin iki aşamalı ve tek aşamalı AAM üretiminde ikili bağlayıcı olarak kullanımı vasıtasıyla erken dayanımı yüksek, hızlı sertleşen ve geleneksel OPC esaslı harçlara göre daha çevreci, hızlı onarım ve tamirat gerektiren durumlara uygun bağlayıcı üretimi amaçlanmaktadır. Bu temel amacın gerçekleştirilmesi bağlamında hedeflenen alt amaçlar maddeler halinde aşağıdaki gibi sıralanmıştır:

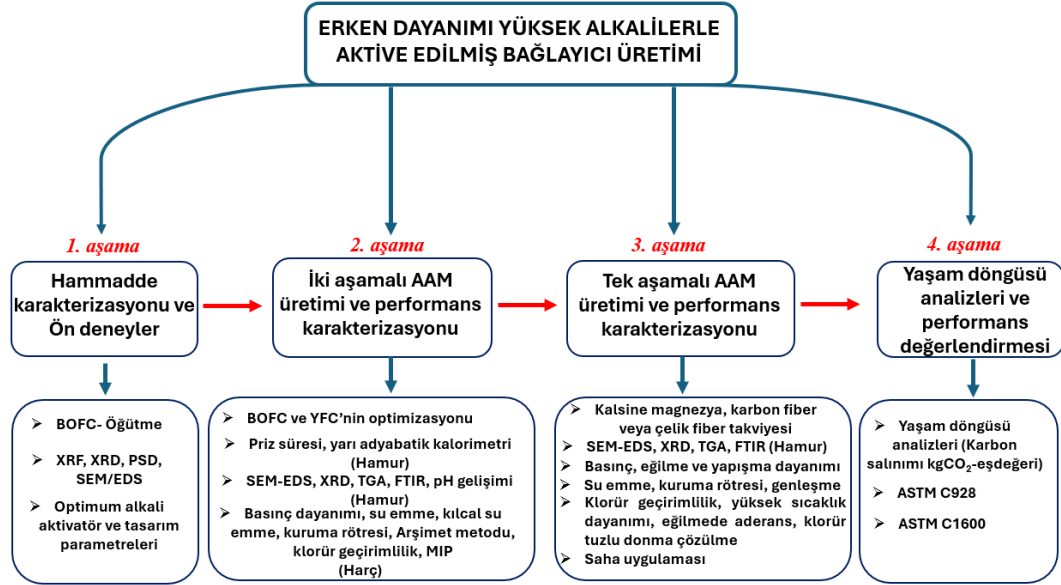
- Çelik endüstrisinin yan ürünü olarak açığa çıkan ve atmosfere açık alanlarda depolanan BOFC'nin stok sahalarından alınarak faydalı üretime entegrasyonu amaçlanmaktadır. Böylelikle günümüzde mineral katkı malzemesi olarak sıkça tercih edilen YFC gibi BOFC'nin de alternatif kullanım alanı oluşturularak ülke bazında çevresel ve ekonomik faydanın da elde edilmesi hedeflenmektedir.
- Karışımlarda üstün erken yaş dayanımı, yeterli geç yaş dayanımı ve yüksek durabilite özelliklerinin elde edilebilmesi için optimum BOFC ve YFC miktarlarının belirlenmesi amaçlanmaktadır.

- BOFC'nin hem erken yaş hem de ilerleyen kür sürelerinde alkali aktivasyonda oluşturduğu etkilerin ve reaksiyon mekanizmalarının açıklanması amaçlanmaktadır.
- BOFC ve YFC esaslı AAM karışımlarının çevresel etkilerinin net olarak ortaya konulması için karbon emisyonlarının belirlenmesi ve geleneksel çimentolu sistemlerle karşılaştırması amaçlanmaktadır.
- BOFC ve YFC'nin oluşturacağı sinerjik etkilerin hem iki aşamalı alkali aktivasyon hem de tek aşamalı alkali aktivasyon yöntemleriyle kapsamlı olarak değerlendirilmesi ve karşılaştırmalı analizlerinin yapılması hedeflenmektedir.

Yukarıda bahsedilen tüm bu amaç ve hedeflere ulaşabilmek adına BOFC ve YFC farklı oranlarda kullanılarak iki aşamalı ve tek aşamalı alkalilerle aktive edilmiş harç numuneleri üretilmiştir. İki aşamalı AAM üretiminde bağlayıcıların reaktivitesini sağlamak amacıyla sodyum silikat ve sodyum hidroksitten oluşan alkali aktivatör çözeltisi kullanılmış; tek aşamalı AAM üretiminde ise sodyum metasilikat anhidrat tozu aktivatör olarak değerlendirilmiştir. Bu kapsamda tez çalışması Şekil 1.1'de gösterildiği gibi dört farklı aşamada gerçekleştirilmiştir.

Birinci bölümde farklı oranlarda BOFC ve YFC içeren karışımlar için optimum alkali aktivatör parametreleri, su/bağlayıcı ve kum/bağlayıcı oranı gibi harç tasarım parametreleri ön deney çalışmaları ile belirlenmiş. Daha sonraki bölümde, optimum tasarım parametreleri kullanılarak farklı oranlarda BOFC ve YFC'den oluşan iki aşamalı hamur numuneleri üretilerek BOFC'nin alkali aktivasyon mekanizmasına, erken yaş dayanımına ve dayanım gelişimine, priz süresine ve karışımların taze hal reaksiyon ısısı gelişimine olan etkileri yapılan içyapı, mekanik ve taze hal deneyleriyle belirlenmiştir. Çalışmanın üçüncü bölümünde ise iki aşamalı AAM yönteminde karakterizasyonu ve performansı optimize edilen harçların tek aşamalı AAM yöntemiyle üretimi gerçekleştirilmiştir. Bir önceki bölümde belirlenen optimum BOFC ve YFC içeriği kullanılarak tek aşamalı AAM yöntemiyle üretilen harçlarda ise harçların performansını geliştirmek amacıyla kalsine magnezya (KM), karbon fiber (KF) ve çelik fiberin (ÇF) farklı oranlarda kullanımının etkileri detaylı olarak incelenmiştir. BOFC, YFC ve farklı mikrofiber veya toz katkıları içeren tüm tek aşamalı AAM harç karışımlarında fiziksel, mekanik, durabilite ve içyapı analizleri gerçekleştirilmiş ve deneyler sonrası karakterize edilen tamir harçlarının

dış ortam performansına yönelik saha uygulaması yapılmıştır. Son bölümde ise üretimi yapılan tek ve iki aşamalı AAM harçlarda yaşam döngü analizi ile karbon emisyonu değerlendirmesi gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, özellikleri derinlemesine irdelenen hızlı sertleşen ve erken dayanımı yüksek olan bu iki aşamalı ve tek aşamalı AAM karışımlarının inşaat mühendisliğinde onarım ve tamir işlerinde muhtemel kullanımları teknik özellikler ve standartlarla karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir.



Şekil 1.1 Deneysel çalışmada takip edilen akış şeması

1.3 Hipotez

İki aşamalı ve tek aşamalı AAM karışımlarının priz süresi ve erken yaş dayanımı, aktive edilen bağlayıcıların kimyasal içeriğinden ve mineral yapısından büyük ölçüde etkilenir. Ayrıca, kullanılan alkali aktivatörün kimyasal içeriği, çözünme hızı ve sağladığı ortam pH'ı AAM özelliklerini etkileyen diğer önemli parametrelerdir. Bu bağlamda, hızlı sertleşen ve erken yaş dayanımı yüksek alkalilerle aktive edilmiş bağlayıcı üretiminde uygun alkali aktivatör seçimi ve bağlayıcı optimizasyonu kilit rol oynamaktadır. Farklı oranlarda BOFC ve YFC içeren ve iki aşamalı veya tek aşamalı AAM üretim yöntemleriyle üretilecek olan karışımların erken yaş, mekanik, fiziksel, durabilite ve iç yapı özellikleri BOFC içeriğine ve üretim yöntemine göre büyük ölçüde farklılık gösterecektir. BOFC yüksek kalsiyum içeriği ve kendine has minerolojik yapısı vasıtasıyla YFC ile sinerjik etki yaratarak harç karışımlarının prizini hızlandıracak ve erken yaş

dayanımını iyileştirecektir. BOFC'nin sunduğu tüm bu avantajlar sayesinde hızlı tamirata uygun harçların geliştirilmesi mümkün olacaktır.

Geleneksel AAM üretiminde tercih edilen iki aşamalı üretim yönteminin beraberinde getirdiği alkali çözelti hazırlama süreci ve yüksek kuruma rötresi davranışı saha uygulamalarında fizibiliteyi zorlaştırmakta ve AAM'lerin yaygınlaşmasında engel teşkil etmektedir. Bu bağlamda, belirli oranlarda kalsine magnezya, karbon fiber veya çelik fiberin BOFC/YFC tabanlı tek aşamalı AAM harçlarında kullanımı yüksek kuruma rötresini azaltacak ve çözelti ihtiyacını ortadan kaldırarak saha uygulamalarında kolay ve güvenli uygulanabilirliği sağlayacaktır.

Ayrıca, hem tek hem de iki aşamalı AAM üretim yöntemiyle üretilen harçlar, atık/yan ürünleri harç üretimine entegre ederek geleneksel OPC esaslı sistemlere göre daha düşük karbon emisyonuna sahip olacaktır.

2 LİTERATÜR TARAMASI

2.1 Alkalilerle Aktive Edilmiş Malzemeler

Bu bölümde alkalilerle aktive edilmiş bağlayıcı sistemlerinin tarihsel gelişimi, yaygın kullanılan bağlayıcıların ve aktivatörlerin reaksiyon mekanizması ve alkali aktivasyonda kullanılan üretim metodolojileri detaylı olarak anlatılacaktır.

2.1.1 Alkali Aktivasyonun Tarihsel Arka Planı ve Güncel Uygulamalar

Alkalilerle aktive edilen malzemelerin keşfi 20. yüzyılın başlarında Batı Avrupa’da yapılan çalışmalara dayanmaktadır. İlk olarak çimento kimyası konusunda çalışmaları bulunan Kuhl, silisyum ve alüminyum bakımından zengin öğütülmüş cürufu sodyum hidroksit (NaOH) ve potasyum hidroksit alkali oksitlerini kullanarak aktive etmiş; dayanım ve dayanıklılık özelliklerini incelemiştir. Bu çalışmasıyla 1908 yılında ilk alınan patentin de sahibi olan Kuhl, sentezlediği AAM’nin geleneksel çimento esaslı bağlayıcıyla rekabet edebilecek özelliklere sahip olduğunu da belirtmiştir [21]. Bir alüminosilikat bağlayıcı kaynağı olarak YFC ilerleyen yıllarda Fransız bilim adamı Feret tarafından da incelenmiş ve OPC ikamesi ile cürüflü çimento tabiri ortaya konularak alternatif bağlayıcı arayışları hız kazanmıştır [22]. Dünyada ve özellikle Avrupa’da 2. Dünya savaşı sırasında ve sonrasında meydana gelen çimento üretiminde kullanılan hammaddelerin kıtlığı yeni bağlayıcı arayışına daha da hız kazandırmış ve farklı alüminosilikat kaynaklarının farklı alkalilerle karıştırılması ile ilk AAM üretimleri denenmeye başlanmıştır [23]. 1940’lı yılların başlarında ise Purdon geniş çaplı bir laboratuvar çalışması gerçekleştirerek NaOH ve Ca(OH)_2 ’nin sağladığı yüksek alkalinite ile YFC’yi aktive edebildiğini ve hızlı sertleşen ve erken dayanım kazanan bağlayıcı üretiminin mümkün olduğunu ortaya koymuştur. Yaptığı çalışmalarda ayrıca reaksiyon mekanizmalarına da açıklık getirmeye çalışan Purdon bu bağlamda

alüminosilikatların alkali aktivasyonu ile ilgili bilimsel ve kimyasal temelleri de atmıştır [24]. Bu yıllarda yapılan çalışmalar çoğunlukla kalsiyumca zengin cüruf esaslı sistemlerin alkali aktivasyonu üzerine ilerlemişken 1950'lerin sonlarında Glukhovsky [25], antik Roma ve Mısır yapılarında kullanılan bağlayıcıları araştırarak bu bağlayıcıların, OPC benzeri kalsiyum alüminosilikat hidratlardan ve doğal bir kaya olan analcit kristal fazlarından oluştuğu sonucuna varmıştır. Ayrıca, araştırmalarının sonucunda kalsiyum içermeyen sadece alüminosilikat yapıları hammadde olarak uygun alkali ortamda dayanım kazanabileceği tezini ilk defa öne sürmüştür. Tüm bu araştırmalara dayanarak Glukhovsky, "toprak-çimento" adını verdiği yeni bir bağlayıcı türü geliştirmiştir. Toprak-çimento, öğütülmüş alüminosilikat ile zengin alkali endüstriyel atıkların karıştırılmasıyla elde edilmiş ve alkali aktivasyon çalışmalarının sadece cüruf odaklı ilerlememesinin, alternatif bağlayıcı kaynaklarının da keşfedilmesinin önünü açmıştır. 1970'lerin sonlarında Glukhovsky'nin ortaya koyduğu alüminosilikat esaslı bağlayıcıların aktivasyonu fikri, Fransız bilim adamı Davidovits tarafından tam anlamıyla hayata geçirilmiş ve AAM alanındaki çalışmalara tekrardan hareketlilik gelmiştir. Davidovits [26] yaptığı çalışmalarda kireçtaşı, dolomit ve kaolinitin alkali malzemelerle sinerjisinden alüminosilikat esaslı bağlayıcılar sentezlemeyi başarmıştır. Bu bağlayıcıların bileşimi ve yapısı zeolitlere (polimerik yapılar) benzediği için, bu tür bağlayıcılara "jeopolimer" adını vererek bu terimi ilk kez kullanmış ve yaygınlaşmasında büyük rol oynamıştır.

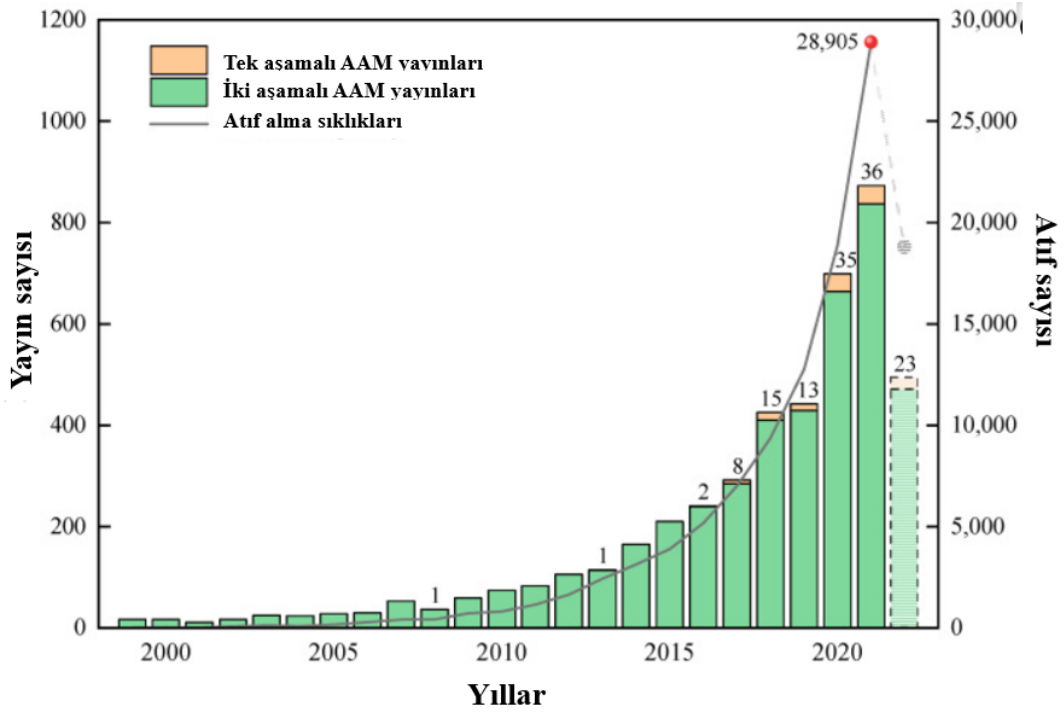
Bu tarihten itibaren alkali aktivasyon ve jeopolimer isimleri altında çok sayıda farklı alüminosilikat ve kalsiyum kökenli farklı atık/yan ürün malzemeler farklı alkali kaynaklarıyla aktive edilmiş ve malzeme özellikleri karakterize edilmiştir. Jeopolimer terimi jenerik olarak kalsiyum içermeyen veya az miktarda kalsiyum içeren alüminosilikat esaslı malzemelerin aktivasyonu için ortaya atılmış olsa da araştırmacılar zamanla bu terimi YFC gibi kalsiyumca zengin malzemelerin aktivasyonunda da tercih etmiştir [27]. Bundan ötürü, bağlayıcı tipinin kimyasal yapısından bağımsız olarak AAM terimi çoğunlukla kapsayıcı bir terim olarak akademik toplulukta kabul görmektedir. Şekil 2.1, tek ve iki aşamalı AAM üretim yöntemleriyle ilgili yapılan çalışmaların yıllara bağlı olarak değişimini ve atıf sayılarını göstermektedir. AAM ile ilgili yapılan çalışmaların 2010'lu yıllar sonrasında üstel şekilde hızla arttığını ve 2022 itibarıyla yıllık 1000 çalışmaya

oldukça yaklaştığını ortaya koymaktadır. Diğer yandan, çalışmaların büyük oranda geleneksel üretim yöntemi olarak bilinen iki aşamalı alkali aktivasyon yöntemiyle gerçekleştirildiği, tek aşamalı alkali aktivasyon ile ilgili çalışmaların 2020'lerden itibaren kayda değer artış göstermeye başladığı tespit edilmiştir.

Alkali aktivasyon ile ilgili yapılan bilimsel çalışmalar çeşitli Ar-Ge merkezlerinin kurulması, bilgiye ve kimyasal malzemelere olan erişimin kolaylaşması gibi pek çok sebepten dolayı ciddi sayıda artmıştır. AAM'lerin son zamanlardaki pilot ve büyük ölçekli inşaat mühendisliği uygulamaları, on yıllardır süren büyük araştırma girişimleri tarafından desteklenmiştir. Örneğin, Avustralya'da farklı eyaletlerde karayolu üstyapı ve havaalanı altyapı inşaatlarında AAM esaslı beton malzemeler rijit kaplama ve betonlama işlerinde 40.000 m³ hacmi aşacak miktarda kullanılmıştır [4]. Avustralya'da gerçekleştirilen diğer uygulamalarda AAM esaslı betonlar liman duvarlarını güçlendirmede, çeşitli binalarda yapısal eleman üretiminde ve iskele inşaatlarında kullanılmıştır [28], [29], [30]. Asya bölgesinde gerçekleştirilen bir diğer saha uygulamasında, Çin'deki bir prekast beton üretim tesisinde deniz yapısı uygulaması için YFC esaslı AAM beton levhaları pilot ölçekli olarak üretilmiş ve farklı sıcaklıklarda kürlenerek test edilmiştir. Proje, AAM ürünlerinin büyük ölçekte üretilebilirliğini ve verimliliğini doğrulamış, ayrıca AAM'lerin yüksek kuruma rötresi davranışı için kontrollü kürlenmenin önemini vurgulamıştır [31]. Bununla birlikte, İngiltere, ABD, Rusya, Güney Afrika, Ukrayna ve Hollanda gibi ülkelerde de AAM teknolojisini kullanan birçok projenin şartname ve uygulama örnekleri rapor edilmiştir [32].

Sonuç olarak, gelişen görüntüleme ve malzeme karakterizasyon teknikleri ile birlikte AAM üzerinde son yıllarda yapılan araştırmalar, teknolojinin temelini oluşturan reaksiyon mekanizması, reaksiyon ürünleri ve farklı türdeki bağlayıcı alternatiflerinin ve alkali aktivatörlerin anlaşılması ve optimizasyonuna daha fazla odaklanmıştır. Ayrıca, AAM'ler gelişen yapay zeka ve eklemeli imalat teknolojisinde kendine yer bulmaya başlamış, AAM'lerin hızlı sertleşme ve dayanım kazanma özellikleri sayesinde 3B-baskı karışımlarında sıkça araştırıldığı görülmüştür [33]. Yapay zeka ve makine öğrenmesi algoritmaları kullanılarak AAM'lerin tasarım optimizasyonu, hidrasyon ürünlerinin gelişimi ve uzun dönem performansının tahmini gibi pek çok zorlu ve karışık süreçlerin üstesinden gelinmeye başlanmıştır [34]. Çoğunlukla harç fazında yapılan çalışmalarda,

üretileen karışımaların mekanik, fiziksel ve durabilite özellikleri, çeşitli endüstriyel ve tarımsal yan ürünlerin alkali aktivasyonu gibi pek çok alanda devam etmektedir.



Şekil 2.1 1999–2022 yılları arasında geleneksel AAM ve tek aşamalı AAM’lerin yayın ve atıf sıklığı istatistikleri [35]

2.1.2 Alkalilerle Aktive Edilmiş Bağlayıcıların Kimyası ve Reaksiyon Mekanizması

Alkalilerle aktive edilen bağlayıcıların kimyası ve reaksiyon mekanizması kullanılan öncü malzemelerin kimyasal ve mineralojik içeriğinden, alkali aktivatör katyon tipinden ve kürleme koşulları gibi birçok tasarım ve harici parametreden etkilenmektedir. Literatürde yapılan çalışmalar kalsiyum bakımından zengin YFC benzeri bağlayıcı kaynaklarının birbirine benzer reaksiyon kimyası ve mekanizmasına sahip olduğunu rapor ederken; alüminyum ve silisyum bakımından zengin bağlayıcı kaynaklarının daha farklı reaksiyon mekanizması olduğu ortaya konulmuştur [36]. Ayrıca, yüksek kalsiyum içeren AAM’lerin reaksiyon kimyasının alkali aktivatör kimyasından da etkilendiği rapor edilmiştir [37].

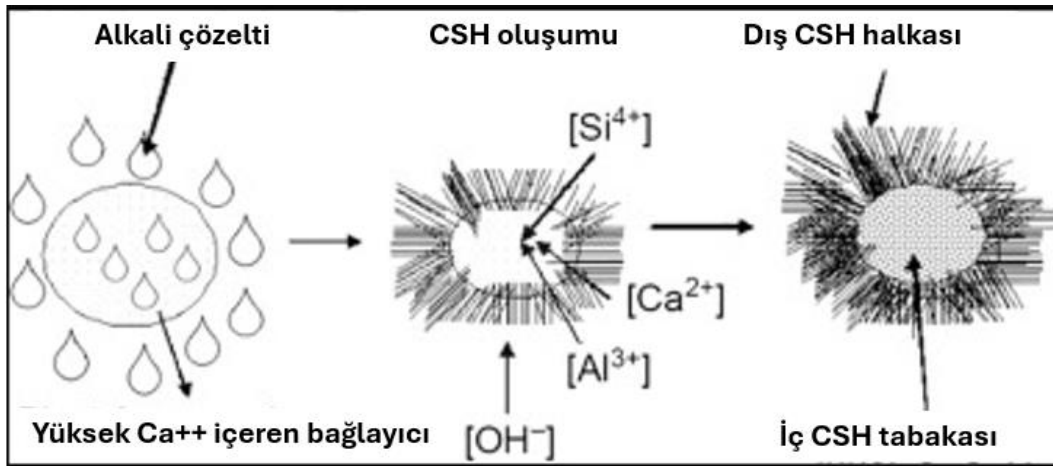
2.1.2.1 Yüksek Kalsiyum İçeren Bağlayıcıların Alkali Aktivasyonu

Şekil 2.2, yüksek kalsiyum içeriğine sahip bağlayıcı kaynağının alkali aktivasyon reaksiyonlarını teorik olarak özetlemektedir. Glukhovsky ve Krivenko’nun [38] yaptığı çalışmalara dayanan bu gösterim, yüksek kalsiyumlu AAM’lerin basit

anlamda iyonların çözünmesi ve polikondenzasyon reaksiyonlarıyla gerçekleştiğini açıklamaktadır. Alkali aktivatör kaynağı olarak, yapılan çalışmalarda tipik olarak tek başına NaOH veya NaOH ile sodyum silikat (Na_2SiO_3) çözeltisinin bir arada kullanıldığı kombinasyonlar tercih edilmektedir [39], [40]. NaOH ile aktive edilmiş yüksek kalsiyum içerikli AAM'lerin reaksiyon sürecinin temel olarak üç aşamaya ayrıldığı literatürde yapılan reaksiyon kinetiği çalışmalarıyla ifade edilmiş ve izotermal kalorimetre analizleri ile doğrulanmıştır [41], [42]. İlk aşamada, bağlayıcı danelerinin alkali çözelti ile ıslanması ile birlikte OH^- iyonlarının sağladığı yüksek alkalinite bağlayıcı danelerinin iyonlarına ayrışmasını hızlandırmakta ve bu aşamada hızlı bir ısı salınımı gerçekleşmektedir. Bu dönemde, çözeltideki reaktif iyonların konsantrasyonu kademeli olarak artmakta ve yetersiz doygunluk derecesi azalmaktadır. İkinci aşamada ise, giderek daha fazla iyon birbiriyle temas etmeye başlamakta ve yüksek kalsiyum içeren bağlayıcı parçacıkların yüzeyinde kademeli olarak Şekil 2.2'de görüldüğü gibi jel oluşumu meydana gelmektedir. Bu dönemde, alkali katyon (Na), yük dengesini sağlayarak kalsiyum iyonları ile değişmekte ve kalsiyum silikat hidrat (C-S-H) jelini oluşturmak için sadece bir katalizör görevi görmektedir. Reaksiyonların ilerlemesiyle birlikte, Al tetrahedronları, köprüleme pozisyonlarındaki Si tetrahedronlarının yerini kademeli olarak almakta ve alkali katyon (Na), yük dengesizliğini nötralize etmek için Al ile birlikte zincire girmektedir. Al'nin alınması C-S-H jel yapısının kalsiyum alüminosilikat hidrat (C-A-S-H) yapısına dönüşmesine katkı sağlamakta ve doğrusal zincir uzunluğunu artırmaktadır. Üçüncü aşamada, yüksek kalsiyumlu bağlayıcının yüzeyindeki C-A-S-H jeli tabakası, reaksiyon ürünü kabuğu oluşana kadar büyümeye devam etmektedir. İlerleyen kür süreleriyle birlikte OH^- iyonlarının dış jel tabakasından difüzyonu zorlaşmakta ve reaksiyon yavaş yavaş durmaktadır. Sonuç olarak, dayanım gelişiminin de yavaşladığı sabit bir dönem başlayarak reaksiyonlar durma aşamasına gelmektedir [37].

Literatürde en yaygın tercih edilen NaOH ve Na_2SiO_3 kombinasyonlu alkali aktivatör seçimi sonucunda ise reaksiyon mekanizmasında yukarıda detaylıca açıklanan sadece NaOH içeren AAM reaksiyonlarına göre ufak da olsa bazı farklılıklar meydana gelmekte ve reaksiyon mekanizması dört farklı aşamada gerçekleşmektedir. Buna göre, ilk aşama benzer şekilde yüksek alkalinite ve bağlayıcı danelerinin çözünmesini ifade ederken, Na_2SiO_3 tarafından sağlanan

ekstra silisyum iyonları ortam pH'ını sadece NaOH içerenlere göre düşürerek ilk aşamada gerçekleşen bağlayıcı danelerinin iyonlarına ayrışması aşamasını kısmen yavaşlatmaktadır [8]. İlk aşama sonrasında ise Na_2SiO_3 varlığı bağlayıcı danesi üzerinde geçici bir silisyum tabakası oluşumuna sebebiyet vermekte ve sadece NaOH ile aktive edilen sisteme göre temel farklılığı meydana getirmektedir. Kalsiyum ve alüminyum iyonlarının yüksek olması sonucunda oluşan bu ekstra silisyum tabakası geçici olarak reaksiyonların ilerlemesini yavaşlatmakta ve bir duraklama periyodu oluşturmaktadır. AAM ile ilgili yapılan izotermal kalorimetri analizleri de bu durumu doğrulamaktadır [43], [44]. İlerleyen aşamalarda ise bu silisyum tabakası çözülmekte ve reaksiyonlar hızlanarak C-A-S-H jeli oluşumunu artırmaktadır. Son olarak, oluşan dış tabaka jel reaksiyonların yavaşlayarak durmasına yol açmaktadır [37]. Na_2SiO_3 içerikli AAM'lerin, NaOH ile aktive edilen AAM karışımlarına göre, jel yapısının daha yoğun ve uzun polimerize zincirleri içerdiği ve daha yüksek performans verdiği rapor edilmiştir [45], [46]. Bununla birlikte, NaOH'ın sebep olduğu yüksek başlangıç alkalinitesi erken yaşta dış C-A-S-H halkası oluşumuna sebebiyet vermekte, OH^- iyonlarının iç tabakalara difüzyonunu zorlaştırarak reaksiyonların devamlılığını ve geç yaş dayanım gelişimini olumsuz etkilemektedir [47], [48].



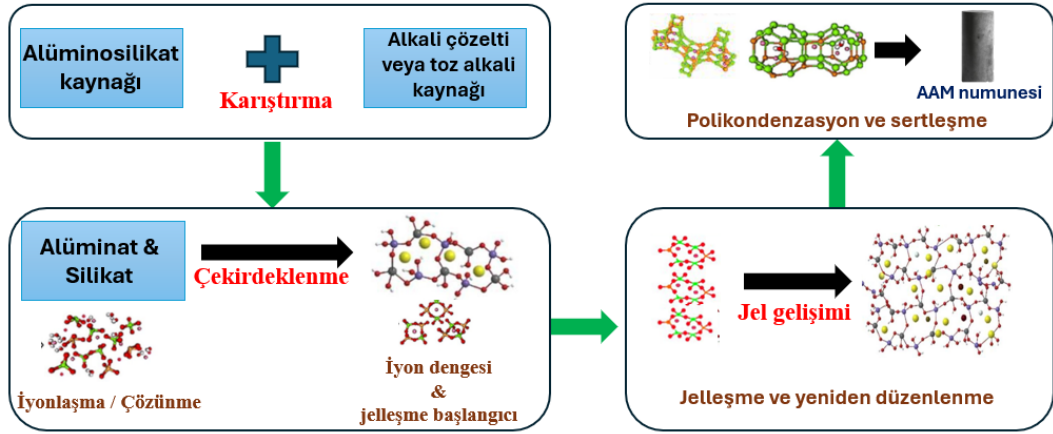
Şekil 2.2 Yüksek kalsiyumlu AAM reaksiyon mekanizmasının teorik gösterimi [49]

2.1.2.2 Düşük Kalsiyum İçeren Bağlayıcıların Alkali Aktivasyonu

Yüksek alüminosilikat içerikli bağlayıcı malzeme içeren AAM karışımlarının reaksiyon mekanizması, yukarıda anlatılan yüksek kalsiyum içerikli AAM karışımlarına benzer aşamalarda ilerlemesine karşın, farklı kimyasal içeriklerden

ötürü kristalleşme, jelleşme ve polimerleşme aşamalarında meydana gelen farklı kimyasal reaksiyon ürünlerinden ötürü literatürde ayrı olarak irdelenmektedir.

Şekil 2.3 tipik bir alüminosilikat kaynağının alkali aktivasyonunu özetlemektedir. Düşük kalsiyumlu AAM sistemlerinde, örneğin MK veya F-tipi UK esaslı sistemlerde, reaksiyonlar yoğun miktarda alüminosilikat içeren bağlayıcı danelerinin yüksek alkali ortamda çözünmesi sonucu iyonlarına ayrılmasıyla başlamaktadır. Alkali aktivatörlerin sağladığı yüksek ortam pH'ı, amorf alüminosilikat matrisinin depolimerizasyonunu kolaylaştırarak düzensiz Si-O-Si ve Si-O-Al bağlarının kırılmasını sağlamakta ve silikat (SiO_4^{-4}) ve alüminat (AlO_4^{-5}) türlerinin gözenek çözeltisine salınmasına neden olmaktadır [37]. Bu aşamada karışımda tercih edilen alkali aktivatörün türü reaksiyonların hızını ve reaksiyon ürünlerinin içeriğini etkilemektedir. Buna göre, alkali çözeltisinin Na_2SiO_3 içermesi durumunda sağlanacak olan ekstra silisyum iyonlarının çözünme aşamasını hızlandırdığı ve jel kompozisyonunda silisyumun yoğunluğunu artırmada etkili olduğu rapor edilmiştir [50]. Diğer yandan, NaOH varlığı ise sağladığı ekstra OH^- iyonları ile depolimerizasyonu hızlandırmada olumlu etki göstermektedir [51]. Daha sonra, ilk aşamada oluşan bu reaktif silikat (SiO_4^{-4}) ve alüminat (AlO_4^{-5}) türleri hidroliz ve ardından polikondenzasyon reaksiyonlarına girerek ve Si-O-Al / Si-O-Si bağlarını geliştirerek çapraz bağlı üç boyutlu bir alüminosilikat iskeleti oluşmasını sağlamaktadır. Baskın reaksiyon ürünü, çözeltiden çökelen ve yavaş yavaş sertleşen bir sodyum alüminosilikat hidrat (N-A-S-H) jelini meydana getirmektedir [52]. Alkali katyonlar, özellikle Na^+ , bu süreç boyunca çok önemli bir rol oynayarak hem pH'ı yükselterek bağlayıcıların çözünmesini kolaylaştırmakta hem de negatif yüklü $[\text{AlO}_4]^{-5}$ tetrahedraları stabilize ederek tekrardan düzensiz bağ formuna dönmelerini engellemektedir [53]. Bu durum, elektrostatik nötrlüğü sağlayarak kararlı bir N-A-S-H jel yapısının oluşumuna olanak tanımaktadır. Zamanla oluşan jel yapısı, daha fazla polimerizasyon, yoğunlaşma ve yapısal iyileşme ile mekanik performansın ve dayanıklılığın artmasına yol açmaktadır. Kalsiyum fazlarının eksikliği ise C-S-H ya da C-A-S-H jellerinin oluşumunu engellemekte ve bu mekanizmayı yüksek kalsiyumlu AAM sistemlerden farklı kılmaktadır.



Şekil 2.3 Alüminosilikat içerikli AAM'lerin reaksiyon mekanizması [4]

2.1.2.3 Alkalilerle Aktive Edilmiş Bağlayıcılarda Reaksiyon Ürünleri

AAM sistemlerinde oluşan birincil (jel yapısı) ve ikincil reaksiyon ürünleri temel olarak bağlayıcının kimyasal ve mineralojik yapısından etkilenmektedir. Ayrıca, kullanılan alkali aktivatör tipi ve molar oranları gibi parametreler de birincil ve ikincil reaksiyon ürünlerinin oluşumunu ve miktarlarını önemli ölçüde etkilemektedir.

Bağlayıcı olarak kalsiyumca zengin kaynakların kullanıldığı durumlarda birincil reaksiyon ürünü olarak büyük ölçüde C-(A)-S-H oluşumu gözlenmektedir. Bu jel yapısı bağlayıcı danesinde iki tabakalı olarak meydana gelmekte olup, iç tabakası daha az alüminat içeren yoğun yapılı C-S-H jelinden, dış tabakası ise görece daha az yoğun olan ve yüksek alüminat içeren yarı kristal formda C-A-S-H jelinden oluşmaktadır [54], [55]. C-A-S-H jelinin Ca/Si oranının (0.8-1.2 aralığı) OPC'nin jel yapısındaki orandan daha düşük olduğu rapor edilmektedir [54]. Yüksek kalsiyum içerikli AAM sistemlerinde rapor edilen ikincil reaksiyon ürünlerinin başında ise bağlayıcı kompozisyonuna ve alkali aktivatör oranlarına bağlı olarak hidrotalsit, kalsit, katoit, stranlingit ve nadir de olsa zeolit tipi alüminosilikat fazları gibi yapılar gelmektedir [56], [57], [58], [59].

Kalsiyum içeriği düşük alüminosilikat esaslı AAM'lerin birincil reaksiyon ürünü ise farklı polimerizasyon derecesine sahip olabilen yarı kristal ya da amorf N-A-S-H tipi jeller oluşturmaktadır [60]. Bu jel yapısının polimerizasyon derecesi Si/Al molar oranından etkilenmekte olup bu oranda gerçekleşen artış polimerizasyon derecesini artırmaktadır [37]. Provis ve Deventer [61], N-A-S-H yapısının, bağlayıcıların bileşimi ve aktivatörlerin türüne ve ayrıca sertleşme sırasında maruz

kaldıkları kürleme rejimlerine baēlı olarak kristalden amorf yapıya kadar deēiēebileceēini rapor etmiēlerdir. Genellikle dēk kalsiyumlu AAM sistemlerinde gerek duyulan yüksek sıcaklıklarda kürleme iēleminin baēlayıcılar ve alkali aktivatörler arasındaki tam reaksiyonu engellediēi ve bu durumun polimerizasyon adımlarının bir kısmının atlanarak amorf fazlar yerine kristal fazların oluēmasına neden olduēu bildirilmiētir. Bundan ötürü, genel olarak, sıcaklık kr ile sertleēme, reaksiyon ürünlerinde kristalleēmeye neden olurken oda sıcaklıēında kürleme amorf fazlara neden olmakta ve N-A-S-H jelinin yapısını etkilemektedir. Dēk kalsiyumlu AAM sistemlerinde meydana gelen ikincil reaksiyon ürünleri ise zamana baēlı olarak veya sıcaklık kr gerēekleētirildiēinde genellikle hidroksil sodalit, zeolit P veya Y, Na-chazabazit ve faujasite gibi zeolitik fazlardan oluēmaktadır [58], [62].

2.1.3 Alkalilerle Aktive Edilmiē Baēlayıcıların retim Yöntemleri

Alkalilerle aktive edilmiē baēlayıcıların üretiminde nc malzemelerin tipinden baēımsız olarak iki farklı yöntem kullanılmaktadır. Bunlar, geleneksel AAM retim yöntemi olarak bilinen iki aēamalı (two-part) retim yöntemi ve son yıllarda tercih edilmeye baēlanan tek aēamalı (one-part) retim yöntemidir. İki aēamalı alkali aktivasyon yöntemi tipik olarak alkali hidroksit ve/veya alkali silikatleri iēeren konsantre sulu çözeltinin hazırlanması ile baēlamaktadır. Farklı alkali kaynaklarıyla hazırlanan bu yoēun sulu çözelti homojen ēekilde karıētırıldıktan sonra, özellikle NaOH gibi kuvvetli alkali oksitler kullanıldıysa çözelti ısınmakta ve oda sıcaklıēına soēutulmaktadır. Daha sonra, elde edilen çözelti ve toz baēlayıcıların karıētırılmasıyla AAM rimi gerēekleētirilmektedir. Tek aēamalı alkali aktivasyon ise geleneksel yöntemden farklı olarak herhangi bir alkali çözelti hazırlıēına gereksinim duyulmaksızın katı alüminosilikat öncüllerinin katı formdaki alkali aktivatrle karıētırıldıēı ve reaksiyonların baēlangıcı iēin sadece su ilavesi gerektiren üretim yöntemini ifade etmektedir [63], [64].

ēekil 2.1'den de grldē üzere literatürde AAM zerine gerēekleētirilen alıēmaların büyük oēunluēunun iki aēamalı AAM metodu ile yapıldıēı anlaēılmakta, tek aēamalı AAM'lerin ise kısıtlı sayıda kaldıēı görülmektedir. Tek aēamalı yöntemle AAM üretiminin ilk defa yaklaēık 120 yıl önce raporlanmış olmasına raēmen 2015 yılına kadar hemen hemen hiē alıēılmadıēı görülmektedir [65]. İki aēamalı AAM'lerin tek aēamalı AAM sistemlerine göre daha fazla tercih

edilmesinin pek çok farklı nedeni bulunmaktadır. Bunların başında sıvı alkali çözeltisinin bağlayıcı daneleri kolayca çözebilmesi sonucunda oluşan yüksek dayanım ve dayanıklılık özellikleri gelmektedir [66]. Sıvı çözeltinin sağladığı hızlı çözünme, priz süresini de hızlandırmakta ve erken yaş dayanım gelişimine de katkı sağlamaktadır. Ayrıca, iki aşamalı AAM karışımlarında alkali oksitlerin (genellikle NaOH veya KOH) molariteleri ve alkali silikatların dozajları çok daha kolay şekilde ayarlanabilmekte, hazırlanan çözelti daha üniform karışımı mümkün kılmaktadır. Bundan ötürü, toz alkali aktivatörün kullanıldığı tek aşamalı AAM’lerde nispeten heterojen bir aktivatör dağılımı meydana gelebilmekte ve çözünme hızı azalabilmektedir [67].

Diğer yandan, geleneksel AAM üretiminde kullanılan konsantre alkali çözelti viskoz, korozyon ve sağlık bakımından tehlikeli yapısından ötürü saha uygulamalarında fizibiliteyi azaltmaktadır. Ayrıca, sık kullanılan alkali silikat ve alkali oksitlerin higroskopik yapısı nedeniyle nem ve düşük sıcaklık gibi çevresel koşullardan çok çabuk etkilendiği ve reaktivitesinin düştüğü bilinmekte, bu da uygulanabilirliği azaltmaktadır. Daha önce Çin’de yapılan bir çalışmada benzer bir durum rapor edilmiş, soğuk hava koşullarında sodyum silikat çözeltisinin kristalize olduğu ve saha uygulamalarında daha dikkatli muhafaza edilmesi gerektiği bildirilmiştir [68]. Tek aşamalı AAM’ler bu anlamda tıpkı OPC esaslı karışımlar gibi sadece su ekleme şeklindeki üretimi mümkün kıldığından herhangi bir kalifiye işçilik ve sağlık önlemi gerekmeksizin uygulanabilirliği arttırmaktadır. Tek aşamalı AAM sistemlerinin sağladığı bir diğer avantaj ise katı alkali aktivatörün henüz reaksiyonun ilk dakikalarında sağladığı yüksek hidrasyon ısıdır [66], [69]. Sodyum metasilikat gibi katı formdaki alkali aktivatörler su ile birleştğinde ciddi bir ekzotermik reaksiyon gerçekleşmekte ve karışım ısınmaktadır. Bu durum özellikle soğuk havalarda beton dökümü yapılacak bölgelerde tek aşamalı AAM üretim yönteminin uygulanmasının avantajını ortaya koymaktadır. Alzaza vd. [70] düşük sıcaklıklarda kür koşullarının OPC esaslı ve tek aşamalı YFC tabanlı AAM sistemlerin özelliklerine olan etkilerini incelemiş, düşük kürlenme sıcaklıklarında tek aşamalı AAM sisteminin OPC esaslı harçlara göre daha yüksek dayanım sergilediğini ifade etmiştir. Ayrıca, düşük sıcaklıktan sonra yapılan oda sıcaklığında kürlenme ile de tek aşamalı AAM sisteminin tekrardan hızlı dayanım kazanabildiği rapor edilmiştir. Tek aşamalı AAM sistemlerinde gerçekleşen bu

yüksek ilk sıcaklığın katı alkali aktivatör tarafından sağlandığı daha önce yapılan adyabatik çalışmalarla ortaya konulmuştur [69].

Literatürde son yıllarda iki aşamalı ve tek aşamalı AAM karışımlarının performanslarının karşılaştırdığı bir takım çalışmalar gerçekleştirilmiş ve yukarıda bahsedilen avantaj ve dezavantajlar karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir. Buna göre, Ren vd. [66] yaptıkları çalışmada, aynı su/bağlayıcı oranına sahip tek aşamalı (aktivatör: susuz sodyum metasilikat tozu) ve iki aşamalı (aktivatör: sulu sodyum metasilikat çözeltisi) YFC tabanlı AAM harçlarının özelliklerini karşılaştırmıştır. Tek aşamalı AAM sistemlerinde karıştırma işlemi sırasında sıcaklıkta ciddi artış olduğu bildirilirken, tek aşamalı harçta iki aşamalı harca kıyasla priz daha yavaş olduğu gözlemlenmiştir. Elde edilen harçların benzer işlenebilirlik performansı gösterdiğini ve 28 gün sonra tek aşamalı AAM harçta 60 MPa, iki aşamalı AAM harçta ise 67 MPa basınç dayanımı elde edildiği bildirilmiştir. Nematollahi vd. [71], F-tipi UK, YFC ve kalsiyum hidroksit karışımından oluşan bağlayıcı fazını toz formda kullandığı sodyum hidroksit ve sodyum silikatten oluşan katı alkali aktivatör ile sentezlemiş ve yaygın olarak kullanılan sulu aktivatör çözeltisi ile geleneksel iki aşamalı AAM karışımlarla karşılaştırmıştır. Tek aşamalı karışım için 28. günde 37 MPa olarak elde edilen maksimum basınç dayanımı, iki aşamalı referans karışımından 5 MPa daha düşük çıkmıştır. Yapılan bir diğer karşılaştırma çalışmasında, YFC ve MK esaslı AAM karışımları tek ve iki aşamalı yöntemlerle aynı SiO_2 , Na_2O ve Al_2O_3 molar oranlarını içerecek şekilde üretilmiş ve çeşitli malzeme özellikleri karşılaştırılmıştır [67]. Buna göre, tek aşamalı YFC/MK esaslı AAM karışımlarının iki aşamalı eşdeğerlerine göre priz süresini geciktirdiği, reaksiyon ısını arttırdığı, rötreyi azalttığı ve basınç dayanımını %15 ila %20 oranında düşürdüğü ortaya konulmuştur. Ayrıca, yazarlar bu çalışmada yaptıkları içyapı analizleri sonucunda her iki üretim yönteminde reaksiyon mekanizmasının ve reaksiyon ürünlerinin büyük farklılıklar göstermediğini belirtmişlerdir.

2.2 Hızlı Sertleşen Bağlayıcılar ve Tamir Harçları

Yapılarda deprem, aşırı yükleme ve çevresel etkiler gibi nedenlerden dolayı zamanla çeşitli hasarlar oluşmakta, hızlı sertleşen bağlayıcılar ve tamir harçlarının kullanımı bu hasarların giderilmesinde önemli rol oynamaktadır. Günümüzde hasar gören yapıların onarımında farklı harç karışımları kullanılmakta olup; OPC tabanlı

karışımlar, kalsiyum sülfoalüminat çimentosu, magnezyum potasyum fosfat çimentosu ve polimer takviyeli kompozitler sıkça tercih edilmektedirler [13], [14], [15]. Ancak, bahsedilen bu bağlayıcıların beraberinde getirdiği yüksek hammadde ve enerji tüketimi, yüksek maliyet ve olumsuz çevresel etkiler yeni arayışları beraberinde getirmiştir.

Daha önce de belirtildiği üzere, AAM karışımları çeşitli atık malzeme ve yan ürünün farklı alkali aktivatör kaynaklarıyla üretilmesinden dolayı üstün bir tasarım esnekliğine sahiptir. Bu tasarım esnekliği hızlı sertleşme, erken ve geç yaş dayanımı gibi malzeme özellikleri farklı öncüller ve aktivatör kaynaklarıyla ayarlanabilmekte, çeşitli inşaat mühendisliği uygulamalarına uyarlanabilmektedir. Bu bağlamda, yukarıda bahsedilen çevreci ve ekonomik tamir harcı gereksinimini karşılamada AAM karışımları önemli bir potansiyel olarak ön plana çıkmaktadır. Özellikle, yüksek dayanım kazanma hızı ve ortam koşullarında kolay priz alma gibi avantajlarından ötürü YFC esaslı AAM'lerin tamir harcı olarak kullanımına yönelik bilimsel araştırmalar yapılmıştır.

Geraldo vd. [72], YFC esaslı AAM karışımlarının geleneksel betonarme kirişlerin tamirinde kullanımını detaylı olarak incelemiş ve AAM ile onarılan kirişlerin referans kirişlerle benzer eğilme davranışı sergilediğini rapor etmiştir. Ayrıca, ürettikleri tamir harcının özelliklerini inceleyen yazarlar, tamir harcının 1 günün sonunda 30 MPa basınç dayanımına ulaştığını ve bu harçla tamir edilen kirişlerin eğilme dayanımının %12 daha yüksek olduğunu bildirmiş, tamir harcıyla onarılan kirişlerdeki kesme çatlaklarının da önemli ölçüde azaldığı gözlenmiştir. Bir diğer çalışmada [73], MK ve YFC tabanlı tamir harcı karışımlarının aderans dayanımları incelenmiş, elde edilen sonuçlara göre, %100 MK kullanımının aderans dayanımını artırmasına rağmen kiriş eğilme deneylerinde delaminasyonlara sebep olduğunu belirtmiştir. Bu problemin %20 oranında YFC ilavesiyle aşılabildiği rapor edilmiştir. Bunun yanında, YFC kullanımının mekanik dayanımı olumlu etkilemesine karşın %60'tan fazla kullanıldığında sağladığı yüksek alkaliniteden ötürü aderans dayanımını olumsuz etkileyerek düşürdüğü de ifade edilmiştir. YFC ve MK tabanlı karışımların değerlendirildiği bir diğer benzer çalışmada, optimum YFC oranının %60 olduğu ortaya konulmuş, elde edilen karışımın priz süresi, dayanım, su emme ve çiçeklenme gibi özellikler bakımından tamir harcı olarak kullanımının uygun olduğu rapor edilmiştir [74].

Salazar vd. [75], doğal puzolan kökenli AAM tamir harcı üretiminde YFC etkisini irdelenmiş ve %30 oranda YFC ilavesinin mekanik ve fiziksel özellikleri olumlu yönde etkilediğini belirtmiştir. Buna göre, volkanik puzolan (%70) ve YFC (%30) ile üretilen AAM karışımlarının EN 1504-3 standardına uygun R2 sınıfı tamir harcı performans kriterlerini başarılı bir şekilde yerine getirdiği ve sağladığı düşük çevresel etkiyle geleneksel OPC esaslı beton yüzeylere başarılı şekilde uygulanabileceği ifade edilmiştir.

YFC harici farklı alüminosilikat kaynaklarının alkali aktivasyonu sonucu elde edilen tamir harçlarının fiziksel, mekanik ve aderans özellikleri de literatürde az da olsa araştırılmış; silisyum ve alüminyum açısından zengin karışımların aderans dayanımını olumlu yönde iyileştirdiği belirtilmiştir [76]. Buna göre, MK ve UK içeren AAM tamir harcı karışımlarının yüksek mekanik ve aderans dayanımına sahip olduğu ve EN 1504-3 kriterlerini mekanik özellikler açısından sağlayabildiği rapor edilmiştir. Öte yandan, yukarıda bahsedilen ve literatürde yapılan bu çalışmaların hepsinin iki aşamalı alkali aktivasyon yöntemiyle gerçekleştirildiği görülürken, tek aşamalı sistemde UK ve YFC'nin birlikte kullanıldığı bir çalışmada, 1. saatin sonunda 10 MPa üzerinde dayanım elde edilebildiği de rapor edilmiştir [12].

2.3 Demir-Çelik Cürufları

Demir çelik endüstrisi, günümüzde tıpkı inşaat sektöründe olduğu gibi en fazla enerji tüketen sektörlerden birisi olup büyük miktarlarda toz, kükürt dioksit, azot oksitleri ve karbondioksitin çevreye salınmasından sorumlu tutulmaktadır [77]. Karmaşık ve yoğun karbon emisyonuna sahip demir-çelik üretimi süreçleri Şekil 2.4'te özetlenmiştir. Görüldüğü üzere, gerek demir üretimi gerek ise çelik üretimi esnasında safsızlıklar ve yoğunluk farklarından ötürü pek çok farklı cüruf tipi açığa çıkmaktadır. Demir üretiminden YFC, çelik üretim süreçlerinden ise BOFC, elektrik ark fırın cürufu ve pota cürufu gibi farklı içeriklere ve özelliklere sahip atık/yan ürün malzemeler oluşmaktadır. Bu yan ürünlerden YFC'nin inşaat sektörü başta olmak üzere pek çok kullanım alanı olmakla birlikte, çelikhane cüruflarının kullanımları oldukça kısıtlı kalmakta ve genelde depolama alanlarında stoklanmaktadır [78]. Bu durum ağır metal sızıntıları, değerli alan işgali, görüntü kirlilikleri ve daha pek çok çevresel olumsuzluğu beraberinde getirmekte ve

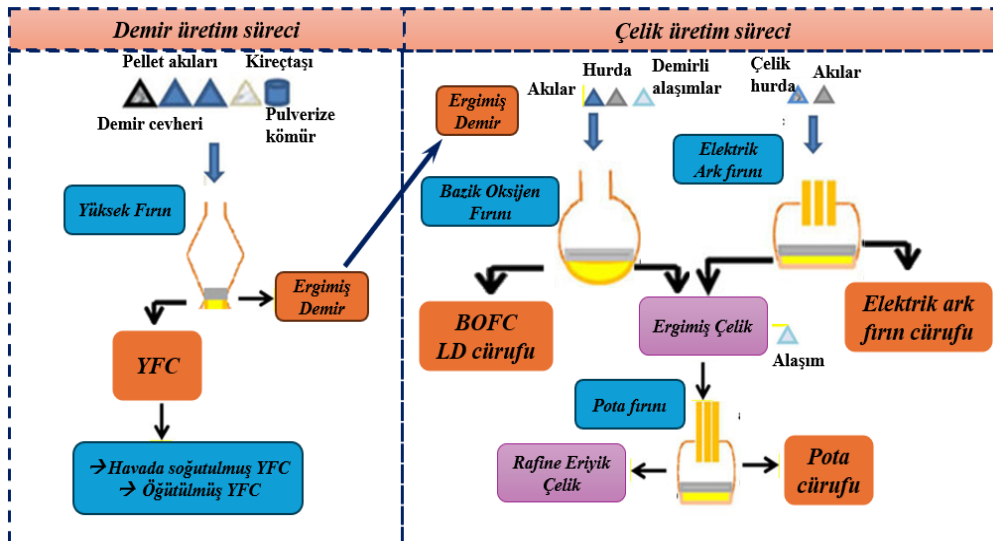
ekonomik dezavantajlara yol açmaktadır. Bundan ötürü, demir-çelik sektöründe açığa çıkan atık malzemelerin değerlendirilmesi, geri dönüşümü ve faydalı üretime entegrasyonu sektörel bazlı sorunları azaltmada önem arz etmektedir.

AAM karışımları, demir-çelik endüstrisinin farklı yan ürünlerinin tam kapasiteli olarak (%100 oranında yan üründen oluşan bağlayıcı fazı) bağlayıcı kaynağı olarak değerlendirmede büyük fırsat ortaya koymuş ve geleneksel çimentodan daha üstün özelliklere sahip çevre dostu harç veya beton üretmeyi mümkün kılmıştır [79]. AAM'lerin ilk keşfinden günümüze YFC'nin alkali aktivasyonu üzerine pek çok çalışma gerçekleştirilmiş, ancak çelikhane cüruflarının alkali aktivasyonu görece kısıtlı kalmıştır. YFC'ye göre kristal yapıda olmaları ve üretim süreçlerine bağlı olarak içerdikleri serbest kireç ve magnezyum oksit BOFC, elektrik ark fırın cürufu ve pota cürufu gibi çelik cüruflarının kullanımını kısıtlamıştır [80]. Yine de çelikhane cüruflarının asfalt dolgu malzemesi ve agrega kaynağı olarak kullanımları literatürde rapor edilmiştir [81]. Son yıllarda, çelikhane cüruflarının AAM karışımlarında bağlayıcı olarak kullanımına yönelik çalışmalar hız kazanmış, Lancellotti vd. [82] yaptıkları çalışmada, elektrik ark fırın cürufu ve pota cürufunun içerdği kalsiyum, alüminyum ve silisyum sayesinde AAM bağlayıcısı olarak kullanılabilceğini göstermiştir. Çelikhane cüruflarının en büyük oranını oluşturan BOFC gerek kristal yapısında içerdği çimento benzeri mineraller, gerek ise yüksek kalsiyum içeriğiyle diğer çelikhane cüruflarına göre daha büyük potansiyele sahiptir. Bu potansiyel literatüre de yansımış, özellikle son yıllarda BOFC'nin alkali aktivasyonuna yönelik pek çok güncel çalışma gerçekleştirilmiştir. BOFC'nin alkali aktivasyonda olumlu katkısının ortaya konulduğu bir çalışmada, altın madeni atıklarıyla BOFC'nin sinerjik etki oluşturarak tek başına yetersiz dayanım gelişimine sahip olan altın maden atığının jeopolimer bağlayıcı üretiminde kullanılabilirliğini iyileştirdiği gösterilmiştir [83].

Nunes vd. [84], BOFC'yi tek başına bağlayıcı olarak AAM karışımlarında değerlendirmiş ve uygun alkali miktarlarıyla aktive edildiğinde BOFC'nin kristal yapısının bozularak jelleşmenin oluştuğunu rapor etmişlerdir. Ancak tek başına kullanımda BOFC'nin dayanım mertebelerinin geleneksel sistemlere nazaran düşük kaldığı da ortaya konulmuştur. Buna rağmen YFC ile birlikte kullanıldığında BOFC'nin alkali aktivasyonunun daha verimli olduğu önceki çalışmalarda rapor edilmiştir [85]. Kabay vd. [85] yaptıkları çalışmada, BOFC ve YFC, NaOH ile

aktive edilerek kullanıldığında pek çok inşaat mühendisliği uygulamalarında kullanılabilir seviyede dayanım elde edilebildiği ve bu atığın alkali aktivasyonda değerlendirilebileceğini rapor etmişlerdir. Bir diğer çalışmada ise, BOFC ve YFC kullanılarak hazırlanan AAM karışımların mekanik, fiziksel ve taze hal özellikleri dikkate alınarak optimizasyon gerçekleştirilmiş ve yaklaşık %20 BOFC kullanımının özellikleri olumsuz etkilemeden kullanılabilirliği rapor edilmiştir [86]. Farklı aktivatör kullanımının BOFC'nin alkali aktivasyonu üzerine olan etkisinin irdelendiği bir diğer çalışmada ise BOFC ve YFC'nin sodyum karbonat ve/veya sodyum silikat ile aktivasyonunda, %20 oranında BOFC kullanımının reaksiyonlar üzerine oluşturduğu olumlu etkilerinden bahsedilmiş, sodyum karbonat ile aktivasyonun sadece sodyum silikat ile aktivasyona göre daha olumlu etkiler gösterdiği ifade edilmiştir [87].

Demir-çelik cüruflarının bağlayıcı olarak AAM sistemlerinde kullanım potansiyelinin çok yüksek olduğu yapılan çalışmalarla açıkça ortaya konulmuştur. Özellikle, çelikhane cüruflarının faydalı kullanım oranlarının dünya genelinde henüz yeterli seviyeye ulaşamamış olması gelişmiş ülkelerin sürdürülebilir büyüme hedeflerini sekteye uğratmaktadır. Bilhassa, BOFC'nin alkali aktivasyonuna yönelik çalışmaların hala kısıtlı olduğu ve daha önce BOFC ve YFC'nin sinerjik etkisinin oluşturabileceği erken dayanımı yüksek bağlayıcı üretimi potansiyelinin tek ve iki aşamalı alkali aktivasyonda henüz rapor edilmediği de tespit edilmiştir.



Şekil 2.4 Demir-çelik üretim süreci ve cüruf şeması [88]

3

DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu bölümde tez kapsamında kullanılan ham maddelerin özellikleri, üretimi yapılan karışımların tasarımları ve deneysel çalışmalarda kullanılan testler hakkında kapsamlı bilgiler sunulmuştur.

3.1 Ham Malzeme Özellikleri

3.1.1 Bağlayıcılar

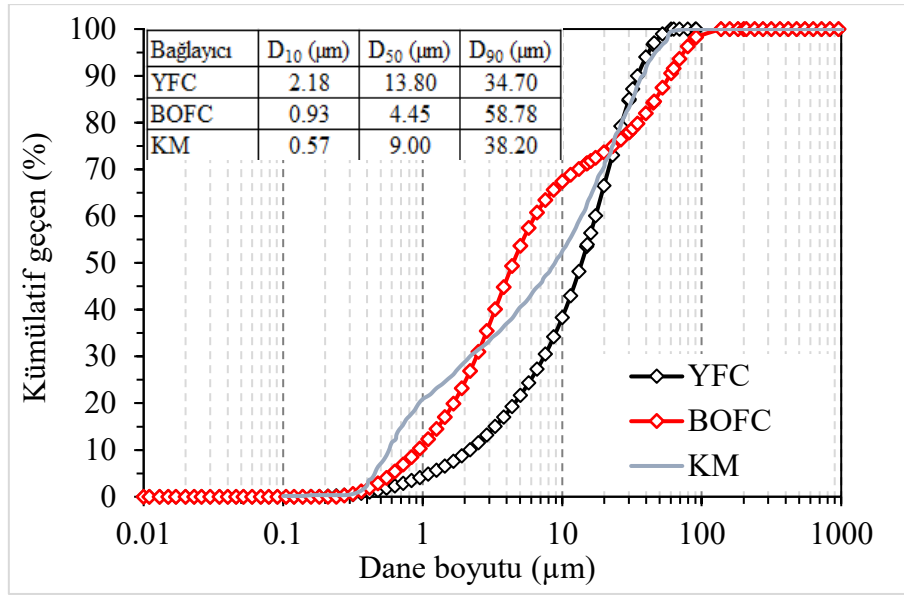
Deneysel çalışma kapsamında tek aşamalı ve iki aşamalı alkalilerle aktive edilmiş hamur ve harç numuneleri üretilmiştir. Her iki AAM üretim yöntemi için YFC ve BOFC ana bağlayıcı toz malzemeler olarak kullanılmıştır. YFC yerel bir çimento üretim tesisinden ince öğütülmüş formda temin edilirken, BOFC, Türkiye’de bulunan bir çelik üretim tesisinin stok sahasından granüler formda (0-20 mm) temin edilmiştir. BOFC, bu stok sahalarında en az 5 yıldır atmosfere maruz kaldığından ötürü bekletilmiş ya da karbonatlaştırılmış BOFC olarak adlandırılmıştır. Stoklarda doğal olarak gerçekleşen bu yaşlandırma sürecinin BOFC’nin karbonatlaşması sonucunda kimyasal ve mineralojisinde değişikliklere yol açtığı ve taze BOFC’de bulunan serbest CaO ve MgO’nin bekletilmiş BOFC’de azaldığı ifade edilmiştir [80]. BOFC, AAM üretiminde öncül malzeme olarak kullanılmadan önce 110 ± 5 °C sıcaklıkta etüvde 24 saat kurutulmuş ve laboratuvar tipi öğütücü ile öğütülmüştür. Bazı tek aşamalı AAM numunelerinin üretiminde yardımcı bağlayıcı/toz malzeme olarak kullanılan KM, Kümaş Manyezit A.Ş.’den (Kütahya, Türkiye) ince öğütülmüş (D_{50} : 9 μ m) olarak temin edilmiştir.

AAM karışımlarında kullanılan toz malzemelerin kimyasal oksit kompozisyonları Tablo 3.1’de verilmiştir. BOFC’nin büyük ölçüde CaO ve Fe₂O₃ içerdiği görülürken, YFC’nin ise CaO ve SiO₂ açısından zengin olduğu belirlenmiştir. KM tozunun %89,9 oranında MgO içerdiği, özgül ağırlığının 3,55 olduğu belirlenmiştir.

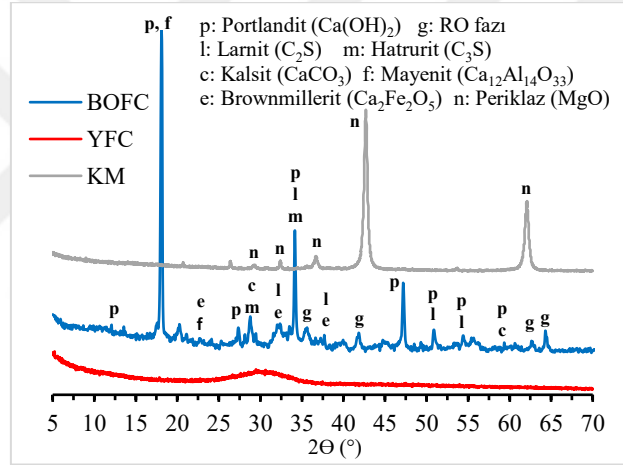
BOFC için gözlenen yüksek kızdırma kaybı değeri (13,12%) uzun depolama/bekletme sürecinin karbonatlaşmaya etkisini doğrulamaktadır. Bağlayıcı malzemelerin dane boyut özellikleri lazer kırınım analizi ile belirlenmiş, dane boyut dağılım eğrileri ve elek analizi sonuçları Şekil 3.1’de verilmiştir. BOFC, YFC ve KM’nin oldukça benzer dane çapı dağılımlarına sahip olduğu görülürken, tozların ortalama dane boyutu (D_{50}) değerlerinin oldukça ince ve 4,45 μm ila 13,80 μm arasında değiştiği belirlenmiştir. Şekil 3.2, bağlayıcıların mineral bileşimini göstermektedir. YFC’de herhangi görünür bir kristal pikine rastlanmamış, amorf mineralojiden oluştuğu görülmüştür. BOFC’de ise belirgin bir kristal yapı gözlenmiştir. Buna göre, portlandit ($\text{Ca}(\text{OH})_2$), larnit (C_2S), hatrurit (C_3S), RO fazı (FeO , MgO ve MnO gibi diğer iki değerlikli metal oksitlerin oluşturduğu katı çözeltiler) ve brownmillerit ($\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$) dahil olmak üzere çeşitli kristal pikler BOFC’nin mineralojisini oluşturmuştur. Bu mineraller çoğunlukla çelik üretim süreçlerinden kaynaklanırken, kalsit fazının kısmen $\text{Ca}(\text{OH})_2$ ’nin karbonatlaşmasıyla oluştuğu değerlendirilmiştir. Şekil 3.3, taramalı elektron mikroskobu (SEM) altındaki BOFC ve YFC’nin dane morfolojisini göstermektedir. YFC daneleri keskin kenarlı açısallı geometri sergilerken, BOFC danelerinin nispeten küresel geometriye ve pürüzsüz kenarlara sahip olduğu belirlenmiştir.

Tablo 3.1 Ham maddelerin oksit kompozisyonu

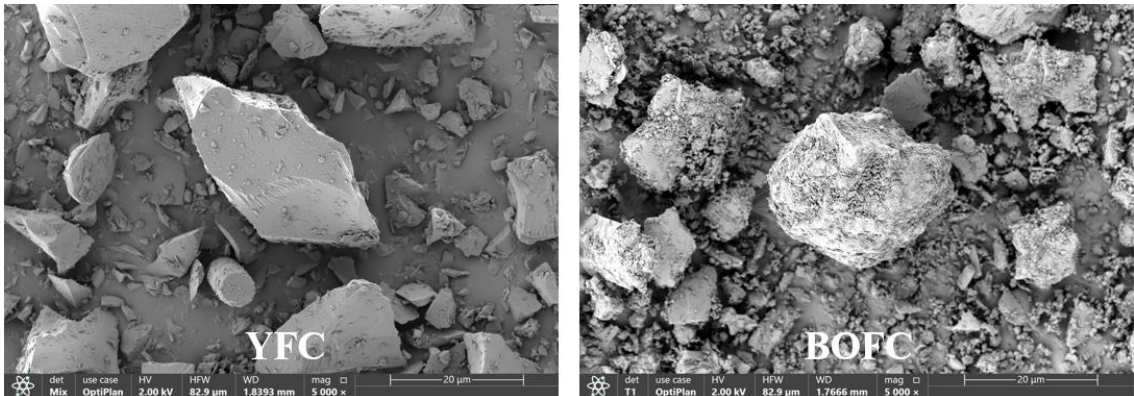
Oksit kompozisyonu (%)	BOFC	YFC	KM
SiO_2	8,8	32,9	4,4
Al_2O_3	4,3	9,9	0,1
Fe_2O_3	23,3	0,7	0,6
CaO	41,1	41,2	5
MgO	5,3	4,4	89,9
SO_3	1,7	2	-
K_2O	0,01	0,6	-
Na_2O	0,1	0,5	-
TiO_2	0,2	-	-
P_2O_5	0,65	-	-
Cr_2O_3	0,15	-	-
Mn_2O_3	2,53	-	-
ZnO	0,01	-	-
SrO	0,04	-	-
Kızdırma kaybı	13,12	0,02	0,8
Özgül ağırlık	3	2,91	3,55



Şekil 3.1 Toz malzemelerin dane boyut dağılımı eğrileri



Şekil 3.2 Toz malzemelerin X-ray difraksiyon (XRD) analizi sonuçları



Şekil 3.3 Bağlayıcıların SEM görüntüleri

3.1.2 Alkali Aktivatörler

İki aşamalı AAM karışımlarının aktive edilmesinde pellet formda NaOH (Merck®, >%99 saflık), çözelti formundaki Na₂SiO₃ (Merck®, Na₂O: %8,4; SiO₂: %27,8; H₂O: %63,8) ve musluk suyundan oluşan sulu çözelti kullanılmıştır. Tek aşamalı AAM karışımlarının aktive edilmesinde ise saflığı %95'ten büyük ve silikat modülü (M_s : SiO₂/Na₂O) yaklaşık 1,00 olan susuz sodyum metasilikat tozu çözelti hazırlığı olmaksızın doğrudan toz alkali aktivatör olarak kullanılmıştır.

3.1.3 İnce Agregata

EN 196-1 standartında sunulan gereksinimleri karşılayan, maksimum dane çapı 2,36 mm ve özgül ağırlık değeri 2,67 olan silis esaslı CEN kumu hem tek aşamalı hem de iki aşamalı harç numunelerin üretilmesinde ince agregata olarak kullanılmıştır.

3.1.4 Kimyasal Katkı ve Mikrofiberler

İki aşamalı AAM yöntemiyle üretilen hamur ve harç numunelerde herhangi bir kimyasal katkı veya mikrofiber kullanılmamıştır. Diğer yandan, tek aşamalı AAM yöntemiyle üretilen harçlarda uygun kıvam özelliklerini yakalamak için melamin sülfonat esaslı beyaz renkli toz formda kimyasal katkı kullanılmıştır.

Tablo 3.2, tek aşamalı AAM harçlarda kullanılan çelik ve karbon mikrofiberlerin mekanik ve fiziksel özelliklerini göstermektedir. Harç karışımlarında eşit uzunlukta ÇF ve KM kullanılmış, ÇF'nin çekme dayanımı ve elastisite modülünün KF'den daha yüksek olduğu belirlenmiştir.

Tablo 3.2 Tek aşamalı AAM harçlarda kullanılan mikrofiber özellikleri

Mikrofiber	Çap (mm)	Uzunluk (mm)	Narinlik oranı (Uzunluk/çap)	Yoğunluk (g/cm ³)	Çekme dayanımı (GPa)	Elastisite Modülü (GPa)
Karbon fiber (KF)	0,0065	12	1846	1,8	2,0	180
Çelik fiber (ÇF)	0,15	12	80	7,8	3,0	200

3.2 Karışım Tasarımı ve Numune Hazırlığı

3.2.1 İki Aşamalı Karışımların Hazırlanması

İki aşamalı yöntemle hazırlanan hamur ve harç AAM karışımlarının detayları Tablo 3.3'te verilmiştir. BOFC'nin AAM numunelerinin özelliklerine olan etkisi, YFC ile %20'lik artışlarla ikameli olacak şekilde değiştirilerek incelenmiştir. Hamur ve harç karışımları içerdikleri BOFC kullanım yüzdesine göre kodlanmıştır. Numune kodlamasında kullanılan "M" ve "P" harfleri ise sırasıyla harç ("Mortar") ve hamur ("Paste") numuneleri ifade etmektedir. Harç ve hamur karışımların tasarımlarında su/bağlayıcı (s/b) oranı sırasıyla 0,30 ve 0,25 olacak şekilde sabit tutulmuştur. Sabit tutulan s/b oranı karışımlarda en yüksek erken yaş dayanımı ve en uygun kıvamı verecek şekilde ön deneme karışımlarıyla belirlenmiştir. Ayrıca, Tablo 3.3'te verilen karışım miktarlarında, su miktarının hesaplanmasında sodyum silikat çözeltisinde bulunan su miktarı (%63,8) göz önüne alınmıştır. Harç numunelerin hazırlanmasında kum hacmi toplam kalıp (numune) hacminin %50'si olacak şekilde sabit tutulmuştur.

Karışımlarda kullanılacak olan konsantre alkali aktivatör çözeltisi, pellet formundaki NaOH, Na₂SiO₃ çözeltisi ve musluk suyu cam bir beherde en az 5 dakika boyunca karıştırılarak elde edilmiştir. Alkali aktivatör çözeltisi parametreleri en uygun priz süresi, optimum kıvam ve erken yaş dayanımı verecek şekilde ön deneme karışımlarıyla belirlenmiştir. Buna göre, tüm iki aşamalı AAM karışımların aktive edilmesinde NaOH molaritesi (M) ve silikat (M_s : SiO₂/Na₂O) oranı sırasıyla 6M ve 1,25 olan alkali aktivatör çözeltisi kullanılmıştır. Alkali aktivatör çözeltisi, NaOH pelletlerinin su ile oluşturduğu ekzotermik reaksiyondan ötürü ısınmış ve karışım öncesi laboratuvar ortamında soğumaya bırakılmıştır.

Taze hamur ve harç karışımları, soğutulmuş alkali aktivatör çözeltisi ve homojen olarak karıştırılmış toz formdaki bağlayıcıların mikser kabında birleştirilmesiyle başlatılmış ve ilk olarak düşük hızda 30 saniye boyunca karıştırılmıştır. İnce agrega, düşük hızda karıştırma işlemi devam ederken hamur karışımına eklenmiş ve 90 saniye daha karışım devam ettirilmiştir. Karıştırıcı, tüm bileşenlerin tamamen karışmasını sağlamak için son olarak 2 dakika daha yüksek hızda çalıştırılmıştır. Karıştırma işleminin tamamlanmasının ardından, taze hamur veya harç ilgili kalıplara dökülmüş ve kalıplar hava kabarcıklarını gidermek ve uygun sıkıştırma

elde etmek için sarsma tablası vasıtasıyla hafifçe titreştirilmiştir. Kalıp yüzeyleri buharlaşmayı önlemek için plastik film ile örtülmüş ve kalıptan alınan numuneler deney gününe kadar kontrollü koşullar altında (22 ± 1 °C ve $\%55\pm2$ bağıl nem) nem kabininde saklanmıştır.

Tablo 3.3 İki aşamalı AAM hamur ve harç numunelerinin karışım tasarımı (kg/m^3)

Karışım Kodu	BOFC	YFC	Su	NaOH	Na_2SiO_3 çözeltisi	Kum
BOF0-M	0	777	108,7	34,8	194,9	1335
BOF20-M	156	624	109,1	34,9	195,7	1335
BOF40-M	313	470	109,5	35,1	196,4	1335
BOF60-M	471	314	110,0	35,2	197,1	1335
BOF80-M	631	158	110,4	35,3	197,9	1335
BOF100-M	792	0	110,8	35,5	198,6	1335
BOF0-P	0	1685	196,4	63	352,2	0
BOF20-P	338	1353	197,2	63,2	354,0	0
BOF40-P	679	1019	198,1	63,4	355,1	0
BOF60-P	1023	682	199,0	63,7	356,6	0
BOF80-P	1370	342	199,7	63,9	358,0	0
BOF100-P	1719	0	200,5	64,2	359,5	0

3.2.2 Tek Aşamalı Karışımların Hazırlanması

1 m^3 hacim için tek aşamalı AAM harçlarının karışım bileşenlerinin miktarı Tablo 3.4'te sunulmuştur. Deneysel çalışma için üretilen serilerde karbon ve çelik mikrofiberlerin veya KM tozunun oranları değişken olarak alınmış, diğer karışım tasarımı parametreleri sabit tutulmuştur. Bağlayıcı maddelerin ve alkali aktivatörün optimum miktarları ön deneyler ile araştırılmış, BOFC'nin karışımların erken yaş mukavemetini önemli ölçüde artırdığı ve prizi hızlandırdığı ortaya çıkmıştır (bkz. Bölüm 4.2.1). Bu nedenle, yüksek erken yaş dayanımı ve kalıplama/uygulama için yeterli priz alma süresi arasında bir denge sağlamak amacıyla tüm karışımlarda optimum YFC/BOFC oranı kütlice 1:1 olarak dikkate alınmıştır. Benzer şekilde, bağlayıcıların toplam ağırlığının $\%12$ 'si oranında sodyum metasilikat dozajı, erken yaş basınç dayanımını artırmak için en uygun oran olarak belirlenmiştir. Bunun dışında, kum/bağlayıcı oranı ve s/b oranı tüm karışımlarda sırasıyla 0,6 ve 0,225 olacak şekilde sabit tutulmuştur. Melamin sülfonat esaslı toz süperakışkanlaştırıcı,

yeterli akış sağlamak için her karışıma bağlayıcının %1,5'i oranında eklenmiştir. KM tozu, seçilen karışımlara öncüllerin toplam ağırlığının %5 ve %10'u oranında ikame malzeme olarak eklenmiştir. Fiber takviyeli harçların üretiminde iki tür mikrofiber (KF ve ÇF) harç hacminin sırasıyla %0,5 ve %1,0'i olacak şekilde kullanılmıştır.

Tek aşamalı AAM numunelerde içyapı özelliklerinin incelenmesi amacıyla CEN kumu içermeyen ve Tablo 3.4'te sunulan harçlarla aynı tasarım parametrelerine sahip hamur numuneler üretilmiştir.

Tek aşamalı taze harç numunelerin üretiminde ilk olarak bağlayıcılar, aktivatör, kum ve toz süperakışkanlaştırıcı dahil olmak üzere tüm toz bileşenler, homojen bir karışım elde edilene kadar karıştırılmıştır. Ardından, tozlar ve musluk suyu mikserde birleştirilmiş ve yaklaşık 2 dakika boyunca karıştırılmıştır. Mikrofiber takviyeli harçlarda, harç karıştırıldıktan 30 saniye sonra, belirtilen miktarda ÇF veya KF karıştırıcı kabına kademeli olarak eklenmiştir. Ardından, taze harç numuneleri ilgili kalıplara yerleştirilmiş ve hava boşluklarının azaltılması için sarsma tablası kullanılarak sıkıştırılmıştır. 24 saat sonra kalıptan çıkarılan numuneler belirlenen test süresine kadar nem kabininde kontrollü ortamda saklanmıştır (22 ± 1 °C ve 55 ± 2 bağıl nem).

Tablo 3.4 Tek aşamalı harç numunelerinin karışım tasarımı (kg/m^3)

Harç Kodu	Bağlayıcı		Aktivatör	Kimyasal katkı	Katkı/Fiber			Su	Kum
	BOFC	YFC	SMS*	Süper akışkanlaştırıcı	KM	KF	ÇF		
REF	618,7	618,7	148,5	18,6	-	-	-	278,4	744
KM-5	618,7	556,8	148,5	18,6	61,9	-	-	278,4	744
KM-10	618,7	494,9	148,5	18,6	123,7	-	-	278,4	744
KF-0.5	618,7	618,7	148,5	18,6	-	9	-	278,4	744
KF-1.0	618,7	618,7	148,5	18,6	-	18	-	278,4	744
ÇF-0.5	618,7	618,7	148,5	18,6	-	-	39	278,4	744
ÇF-1.0	618,7	618,7	148,5	18,6	-	-	78	278,4	744

*: Sodyum metasilikat tozu

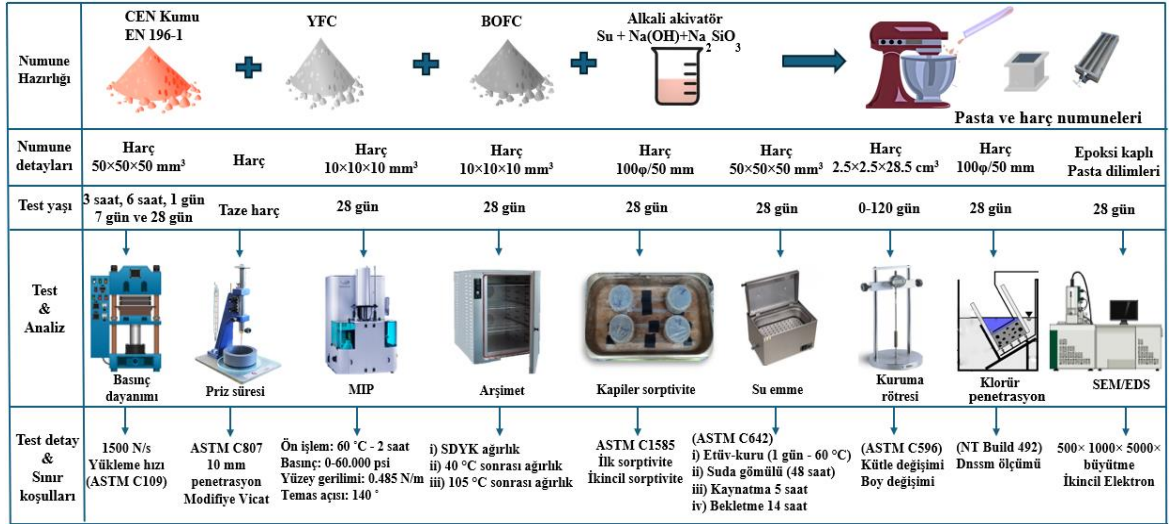
3.3 Deney Yöntemleri

Bu bölümde hem tek aşamalı hem de iki aşamalı AAM karışımlarının hazırlanmasında ve test edilmesinde kullanılan deneysel yöntemler ilgili standartlar veya kaynaklar ile detaylandırılarak açıklanmıştır.

3.3.1 İki Aşamalı AAM Testleri

BOFC'nin iki aşamalı AAM karışımlarının taze hal, mekanik ve içyapı özellikleri üzerine olan etkileri hamur numunelerde gerçekleştirilen deneylerle belirlenmiştir. Buna göre, hamur serilerde SEM/EDS, XRD, termogravimetrik analiz (TGA) ve fourier dönüşümlü kızılötesi spektroskopisi (FTIR) analizleri ile iç yapı özellikleri detaylı olarak incelenmiştir. Priz süresi tayini, yarı adyabatik kalorimetri, pH ölçümü ve basınç dayanımı testleri ile de hamur numunelerde taze hal ve mekanik özellikler belirlenmiştir.

Harç serilerde gerçekleştirilen deneyler ve sınır koşulları şematik olarak Şekil 3.4'te verilmiştir. İki aşamalı harç AAM karışımlarında mekanik, boşluk yapısı, fiziksel ve dayanıklılık testleri gerçekleştirilmiştir. Boşluk yapısı ve fiziksel özellikler 28. günde belirlenirken, harç numunelerinin kuruma büzülmesi 120 güne kadar izlenmiştir. Benzer şekilde, BOFC içeriğinin harçların hızlı sertleşme davranışı üzerindeki etkisini değerlendirmek için erken yaşlarda (3 saat, 6 saat ve 1 gün) ve daha sonraki aşamalarda (7 ve 28 gün) basınç dayanımı testleri yapılmıştır.



Şekil 3.4 İki aşamalı harç AAM karışımlarında gerçekleştirilen testlerin şematik gösterimi

3.3.1.1 İy yapı Karakterizasyonu

İy yapı özelliklerinin araştırılması için hazırlanan taze hamur numuneleri 50 mm³ hacme sahip silindirik falkon tüplere yerleştirilmiş ve numuneler ilgili analiz gününe kadar hava geçirmez koşullarda 22±1 °C sıcaklık ve %55±2 bağıl nemde saklanmıştır. Ardından, sertleşmiş numunelerden toz (<90 µm) ve parça numuneler elde edilerek analizler gerçekleştirilmiştir.

Hamur numunelerin mikromorfolojisini belirlemek amacıyla SEM/EDS analizleri Carl Zeiss Microscopy GmbH tarafından üretilen Zeiss EVO® LS 10 SEM/EDAX cihazı (Almanya) kullanılarak 28. günde gerçekleştirilmiştir. Analizden önce, devam eden reaksiyonları durdurmak için asetona daldırma ve kurutma işlemleri uygulanmıştır. Elde edilen hamur numune dilimleri daha sonra epoksi reçine tabakası ile kaplanmış ve yaklaşık 24 saat boyunca laboratuvar ortamında bekletilmiştir. Ardından, epoksi kaplamaların parlatılmasıyla reçinenin fazla kısmı giderilmiş; analiz için düz ve temiz bir numune yüzeyi elde edilmiştir.

Hamur numunelerin kristal yapısının belirlenmesi amacıyla toz numunelerde 3 saat, 1 gün ve 28 gün sonunda XRD analizleri yapılmıştır. Numuneler, analizin belirlenen zamanlarda gerçekleştirilebilmesi için aralıklı olarak hazırlanmıştır. Deney, PIXcel3D dedektörü içeren Malvern PANalytical X'Pert PRO difraktometresi kullanılarak gerçekleştirilmiş, kırınım desenleri, 10° ile 70° arasındaki 2θ aralığında çizilmiştir. Faz tanımlamalarının elde edilmesinde International Centre for Diffraction Data (ICDD) ve Crystallography Open

Database (COD) veritabanlarına sahip X'Pert HighScore Plus yazılımı kullanılmıştır.

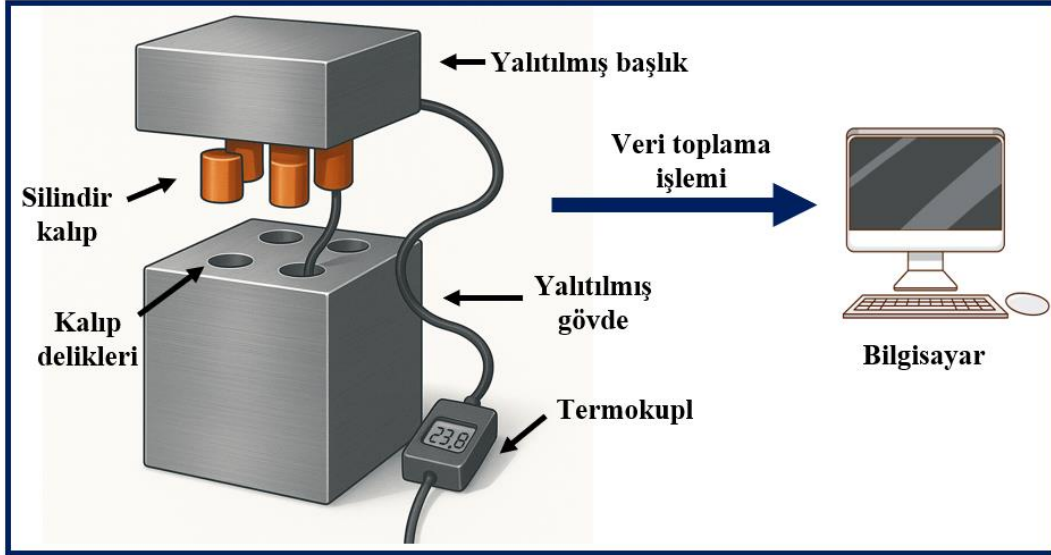
Hamur numunelerin ısı akış özelliklerini elde etmek amacıyla termogravimetrik analizler 28. günde gerçekleştirilmiştir. Exstar TG/DTA 6300 cihazı, 30 °C'den 1000 °C'ye kadar olan sıcaklık artışının neden olduğu ısı akışı ve ağırlık kaybı verilerini elde etmek için 10 °C/dk ısıtma hızıyla kullanılmıştır. Bu cihazda, TG eğrilerini elde etmek için azot atmosferi altında yatay termokupllar kullanılmıştır. Ayrıca, ilgili reaksiyon ürünlerinin bozunma sıcaklıklarının kesin sınırlarının belirlenmesi amacıyla diferansiyel termogravimetrik (DTG) eğriler çizdirilmiştir.

Hamur numunelerin fonksiyonel bağ grupları FTIR analizi ile toz numunelerde belirlenmiştir. FTIR (ATR-FTIR) spektrumları, 4000–650 cm⁻¹ spektral aralığını kapsayan Perkin Elmer Spectrum 100 spektrometresi kullanılarak 3 saat ve 28 gün sonrasında elde edilmiştir.

3.3.1.2 Taze Hal Özellikleri

Taze hamur karışımlarının priz başlangıç ve bitiş süreleri ASTM C191 standardına göre incelenmiştir. Deney, karıştırma işleminden hemen sonra başlatılmış, her 1 dakikada bir Vicat iğnesi penetrasyon derinliği kaydedilmiştir. Priz başlangıç süresi karışımın başlangıcından itibaren Vicat iğnesinin 25 mm penetre ettiği ilk ana kadar geçen süre ile belirlenirken, priz bitiş süresi Vicat iğnesinin numunelerin yüzeyine nüfuz edemediği an olarak kaydedilmiştir.

Kimyasal reaksiyonlar nedeniyle ilk saatlerde oluşan ısı gelişiminin ilerlemesini analiz etmek için taze hamur numuneleri üzerinde yarı adyabatik kalorimetri testleri gerçekleştirilmiştir. Deney düzeneğinin şematik gösterimi Şekil 3.5'te verilmiştir. Deney, kısmi ısı kayıpları beklendiği için yarı adyabatik test olarak adlandırılmıştır. Testler gerçekleştirilmeden önce, eş deney koşullarının sağlanması amacı ile bağlayıcı malzemeler ve alkali çözeltiler 1 gün boyunca 22 ± 2 °C laboratuvar sıcaklığında tutulmuştur. Taze hamur karışımları karıştırıldıktan hemen sonra, Φ50/100 mm boyutlarına sahip silindir kalıplara yerleştirilmiş ve yarı adyabatik test düzeneğine aktararak yalıtılmış başlık vasıtasıyla izole ortam sağlanmıştır. Sıcaklık değişimleri taze hamur numunelerin merkezlerine yerleştirilen K tipi termokupllar vasıtasıyla 24 saat boyunca takip edilmiş ve kaydedilmiştir.



Şekil 3.5 Yarı adyabatik kalorimetri deney düzeneği

3.3.1.3 Mekanik Özellikler

Basınç dayanımının belirlenmesi amacıyla $50 \times 50 \times 50 \text{ mm}^3$ boyutlarındaki hamur ve harç numuneleri 3. saat, 6. saat, 1. gün, 7. gün ve 28. günlerde ASTM C109 standardına göre test edilmiştir. Deney, her bir seri için üç numunede 1500 N/s yükleme hızı ile gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, basınç dayanımı gelişimini açıklamak amacıyla 3. saat, 1. gün ve 28. günlerde hamur numuneler üzerinde pH ölçümleri gerçekleştirilmiştir. pH ölçümleri, hamur numuneler $90 \mu\text{m}$ 'den küçük boyutta toz hale getirildikten sonra belirlenmiştir. Toz numuneler, 5:1 toz/su oranında olacak şekilde su içinde damıtılmış ve manyetik karıştırıcı kullanılarak 1200 rpm'de 15 dakika boyunca karıştırılmıştır. Elde edilen çözelti vakum filtresi ile süzildikten sonra pH değerleri Hanna pH metre cihazı kullanılarak $\pm 0,01$ hassasiyetle ölçülmüştür.

3.3.1.4 Boşluk Yapısı

Harç karışımlarının boşluk yapısı özellikleri, yaklaşık $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ boyutlara sahip parçalar üzerinde cıva porozimetresi (MIP) ve Arşimet yöntemi kullanılarak analiz edilmiştir. MIP analizinden önce, numuneler etüvde 60°C 'de 120 dakika boyunca kurutulmuş ve MIP cihazının (Quantachrome Instruments, Pore Master) düşük basınçlı kabına yerleştirilmiştir. Daha sonra, numuneler ortam basıncından başlayarak 60.000 psi'ye kadar ulaşan yüksek basınçlı bir odaya cıva ile doldurulmuştur. Harçların boşluk çapı dağılımını değerlendirmek için, Eşitlik 3.1'de verilen Washburn denklemi kullanılmıştır [89].

$$d = \frac{-4 \times \gamma \times \cos(\phi)}{\Delta P} \quad (3.1)$$

Washburn denkleminde, d boşluk çapını, γ (N/m) yüzey gerilimini ve ϕ (°) ise cıva ile boşluk duvarları arasındaki temas açısını temsil etmektedir. γ (N/m) ve ϕ (°) sırasıyla 0,485 N/m ve 140° olarak kabul edilmiştir. Ayrıca, ΔP (MPa) ise ardışık cıva girişi adımları arasındaki basınç farkını göstermektedir.

Harçların boşluk yapısı ayrıca Arşimet yöntemi kullanılarak sınıflandırılmıştır. Bu pratik yöntemde, çeşitli sıcaklık etkileri sonrasında gözlemlenen ağırlık farklarına göre fiziksel su miktarı ölçülmektedir (bkz. Şekil 3.4) ve boşluk yapısı sınıflandırılabilir. Suyu doymuş yüzey kuru (SDYK) ağırlık ile 40 °C'de 2 gün bekletildikten sonraki ağırlık farkı, numunelerdeki kapiler gözeneklere karşılık gelen kapiler su kaybını ifade etmek için kullanılmıştır. Ayrıca, 40 °C ve 105 °C'ye maruz kaldıktan sonra numunelerdeki ağırlık farkı, jel ve ara yüzey suyunun kaybını göstermektedir.

3.3.1.5 Fiziksel Özellikler

İki aşamalı harç AAM numunelerinin kılcal su emme özellikleri ASTM C1585 standardına göre değerlendirilmiştir. Test için her bir seriden üç adet disk şeklinde numune (çapı 100 ± 2 mm ve yüksekliği 50 ± 2 mm) hazırlanmış ve test öncesinde numuneler, 50 °C ve %80 bağıl nemde yaklaşık 72 saat boyunca kontrollü bir ortamda koşullandırılmıştır. Ardından, nem dengesi sağlanması için numuneler 22 ± 2 °C'de 15 gün boyunca kapalı bir kaptaki saklanmıştır. Tek yönlü su emilimini sağlamak için numunelerin yan tarafları parafin ile kaplanmıştır. Kılcal su emme deneyi, numunelerin, tabanlarını 3 mm geçecek seviyede su ile doldurulmuş bir kabın içindeki desteklerin üzerine yerleştirilmesi ile başlatılmıştır. Numunelerin kütlesi, hem birincil sorptivite hem de ikincil sorptivite katsayılarını belirlemek amacıyla 8 gün boyunca kaydedilmiştir.

Harç numunelerinin su emme özellikleri ASTM C642 standardına göre belirlenmiştir. Deney için her bir seriden üç adet küp numune (kenar uzunluğu 50 mm) hazırlanmıştır. Deney öncesinde numuneler, sabit bir kütle elde edilene kadar etüvde 60 °C'de bekletilmiş ve kütlesi kaydedilmiştir. Ardından, numunelerin SDYK ağırlığının eldesi için 48 saat boyunca tamamen suya daldırılmış halde

bekletilmiştir. Son olarak numuneler 5 saat boyunca kaynar suda tutulmuş ve son ölçümlerden önce en az 14 saat boyunca suda soğumaya bırakılmıştır.

AAM numunelerinin kuruma rötresi prizmatik numuneler ($25 \times 25 \times 285 \text{ mm}^3$) üzerinde ASTM C596 standardına göre değerlendirilmiştir. Üretimden 24 saat sonra numuneler kalıptan çıkarılmış ve 0,001 mm hassasiyete sahip bir uzunluk ölçer kullanılarak ilk uzunluk ölçümü yapılmıştır. Benzer şekilde, ilk hafta boyunca her gün uzunluk değişimi okumaları kaydedilmiş, ardından 120. güne kadar haftalık ölçümler yapılmıştır. Ayrıca, numunelerin kütle değerleri uzunluk değişimi ölçümleriyle eşzamanlı olarak kaydedilmiştir.

3.3.1.6 Klorür Penetrasyonu

Hızlı klorür göçü testi, NT Build 492 standardı takip edilerek harç numunelerindeki klorür iyonlarının kararsız durum göç katsayısını (D_{nssm}) belirlemek amacıyla gerçekleştirilmiştir. 100 mm çapında ve 50 mm yüksekliğindeki silindir numuneler öncelikle standartta belirtilen protokol uyarınca vakum-saturasyon işlemine tabi tutulmuştur. Daha sonra, numuneler iki ucunda %10 sodyum klorür (NaCl) ve 0,3N NaOH çözeltileri içeren katot ve anot odacıklarından oluşan aparatın arasına sıkıca yerleştirilmiştir. Ardından, klorür iyonlarının katottan anoda göçünü sağlamak için harici voltaj uygulanmıştır. Buna göre, numunelere ilk olarak 30V gerilim uygulanmış ve okunan akım değerine karşılık gelen test süresi ve uygulama voltajı değerleri NT Build 492 standardına göre belirlenmiştir.

Deney süresinin tamamlanmasının ardından, numuneler aksel olarak iki dilime yarılmış ve ayrılan yüzeylere 0,1 M gümüş nitrat (AgNO_3) çözeltisi püskürtülmüştür. Klorür penetrasyon derinliği, görünür beyaz gümüş klorür çökelme sınırından numune yüzeyine kadar olan mesafenin 10 mm'lik aralıklarla ölçülmesiyle belirlenmiştir. Buna göre, D_{nssm} ($\times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$) değerleri Eşitlik 3.2 kullanılarak hesaplanmıştır.

$$D_{nssm} = \frac{0,0239(273 + T)L}{(U - 2)t} \times \left(x_d - 0,0238 \sqrt{\frac{(273 + T)Lx_d}{U - 2}} \right) \quad (3.2)$$

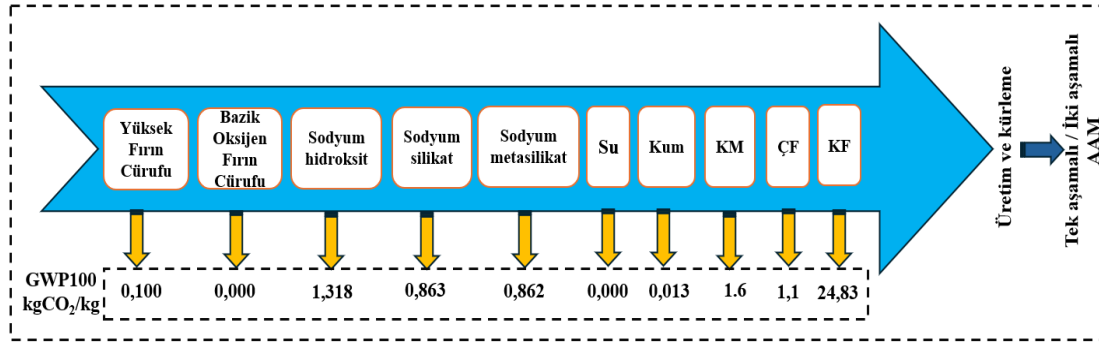
Burada, T ($^{\circ}\text{C}$) ortalama anolit çözeltisi sıcaklığını, U (V) ve t (h) sırasıyla uygulanan voltajı ve test süresi, L ve x_d ise sırasıyla numune kalınlığını ve ortalama penetrasyon derinliği değerlerini mm cinsinden göstermektedir.

3.3.1.7 Yaşam Döngüsü Analizleri

Bu çalışmadaki yaşam döngüsü analizi (LCA) çalışmalarında temel amaç olarak farklı bağlayıcı miktarları ve alkali aktivatör içeriği ile üretilen iki aşamalı ve tek aşamalı AAM karışımlarının karşılaştırılması benimsenmiştir. LCA genellikle dört ana aşamadan oluşmaktadır: (i) hedef ve kapsamın tanımlanması – varsayımlar ve sistem sınırlarının belirlenmesinden oluşmaktadır; (ii) yaşam döngüsü envanteri (LCI) – sistem sınırları içindeki girdi ve çıktıları ve emisyon türlerini nicel olarak belirlemektedir; (iii) yaşam döngüsü etki değerlendirmesi (LCIA) – LCI sonuçlarına göre çevresel etki metodolojisinin ve çevresel etkilerin belirlenmesini kapsamaktadır; (iv) yorumlama – LCA sonuçlarının karşılaştırmalı olarak değerlendirme ve nicel olarak belirlenmesinden oluşmaktadır [90]. Şekil 3.6'da gösterildiği gibi, tek aşamalı ve iki aşamalı AAM harç üretimlerinde hammaddelerin işlenmesini dikkate alan beşikten kapıya (cradle-to-gate) sistem sınırı tanımlanmıştır. Ek olarak, karıştırma, döküm ve işletme kaynaklı servis ömrü boyunca gerçekleşecek emisyonlar, her harç karışımı için benzer olduğu varsayılarak LCI sistem sınırları dışında tutulmuştur. Tüm harç karışımların LCA işlemlerinin gerçekleştirilmesinde fonksiyonel birim olarak 1 m³'lük harç üretimi referans alınmıştır. Yaşam döngüsü envanterleri Greendelta tarafından geliştirilen açık kaynak olan OpenLCA 1.11 yazılımı ve Ecoinvent 3.9 veritabanı kullanılarak oluşturulmuştur. Analizlerde kesme tahsisi yaklaşımı (cut-off allocation) kullanılmıştır. Bu yaklaşımla birlikte, bir süreçten çıkan yan ürünler veya atıklar, başka bir sürecin hammaddesi olarak kullanılsa bile, bu malzemelerin çevresel etkileri ilk üreticiye değil, bu malzemeleri daha sonra kullanan tüketiciye tahsis edilmektedir. Yani, geri dönüştürülen malzemeler için ilk üreticiye herhangi bir çevresel kredi veya avantaj verilmez; tüm çevresel yükler ilk üreticiye, geri dönüştürülen malzemenin ikinci kez kullanımı ise yeni bir süreç olarak değerlendirilmektedir [91], [92]. Ayrıca, toplanan envanter verileri ile harç üretiminin yapıldığı yer farklılığından kaynaklı farklılıkları ve verilerin yetersizliğini ortadan kaldırmak için LCI verileri bölgeselleştirme stratejisi kullanılacak şekilde belirlenmiştir.

İncelenen karışımların CO₂ emisyonunu hesaplamak için 100 yıllık küresel ısınma potansiyeli (GWP100) etki kategorisi kullanılarak Ecoinvent - ReCiPe 2016 v1.03,

orta nokta (H) etki değeriendirme metodolojisi seçilmiştir. ReCiPe 2016 yöntemi ile ilgili ayrıntılı açıklamalar Huijbregts vd. [93] yaptığı çalışmada sunulmuştur.



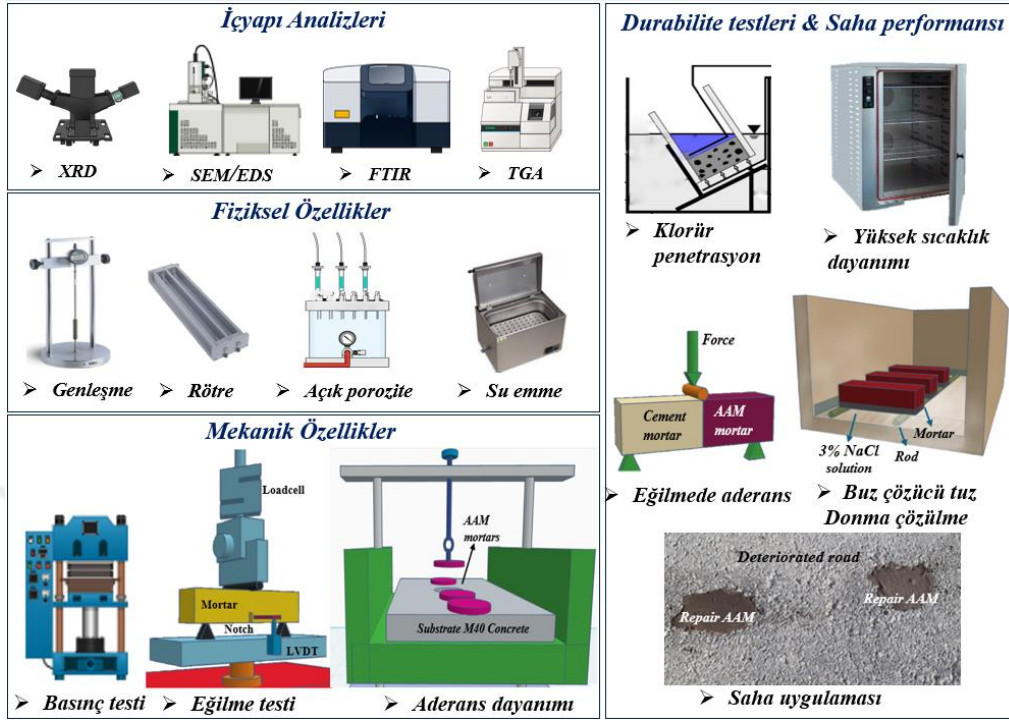
Şekil 3.6 Yaşam döngüsü analizlerinde kullanılan metodoloji

3.3.2 Tek Aşamalı AAM Testleri

Hem iki aşamalı hem de tek aşamalı AAM numunelerde gerçekleştirilen deneyler ile ilgili detaylar Bölüm 3.3.1’de verilmiş olup bu bölümde tek aşamalı AAM serilerinde uygulanan diğer deneylerin detaylarına yer verilmiştir. Tek aşamalı AAM numunelerinde gerçekleştirilen deneylerin şematik gösterimlerine ait görseller Şekil 3.7’de sunulmuştur. İyapı karakterizasyonu kapsamında, tek aşamalı hamur karışımlarda kristal yapı, termal özellikler, fonksiyonel bağ grupları ve mikromorfolojik yapı belirlenmiştir. Tek aşamalı tamir harcı numunelerinin fiziksel özellikleri hacimsel stabilite, boşluk yapısı ve su emme dahil olmak üzere incelenirken; mekanik özellikleri basınç, eğilme ve yapışma dayanımları aracılığıyla değerlendirilmiştir. Ek olarak, karışımların dayanıklılık özellikleri ve aderans özelliklerinin efektifliği; yüksek sıcaklık, buz çözücü tuzlarla donma-çözülme döngüleri gibi zorlayıcı koşullar altında değerlendirilmiş, mikrofiberlerin ve KM'nin etkisi kapsamlıca belirlenmiştir. Son olarak, tüm tek aşamalı tamir harcı karışımlarının dayanıklılığı ve fizibilitesi, araç trafiğine açık bir asfalt yola uygulanarak dış ortam koşullarında değerlendirilmiştir.

İyapı, dayanıklılık ve fiziksel testler 28. günde gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, erken yaş reaksiyon kinetiğini incelemek için 3. saatte ve 1. günde XRD ve FTIR analizleri gerçekleştirilmiştir. AAM numunelerinin kuruma rötresi ve su içerisindeki genleşme testleri 56 gün boyunca takip edilmiştir. Numunelerin basınç dayanımı, ASTM C928 standardında verilen limitleri değerlendirmek ve harçların hızlı sertleşme özelliklerini göstermek adına hem erken (3 saat, 1 gün) hem de geç yaşlarda (7 gün ve 28 gün) değerlendirilmiştir. Tek aşamalı AAM karışımlarında

uygulanan tüm deneylere ait detaylar, standartlar ve sınır koşulları Tablo 3.5'te verilmiştir.



Şekil 3.7 Tek aşamalı AAM karışımlarında gerçekleştirilen deneylerin şematik gösterimi

Tablo 3.5 Tek aşamalı AAM karışımlarında uygulanan deneylerin sınır koşulları ve detayları

Test & Analiz	Numune detayları	Deney yaşı	Test detayı ve sınır koşulları
XRD	Toz hamur < 90 µm	3 saat, 1 gün, 28 gün	Cihaz: Malvern PANalytical X'Pert PRO Tüp/Operasyon: Cu tube / 45 kV-40 mA Aralık / Adım sayısı: 10-70° 2θ / 0.017 °
TG/DSC	Toz hamur < 90 µm	28 gün	Cihaz: Netzsch, STA 449 F3 Jupiter Isıtma protokolü: 30 to 1000 °C & 10 °C/min
FTIR-Attenuated total reflectance (ATR)	Toz hamur < 90 µm	3 saat, 1 gün, 28 gün	Cihaz: Perkin Elmer Spectrum 100 Aralık: 4000–650 cm ⁻¹
SEM/EDS	Hamur & harç parçaları	28 gün	Cihaz: Zeiss EVO® LS 100 SEM Büyütmeler: 500× 1000× 5000× Tip: İkincil elektron
Genleşme i) Suda genleşme ii) Alkali genleşme	Harç prizma 2.54×2.54×28.5 cm ³	i) 1-56 gün ii) 1-16 gün	i) Standart: ASTM C1038 Ortam: Kireçe doymuş su ii) Standart: ASTM C1260 Ortam: 80 °C'de 1 N NaOH çözeltisi
Kuruma rötresi	Harç prizma 2.54×2.54×28.5 cm ³	1-56 gün	Standart: ASTM C596 Cihaz: Dijital komparatör (0.001 mm) Ölçüm: Boy değişimi

Tablo 3.5 Tek aşamalı AAM karışımlarında uygulanan deneylerin sınır koşulları ve detayları (Devamı)

Test & Analiz	Numune detayları	Deney yaşı	Test detayı ve sınır koşulları
Açık porozite	Harç 50×50×50 mm ³	28 gün	Prensip: Arşimet Cihaz: Vakum pompası Kondüsyonlama: 2±0.2 kPa vakumlama
Su emme	Harç 50×50×50 mm ³	28 gün	
Basınç dayanımı	Harç 50×50×50 mm ³	3 saat, 1 gün 7 gün, 28 gün	Standart: ASTM C109 Yükleme hızı: 1500 N/s
Eğilme dayanımı (Noçlu)	Harç prizma 40×40×160 mm ³	28 gün	Standart: ASTM C293 Noç/derinlik oranı: 0.30 Yükleme hızı: 0.05 mm/dk
Yapışma dayanımı	Harç disk 48φ/5 mm	7 gün, 28 gün	Substrat: M0.4 Betonu / EN 1542 Arayüzey malzemesi: Epoksi reçine Yükleme hızı: 0.5 kN/s
Klorür geçirimsizliği	Harç disk 100φ/50 mm	28 gün	Standart: NT Build 492 Ölçüm: D _{nssm} katsayısı
Yüksek sıcaklık dayanımı	Harç 50×50×50 mm ³	28 gün	Isıma hızı: 10 °C/dk Sıcaklıklar: 20 / 250 / 500 / 750 °C Ölçüm: Kalan basınç dayanımı
Eğilmede yapışma dayanımı	Harç prizma 40×40×160 mm ³	28 gün	Ölçüm: Kalan eğilmede yapışma dayanımı Sıcaklıklar: 20 / 250 / 500 / 750 °C Isınma hızı: 10 °C/dk
Buz çözücü tuzlarla donma çözülme	Harç prizma 40×40×160 mm ³	28 gün	Ortam: 3% NaCl çözeltisi Döngü koşulları: -20 °C / +20 °C Döngü sayıları: 10 ve 25 döngü Ölçümler: Ultrasonik geçiş hızı Kalan eğilme ve basınç dayanımı Kütle değişimi Görsel inceleme / Parça atma
Saha performansı	Harç uygulaması	0-6 ay	İnceleme tarihleri: 03.01.2025- 03.06.2025 Ölçüm: Periyodik görsel inceleme

3.3.2.1 İçyapı Analizleri

XRD, termogravimetrik/diferansiyel tarama kalorimetrisi (TG/DSC) ve FTIR analizleri, Tablo 3.5'te belirtilen günlerde tek aşamalı AAM hamur numunelerinden elde edilen ve 90 µm çaplı elekten geçen toz numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Fiber içermeyen karışımların (REF, KM-5 ve KM-10) SEM/EDS görüntüleri, dilimlenmiş ve epoksiye gömülmüş hamur numuneleri üzerinde analiz edilirken, fiber takviyeli karışımların iç yapısını görüntülemek için mekanik olarak test edilmiş harç dilimleri kullanılmıştır. Analizden önce, asetona

daldırma ve 50 °C'de yaklaşık 2 saat kurutma işlemleri ile hidratasyon durdurulmuştur.

3.3.2.2 Mekanik Özellikler

Tek aşamalı AAM karışımlarda basınç dayanımı Bölüm 3.3.1.3'te sunulduğu gibi 5×5×5 cm³ boyutlu numunelerde 3. saat 1. gün, 7. gün ve 28. günlerde belirlenmiştir.

Tek aşamalı AAM kirişlerinin eğilme özellikleri, ASTM C293 standardı takip edilerek üç noktalı eğilme deneyi ile değerlendirilmiştir (Şekil 3.8). Her karışım için 160 mm uzunluğunda, 40 mm derinliğinde ve 40 mm genişliğinde üç adet özdeş harç kiriş test edilmiştir. Bu kirişlerin orta kısmına deney öncesinde elmas uçlu testere ile 12 mm'lik bir çentik açılmış, çentik derinliği/kiriş derinliği oranı 0,30 olacak şekilde ayarlanmıştır. Kirişlerde yükleme deformasyon kontrollü bir üniversal test cihazında Şekil 3.8'de gösterildiği gibi mesnetler arası açıklık 100 mm ve yükleme hızı 0,05 mm/dk olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, deformasyon değerleri, harç numunenin orta noktasına yerleştirilen bir doğrusal değişken diferansiyel transformatör (LVDT) kullanılarak elde edilmiştir. Harçların eğilme dayanımı, Eşitlik 3.3 kullanılarak hesaplanmıştır.

$$\sigma_f = \frac{3P_{max} \times l}{2b(h - a)^2} \quad (3.3)$$

Burada P_{max} maksimum kuvvet (N); l , b ve h sırasıyla mesnet açıklığı, numune genişliği ve numune derinliğini (mm) göstermektedir. Ayrıca, a (mm) numunenin çentik derinliğidir.



Şekil 3.8 Eğilme dayanımı testi

Tek aşamalı harçların yapışma dayanımı testi EN 1542 standardında yapılan ufak bir modifikasyon ile gerçekleştirilmiştir. Substrat yüzeyinin hazırlanması amacıyla EN 1542 standardında tanımlanan MC0.4 sınıfı beton levhalar 200×500×50 mm³ boyutlarında kalıplara dökülmüş ve 28 gün boyunca suda kürlenmiştir. Daha sonra, beton substrat en az bir ay boyunca ortam koşullarında (20 °C, %55±5 bağıl nem) tutulmuştur. Tamir harçları uygulanmadan önce, substrat beton yüzeyi önceden ıslatılmış ve temizlenmiştir. Taze haldeki tamir harcı, substrat beton yüzeyine önceden sabitlenmiş 5 mm kalınlığındaki silindir kalıplara yerleştirilmiş ve ardından kalıp yüzeyi streç film ile kaplanmıştır. Hazırlanan numuneler, belirlenen test gününe kadar laboratuvar ortamında saklanmıştır. EN 1542 standardından farklı olarak, gerçek saha uygulamalarını yansıtmak ve substrat betonun çekme testi sonucu kopma olasılığını azaltmak için karot ile delme işlemi yapılmamıştır [73]. Yapışma dayanımı her karışım için beş numune üzerinde 7. ve 28. günlerde Şekil 3.9'da görüldüğü gibi gerçekleştirilmiştir. Harçların substrat yüzeyinden çekilebilmesi için 48 mm çapındaki çelik plakalar epoksi ile tamir harcı yüzeyine yapıştırılmıştır. Deney, kopma meydana gelene kadar 0,5 kN/s sabit yükleme hızıyla gerçekleştirilmiş ve yapışma dayanımı Eşitlik 3.4 kullanılarak belirlenmiştir.

$$\sigma_b [MPa] = \frac{4P_{max}}{\pi d^2} \quad (3.4)$$

burada, P_{max} maksimum yük [N] ve d harç numunesinin çapıdır (48 mm).



Şekil 3.9 Yapışma dayanımı testi

3.3.2.3 Fiziksel Özellikler

Harç serilerde su emme ve açık porozite Arşimet prensibi kullanılarak belirlenmiş; hacimsel stabilite, kuruma rötresi testi ile birlikte iki farklı genleşme testi kullanılarak değerlendirilmiştir. Buna göre, harçların genleşme özellikleri sulu ve alkali ortamlarda ayrı ayrı belirlenmiştir. Harçların yüksek alkali koşullara karşı direncini değerlendirmek için, ASTM C1260 standardı takip edilerek hızlandırılmış harç çubuğu testi gerçekleştirilmiştir. Bu test için harç numuneleri, dökümden sonra 22 ± 2 °C'de 1 gün boyunca laboratuvar koşullarında örtülerek muhafaza edilmiş ve kalıplardan çıkarılarak 80 °C sıcaklığındaki suya batırılmıştır. Numuneler sudan çıkarıldıktan sonra 80 °C'de 1 N NaOH çözeltisine daldırılmış ve 14 gün boyunca boy değişimleri sistematik olarak kaydedilmiştir.

Hacim stabilitesinin belirlenmesi amacı ile yapılan diğer deney ASTM C1038 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. 24 saat boyunca 22 ± 1 °C sıcaklık ve 55 ± 2 bağıl nemde saklanan numuneler kalıplardan çıkarıldıktan sonra kirece doymun suya daldırılmıştır. İlk uzunluk ölçümü, daldırma işleminden yarım saat sonra elde edilmiş ve sonraki okumalar 56 gün boyunca kayıt altına alınmıştır.

Tek aşamalı AAM harç numunelerinin kuruma rötresi özellikleri, ASTM C596 standardına göre Bölüm 3.3.1.5'te anlatıldığı gibi gerçekleştirilmiştir.

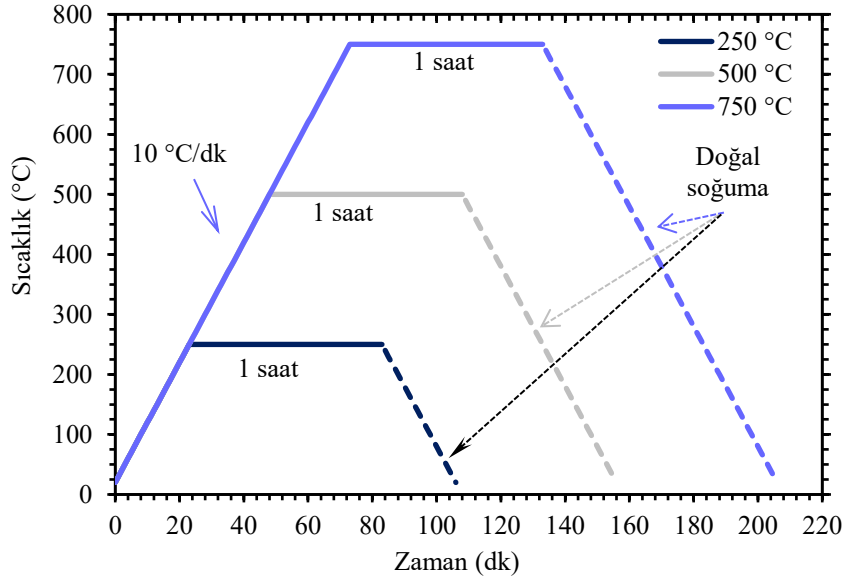
3.3.2.4 Durabilite Özellikleri

Tek aşamalı AAM karışımlarının klorür geçirimsilik özellikleri Bölüm 3.3.1.6'da anlatıldığı gibi belirlenmiştir.

Tamir harçlarının yüksek sıcaklığa dayanıklılığını değerlendirmek amacı ile AAM numuneleri Şekil 3.10'da gösterilen ısıtma/soğuma protokolüne tabi tutulmuştur. Numuneler laboratuvar sıcaklığından istenilen yüksek sıcaklığa (250, 500 veya 750 °C) 10 °C/dk hızla ısıtılmış, maksimum sıcaklık değerine ulaşıldığında, tüm numune kesitinde tutarlı bir sıcaklık dağılımı sağlamak amacıyla sıcaklık 1 saat boyunca sabit tutulmuştur. Ardından, numuneler fırın içinde ortam sıcaklığına ulaşana kadar doğal olarak soğumaya bırakılmıştır. Kalan dayanım faktörü (RF), harçların yüksek sıcaklığa karşı direncini, özellikle kalan mekanik özellikleri açısından değerlendirmek için kriter olarak kullanılmıştır. Yüksek sıcaklık sonrası kalan basınç dayanımı (σ_r) ile başlangıç basınç dayanımı (σ_i) arasındaki oran, Eşitlik 3.5'te gösterildiği gibi RF olarak hesaplanmıştır. Ayrıca, yüksek sıcaklık

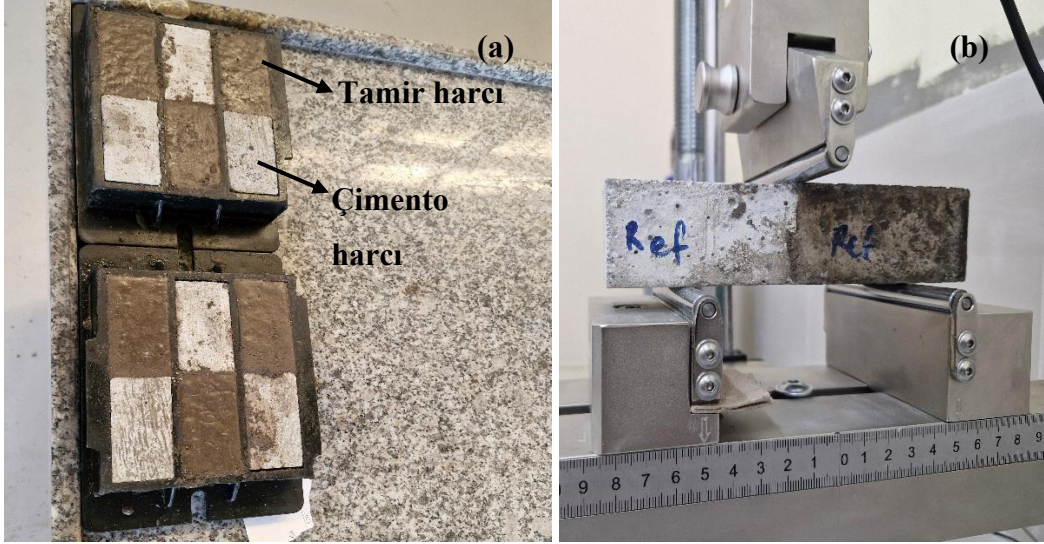
etkisinden sonra numunelerin içyapı özelliklerindeki değişiklikler XRD analizi ile araştırılmıştır.

$$RF = \frac{\sigma_r}{\sigma_i} \quad (3.5)$$



Şekil 3.10 Yüksek sıcaklık testlerinde uygulanan ısıtma-soğutma protokolü

Tamir harçlarının yüksek sıcaklık öncesi ve sonrası aderans özellikleri, eğilme deneyi ile araştırılmıştır. Bu kapsamda ilk olarak, EN 196-1 standardına uygun olarak standart çimento harcı ile 4×4×16 cm³ boyutlu prizmatik numuneler üretilmiş ve yeterli dayanım elde etmek için 14 gün boyunca suda kürlenmiştir. Daha sonra, çimento harcı numuneleri elmas uçlu testere yardımıyla iki özdeş parçaya ayrılmış ve parçanın bir yarısı standart prizmatik kalıba yeniden yerleştirilirken, diğer yarısı AAM tamir harcı ile doldurulmuştur (Şekil 3.11). Hazırlanan harç kirişler, Şekil 3.11'de gösterildiği gibi 28 gün sonunda test edilmiştir. Ayrıca, yüksek sıcaklığın eğilmede aderans dayanımına etkisini değerlendirmek için numuneler, Şekil 3.10'da gösterilen yüksek sıcaklık koşullarına maruz bırakıldıktan sonra da test edilmiş ve elde edilen dayanım değerleri kaydedilmiştir.



Şekil 3.11 Eğilme aderansı testi: (a) Numune hazırlığı ve (b) eğilme testi

Tamir harcı karışımlarının buz çözücü tuzlarla donma-çözülme direnci, [94] tarafından önerilen metodoloji kullanılarak araştırılmıştır. Donma ortamı, %3 NaCl çözeltisi ile oluşturulmuş ve Şekil 3.7'de gösterildiği gibi, çözelti seviyesi numunelerin tabanını 5 mm aşacak şekilde ayarlanmıştır. Her bir donma çözülme döngüsü numunelerin sırasıyla -20 °C'de 6 saat ve 20 °C'de 6 saat bekletilmesi ile tamamlanmıştır. Deney, her bir seri için 28. günde üç adet prizmatik harç numunede 10 ve 25 döngü tamamlanacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Donma döngüleri boyunca, NaCl çözeltisine maruz kalan taban 5 mm yükseklik hariç, tüm numunelerin kalan yüzleri izolasyon bantları ile kapatılmıştır (Şekil 3.12). Harçların agresif tuz ve donma/çözülme etkilerine karşı direnci, belirlenen döngülerden sonra harçların ağırlık, eğilme dayanımı, basınç dayanımı ve ultrasonik geçiş hızı değerlerinin belirlenmesi ile değerlendirilmiştir.



Şekil 3.12 Buz çözücü tuzlar içeren donma ortamına hazırlanan tamir harçları

4.1 Hızlı Sertleşen İki Aşamalı AAM Karışımları

Bu bölümde BOFC ve YFC esaslı iki aşamalı alkali aktivasyon yöntemiyle üretilen hamur ve harç karışımlarının taze hal, mekanik, fiziksel ve durabilite testleri sonucunda elde edilen bulgular sunulmuştur.

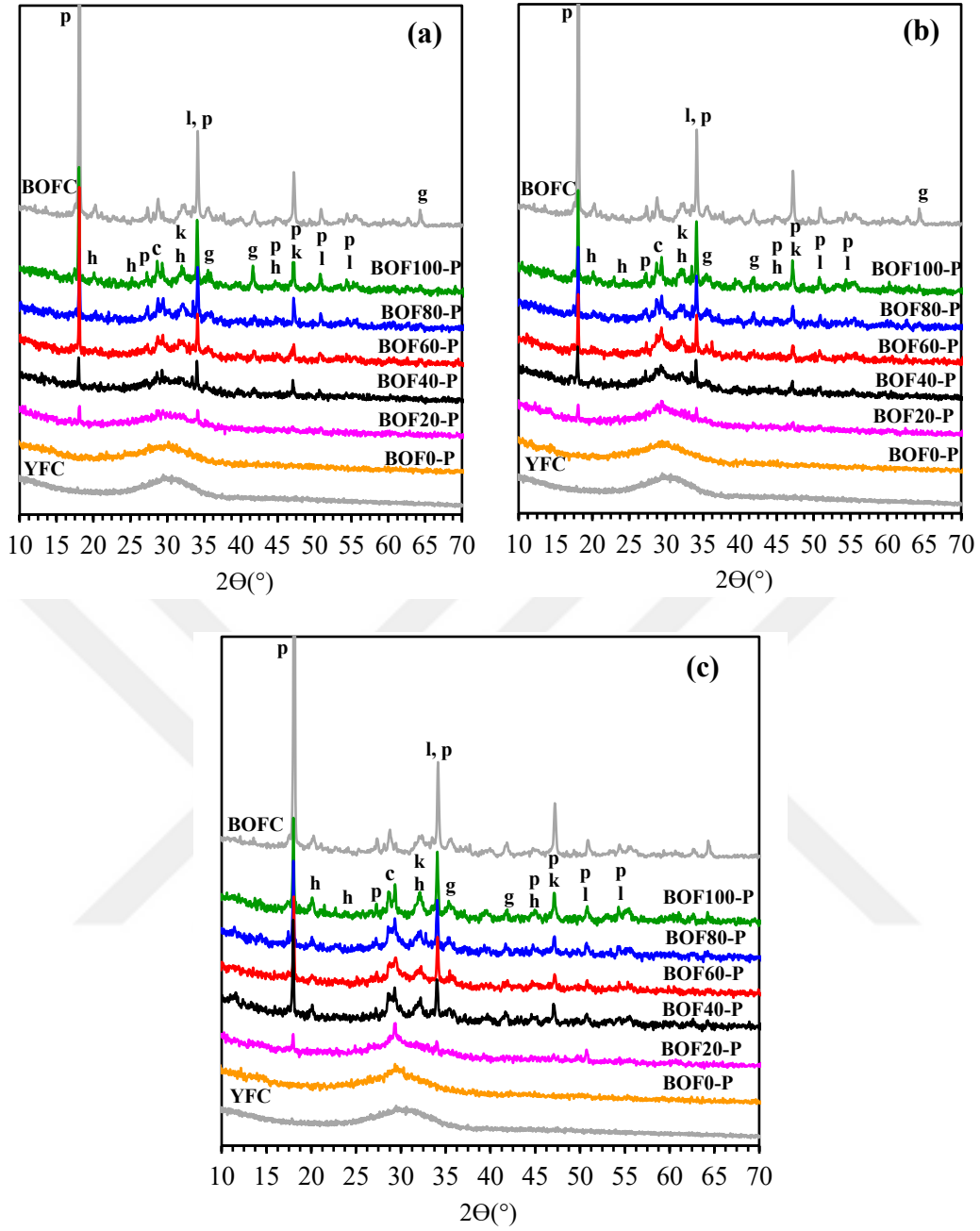
4.1.1 İçyapı Karakterizasyonu

4.1.1.1 XRD Analizleri

BOFC ilavesinin 3 saat, 1 gün ve 28 günlük sertleşmiş hamur numunelerin mineralojisi üzerine etkisi Şekil 4.1’de gösterilmiştir. %100 YFC’den oluşan karışım (BOF0-P), ham YFC’de olduğu gibi büyük ölçüde amorf XRD deseni göstermiştir. Buna karşın, BOFC’nin eklenmesi, inceleme yapılan tüm yaşlar için hamur karışımlarının kristal yapısında önemli değişikliklere yol açmıştır. BOF40-P, BOF60-P, BOF80-P ve BOF100-P karışımlarının XRD desenlerinde, portlandit (COD: 7020138), hidrogarnet (COD: 9005159), larnit (C_2S) (COD: 9012790), kalsiyum silikat hidrat (C-S-H) (COD: 9001689), katoit (COD: 9002703), $CaCO_3$ (COD: 1010962) ve RO fazı gibi kristal fazlar tespit edilmiştir. Portlandit, larnit ve RO fazının ortaya çıkması, ham BOFC’nin XRD desenlerinde de görüldüğünden bu fazlar reaksiyona girmeyen BOFC parçacıklarına işaret etmektedir. Diğer yandan, hidrogarnet, katoit ve C-S-H minerallerinin görünür pikleri, BOFC ve YFC’nin alkali aktivasyonundan kaynaklanmaktadır. Sertleşme süreci boyunca, hamur numunelerindeki kristal piklerin tipleri nispeten sabit kalmış, ancak belirli kristal fazlar için pik şiddetleri farklılık göstermiştir. Örneğin, 3 saatlik analizin ardından BOF40-P karışımında 29-30° (2θ) civarında belirgin bir pik ortaya çıkmış ve bu pik C-S-H ve/veya C₃N-(A)-S-H gibi kristal veya yarı kristal alüminosilikat jel yapılarının geliştiğini ortaya koymuştur. Literatürde gerçekleştirilen çalışmalar,

alkali ile aktive edilmiş alüminosilikat malzemelerde yarı kristal yapıli jellerin oluşumunu benzer pikler için bildirmiştir [60], [95]. Ayrıca, 29-30° (2θ) civarındaki pik şiddeti, BOFC oranının ve kûrlenme süresinin artmasıyla birlikte kademeli olarak artmış, bu da reaksiyonların devam ettiğini ve zamanla daha fazla reaksiyon ürününün oluştuğunu göstermiştir [96]. Ancak, Şekil 4.1(c)'de görüldüğü gibi, pik şiddeti BOF0-P ve BOFS20-P karışımlarında daha belirgin olarak artmıştır. Bu durum özellikle YFC'den gelen reaktif alüminosilikat bileşenlerin mevcudiyetinin geç yaşta daha fazla kristalleşmeyi ve daha yüksek miktarda reaksiyon ürünü oluşumunu tetiklediğini göstermektedir. Bu gözlemler, erken yaşlarda BOFC, geç yaşlarda ise YFC'nin karışımların dayanım özelliklerini kontrol ettiğini açıklamaktadır.

Ham BOFC tozunda 42° ve 65° (2θ) civarında tespit edilen RO fazlarının, BOFC içeren hamur karışımlarında, özellikle erken yaşlarda azaldığı dikkat çekmektedir. Bu fazların erken yaş reaktivitesi, özellikle demir açısından zengin bileşenlerin varlığı nedeniyle; Mg, Fe ve Mn iyonlarının çözünmesine ve hidrasyon derecesinin artmasına yol açabilmektedir [97], [98]. Ek olarak, BOFC içeren hamur karışımlarında hidrogarnet izleri tespit edilmiştir. Hidrogarnetlerin genellikle yüksek sıcaklıklarda oluştuğu bildirilmekle birlikte, Fe-Al içeren silisli hidrogarnetlerin oda sıcaklığında da oluştuğu rapor edilmiştir [99]. Ayrıca, çeşitli bağlayıcı sistemlerinde üretilen hamur karışımlarında hidrogarnetlerin erken yaşlarda oluşabileceği de rapor edilmiştir [100], [101], [102]. Buna göre oluşan hidrogarnetlerin, jel tipi reaksiyon ürünleri gibi erken yaşlarda daha yüksek dayanım elde edilmesine katkıda bulunduğı da bildirilmiştir [103].



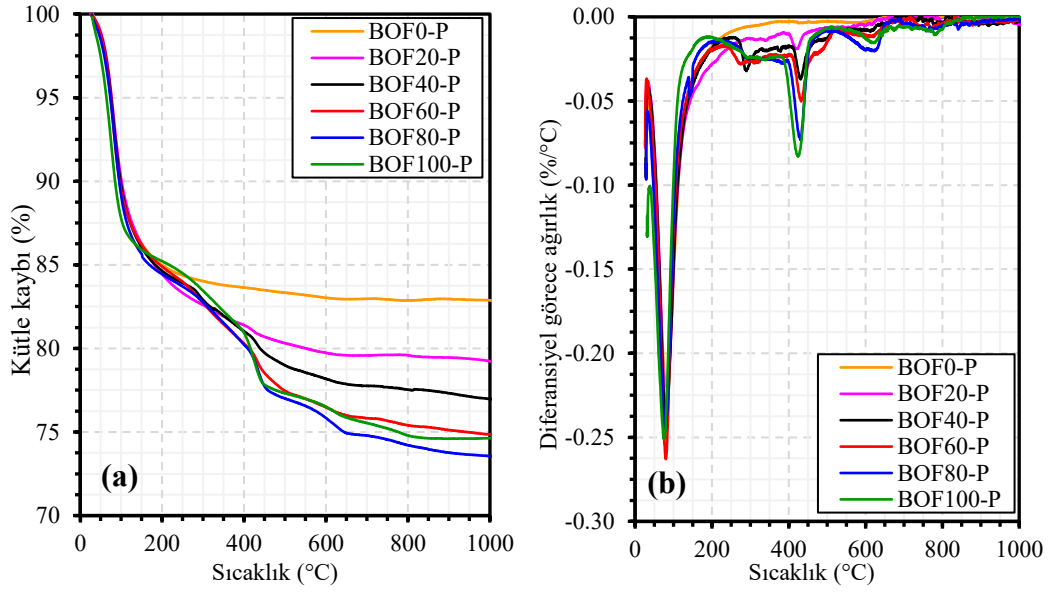
Şekil 4.1 İki aşamalı hamur AAM numunelerinin (a) 3 saat, (b) 1 gün ve (c) 28 gün sonra elde edilen kırınım desenleri (p: portlandit, h: hidrogarnet, l: larnit, c: C-S-H, k: katoit, g: RO fazı).

4.1.1.2 Termogravimetrik Analizler

Hamur numunelerin kütle kaybı ve diferansiyel kütle kaybı sonuçları Şekil 4.2'de verilmiştir. Kütle kaybı değerleri BOFC içeriğine bağlı olarak %17,1 ile %26,4 arasında değişmiştir. DTG eğrileri, kütle kaybını belirli sıcaklık aralıklarına ayırarak çeşitli reaksiyon ürünlerinin bozunmasına işaret etmektedir. TG eğrinin derivasyonu sonucunda elde edilen bu eğriler Şekil 4.2(b)'de verilmiştir. Tüm

hamur numunelerde 25 °C ile 225 °C arasında gözlemlenen ilk DTG piki, AAM matrisindeki fiziksel ve kimyasal olarak bağlı suyun bir kısmının buharlaşmasına karşılık gelmektedir [85]. Özellikle, 25 °C ile 120 °C arasında meydana gelen kütle kaybı öncelikle fiziksel suyun buharlaşmasını yansıtırken, 120 °C'den sonra meydana gelen kütle kaybı çoğunlukla C-S-H benzeri jel yapılarının ve diğer reaksiyon ürünlerinin bozunmasını göstermektedir [104]. BOFC içeren karışımlarda BOF0-P (kontrol) karışımından farklı olarak 300 °C civarında yeni bir DTG piki ortaya çıkmıştır. Bu pik, SEM ve XRD analizleriyle de doğrulanmış; alkali ortamda iyonlarına çözünen BOFC'nin reaksiyonundan oluşan hidrogarnetlerin varlığını göstermektedir. Önceki araştırmalar, hidrogarnet ve katoit dahil olmak üzere hidrogarnet mineral ailesinin yaklaşık 300 °C'de ayrıştığını ortaya koymuştur [99]. Benzer şekilde, BOFC reaksiyonlarından hidrogarnetlerin oluşumu da literatürde bildirilmiştir [105]. BOFC içeren hamur karışımlarında portlandit (400–480 °C) ve karbonatların (600–800 °C) ayrışmasına karşılık gelen iki ek DTG pikinin gözlemlenmesi, BOFC bakımından zengin karışımların XRD desenlerinde bu minerallerin varlığını ilave olarak desteklemektedir.

Belirli sıcaklık aralıkları için termogravimetrik kütle kaybı yüzdeleri Tablo 4.1'de özetlenmiştir. 25-120 °C, 400-480 °C ve 600-800 °C sıcaklık aralıklarında kütle kaybının BOFC içeriğinin artmasıyla birlikte arttığı görülmüştür. BOF100-P'de fiziksel su, hidrogarnet, portlandit ve karbonatlarla ilişkili kütle kayıpları, BOF0-P karışımına kıyasla sırasıyla 1,1, 4,0, 11,3 ve 8,5 kat artmıştır. BOF80-P ve BOF100-P karışımları için 25-120 °C aralığında gözlemlenen daha yüksek kütle kaybı, reaksiyon ürünlerinin oluşumu için daha düşük su tüketimi olduğunu göstermektedir. Ek olarak, bu karışımlarda 400-480 °C aralığında (portlanditin ayrışması) ve 600-800 °C aralığında (karbonatların ayrışması) artan kütle kaybı, XRD sonuçlarında da görüldüğü gibi, reaksiyona girmeyen BOFC parçacıklarının fazlalığına bağlanabilir. Ayrıca, 225 °C ile 400 °C arasındaki kütle kaybı, %60 BOFC ikamesiyle %1'den maksimum %4,1'e yükselmiştir. Bu artış, büyük ölçüde hidrogarnetlerin ayrışmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.2 İki aşamalı hamur AAM numunelerinin TGA sonuçları: (a) Kütle kaybı eğrileri (b) DTG eğrileri

Tablo 4.1 Farklı sıcaklık aralıkları için termogravimetrik kütle kayıpları

Karışım Kodu	Kütle kaybı (%)				
	Fiziksel bağlı su (25 °C-120 °C)	Kimyasal bağlı su (120 °C-225 °C)	Hidrogarnet (225 °C-400 °C)	Portlandit (400 °C-480 °C)	Karbonat (600 °C-800 °C)
BOF0-P	12,1	3,2	1,0	0,3	0,2
BOF20-P	12,0	4,2	2,4	0,9	0,1
BOF40-P	12,4	3,3	3,2	1,8	0,6
BOF60-P	12,4	3,1	4,1	2,4	1,1
BOF80-P	13,0	2,9	3,8	3,0	1,6
BOF100-P	13,2	1,7	4,0	3,4	1,7

4.1.1.3 FTIR Analizi

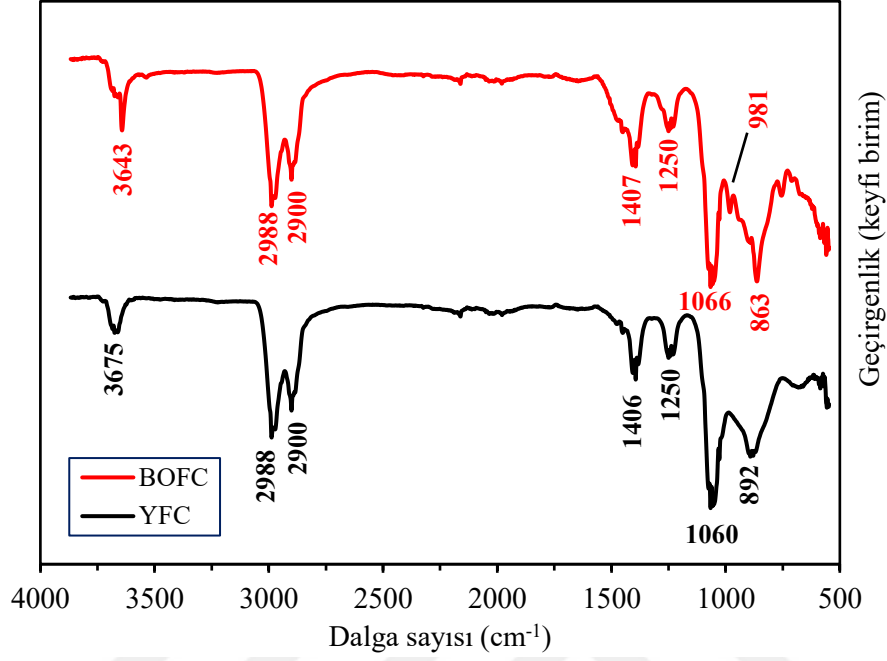
Ham BOFC ve YFC'nin FTIR spektrumları Şekil 4.3'te gösterilmiştir. Hem BOFC hem de YFC aynı fonksiyonel gruplara karşılık gelen tipik pikler ortaya koymuşlardır. Buna göre, cüruflarda yaklaşık 1060 cm^{-1} 'de oluşan Si-O gerilme titreşimlerine sahip silikat yapıları tespit edilmiş, yüzey OH gruplarının varlığı ise yaklaşık 3640 cm^{-1} 'de görülen absorpsiyon bandı ile tespit edilmiştir [106]. Ayrıca, YFC ve BOFC'de 2988 cm^{-1} ve 2900 cm^{-1} 'de çiftli pik ve 1400 cm^{-1} civarında keskin bir pik ile çeşitli karbonat grupları da gözlemlenmiştir. İlk çiftli pik, YFC ve

BOFC'deki kalsitin karbon harmoniklerine atfedilirken [107], ikincisi karbonat gruplarının gerilme titreşimleriyle ilişkilendirilmektedir.

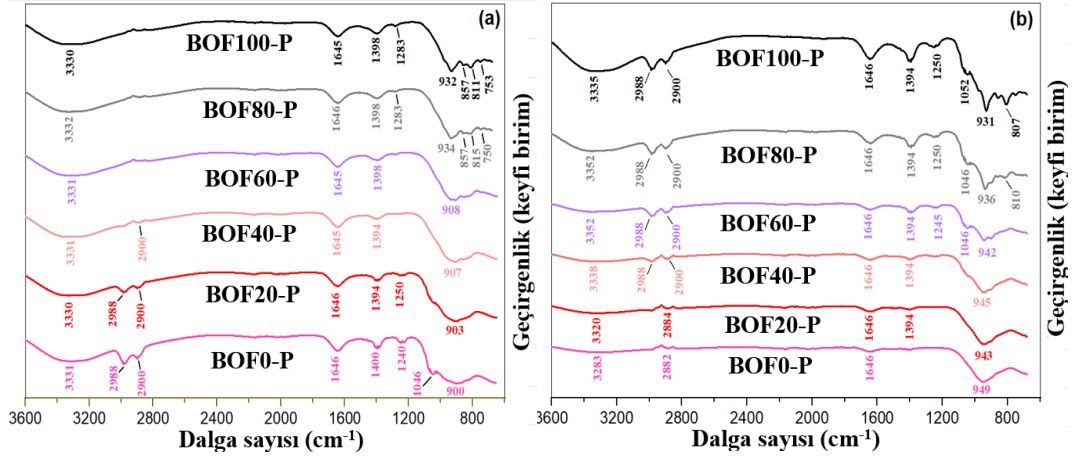
Hamur numunelerinin fonksiyonel gruplarındaki değişiklikleri araştırmak için zamana bağlı FTIR analizi gerçekleştirilmiştir. BOFC oranı ve kürlenme süresinin sertleşmiş hamur numunelerin FTIR spektrumları üzerindeki etkisi Şekil 4.4'te gösterilmiştir. Ham BOFC veya YFC'de gözlemlenen spektral bantlardan farklı olarak, tüm hamur karışımlarında 3 saatlik reaksiyonun ardından $900-930\text{ cm}^{-1}$ dalga sayısı aralığında karakteristik bir tepe noktası ortaya çıkmıştır. Bu spektral bölge, Si-O-T (T: Si veya Al) bağlarının asimetrik gerilme titreşimlerine karşılık gelen alüminosilikat bağlayıcıların alkali aktivasyon reaksiyonlarını göstermektedir [108]. BOFC oranındaki artışın 3 saat sonunda Si-O-T bağının dalga sayısını artırdığı gözlemlenmiştir. Elde edilen daha yüksek dalga sayıları, Si-O-T bağlarının sahip olduğu Al oranından etkilenmektedir. BOFC bakımından zengin karışımlarda Al ilavesinin daha düşük olması, Si-O-T bağlarının titreşim frekanslarını etkileyerek genel olarak daha yüksek dalga sayılarına doğru bir kaymaya neden olmaktadır [109]. Öte yandan, kürlenme süresi karakteristik Si-O-T bağının bant konumunu önemli ölçüde etkilemiştir. Şekil 4.4(b)'de gösterildiği gibi, BOF80-P ve BOF100-P karışımları hariç, Si-O-T bağının dalga sayısı daha yüksek bir değere kaymıştır. Reaksiyonlar ilerledikçe, hamur karışımlarındaki Si-O-T bağlarının polimerizasyon derecesi artmakta, bu da piklerin daha yüksek dalga sayılarına kaymasına neden olmaktadır. Bu durum, zamana bağlı gerçekleşen alkali aktivasyon seviyesindeki artışı ve daha karmaşık silikat yapılarının geliştiğini göstermektedir [110]. Aynı zamanda bu bulgu, BOF80-P ve BOF100-P karışımlarının düşük dayanım gelişimini açıkça doğrulamaktadır (bu karışımlarda zamana bağlı olarak pik kayması gerçekleşmemiştir).

Her bir hamur numunesinde 1645 ve 3330 cm^{-1} 'de gözlemlenen pikler, sırasıyla su moleküllerinin bükülme ve gerilme titreşimlerine atfedilmektedir [96]. BOFC eklendiğinde, 3 saatlik kürleme sonrasında bu spektral bantlarda belirgin bir değişiklik görülmemektedir (Şekil 4.4(a)). Ancak, erken yaşa kıyasla, YFC bakımından zengin karışımlarda, özellikle BOF80-P ve BOF100-P karışımlarına kıyasla, kürleme süresinin uzamasıyla birlikte bu iki absorpsiyon bandının pik şiddeti, daha fazla miktarda hidrasyon ürünlerinin gelişmesi nedeniyle önemli ölçüde azalmaktadır. Benzer şekilde, YFC bakımından zengin karışımlarda 1240 ,

1400, 2900 ve 2988 cm^{-1} 'deki bantların pik şiddetlerindeki azalma, YFC danelerinin polimerizasyon reaksiyonlarında zamana bağlı olarak daha fazla tüketildiğini ortaya koymaktadır.



Şekil 4.3 BOFC ve YFC tozlarının FTIR spektrumları



Şekil 4.4 İki aşamalı AAM karışımlarının zamana bağlı FTIR spektrumları: (a) 3. saat ve (b) 28. gün

4.1.1.4 SEM/EDS Analizi

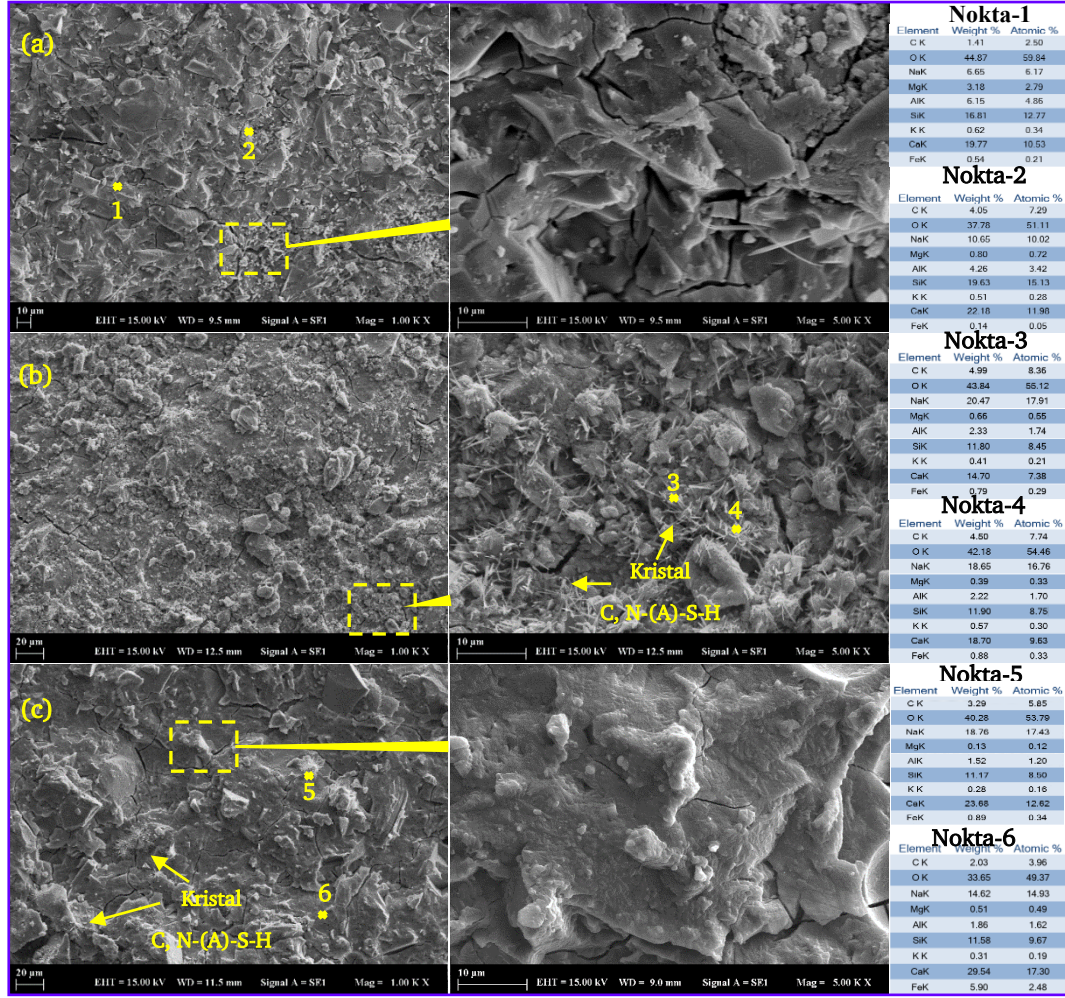
Şekil 4.5 ve Şekil 4.6, hamur numunelerin SEM görüntülerini ve EDS sonuçlarını göstermektedir. BOFC ilavesi, karışımların içyapı morfolojisini değiştirerek, belirgin kristal yapıları olan reaksiyon ürünlerinin oluşumuna yol açmıştır. BOF0-P (kontrol) karışımında az gözenekli ve jel içeriği bakımından zengin bir içyapı morfolojisi görülmüştür. Öte yandan, Şekil 4.5(b) ve Şekil 4.5(c)'de görüldüğü üzere, BOFC ilavesi ile birlikte iğnemsî fiber benzeri yapıda kristal yapıları jellerin oluştuğu görülmüştür. %60'a kadar BOFC içeren hamur serilerinde diğer karışımlara nispeten yoğun bir içyapı gözlenmiş, öte yandan BOF80-P ve BOF100-P karışımlarında, daha gözenekli bir morfoloji görülmüştür. Bu durum özellikle bu iki karışımın görece düşük geç yaş dayanımını doğrulamaktadır. Bunun yanında, BOFC içeren karışımlarda oluşan ilave jel yapıları ve hidrogarnetlerin varlığı, BOFC'nin alkali ortamda çözündüğünü ve reaksiyon ürünlerinin oluşumuna katıldığını doğrulamaktadır. Benzer şekilde, literatürde daha önce yapılan bir çalışmada, Li vd. [111] çelikhane cürufunun çimento hamurlarının mikro morfolojisi üzerindeki etkisini araştırmış ve yazarlar, çelikhane cürufunun eklenmesinin hidrogarnet gelişimini artırarak kristal yapıda iğnemsî jel yapılarının oluşumunu kolaylaştırdığını belirtmişlerdir.

EDS analizi sonuçları, tüm hamur numunelerinde daha önce literatürde de bildirilen [112] sodyum içeren kalsiyum alüminosilikat hidrat (C,N-(A)-S-H) tipi jel oluşumunu ortaya koymaktadır. Ayrıca, AAM matrisinin ortalama Ca/Si ve Si/Al atomik oranları, Tablo 4.2'de gösterildiği gibi en az beş EDS noktasından elde edilen sonuçlar kullanılarak hesaplanmıştır. BOF0-P karışımının Ca/Si ve Si/Al molar oranları literatürle de uyumlu olarak sırasıyla 0,8 ve 3,1 olarak bulunmuştur [113], [114]. Ancak, BOFC eklendiğinde bu oranlar artmış ve BOF100-P karışımında sırasıyla 3,8 ve 14,8 değerlerine ulaşmıştır. BOFC içeren karışımların daha yüksek Ca/Si oranı, dayanım kazandıran reaksiyon ürünlerinin oluşumuna katkıda bulunan bir faktör gibi görünmektedir [111]. Ayrıca, genellikle C_3AH_6 ($Ca_3Al_2(OH)_{12}$) [115] kimyasal formülüyle temsil edilen hidrogarnet mineralleri, demir açısından zengin karışımlarda Al türlerinin kısmen veya tamamen Fe ile yer değişmesi sonucu farklı kimyasal yapıya sahip olabilmektedir [116]. Bu çalışmada da, hidrogarnet minerallerinin elementel analizi, bunların esas olarak Ca, Al, Si, Fe ve O türlerinden oluştuğunu ortaya koymuştur. BOFC oranı arttıkça, belirgin bir

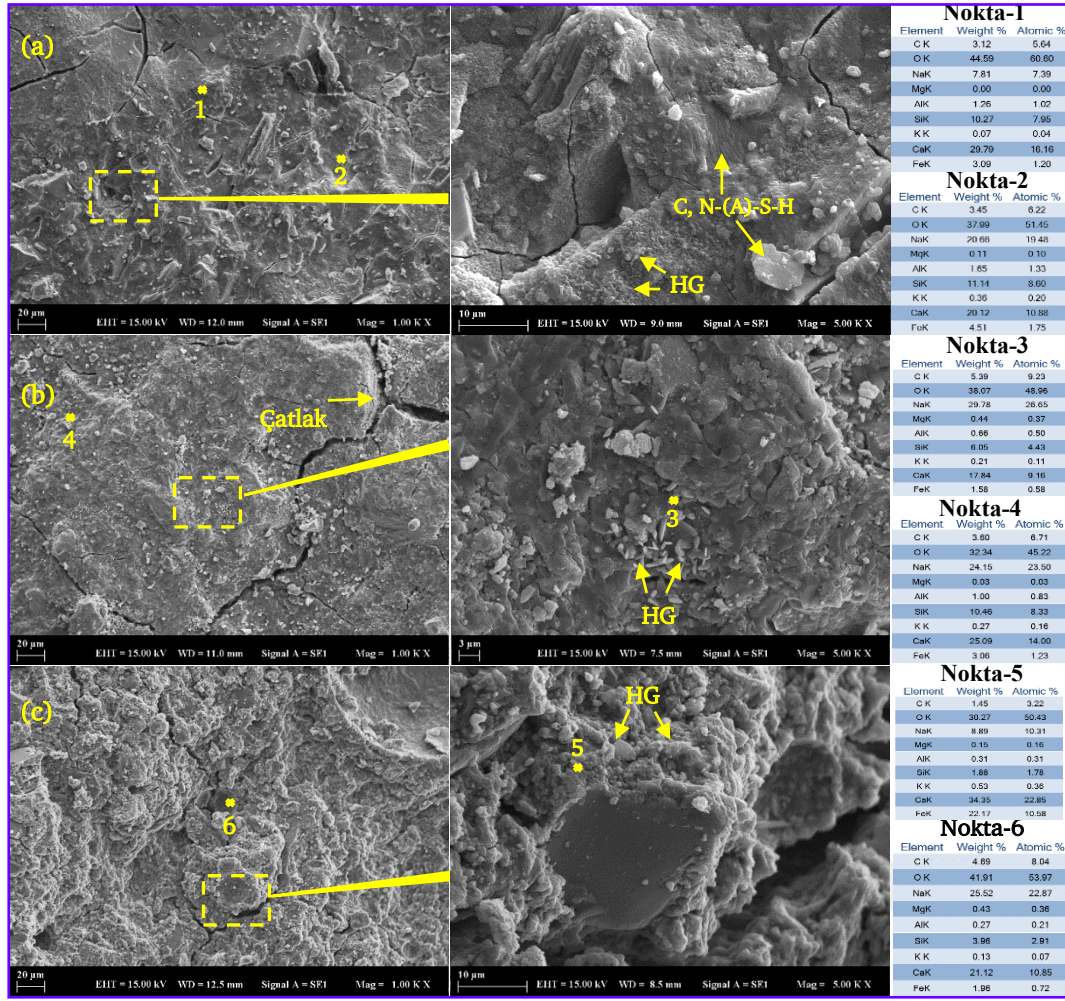
değişiklik gözlemlenmiş: Hidrogarnetlerdeki Al içeriği azalırken, Fe içeriği artmıştır, bu durum Şekil 4.6'daki Nokta 5'te açıkça görülmüştür. BOFC oranlarının artmasıyla Fe içeriğindeki bu artış, Al'nin Fe ile kısmen veya tamamen ikame edildiğini doğrulamaktadır, bu da hamur numunelerinde daha yüksek BOFC ikame seviyeleriyle ilişkili mineral bileşimindeki değişikliklerle tutarlıdır.

Tablo 4.2 Hamur serilerde EDS analizinden elde edilen ortalama atomik oranlar

Karışım kodu	Ca/Si	Si/Al
BOF0-P	0,8±0,1	3,1±0,9
BOF20-P	1,1±0,1	3,3±0,3
BOF40-P	1,4±0,4	5,5±0,5
BOF60-P	1,5±0,3	6,0±0,3
BOF80-P	1,7±0,4	9,6±0,7
BOF100-P	3,8±0,2	14,8±1,4



Şekil 4.5 İki aşamalı AAM’lerde SEM/EDS analizi: (a) BOF0-P, (b) BOF20-P ve (c) BOF40-P



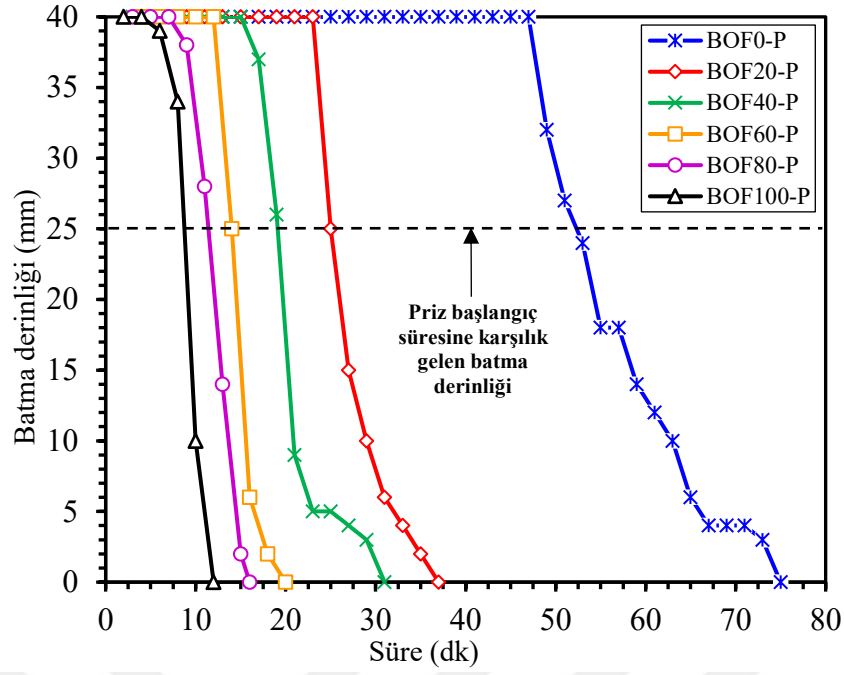
Şekil 4.6 İki aşamalı AAM'lerde SEM/EDS analizi: (a) BOF60-P, (b) BOF80-P ve (c) BOF100-P (HG: hidrogarnet)

4.1.2 Taze Hal Özellikleri

4.1.2.1 Priz Süresi

Şekil 4.7, Vicat iğnesi penetrasyon değerlerinin zamana bağlı değişimini göstermektedir. Deney sonuçları, BOFC içeriği arttıkça priz başlangıç ve bitiş sürelerinin önemli ölçüde kısaltıldığını göstermiştir. Buna göre, BOFC içermeyen BOF0-P karışımı için priz başlangıç ve bitiş süreleri sırasıyla 53 dakika ve 75 dakika olarak ölçülmüştür. BOFC içeriği %20'ye çıktığında, priz başlangıcı 25 dakikaya, priz bitiş süresi ise 37 dakikaya düşmüştür, bu da sırasıyla yaklaşık %53 ve %51'lik bir azalmaya karşılık gelmektedir. Benzer şekilde, BOF40-P hamur karışımında priz başlangıç ve bitiş süreleri sırasıyla 19 ve 31 dakikaya kadar düşerek, yaklaşık %64 ve %59'luk bir azalma göstermiştir. En yüksek BOFC içeriği

olan BOF100-P karışımında ise priz başlangıç süresi 9 dakikaya ve priz bitiş süresi ise 12 dakikaya düşmüştür. Bu, BOF0-P karışımına kıyasla priz alma süresinde %84'e varan önemli bir azalma olduğunu göstermektedir. Priz süresi sonuçları, BOFC içeriğinin artmasının AAM karışımlarının hızlı sertleşme ve dayanım kazanma davranışı üzerindeki olumlu etkisini açıkça ortaya koymaktadır. BOFC'nin YFC'ye kıyasla daha yüksek kalsiyum içeriği ve alkaliniteye ($\text{CaO}/(\text{SiO}_2+\text{P}_2\text{O}_5)$) sahip olması priz sürelerinin kısalmasına neden olan ana faktörleri oluşturmaktadır [117]. BOFC'nin kimyasal bileşimi, $\text{Ca}(\text{OH})_2$ gibi hidroksil gruplarının oluşumuna sebep olarak daha yüksek pH değerlerine yol açmaktadır (bkz. Bölüm 4.1.3.1). Yüksek pH seviyeleri, reaksiyonların ilk aşamalarında içerisinde Ca^{2+} , Al^{3+} , silikat ve alüminat hidroksillerin tetrahedral formlarının da dahil olduğu bağlayıcı iyonlarının çözünmesini arttırmaktadır. Sonuç olarak, bu iyonların gözenek çözeltisinde artması; çekirdeklenme ve büyüme yoluyla kimyasal bağların oluşmasına ve gelişmesine neden olarak priz alma sürecini oldukça hızlandırmaktadır [118]. Bunun yanında, BOFC'nin mineral yapısındaki brownmillerit ($\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$), mayenit ($\text{Ca}_{12}\text{Al}_{14}\text{O}_{33}$) ve hatrurit (C_3S) gibi fazların varlığı, karışımın plastik hal özelliğinin hızlı şekilde kaybolmasına neden olmaktadır. Brownmillerit ve mayenit'in alkali aktivasyonu sonucu oluşan ve önceki bölümlerde bahsedildiği üzere temel olarak $\text{C}_m\text{A}_n\text{H}_p$ kimyasal formülüne sahip olan hidrogarnet ve katoit benzeri reaksiyon ürünleri hızlı priz almaya sebep olmaktadır. Bu reaksiyon ürünlerindeki Al'nin kısmen veya tamamen Fe ile yer değiştirebildiği göz önüne alındığında, ortaya çıkan bu durumun alçıtaşının eksikliğinde çimento esaslı sistemlerde kalsiyum-alüminat-ferrit-hidrat (C,(A,F),H) benzeri fazların oluştuğu ani priz alma reaksiyonlara benzemektedir [119].



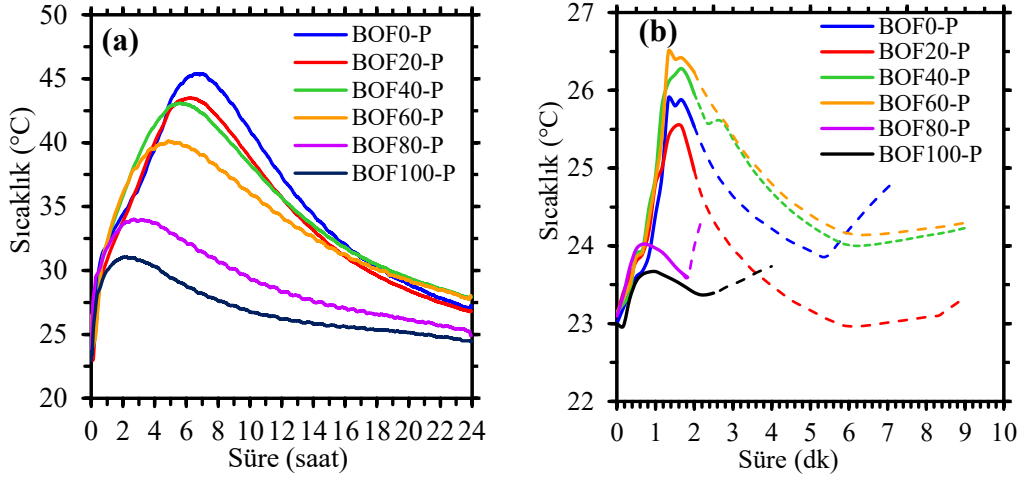
Şekil 4.7 Hamur priz süreleri ve Vicat iğnesi penetrasyonları

4.1.2.2 Yarı Adyabatik Kalorimetri

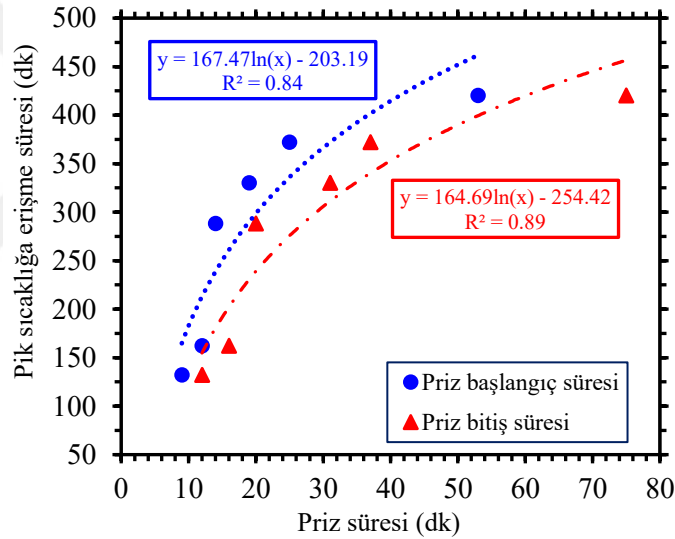
İki aşamalı yöntem ile aktive edilen hamur numunelerin reaksiyon kinetiği, yarı adyabatik deney sonucunda elde edilen pik sıcaklık değerleri ve bu pik sıcaklığa ulaşılması için gereken süre dikkate alınarak incelenmiştir. BOFC'nin AAM'lerin sıcaklık değişimine olan etkisi Şekil 4.8'de gösterilmektedir. Tüm hamur karışımları tek bir ekzotermik pik noktasına kadar kademeli sıcaklık artışı ortaya koymuş, ardından sıcaklık kademeli şekilde ortam sıcaklığına kadar düşmüştür. Karışımlarda gözlemlenen tek ekzotermik tepe noktası, alkali ortamda BOFC ve YFC danelerinin çözünmesi ve reaksiyon ürünlerinin oluşumunu göstermektedir. Önceki çalışmalar da, yarı adyabatik koşullara maruz kalan YFC esaslı AAM'lerin tek bir tepe noktası sergilediğini ortaya koymuştur [120], [121]. Şekil 4.8(a)'da gösterildiği gibi, AAM'lerin yarı adyabatik pik sıcaklık değerleri 31,1 °C ile 45,2 °C arasında değişmiştir. BOFC'nin eklenmesi, hem pik sıcaklığı (%4,2 ila %31.5 arasında azalma) hem de bu sıcaklığa ulaşmak için gereken süreyi kademeli olarak kısaltmıştır. Örneğin, BOF100-P karışımı pik sıcaklığa sadece 2,2 saatte ulaşırken, BOF0-P karışımı için bu süre 7 saat olarak elde edilmiştir. BOFC bakımından zengin karışımlarda ekzotermik pik noktasına daha erken ulaşılması, BOFC'nin YFC'ye göre daha yüksek başlangıç reaksiyon hızına sahip olduğunu göstermekte olup hızlı sertleşme özellikleriyle uyumludur. Diğer yandan, YFC bakımından

zengin karışımlarda gözlemlenen daha yüksek pik sıcaklıkları, YFC danelerinin amorf alüminosilikat içeriğinden kaynaklı gelişmiş geç yaş reaksiyon kapasitesine dayandırılabilir. Önceki çalışmalarda da belirtilen YFC esaslı sistemlerde oluşan ani olmayan daha kararlı ve uzun aşamalı reaksiyonlar [122], [123], YFC içeriği yüksek bu karışımlarda gözlemlenen yüksek pik sıcaklıklarını açıklamaktadır.

Şekil 4.9, karışımların priz süreleri ile ekzotermik pik sıcaklığa ulaşma süreleri arasındaki korelasyonu göstermektedir. Bu korelasyonlar ile saha uygulamalarında priz süresi bilinen YFC ve BOFC esaslı AAM karışımların sıcaklıklarının hangi sürede maksimize olacağını belirlenmesi ve gereken önlemlerin alınması bakımından faydalı olabilir. Ayrıca, reaksiyonların ilk aşamalarında, özellikle YFC oranının daha yüksek olduğu karışımlarda (Şekil 4.8(b)'de gösterildiği gibi) sıcaklıkta küçük bir düşüş gözlemlenmiştir. Bu durum, çözünen alümina ve silika iyonlarının seviyelerinin belirli bir eşik değerine ulaşana kadar kademeli olarak yükseldiğini ve bir uyku periyodu aşamasına girdiğini göstermektedir [124]. Kısa bir uyku periyodunun varlığı, YFC esaslı AAM sistemlerinde daha önce de rapor edilmiştir [96]. Reaksiyonların ilk dakikalarında görülen bu sıcaklık düşüşünün, başlangıçtan itibaren yaklaşık 15 ila 20 dakika sürdüğü ve sonra sona erdiği ifade edilmiştir [42]. Benzer bir gözlem, Cao vd. [96] tarafından yapılan çalışmada alkalilerle aktive edilmiş YFC esaslı hamur numunelerinde 17 dakikalık çok kısa bir uyku periyodunun varlığını ortaya koymuştur. Uyku periyodunun eksikliği sonucunda, bağlayıcı danelerinin dış tabakasında hızlı bir çökme oluşmakta ve bu daha sonraki geç yaş reaksiyonlarını engellemektedir. Bu durumun varlığı da özellikle daha sonraki yaşlarda daha düşük dayanımlara yol açmaktadır [125]. Bu sonuçlar, bu çalışmada bulunan mekanik deney sonuçlarını da açıklamakta olup; BOF80-P ve BOF100-P karışımlarının (uyku periyodu gözlenmeyen karışımlar), görünür bir uyku periyodu gösteren diğer karışımlara kıyasla özellikle geç yaşlarda neden daha düşük dayanım gösterdiğini açıklamaktadır.



Şekil 4.8 İki aşamalı AAM karışımlarının iç sıcaklık gelişimi: (a) ilk 24 saat ve (b) ilk 10 dakika



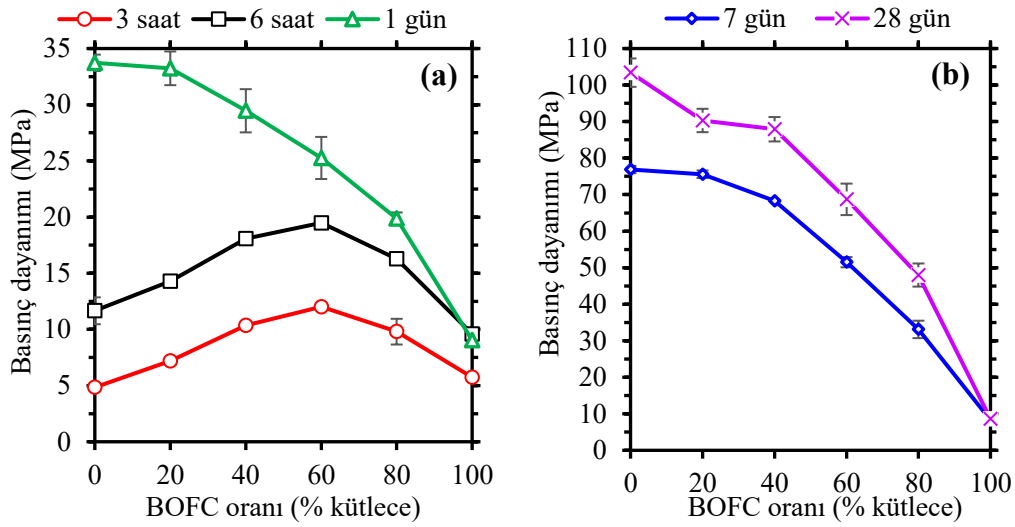
Şekil 4.9 Priz süresi ve yarı adyabatik pik sıcaklığa erişme süresi arasındaki ilişki

4.1.3 Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu

4.1.3.1 Dayanım Gelişimi ve pH

Hamur numunelerde elde edilen deney sonuçları Şekil 4.10'da verilmiştir. Buna göre, karışımlarda iki ayrı dayanım trendi görülmüştür: (i) erken yaş dayanımı (3 saat, 6 saat) ve (ii) geç yaş dayanımı (7 gün ve 28 gün). Hamur numunelerin basınç dayanımları 3. saatin sonunda 4,8 MPa ile 12 MPa; 6. saatin sonunda 9,6 MPa ile 19,5 MPa ve 1. günün sonunda 9,1 MPa ile 33,7 MPa aralığında değişmiştir. 3. saat ve 6. saatte, hamur numunelerin basınç dayanımları %60'a kadar BOFC kullanımıyla artış göstermiştir. Ayrıca, BOFC içeren tüm karışımların basınç

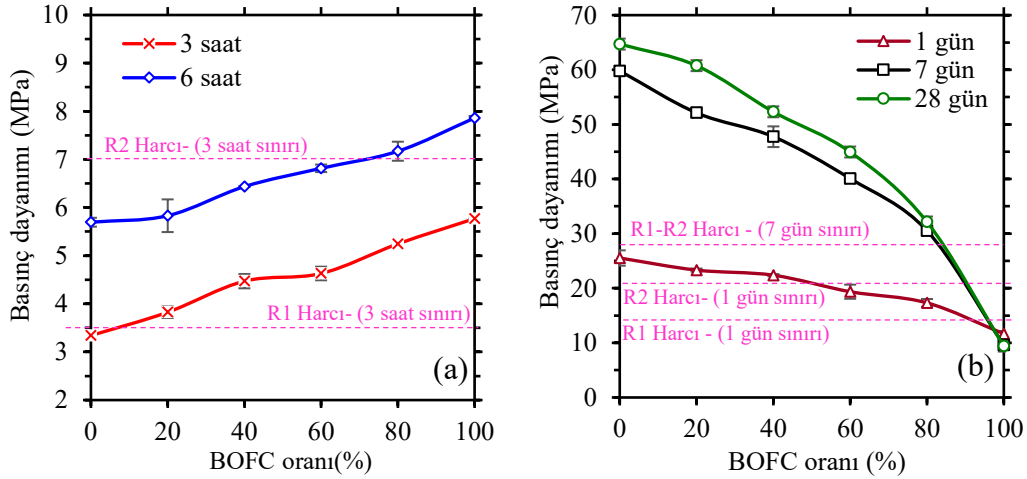
dayanımının 6 saate kadar BOF0-P karışımının (kontrol karışımı) basınç dayanımından daha yüksek olduğu da görülmüştür. Ancak, 1 günlük kürlenme süresinden sonra, BOF0-P karışımının basınç dayanımının diğer karışımların basınç dayanımlarını geçtiği tespit edilmiştir. İlerleyen yaşlardaki dayanım özellikleri incelendiğinde, hamur numunelerin basınç dayanımı değerleri 7. günde 8,3 MPa ile 76,9 MPa arasında, 28. günde ise 8,6 MPa ile 103,4 MPa arasında değişiklik göstermiştir. BOFC oranının artmasıyla birlikte hamur numunelerin geç yaş basınç dayanımında tutarlı bir düşüş eğilimi gözlemlenmiştir.



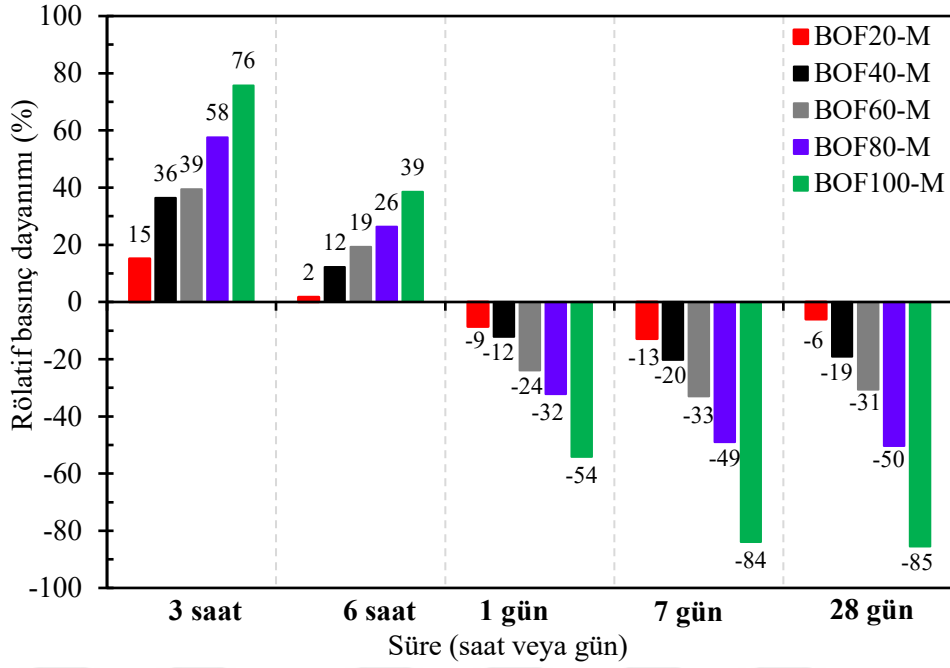
Şekil 4.10 Hamur serilerin basınç dayanımı sonuçları: (a) Erken yaş dayanım gelişimi ve (b) geç yaş dayanım gelişimi

İki aşamalı yöntem ile üretilen harç karışımlarındaki basınç dayanımı gelişimi Şekil 4.11’de verilmiştir. Hamur karışımlarına benzer şekilde BOFC’nin harç karışımlarının erken ve geç yaş dayanım gelişimi üzerinde iki farklı belirgin etki oluşturduğu tespit edilmiştir. Erken saatlerde (3 saat ve 6 saat), harç numunelerin basınç dayanımının BOFC içeriğinin artmasıyla belirgin şekilde iyileştiği görülürken, 3. saatteki basınç dayanımı yaklaşık 3,3 MPa’dan 5,8 MPa’ya kadar yükselmiştir. Benzer şekilde, 6. saatteki basınç dayanımı değerleri, BOFC oranı arttıkça 5,7 MPa’dan 7,9 MPa’ya kadar yükselmiştir. Şekil 4.12, bu eğilimi daha da vurgulamaktadır. Buna göre, BOFC içeriği sırasıyla %20, %40, %60, %80 ve %100 olan karışımlarda kontrol karışımına kıyasla 3. saatte %15, %36, %39, %58 ve %76 oranında artış elde edilmiştir. Yine hamur numunelere benzer şekilde, BOFC ilavesiyle harçların erken yaş dayanımlarında gözle görülür basınç dayanımı gelişimi olmasına rağmen, daha sonraki yaşlarda (1, 7 ve 28 gün) tam tersi bir

eğilim ortaya çıkmıştır. Şekil 4.11(b)'de gösterildiği gibi, basınç dayanımı BOFC içeriğinin artmasıyla birlikte kademeli olarak azalmış, 1. günde, referans karışımı (BOF0-M) 25,5 MPa'ya ulaşırken, BOFC içeren karışımlar (BOF20-M'den BOF100-M'ye) sırasıyla 23,3, 22,4, 19,4, 17,3 ve 11,7 MPa değerlerine ulaşmıştır. 28. günde de benzer bir eğilim gözlemlenmiş, basınç dayanımları %100 YFC içeren karışımlarda elde edilen 64,7 MPa değerinden %100 BOFC içeren karışımda 9,4 MPa'ya kadar düşmüştür. Dayanım değerlerinde gerçekleşen bu düşüşler, Şekil 4.12'de göreceli dayanım kayıplarını gösteren veriler ile açıkça gözükmemektedir. %100 BOFC ikamesi durumunda 1, 7 ve 28. günlerde sırasıyla yaklaşık %54, %84 ve %85'lik düşüşler görülmüştür. Benzer şekilde, BOF80-M için dayanım düşüşlerinin aynı yaşlar dikkate alındığında yaklaşık %32 ile %50 arasında değiştiği belirlenmiştir. Diğer yandan, özellikle %20-40 oranında BOFC ilavesi dengeli bir dayanım performansı sergilemiş, hem erken yaşta dayanım avantajı hem de ilerleyen yaşlarda önemli mukavemet gelişimi sağlamıştır. 28. günde, BOF20-M ve BOF40-M karışımları, BOF0-M karışımına göre sadece %6 ve %19'luk bir azalma ile 60,8 MPa ve 52,3 MPa değerlerine kadar ulaşmıştır.



Şekil 4.11 Harç numunelerin basınç dayanımı sonuçları: (a) erken yaş dayanım gelişimi ve (b) geç yaş dayanım gelişimi



Şekil 4.12 Harç serilerin rölatif dayanım gelişimi

BOFC ve YFC esaslı AAM karışımlarının basınç dayanımı sonuçları değerlendirildiğinde; BOFC'nin erken yaş dayanım gelişimini, YFC'nin ise geç yaş dayanımını domine ettiğini gözlenmiştir. BOFC'nin erken yaştaki mukavemet özellikleri ve reaksiyon kapasitesi üzerindeki olumlu etkisi, büyük ölçüde içeriğindeki amorf fazlar ve brownmillerit ($\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$), hatrurit (C_3S) ve larnit (C_2S) gibi yapıların reaksiyonlarından kaynaklanmaktadır. BOFC'nin hidratasyonu üzerine yapılan daha önceki çalışmalar, brownmillerit miktarının reaksiyonların ilk periyodunda önemli ölçüde azaldığını ve bunun sonucunda erken yaş mukavemetinin (özellikle ilk 24 saat) artmasında önemli bir rol oynayan hidrogarnetlerin oluşumuna sebebiyet verdiğini ortaya koymuştur [20], [105]. Önceki bölümlerde detaylandırılan içyapı analizleri de hidrogarnetlerin oluşumunu belirgin şekilde doğrulamaktadır. Diğer yandan, BOFC'deki larnit ve hatrurit minerallerinin özellikle yüksek alkali ortam altında erken yaş reaksiyonları üzerinde olumlu bir etki gösterdiği de bildirilmiştir [102], [126], [127], [128]. Geç yaş döneminde ortaya çıkan dayanım trendi ise iki temel nedene dayandırılabilir. Bunlardan ilki, çok yüksek oranda BOFC içeren karışımlarda uyku periyodunun olmaması iken (bkz. Bölüm 4.1.2.2) bir diğeri YFC'nin kimyasal ve mineral yapısıdır. YFC'nin amorf yapısı ve BOFC'ye kıyasla daha yüksek alüminyum ve silisyum içeriği, zamana bağlı polikondenzasyon

reaksiyonlarını artırarak geç yaş basınç dayanımında belirgin bir artışa neden olmuştur [129].

İki aşamalı yöntemle üretilen hamur ve harç karışımlarının hızlı sertleşen bağlayıcı ve tamir harcı potansiyeli sırasıyla ASTM C1600 ve ASTM C928 standartlarına göre değerlendirilmiştir. Hızlı sertleşen bağlayıcı malzemelerin sınıflandırılmasında kullanılan ve basınç dayanımı gelişimi için kriterler sunan ASTM C1600 standardının gereksinimleri Tablo 4.3'te verilmiştir. Tablo 4.4, ise üretilen hamur numunelerin hızlı sertleşen bağlayıcı olarak hangi kriterleri sağladığını ortaya koymaktadır. Tablo 4.3'e ilave olarak, ASTM C1600 standardı, hızlı sertleşen malzemeleri beş farklı kategoriye ayırmaktadır: Genel Hızlı Sertleşen (GRH), Orta Hızlı Sertleşen (MRH), Çok Hızlı Sertleşen (VRH), Ultra Hızlı Sertleşen (URH) ve RH-CAC (hızlandırılmış dönüşüm testi gerektiren hızlı sertleşen bağlayıcı). Deney sonuçlarına göre, üretilen karışımlardan hiçbirisi URH veya RH-CAC sınıfları için tanımlanan sınır şartlarını karşılayamamıştır; bu nedenle, değerlendirme sadece GRH, MRH ve VRH kategorileri dikkate alınarak yapılmıştır. Sonuç olarak, BOF100-P ve BOF0-P karışımları, sırasıyla düşük geç yaş mukavemeti ve düşük 3. saat dayanımları nedeniyle hiçbir sınıfın kriterlerini karşılamamışlardır. BOF20-P ve BOF80-P karışımlarının (Tablo 4.4'te kırmızı ile vurgulanmış) GRH malzemeleri için belirlenen minimum basınç dayanımı sınırlarını aştığı dikkat çekmektedir. Buna karşılık, BOF40-P ve BOF60-P (Tablo 4.4'te mavi ile vurgulanmış), hem erken hem de geç yaşlarda gerekli mukavemet değerlerini karşıladıkları için MRH olarak sınıflandırılmıştır. Bu bulgular, BOFC ve YFC'nin kombinasyonunun hızlı sertleşme özelliklerine sahip AAM'lerin üretebileceğini net şekilde ortaya koymuştur.

Tablo 4.3 ASTM C1600 standardında sunulan basınç dayanımı kriterleri

Sınıf/Yaş	3 saat (MPa)	6 saat (MPa)	1 gün (MPa)	7 gün (MPa)	28 gün (MPa)
GRH	7,0	10,0	14,0	24,0	28,0
MRH	10,0	14,0	17,0	28,0	31,0
VRH	15,0	-	24,0	28,0	35,0

Tablo 4.4 İki aşamalı hamur AAM karışımların ASTM C1600'e göre değerlendirilmesi

Yaş/Kod	3 saat			6 saat			1 gün			7 gün		
	GRH	MRH	VRH	GRH	MRH	VRH	GRH	MRH	VRH	GRH	MRH	VRH
BOF0-P				✓			✓	✓	✓	✓	✓	✓
BOF20-P	✓			✓	✓		✓	✓	✓	✓	✓	✓
BOF40-P	✓	✓		✓	✓		✓	✓	✓	✓	✓	✓
BOF60-P	✓	✓		✓	✓		✓	✓	✓	✓	✓	✓
BOF80-P	✓			✓	✓		✓	✓		✓	✓	✓
Not: BOF100-P, hiçbir kriteri karşılamadığı için bu sınıflandırmanın dışında tutulmuştur. 28 günlük dayanım değerleri için verilen kriterler ise tüm hamur karışımlar sınırları aştığından bu tabloya dahil edilmemiştir.												

İki aşamalı yöntem ile üretilen harç serilerin ASTM C928 kriterlerine göre sınıflandırılması Tablo 4.5 ve Tablo 4.6'da ayrıntılı olarak verilmiştir. ASTM C928 standardı farklı kürleme sürelerindeki basınç dayanımı değerlerine göre üç farklı sınıf tanımlamaktadır: R1, R2 ve R3. Bunlardan, R1 sınıfı 3. saatte minimum 3,5 MPa ve 1. günde minimum 14 MPa dayanım gerektirirken, R2 sınıfı 3. saatte minimum 7 MPa ve 1. günde minimum 21 MPa basınç dayanımı gerektirmektedir. Harçların R3 sınıfı olarak tanımlanabilmesi için ise 3. saatte en az 21 MPa ve 1. günde minimum 35 MPa basınç dayanımları sınır şartlar olarak tanımlanmıştır. Ayrıca, tüm dayanım sınıflarında 7. günden sonra en az 28 MPa basınç dayanımı gerekliliği ilgili standartta ifade edilmiştir. R1 ve R2 sınıfı tamir harçları, düşük ila orta mukavemet gerektiren yüzeysel ve yapısal olmayan onarımlar için uygun görülürken, R3 sınıfı tamir harçları, özellikle yapısal, yük taşıyıcı ve betonarme elemanlarda yüksek mukavemet ve aderans dayanımı gerektiren onarımlar için kullanılmaktadır.

Tablo 4.5'de sunulan sınıflandırmaya göre, BOF0-M karışımı üstün uzun dönem dayanımına rağmen, herhangi bir sınıf için 3 saatlik gereksinimi karşılayamamıştır. Buna karşılık, BOF20-M ve BOF40-M harç serileri erken ve geç yaş dayanımları arasında uygun bir denge sağlamıştır. Her iki karışım da 3. saatte R1 sınıfını ve 1. günde R2 sınıfını karşılarken, 7 ve 28. günde R1, R2 ve R3 sınıfına ait gereklilikleri karşılamıştır. Bu sınıflandırma, %20-40 BOFC ilavesinin, geç yaş mukavemetinden ödün vermeden erken dayanım kazanımını etkili bir şekilde hızlandırdığını ve hızlı erken dayanım kazanımı ile uzun vadeli performans arasındaki dengeyi sağladığını göstermektedir.

Benzer şekilde, BOF60-M ve BOF80-M de 3 saat ve 1 gün sonunda R1 sınıfının kriterlerini karşılayarak yeterli erken mukavemet gelişimi göstermiş, ancak 1 gün sonra R2 ve R3 sınıfının eşiklerini karşılamada yetersiz kalmışlardır. Bununla birlikte, her iki karışım da 7 gün ve ötesinde tüm sınıf gerekliliklerini karşılamaya devam etmişlerdir. Bu nedenle, BOF60-M ve BOF80-M'nin performansı, daha yüksek BOFC içeriklerinde (en fazla %80) bile zorlu erken ve geç yaş dayanımlarını sağlayabileceğini ve bu karışımların hem hızlı priz alma hem de uzun vadeli dayanım gerektiren uygulamalar için uygun olduğunu göstermektedir. Sonuç olarak iki aşamalı alkali aktivasyon yöntemi ile üretimi yapılan BOFC esaslı tamir harçlarının hızlı tamirat gerektiren yüzeysel veya orta kalınlıkta sıva, çatlak ve yol yaması benzeri onarımlar için kullanılabilirliği ortaya konulmuştur.

Tablo 4.5 Hızlı sertleşen tamir harçları için ASTM C928’de belirtilen minimum basınç dayanımı kriterleri

Sınıf/Yaş	3 saat (MPa)	1 gün (MPa)	7 gün (MPa)	28 gün (MPa)
R1	3,5	14	28	> 28
R2	7	21	28	> 28
R3	21	35	35	> 35

Tablo 4.6 İki aşamalı yöntem ile üretilen harç serilerin ASTM C928’e göre değerlendirilmesi

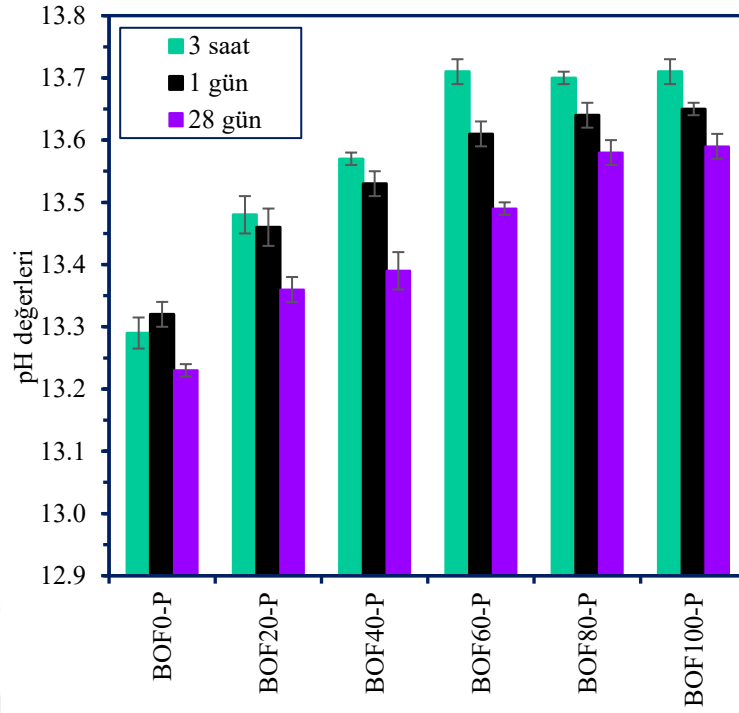
Kod/Yaş	3 saat				1 gün				7 gün				28 gün		
	R1	R2	R3		R1	R2	R3		R1	R2	R3		R1	R2	R3
BOF0-M	×	×	×		✓	✓	×		✓	✓	✓		✓	✓	✓
BOF20-M	✓	×	×		✓	✓	×		✓	✓	✓		✓	✓	✓
BOF40-M	✓	×	×		✓	✓	×		✓	✓	✓		✓	✓	✓
BOF60-M	✓	×	×		✓	×	×		✓	✓	✓		✓	✓	✓
BOF80-M	✓	×	×		✓	×	×		✓	✓	×		✓	✓	✓
BOF100-M	✓	×	×		×	×	×		×	×	×		×	×	×

İki aşamalı yöntem ile üretilen hamur serilerde 3. saatte, 1. günde ve 28. günde belirlenen pH değerleri Şekil 4.13’te verilmiştir. Buna göre, 3. saatin sonunda elde edilen bulgulara göre, pH değerleri BOFC oranının arttırılmasıyla tipik olarak yükselmiştir. BOFC’nin YFC’ye kıyasla daha yüksek alkalitesi ve içerisindeki portlandit (Ca(OH)_2) gibi fazların varlığı, alkali ortamın yükselmesine ve bunun sonucunda pH’ın artmasına katkıda bulunmaktadır. BOFC’nin pH artışında aldığı

bu rol, daha önceden de açıklandığı gibi hamur karışımlarının hızlı priz alma ve hızlı sertleşme özelliklerine de katkıda bulunmaktadır. Yüksek pH seviyeleri, öncüllerdeki oksit bileşimlerinin (Si-O ve Ca-O gibi) parçalanmasını kolaylaştırarak bunların iyonik fazlarına çözünmesine neden olmaktadır. Bu, özellikle hidrasyonun ilk aşamalarında fazların reaktivitesini arttırmaktadır [104]. Benzer şekilde, önceki çalışmalar, gözenek çözeltisinin yüksek pH'ının erken yaşlarda YFC'nin aktivitesini artırdığını bildirmiştir. Diğer yandan, gözenek çözeltisinin pH'ı belirli bir eşiğin altına düştüğü durumlarda, YFC'nin aktivasyonunun oldukça yavaşladığı, hatta durduğu da rapor edilmiştir [130].

Zamana bağlı pH değerleri analiz edildiğinde ise, BOFC içeren karışımların pH değerlerinin tutarlı şekilde azaldığı tespit edilmiştir. Buna karşılık, BOF0-P karışımının pH değerinin 3. saatten 1. güne kadar hafif bir artış gösterdiği, ardından 28. günde diğer karışımlara benzer şekilde düştüğü gözlenmiştir. Reaksiyonların ilk aşamasında, NaOH ve Na₂SiO₃ içeren alkali çözelti, önemli miktarda hidroksil iyonu oluşturarak AAM sisteminin pH'ını yükseltmektedir. Bunun yanında, YFC ve BOFC'nin oksit bileşenleri ile su arasındaki etkileşim, bunların çözünmesine ve T(OH)₂ (T: Ca veya Mg) gibi bileşiklerin oluşumuna yol açmakta ve bu da pH artışını kolaylaştırmaktadır [131]. Ancak, kürleme süresi arttıkça, polikondenzasyon reaksiyonları bu hidroksil bileşiklerini tüketerek C,(N)-A-S-H benzeri reaksiyon ürünleri oluşturmakta ve zamanla pH'ı düşürmektedir.

pH analizi sonuçları, hamur numunelerde gözlemlenen basınç dayanımı gelişimini desteklemektedir. Diğer karışımların aksine, BOF0-P karışımında 1. güne kadar pH değerinin artması, YFC'nin çözünmesinin henüz erken yaşlarda daha devam ettiğini ve esas olarak mukavemete katkıda bulunan reaksiyon ürünlerinden ziyade hidroksil gruplarını ürettiğini göstermektedir. YFC, BOFC'ye kıyasla daha yavaş ama tutarlı bir şekilde çözünmekte, bu da BOFC içeren karışımların ilk saatlerde üstün basınç dayanımını, YFC açısından zengin karışımların ise daha geç yaşlarda daha yüksek dayanımlarını açıklamaktadır.



Şekil 4.13 İki aşamalı yöntem ile üretilen hamur serilerin pH değerlerinin zamana bağlı değişimi

4.1.4 Boşluk Yapısı Karakterizasyonu

4.1.4.1 MIP Analizi

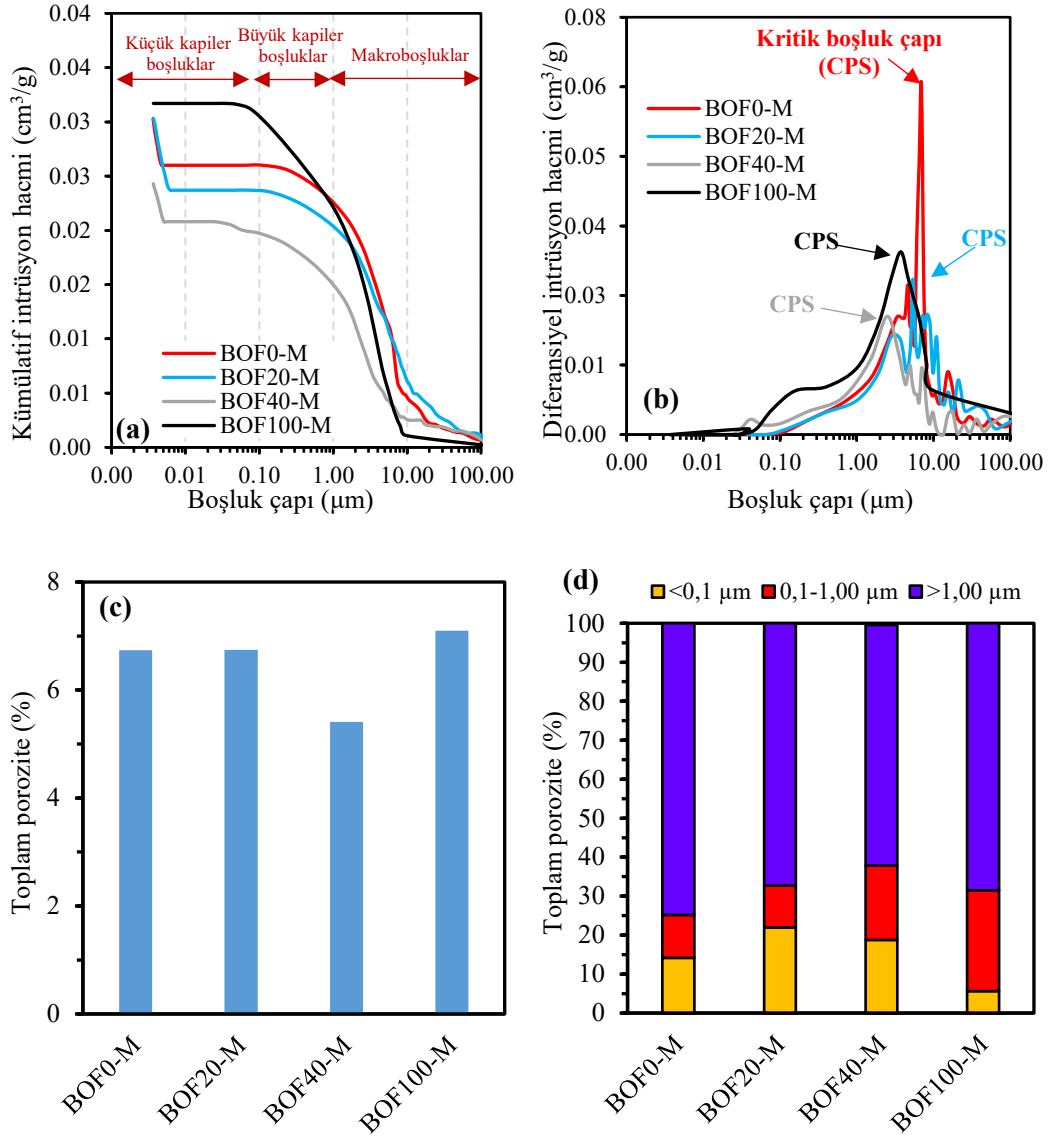
Harç numunelerine ait kümülatif boşluk hacmi ve diferansiyel boşluk hacmi eğrileri Şekil 4.14'te verilmiştir. Seçilen harçların ortalama ve kritik boşluk boyutları, kapiler boşluklar, makro boşluklar ve toplam porozite değerleri ise Tablo 4.7'de sunulmuştur. Harç numunelerinin boşluk yapısı; 0,1 μm ve 1,0 μm olmak üzere iki önemli gözenek çapına göre aşağıdaki gibi üç ayrı grupta sınıflandırılmıştır: (i) küçük kapiler boşluklar; (ii) büyük kapiler boşluklar; (iii) makro boşluklar [132].

Deney sonuçları dikkate alındığında, kapiler boşluk dağılımının BOFC etkisiyle birlikte önemli ölçüde değiştiği tespit edilmiştir (Şekil 4.14a, Tablo 4.7). Küçük kapiler boşluklar BOF0-M karışımında %1,0 iken BOF20-M harcında %1,5'e yükselmiş, bu da daha düşük BOFC içeriğinde daha ince gözenek yapılarının oluştuğunu ortaya koymuştur. Buna karşılık, BOF40-M karışımında hem küçük hem de büyük kapiler boşluklar %1,0 değerini alarak daha dengeli bir boşluk dağılımı ortaya koymuştur. Diğer yandan, BOF100-M karışımında, küçük kapiler gözenekler %0,4'e kadar düşerken, büyük kapiler boşluk miktarı %1,8'e kadar ciddi şekilde artmıştır. Bu bulgular çok yüksek BOFC içeriğinin küçük boşluklardan

ziyade görece daha büyük kapiler boşlukların oluşumuna sebebiyet verdiğini göstermiştir. Harç karışımlarında belirlenen makro boşluk hacimleri BOFC miktarı için bir optimum değeri vurgulamıştır. Buna göre, BOF0-M karışımında %5,0 olan makro boşluk hacmi, BOF20-M'de %4,5'e ve BOF40-M'de %3,3'e kadar düşmüştür. Ancak, %100 BOFC ikamesi durumunda, parçacık aglomerasyonu veya yetersiz reaksiyon ürünleri nedeniyle makro boşluk miktarı %4,9'a kadar yükselmiştir.

Kritik boşluk boyutu (CPS), civa girişinin ani bir artış gösterdiği boşluk çapını belirtmektedir. Bu durum daha büyük ve birbirine bağlı boşlukların dolmaya başladığını göstermektedir [133], [134]. Şekil 4.14(b) ve Tablo 4.7'den anlaşılabileceği üzere, BOFC ilavesiyle boşluk ağının bağlantısı belirgin bir şekilde değişmiştir. BOF0-M karışımı 6,965 μm ile en yüksek CPS değerini göstermiş ve bu değer kademeli olarak BOF20-M karışımında 5,398 μm değerine, BOF40-M'de ise 2,475 μm değerine düşmüştür. Ardından, BOF100-M karışımı için CPS değeri 3,751 μm değerine hafifçe yükselmiştir. Bununla birlikte, %40 BOFC ikamesi sonucu CPS değerinin azalması, gözeneklerin incelmesi ve boşluk bağlantısının azaldığını göstermektedir [135]. Numunelerin ortalama boşluk boyutları BOF100-M serisinde diğer karışımlara göre önemli artış göstermiştir. Buna göre, %0, %20 ve %40 oranda BOFC içeren harçlarda 0,005 μm ile 0,007 μm aralığında değişen ortalama boşluk çapı, %100 BOFC içeren seride 0,151 μm seviyesine yükselmiştir.

Harç karışımlarının toplam porozite değerleri Şekil 4.14(c)'de verilmiştir. BOF0-M ve BOF20-M benzer toplam porozite değeri (%6,7) sergilerken, BOF40-M %5,4'lük toplam porozite değeri ile en düşük gözenekliliği göstererek bu ikame seviyesinde optimum boşluk incelmelerini ortaya koymuştur. Diğer yandan, BOF100-M karışımı %7,1 değeri ile en yüksek toplam poroziteye ulaşmıştır. Bu durumun nedeni olarak yüksek oranda BOFC içeren karışımlarda azalan reaktif alüminosilikat fazlar gösterilebilir. Sonuç olarak, çok yüksek oranda BOFC kullanımı özellikle geç yaşlarda yetersiz jel oluşumuna ve düşük matris yoğunluğuna sebep olarak daha yüksek gözenekliliğe yol açmaktadır. Ayrıca, Şekil 4.14(d), harç serilere ait boşluk sınıflarının normalize edilmiş dağılımlarını göstermektedir. Bu şekil incelendiğinde, harçların boşluk yapısının büyük oranda makro gözenekler tarafından domine edildiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.14 Harç serilerine ait MIP sonuçları: (a) kümülatif boşluk hacmi, (b) diferansiyel gözenek hacmi, (c) toplam porozite ve (d) normalize edilmiş boşluk oranı

Tablo 4.7 Harç serilere ait boşluk parametreleri

Karışım kodu	Kritik boşluk çapı (μm)	Ortalama boşluk çapı (μm)	Kapiler boşluklar (%)		Makro boşluk (%)	Toplam porozite (%)
			Küçük	Büyük		
BOF0-M	6,965	0,006	1,0	0,7	5,0	6,7
BOF20-M	5,398	0,005	1,5	0,7	4,5	6,7
BOF40-M	2,475	0,007	1,0	1,0	3,3	5,4
BOF100-M	3,751	0,151	0,4	1,8	4,9	7,1

4.1.4.2 Kapiler ve Jel Boşluklar

AAM matrisinde bulunan fiziksel bağlı su; kapiler boşluklarda yer alan su ve jel tabakaları arasında bulunan su şeklinde kategorize edilmektedir [39], [136]. Fiziksel bağlı suyun harç numunelerdeki dağılımı Tablo 4.8’de sunulmuştur. BOFC içeriğinin artmasıyla birlikte, kapiler su içeriği %40 BOFC ikamesine kadar sadece %3,5’lik hafif bir artış göstermiştir. Ancak, %40 BOFC’nin ötesinde yapılan ikame oranlarında, kapiler su içeriği daha keskin bir şekilde artarak 0,0910 cm³/g (BOF100-M) değerine kadar ulaşmıştır, bu da BOF0-M’ye kıyasla %46,3’e kadar bir artışa tekabül etmektedir. Bu eğilim, BOFC açısından zengin karışımların özellikle %60 ikameden sonra daha yüksek kapiler gözeneklilik gösterdiğini ve çok yüksek oranda BOFC kullanımının daha gözenekli bir içyapıya yol açtığını doğrulamaktadır.

Buna karşılık, jel tabakaları arasındaki su içeriği %40 BOFC ikamesine (0,0167 cm³/g) kadar hafifçe artmış, ancak daha sonra %100 BOFC ilavesiyle 0,0083 cm³/g değerine keskin bir şekilde düşerek, BOF0-M karışımına kıyasla yaklaşık %44,3’lük bir azalma sağlamıştır. Bu sonuç, %40’a kadar BOFC ikamesinin jel oluşumunu olumsuz etkilemediğini ve mukavemet gelişiminde reaksiyonlarda yer aldığını göstermektedir. Ancak, %40 BOFC ikamesi sonrasında elde edilen daha düşük jel ve arayüzey suyu miktarı muhtemelen daha düşük polimerizasyon nedeniyle daha zayıf jel fazı gelişimi anlamına gelmektedir.

Tablo 4.8 Harç serilere ait Arşimet deneyi sonuçları

Numune Kodu	Kapiler su (cm ³ /g)	Jel ve arayüzey suyu (cm ³ /g)
BOF0-M	0,0622 ± 0,0016	0,0149 ± 0,0002
BOF20-M	0,0631 ± 0,0014	0,0160 ± 0,0007
BOF40-M	0,0644 ± 0,0015	0,0167 ± 0,0009
BOF60-M	0,0699 ± 0,0035	0,0146 ± 0,0007
BOF80-M	0,0788 ± 0,0013	0,0117 ± 0,0004
BOF100-M	0,0910 ± 0,0022	0,0083 ± 0,0005

4.1.5 Fiziksel Özellikler

4.1.5.1 Kapiler Su Emme

AAM numunelerinin kapiler su emme özellikleri birincil ve ikincil sorptivite değerleri kullanılarak belirlenmiştir. Birincil sorptivite numunenin suya doymadan

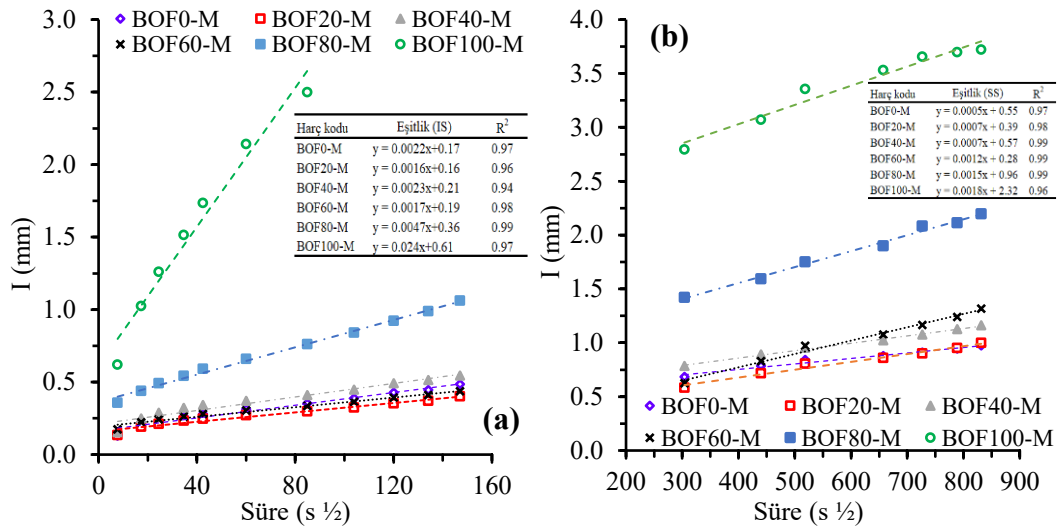
önce hızlı şekilde su emilim özelliğini belirtirken, ikincil sorptivite doygunluk sonrası kademeli su emilimini tanımlamaktadır. Şekil 4.15, BOFC içeriğinin harçların kapiler su emme parametreleri üzerindeki etkisini göstermektedir. Ek olarak, karışımların birincil ve ikincil sorptivite değerlerinin belirlenmesi için kurulan korelasyonlar Şekil 4.15 üzerinde verilmiştir.

Tüm harç karışımlarında birincil sorptivite değerlerinin ikincil sorptivite değerlerinden daha yüksek olduğu görülmüştür. Birincil sorptivite değerleri 0,0016 ila 0,024 mm/s^{0,5} arasında değişirken, ikincil sorptivite değerleri 0,0005 ila 0,0018 mm/s^{0,5} arasında değerler almıştır. %60'a kadar BOFC ilavesinin, birincil sorptivite değerlerinde azalmaya yol açarak %100 YFC içeren referans karışıma kıyasla kılcal su emilimine karşı direnci arttırmıştır. Ancak, BOFC içeriği %60'ı aştığında, su emilim hızı artmış ve doygunluğa ulaşma süresi belirgin şekilde azalmıştır. Örneğin, BOF100-M karışımı sadece 2 saat içinde doygunluğa ulaşırken, daha düşük BOFC içeriğine sahip karışımların tam doygunluğa ulaşması yaklaşık 24 saat sürmüştür.

Harç serilerinin ikincil sorptivite değerlerinin, birincil sorptivite değerleriyle benzer bir eğilim ortaya koyduğu görülmüştür. Ayırt edici bir şekilde, BOF80-M ve BOF100-M karışımlarının ikincil sorptivite değerleri, BOF40-M karışımından sırasıyla 2,1 ve 2,6 kat daha yüksek elde edilmiştir. Bu sonuçlar, optimum miktarda BOFC kullanımının kapiler su emmeyi azalttığını vurgularken, çok yüksek BOFC içeriğinin kapiler su emmeyi ciddi şekilde artırdığını göstermiştir.

Birincil sorptivite genellikle kılcal boşluklardan su girişini yansıtırken, ikincil sorptivite hapsolmuş hava boşlukları ve mikro çatlaklar yoluyla su taşınımından etkilenmektedir [137]. Yukarıda açıklanan boşluk yapısı analizleri bu bağlamda elde edilen sonuçları tam manasıyla açıklamıştır. MIP analizlerinde tartışılan gözenek boyutu dağılımı sonuçlarına göre, büyük kapiler boşluklardaki (0,1–1,0 µm) artış, birincil sorptivite değerlerinin artışına ve doygunluk sürelerinin artmasına karşılık gelmektedir. Diğer yandan, optimum BOFC kullanımında oluşan yüksek miktarda C-S-H ve/veya C-A-S-H oluşumu, jel yapılarının su akışını kısıtlayan yüksek dolambaçlılık nedeniyle daha düşük birincil ve ikincil sorptivite değerleri ortaya koymuştur [138].

Elde edilen bulgular, literatür verileriyle karşılaştırıldığında, %60'a kadar BOFC içeren karışımların birincil sorptivite değerleri, benzer AAM sistemleri için bildirilen 0,0043-0,0580 mm/s^{0,5} aralığından daha düşük [17], [137], [139], [140] ve çimento esaslı harçlar için tipik olan 0,010-0,040 mm/s^{0,5} aralığından ise önemli ölçüde düşük elde edilmiştir [141]. Bu çalışmada elde edilen 0,0003 ila 0,0018 mm/s^{0,5} arasındaki ikincil sorptivite değerlerinin, hem AAM'ler hem de çimento esaslı harçlar için daha önce bildirilen değerlerle benzer olduğu görülmüştür [137], [139], [142], [143].



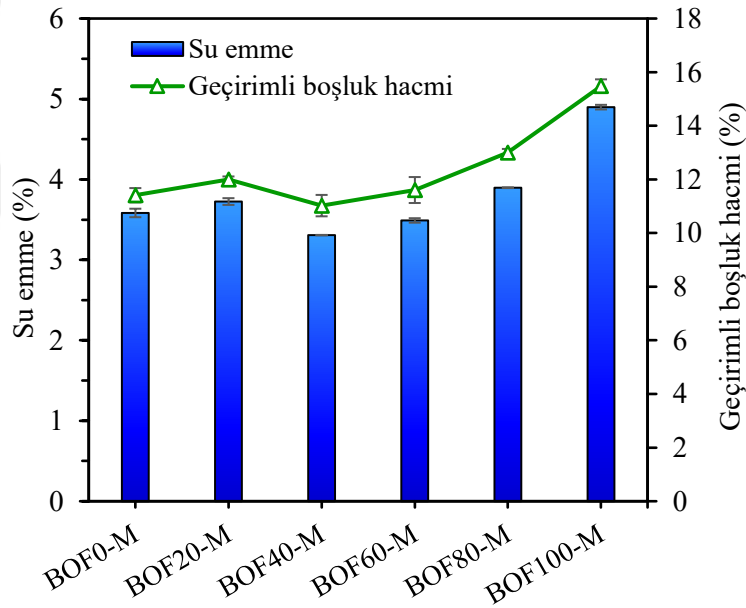
Şekil 4.15 Harç serilerin kapiler su emme deney sonuçları: (a) birincil sorptivite ve (b) ikincil sorptivite

4.1.5.2 Su Emme ve Geçirimli Boşluk Hacmi

Harç serilerin su emme ve geçirimli boşluk hacminin BOFC içeriğine bağlı değişimi Şekil 4.16'da gösterilmiştir. Harç serilerinin su emme oranları %3,3 ile %4,9 arasında değişmiş, en düşük su emme oranı %3,3 ile BOF40-M serisinde elde edilmiştir.

Su emme sonuçlarına benzer şekilde, BOFC içeriği %60'a kadar artırıldığında kontrol karışımına benzer veya daha az miktarda geçirimli boşluk hacmi elde edilmiştir. Örneğin, BOF0-M karışımının geçirimli boşluk hacmi %11,4 olarak elde edilirken; BOF20-M ve BOF40-M karışımlarında bu değerler sırasıyla %12,0 ve %11,0 olarak bulunmuştur. Literatürde bildirildiği üzere, harçlardaki su emme karakteristiği öncelikle harçların toplam porozitesine ve boşlukların birbiri ile olan bağlantısına bağlıdır. Matriste suyun taşıma özelliklerinin ise özellikle büyük

kapiler boşlukları kapsayan (0,01 μm ile 1,0 μm) gözeneklerden önemli ölçüde etkilendiği bildirilmiştir [144]. Mevcut çalışmada elde edilen su emme değerlerindeki azalma, Tablo 4.7 ve Tablo 4.8'de gösterildiği gibi doğrudan toplam porozitenin ve kapiler boşlukların azalmasıyla ilişkilidir. BOFC içeriği %60'a çıkarıldığında, su emme oranı BOF40-M karışımına kıyasla hafifçe artmış, ancak yine de referans karışımından %0,1 daha düşük kalmıştır. Ancak, BOFC oranının %80 ve %100'e yükseltilmesiyle, sırasıyla %3,9 ve %4,9 gibi daha yüksek su emme değerleri elde edilmiştir. Benzer şekilde, geçirimli gözenek hacmi de BOF60-M, BOF80-M ve BOF100-M harçlarında sırasıyla yaklaşık %11,6, %13,0 ve %15,5 seviyelerine ulaşmıştır. Bu artışlar, BOFC içeriği %40'ın üzerine çıktığında büyük kapiler gözeneklerin önemli ölçüde büyümesine bağlanmaktadır. Bu da, gözeneklerin incilmesi ile aşırı BOFC kullanımının olumsuz etkileri arasında bir denge olduğunu açıkça göstermektedir.

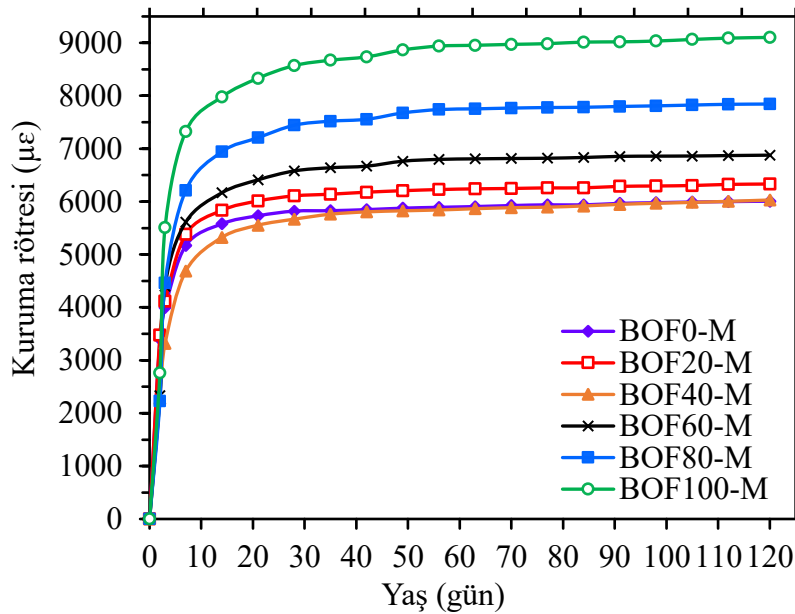


Şekil 4.16 Harç serilerine ait su emme ve geçirimli boşluk hacmi sonuçları

4.1.5.3 Kuruma Rötresi ve Kütle Kaybı

BOFC'nin kuruma rötresi ve kütle kaybına etkisi Şekil 4.17 ve Şekil 4.18'de, kuruma rötresi ile kütle kaybı ilişkisi ise Şekil 4.19'da gösterilmiştir. Deney sonuçlarına göre, AAM'lerin nihai kuruma rötresi (120 gün) 6008 μe ile 9104 μe arasında değişmiş, tüm harç serilerde rötire davranışı benzerlik göstermiştir. Buna göre, kurumanın ilk haftasında önemli bir boy kısalması meydana gelmiş ve 28. gün

sonrasında rötre değerlerinde belirgin bir değişim gözlenmemiştir (bkz. şekil 4.17). En düşük nihai kuruma rötresi değeri, BOF0-M harç karışımında (6008 $\mu\epsilon$) kaydedilmiş olup bu değer BOF20-M (6332 $\mu\epsilon$) ve BOF40-M (6030 $\mu\epsilon$) karışımlarının rötre değerlerinden biraz daha düşük elde edilmiştir. Bu durum, %40'a kadar BOFC ilavesinin AAM numunelerinin kuruma rötresi özellikleri üzerinde olumsuz bir etki oluşturmadığını açıkça göstermektedir. Ancak, BOFC oranının %60, %80 ve %100'e çıkarılması, nihai rötre değerlerini sırasıyla BOF0-M karışımına kıyasla %14,5, %30,6 ve %51,5 oranında artırmıştır. Bu eğilim, BOF0-M, BOF20-M ve BOF40-M harçlarında gözlemlenen daha yoğun içyapı (bkz. şekil 4.5), gelişmiş dayanım (bkz. şekil 4.11) ve göreceli olarak daha düşük kapiler gözenek oluşumu (Tablo 4.7 ve Tablo 4.8) ile ilişkilendirilebilir.

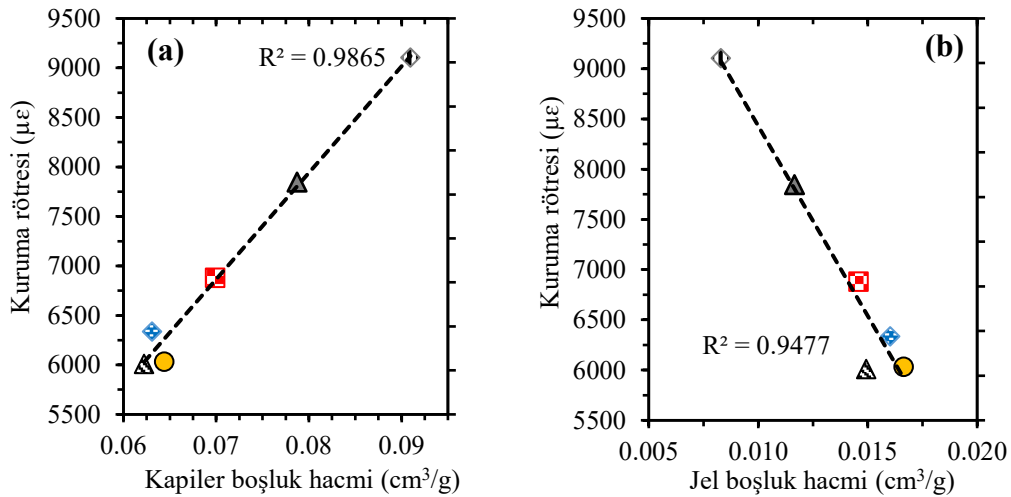


şekil 4.17 Harç serilerin kuruma rötresinin zamana bağlı gelişimi

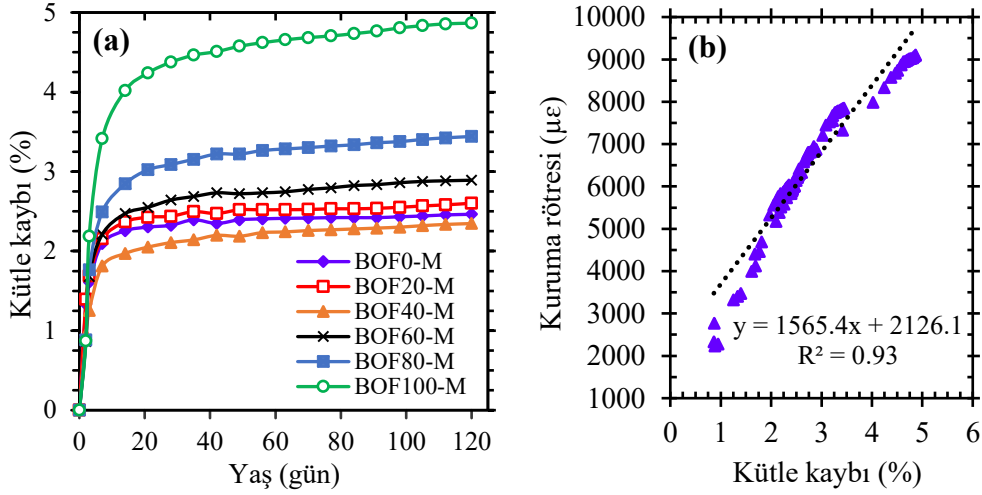
şekil 4.18(a) ve şekil 4.18(b), gözenek yapısının kuruma rötresi üzerindeki etkisini göstermektedir. Kapiler gözeneklerde buharlaşabilir su hacmi yüksek olan harçlar, suyun çoğunlukla jel gözeneklerinde tutulduğu harçlara kıyasla belirgin şekilde daha fazla rötre sergilemiştir. Rötre ile kapiler gözenek hacmi arasındaki güçlü korelasyon ($R^2=0,99$, şekil 4.18(a)), kapiler gözeneklerden su kaybının gerilmeleri tetiklediğini ve bu durumun daha yüksek rötre deformasyonlarına yol açtığını doğrulamaktadır. Buna karşın, jel ve arayüzey boşluk hacminin artması ince

gözeneklerden nem kaybını sınırlandırmış ve rötre kaynaklı gerilmeleri hafifleterek kuruma rötresini azaltmıştır (Şekil 4.18(b)) [145], [146].

Harç serilere ait kütle kaybı - kuruma rötresi ilişkisi Şekil 4.19'da verilmiştir. BOFC içeriğinden bağımsız olarak, kütle kaybı değeri yüksek olan harçlarda rötre değerleri de artmıştır. Bu durum, rötrenin fiziksel suyun buharlaşması ve bunun tetiklediği kapiler gerilmelerle doğrudan ilişkili olduğunu göstermektedir. Özellikle BOF80-M ve BOF100-M gibi BOFC oranı yüksek harçlar, zamanla daha fazla kütle kaybı yaşamış (Şekil 4.19(a)) ve bu durum yüksek rötre değerleriyle örtüşmüştür (Şekil 4.19(b)). Bu bulgular, rötre davranışında kapiler gözenekliliğin rolünü vurgulayan önceki çalışmalarla da uyumludur. Kapiler gerilmeler, gözenek çapı azaldıkça yoğunlaşsa da mikro boyutlu jel gözeneklerinin ($<0,01 \mu\text{m}$) varlığı su buharlaşmasını sınırlandırarak rötreyi hafifletir. Collins ve Sanjayan [146] da benzer şekilde, büyük kapiler boşlukların hızlı nem kaybı nedeniyle rötreyi hızlandırdığını ortaya koymuştur. Ayrıca, BOFC'deki yüksek serbest CaO içeriğinin, matris yoğunluğunu sınırlayarak gözenekliliği ve rötreyi arttırabileceği değerlendirilebilir [85], [147]. Sonuç olarak, yüksek oranda BOFC içeren harçlar artan kapiler gözeneklilik ve su kaybı nedeniyle aşırı rötre sergilerken, düşük BOFC oranları ($\leq 40\%$) kontrol karışımına benzer rötre değerleri vermiştir.



Şekil 4.18 (a) Kuruma rötresi ve kapiler boşluk hacmi (b) Kuruma rötresi ve jel boşluk hacmi ilişkisi



Şekil 4.19 (a) Zamana bağlı kütle kaybı (b) Kuruma rötresi ve kütle kaybı ilişkisi

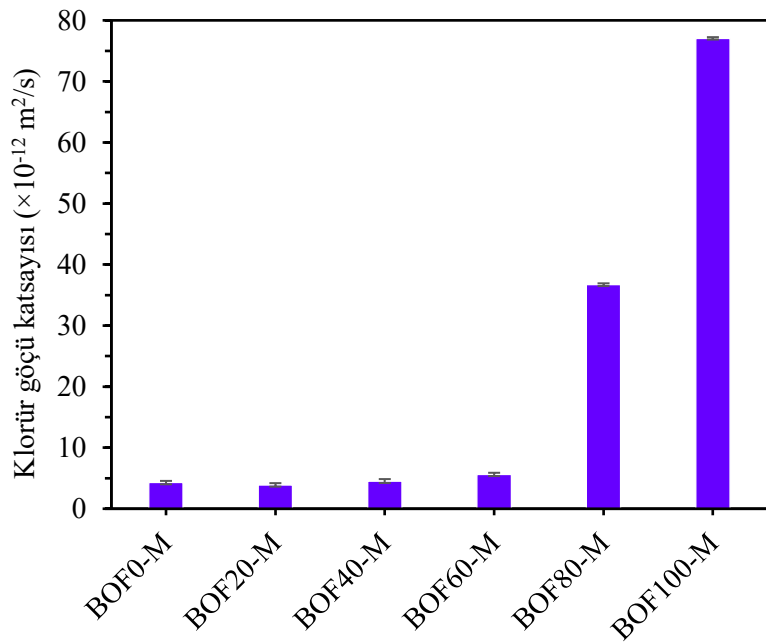
4.1.6 Klorür Geçirirliği

İki aşamalı yöntemle üretilen harç serilerin BOFC içeriğine bağlı olarak klorür geçirirlik katsayısı Şekil 4.20’de gösterilmektedir. Numunelerin D_{nssm} değerleri, BOFC oranına bağlı olarak $3,9 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ ile $77,1 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ arasında değişmiştir. %60’a kadar BOFC içeren harçlarda D_{nssm} değerleri nispeten düşük kalmış ve $3,9 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ ile $5,6 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ aralığında ölçülmüştür. Bu karışımlar arasında, %20 BOFC içeren harç en düşük D_{nssm} değerini almıştır. Ancak, BOFC içeriği %80 ve %100’e çıkarıldığında D_{nssm} değerlerinde önemli bir artış gözlenmiş ve sırasıyla $36,7 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ ve $77,1 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ seviyelerine ulaşmıştır. Bu keskin artış, reaksiyon ürünlerinin oluşumundaki azalmaya ve buna bağlı olarak toplam gözenekliliğin artmasına bağlanabilir.

D_{nssm} ile porozite arasındaki korelasyon, Şekil 4.14’te sunulan MIP analizi sonuçları ile de desteklenmektedir. Sonuçlar, BOFC içeriği arttıkça, özellikle 0,01 μm ile 100 μm aralığında boşluk miktarının önemli ölçüde yükseldiğini göstermektedir. Bu boyut aralığı, büyük ölçüde klorür geçirirliğini artırdığı bilinen büyük kapiler boşluklar ve makro boşluklara karşılık gelmektedir. Buna karşın, daha ince gözeneklerin (<0,01 μm) etkili dolambaçlılığı ve iyon-gözenek duvarı etkileşimlerini artırdığı ve klorür taşınımını engellediği rapor edilmiştir [148], [149], [150], [151].

Ayrıca, 100 µm'den büyük gözenekler genellikle izole ve zayıf bağlantılı olduğundan, klorür difüzyonuna katkıları sınırlıdır.

Bu çalışmanın bulguları, Hu vd. [152] tarafından alkalilerle aktive edilmiş cüruf/uçucu kül harçlarında, 10–10⁴ nm aralığındaki gözeneklerin hacim fraksiyonu azaldıkça klorür geçiş katsayısının azaldığını gösteren gözlemlerle uyumludur. Buna göre, jel boşluklarının (<10 nm) ve büyük boşlukların (>10⁴ nm) klorür taşınımı üzerindeki etkisi minimaldir. Bu sonuçlar, klorür geçirimsizlik direncini artırmak için optimal bir BOFC içeriği olduğunu ve bu sınırın ötesinde artan gözenekliliğin dayanıklılığı olumsuz etkilediğini doğrulamaktadır.



Şekil 4.20 İki aşamalı AAM karışımlarının D_{nssm} değerleri

4.2 Hızlı Sertleşen Tek Aşamalı AAM Karışımları

Bu bölümde BOFC ve YFC esaslı tek aşamalı alkali aktivasyon yöntemiyle üretilen hamur ve harç karışımlarının taze hal, mekanik, fiziksel ve durabilite testleri sonucunda elde edilen bulgular detaylıca irdelenmiştir. Üretimi gerçekleştirilen harç numunelerin hızlı sertleşen tamir harcı potansiyelini artırmak ve özelliklerini iyileştirmek için kalsine magnezya (KM), çelik fiber (ÇF) veya karbon fiber (KF)

ilaveleri yapılmış ve üretilen farklı tamir harçlarının malzeme özellikleri belirlenmiştir.

Bu kapsamda, ilk olarak iki aşamalı AAM sistemlerinde belirlenen optimum BOFC/YFC oranında farklı sodyum metasilikat dozajlarında üretimler yapılarak alkali aktivatör parametreleri optimize edilmiştir. Daha sonra, iki aşamalı AAM karışımlarında gerçekleştirilen BOFC optimizasyonu tek aşamalı AAM karışımlarda da tekrardan ön deneme karışımlarıyla doğrulanmış ve sabit bir BOFC/YFC oranı belirlenmiştir. Böylelikle, tek aşamalı AAM harçlarında kullanılacak referans karışımının tasarımı belirlenmiştir. Son olarak, farklı oranlarda mikrofiber ve kalsine magnezya ilavesinin tamir harçlarının fiziksel, mekanik, durabilite ve saha performansı üzerine olan etkileri belirlenerek deneysel çalışma tamamlanmıştır.

4.2.1 Ön Deneme Karışımları

Tek aşamalı AAM karışımlarında kullanılacak olan optimum sodyum metasilikat dozajı, optimum BOFC/YFC oranları ve çeşitli miktarlarda kalsine magnezya ilavesinin etkisinin belirlenmesi amacıyla hamur numunelerde priz süresi, pH, basınç dayanımı ve yarı adyabatik testler gerçekleştirilmiştir.

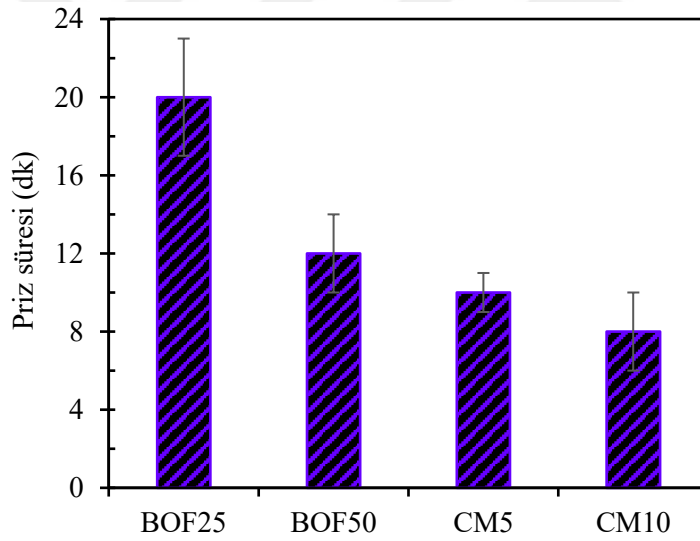
İlk olarak, optimum sodyum metasilikat dozajı, BOFC/YFC oranı 1:1 ve su/bağlayıcı oranı 0,30 olacak şekilde üretilen harçlarda belirlenmiştir. Sodyum metasilikat dozajı, toplam bağlayıcı miktarının %9, %12, %15, ve %18'i olacak şekilde üretilen dört karışımın 3 saat, 1 gün, ve 7 günlük basınç dayanımları belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre %12 sodyum metasilikat dozajının kullanımıyla basınç dayanımının tüm yaşlarda en iyi performansı sergilediği belirlenmiştir. Örneğin, 7. gün sonunda basınç dayanımları sodyum metasilikat dozajının %9'dan %12, %15 ve %18'e kadar yükseltildiği harçlarda sırasıyla 30,5 MPa, 44,7 MPa, 41,6 MPa ve 23,1 MPa olarak bulunmuştur.

Optimum sodyum metasilikat dozajının belirlenmesinin ardından iki aşamalı AAM karışımlarında %40-%60 civarı olarak belirlenen optimum BOFC miktarı tek aşamalı AAM harçlarında da belirlenmiştir. Ayrıca, farklı oranlarda KM ilavesinin etkileri değerlendirilmiştir. Tablo 4.9, farklı oranlarda BOFC ve KM içeren tek aşamalı hamur karışımlarının tasarım parametrelerini göstermektedir.

Ön deneme üretimleri sonucu elde edilen hamur karışımların priz sürelerine ait sonuçlar Şekil 4.21’de gösterilmektedir. Tüm hamur karışımlarının prizini 8 ila 20 dakika arasında aldığı ve BOFC ve KM oranındaki artışın hamur numunelerin priz süresini düşürdüğü tespit edilmiştir. BOFC oranının %25’ten %50’ye çıkarılması priz süresinde %40’lık bir azalmaya yol açarken, %5 ve %10 KM eklenmesi priz sürelerinde sırasıyla %17 ve %33’lük bir azalmaya yol açmıştır.

Tablo 4.9 Ön deneme karışımlarında kullanılan tasarımlar

Kod	YFC (%)	BOFC (%)	KM (%)	s/b oranı	Sodyum metasilikat (%)
BOF25	75	25	0	0,25	12
BOF50	50	50	0	0,25	12
CM5	47,5	47,5	5	0,25	12
CM10	45	45	10	0,25	12

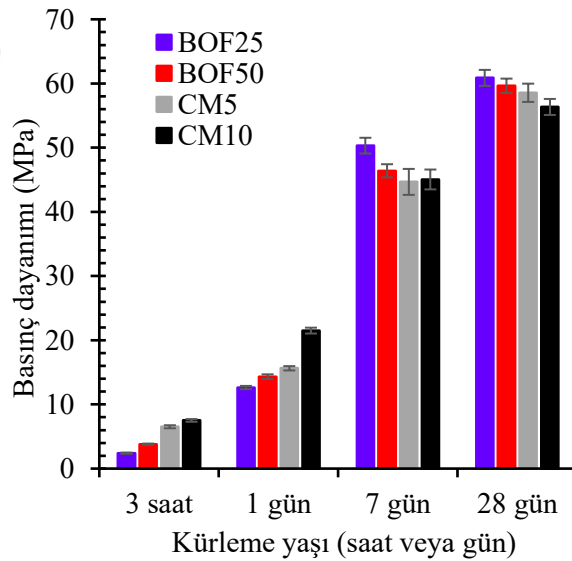


Şekil 4.21 Tek aşamalı hamur serilerin priz süresi sonuçları

Şekil 4.22, tek aşamalı yöntem ile üretilen hamur serilerin basınç dayanımı gelişimini göstermektedir. Tıpkı iki aşamalı AAM karışımlarına benzer şekilde BOFC oranı ve KM ilavesinin dayanım gelişiminde iki farklı trend sergilediği tespit edilmiştir. Hamur serilerin basınç dayanımı 3. saatte 2,4 MPa ile 7.5 MPa arasında değişirken, 1. günde 12,6 MPa ile 21,5 MPa aralığında değerler almış, basınç dayanımının erken yaşlarda BOFC ve KM içeriğindeki artışla arttığı gözlemlenmiştir. Örneğin, BOF50, CM5 ve CM10 karışımlarının 3. saatteki basınç

dayanımı değerleri BOF25 karışımından sırasıyla %58, %172 ve %213 daha yüksek bulunmuştur. 1. günde ise, daha yüksek miktarda BOFC ve KM içeren CM10 karışımı, BOF25 karışımıyla karşılaştırıldığında basınç dayanımında %70 iyileşme göstermiştir.

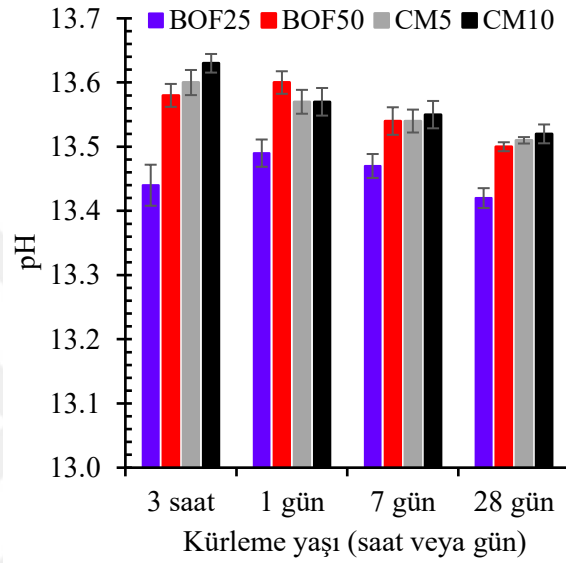
Hamur serilerin basınç dayanımı değerleri 7. günde 44,7 MPa ile 50,3 MPa arasında ve 28. günde 56,3 MPa ile 60,9 MPa arasında değişmiştir. Bulgular, incelenen tek aşamalı AAM karışımlarının 7. güne kadar önemli oranda dayanım artışları elde ettiğini, bundan sonra dayanım kazanma hızının belirgin şekilde azaldığını göstermektedir. Erken yaş dayanımının aksine, daha sonraki yaşlardaki basınç dayanımı tıpkı iki aşamalı AAM'lerdeki gibi ağırlıklı olarak YFC'den etkilenmiştir. BOF25 karışımı 28. günde 60,9 MPa'lık maksimum basınç dayanımı sergilerken, BOFC ve KM'nin dahil edilmesi hamur serilerin 28 günlük basınç dayanımında hafif bir azalmaya neden olmuştur. Üretilen ön deneme karışımlarının performansı Tablo 4.3'te verilen ASTM C1600 kriterleri ile kıyaslandığında, KM içeriğinin %10 olduğu CM10 karışımı hem erken yaş hem de geç yaşta sergilediği yüksek dayanım ile "GRH" sınıfının kriterlerini yerine getirmiştir.



Şekil 4.22 Tek aşamalı hamur serilerin basınç dayanımı sonuçları

Şekil 4.23, tek aşamalı hamur serilerin pH analizi sonuçlarını göstermektedir. BOFC ve KM açısından zengin hamurların 3. saatteki pH değerleri, BOF25 karışımında bulunan değerden yüksek elde edilmiştir. BOFC'de portlandit ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) varlığı ve KM'nin alkali aktivasyonu nedeniyle brusit ($\text{Mg}(\text{OH})_2$) oluşumu, başlangıç aşamalarında elde edilen yüksek alkaliniteyi açıklamaktadır.

Tüm karışımların 1. günden sonra pH değerlerinde düşüş görülmüştür. Kırılmanın ilerlemesiyle, C-A-S-H gibi reaksiyon ürünlerinin üretilmesi için hidroksil bileşiklerinin tüketildiği reaksiyonlar meydana gelirken, bu durum aynı anda pH'ta kademeli bir düşüşe yol açmıştır. pH değerlerinin 3 saat ile 7 gün arasındaki düşüşü, diğer zaman aralıklarıyla karşılaştırıldığında daha belirgin bulunmuş ve bu da erken yaştaki reaksiyon aşamalarında gerçekleşen kuvvetli alkali aktivasyonu ortaya koymuştur.

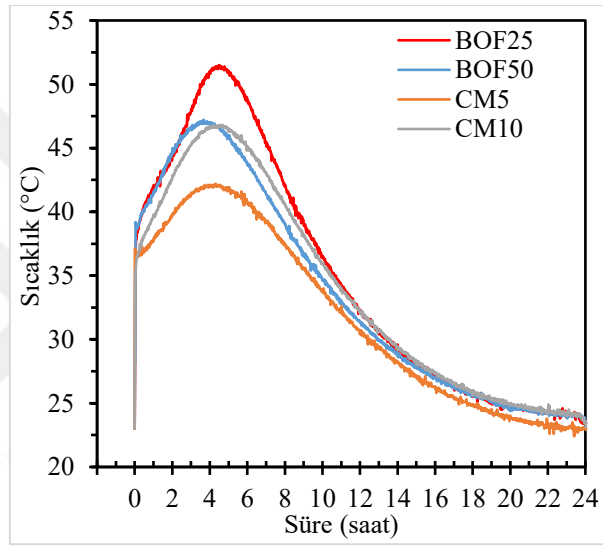


Şekil 4.23 Tek aşamalı hamur serilerin pH değerleri

Ön deneme kapsamında üretilen tek aşamalı hamur serilerin yarı adyabatik sıcaklık gelişimi Şekil 4.24'te gösterilmiştir. Tek aşamalı AAM'lerin sıcaklık profillerinin üç farklı aşamaya ayrıldığı tespit edilmiştir. İlk aşama, karışım suyunda sodyum metasilikatın hızlı bir şekilde çözünmesi ile başlamakta ve bu süreçte çözünür sodyum ve silikat iyonlarının oluşumu nedeniyle önemli miktarda ısı açığa çıkmaktadır. Bu nedenle, bu zaman aralığında hamur serilerde sıcaklık karıştırmanın ilk dakikalarından itibaren hızlı bir artış göstermektedir. Bunu takiben, sıcaklık artışıyla belirginleşen ve ekzotermik reaksiyonların başladığını gösteren kademeli bir hızlanma aşaması ortaya çıkmıştır. Hızlanma aşaması, reaksiyon ürünlerinin oluşumu ile birlikte öncüllerin ıslanma ve çözünmesini gösteren belirgin bir ekzotermik tepe (pik) noktası ile sona ermiştir. Sonuç olarak,

ekzotermik tepe noktasının ardından iç sıcaklık giderek azalmış ve 24 saat içinde ortam sıcaklığına ulaşmıştır.

Elde edilen sonuçlar, sıcaklık artışının ilk aşamasının tüm hamurlarda neredeyse aynı olduğunu ve yalnızca kullanılan sodyum metasilikat miktarından etkilendiğini göstermiştir. KM ve BOFC ilavesi, karışımların pik sıcaklığa ulaşma süresini genel olarak kısaltmış, bu da KM ve BOFC bakımından zengin serilerin hızlı priz alma özelliğini vurgulamıştır. Bununla birlikte, elde edilen maksimum pik sıcaklığı ile 28 günlük basınç dayanımları paralellik göstermiş ve tepe noktası sıcaklığının artmasıyla genellikle 28 günlük basınç dayanımları artmıştır.



Şekil 4.24 Tek aşamalı hamur serilerin yarı adyabatik kalorimetri sonuçları

Yukarıda sunulan tüm ön deney sonuçları, iki aşamalı yöntemde belirlenen optimum BOFC oranının (%40-%60 mertebeleri), tek aşamalı yöntemle üretilen karışımlarda da benzer olduğunu ortaya koymuştur. Bu bulgular ışığında, tek aşamalı yöntemle üretilen serilerde BOFC yüzdesi %50 oranında olacak şekilde belirlenmiş ve tüm karışımlarda sabit tutulmuştur. Bu kapsamda, karışım tasarımları Tablo 3.4’de detaylıca sunulan tek aşamalı serilerde tamir harcı ve malzeme özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla farklı oranlarda ilave edilen kalsine magnezya, çelik fiber ve karbon fiberin etkileri aşağıdaki bölümlerde detaylıca irdelenmiştir.

4.2.2 İçyapı Karakterizasyonu

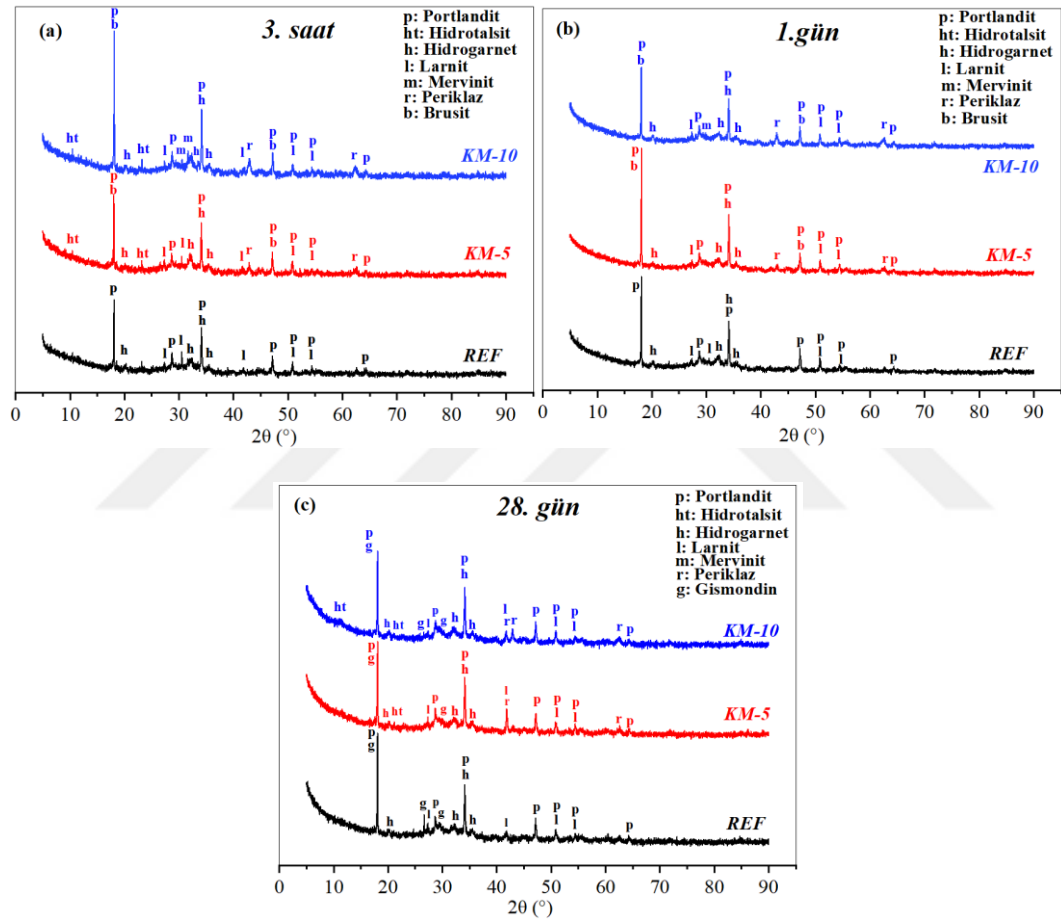
4.2.2.1 XRD Analizi

KM ilavesinin tek aşamalı AAM karışımlarının kristal yapısı üzerindeki zamana bağlı etkileri Şekil 4.25'te gösterilmiştir. Kürleme süresi ve KM içeriğinden bağımsız olarak, tüm XRD grafikleri, hamur numunelerin kristal yapısının çoğunlukla reaksiyona girmemiş BOFC'deki minerallerden veya BOFC'nin alkali aktivasyonu ile sentezlenen reaksiyon ürünlerinden meydana geldiğini ortaya koymuştur. REF karışımında portlandit (Ca(OH)_2) (COD: 7020138), hidrogarnet (COD: 9005159) ve larnit (C_2S) (COD: 9012790) pikleri tespit edilmiştir. Portlandit ve larnit fazlarının varlığı, tepkimeye girmemiş BOFC danelerinden kaynaklanırken, buna karşın hidrogarnet minerallerinin belirgin pikleri, BOFC'nin alkali aktivasyonu ve çözünmesinden kaynaklanmaktadır. Daha önce iki aşamalı AAM serilerinde de belirtildiği üzere, hidrogarnetlerin genellikle yüksek sıcaklıklarda geliştiği rapor edilmiş olsa da, Fe-Al içeren silisli hidrogarnetlerin ortam sıcaklığında da oluştuğu belirlenmiştir [99]. Ayrıca, hidrogarnetlerin brownmilleritin reaksiyonları sonucunda erken yaşlarda gelişebileceği ve dolayısıyla özellikle ilk reaksiyonlar sırasında mekanik özellikleri iyileştirebileceği bildirilmiştir [100], [101], [102].

KM içeriğinin hamur numunelerin kristal yapısı üzerindeki etkisi Şekil 4.25'te gösterilmiştir. KM içeriğindeki artışın hidrotalsit (COD: 9009272), brusit (Mg(OH)_2) (COD: 1000054) ve periklaz (MgO) (COD: 5000225) piklerinin oluşumuna neden olduğunu görülmüştür. Periklaz pikleri, tepkimeye girmeyen KM parçacıklarından kaynaklanırken, hidrotalsit ve brusit, alkali ortamda KM'nin çözünmesiyle oluşmuştur. Daha yüksek KM içeriği ise, hidrotalsit benzeri fazların piklerini artırmış, bu da KM'nin AAM bileşenlerinin erken hidratasyon sürecini hızlandırdığını ve ek hidrotalsit benzeri fazlar oluşturmak için Al-O veya Si-O bağlarıyla etkileşime girdiğini düşündürmektedir [153], [154], [155], [156]. Benzer şekilde, yüksek alkali koşullar altında kalsiyum bakımından zengin, Mg içeren sistemlerde yaygın olarak oluşan mervinit ($\text{Ca}_3\text{Mg(SiO}_4)_2$) (COD: 9000285) pikleri de ortaya çıkmıştır [157]. Bununla birlikte, hidroksil yapısıyla karakterize edilen ve portlanditinkine benzer tepe noktaları gösteren brusit pikleri, 3. saat ve 1. günde 18°

ve 47° (2θ)'da ortaya çıkmış ve bu pikler KM'nin dahil edilmesiyle daha belirgin hale gelmiştir.

28. gün analiz sonuçlarına göre brisit piklerinin şiddetlerinin azaldığı ve neredeyse ortadan kalktığı tespit edilmiştir. Gismondin (COD: 9016969) piklerinin eş zamanlı gelişimi ise, YFC'nin alkali aktivasyonundan kaynaklanan C-(A)-S-H tipi jellerin oluşumunu göstermektedir [158], [159]. Bu, KM'nin BOFC'ye benzer şekilde reaksiyonların erken aşamalarında etkili olduğunu, YFC'nin ise reaksiyonlara daha sonraki aşamalarda hâkim olduğunu ortaya koymaktadır.



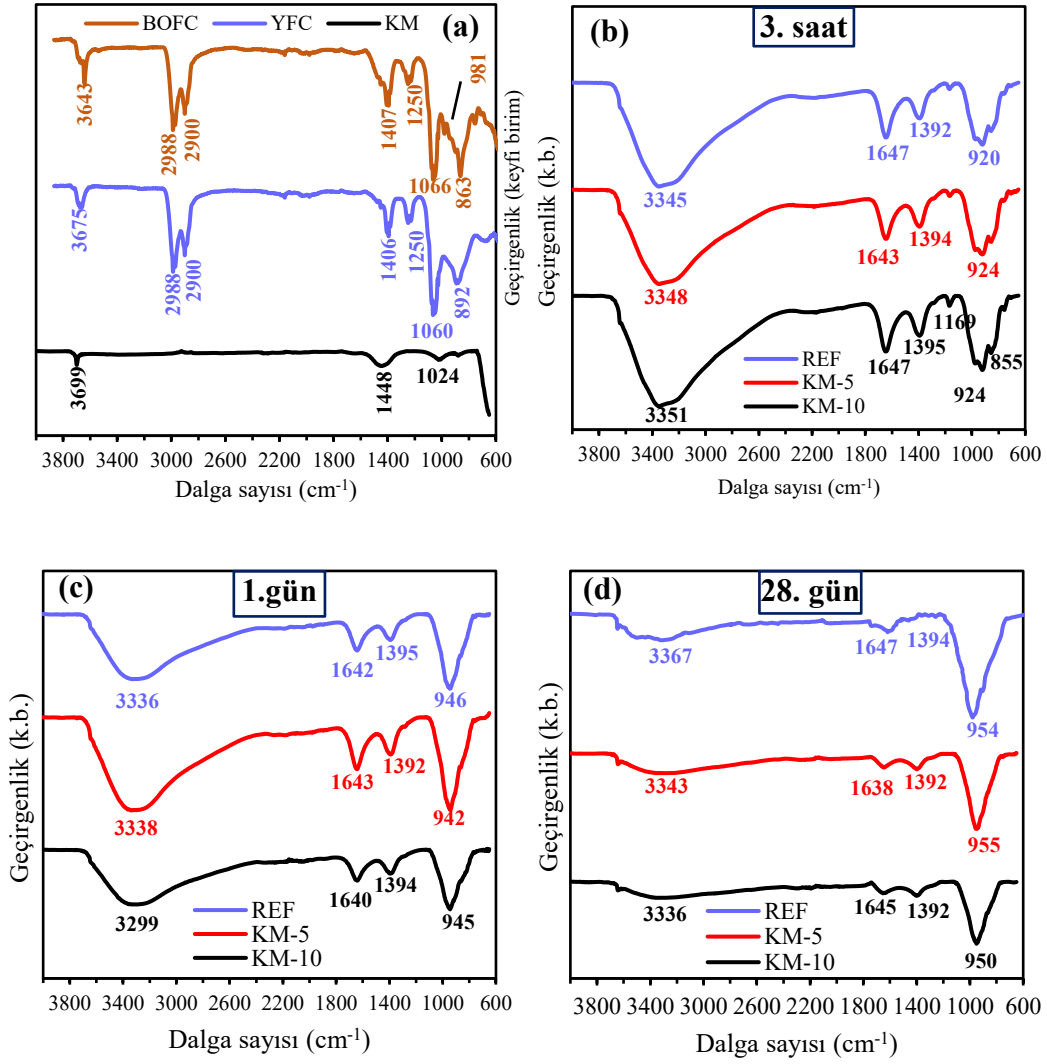
Şekil 4.25 Tek aşamalı AAM karışımların XRD sonuçları: (a) 3. saat, (b) 1. gün ve (c) 28. gün

4.2.2.2 FTIR Analizi

Tek aşamalı hamur serilerin fonksiyonel gruplarındaki periyodik değişimler Şekil 4.26'da gösterilmiştir. Karışımdan sadece 3 saat sonra, bağlayıcı parçacıklarının çözünmesinden salınan iyonlar polikondensasyon reaksiyonlarına katılmış ve ham maddelerde bulunmayan fonksiyonel gruplar oluşmuştur. Buna göre, tüm

karışımlarda yaklaşık 925 cm^{-1} ve 1645 cm^{-1} 'de sırasıyla Si-O-T (T: Si veya Al) bağlarının asimetrik gerilme titreşimlerine ve kimyasal bağlı su moleküllerinin bükülme ve gerilme titreşimlerine karşılık gelen [96], [108] iki belirgin pik ortaya çıkmıştır. İlk pik C-A-S-H gibi alüminosilikat jel oluşumunu gösterirken, ikinci pik devam eden alkali aktivasyonunu ifade etmektedir. Esas Si-O-T gerilme titreşimi (3. saatte $920\text{-}924\text{ cm}^{-1}$ aralığı), kütleme ilerledikçe daha yüksek dalga sayılarına kaymıştır (28. günde $950\text{-}955\text{ cm}^{-1}$ aralığı). Bununla birlikte, yaklaşık 1645 cm^{-1} ve 3350 cm^{-1} 'de bulunan kimyasal bağlı suyla ilişkili bantların tepe yoğunlukları, zamanla azalmıştır. Bunlar, daha az polimerize silikat birimlerinden (Q^0 monomerleri veya Q^1 dimerleri) daha çapraz bağlı yapılara (Q^2 zincirleri veya Q^3 tabakaları) geçişi açıkça yansıtarak daha güçlü Si-O bağları, daha yoğun jel yapısı ve gelişmiş reaksiyon ürünü oluşumunu göstermektedir [160], [161].

KM'nin, AAM serilerinin FTIR spektrumları üzerindeki etkisi incelendiğinde, KM oranından bağımsız olarak fonksiyonel grupların tepe yoğunluklarında önemli bir değişiklik olmadığı görülmüştür. Bu, KM'nin C-A-S-H'nin polimerize yapısına dahil olmaktan ziyade hidrotalsit ve brusit gibi ikincil reaksiyon ürünleri üreterek alkali aktivasyona katıldığını göstermektedir.



Şekil 4.26 FTIR sonuçları: (a) Ham maddeler, (b) 3. saat, (c) 1. gün ve (d) 28. gün

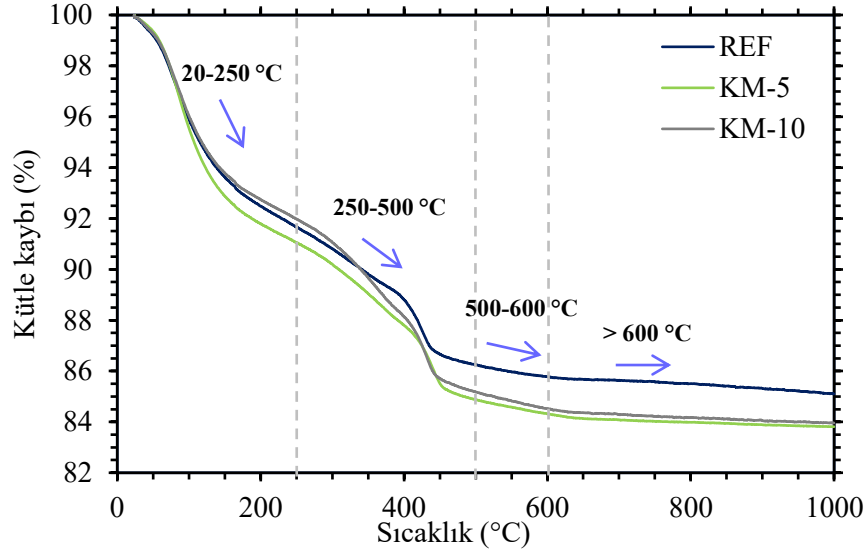
4.2.2.3 TGA/DSC

AAM numunelerin termogravimetrik kütle kaybı eğrileri Şekil 4.27’de gösterilmiştir. Karışımlardaki kütle kayıpları ağırlıklı olarak 600 °C’nin altında meydana gelmiş olup en büyük kütle kaybı 20 ile 250 °C aralığında, ardından sırasıyla 250 ile 500 °C ve 500 ile 600 °C aralıklarında gözlemlenmiştir. En yüksek termogravimetrik kütle kaybı değerleri KM içeren hamur numunelerde kaydedilmiş; %5 ve %10 KM eklenmesi kütle kaybını sırasıyla %14,9’dan %16,2 ve %16,1’e çıkartmıştır. Termogravimetrik kütle kaybı değerlerindeki bu farkın esas olarak KM’nin reaksiyon ürünlerinin ayrışmasından kaynaklanan 250-500 °C sıcaklıklarında meydana geldiği tespit edilmiştir. Çeşitli reaksiyon ürünlerinin kesin sınırlarını işaretlemek amacıyla, Şekil 4.28’de DTG ve DSC eğrileri çizilmiştir. REF serisinin DTG eğrisinde iki belirgin endotermik pik gözlenirken,

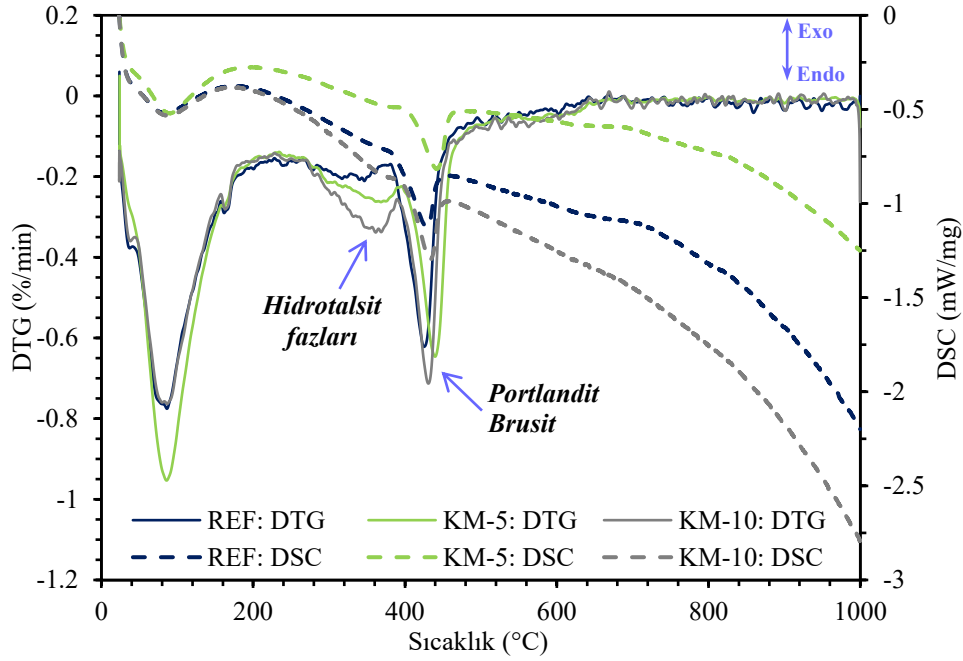
KM içeren karışımlarda üç endotermik pik görülmektedir. Yaklaşık ~ 100 °C'deki ilk gözlemlenebilir pik, tüm karışımlarda benzer olan fiziksel olarak bağlı suyun kaybını [67], [162] gösterirken; diğer belirgin pik, hidrotalsit benzeri fazların ayrışmasına karşılık gelmektedir (yaklaşık 360 °C'de) [154], [163]. Hidrotalsite karşılık gelen pikin oluşumu ve şiddeti KM içeren karışımlarda düzenli olarak artış göstermiştir. Hidrotalsit benzeri fazlar ise KM ile YFC ve BOFC'den çözünmüş alüminasilikatlerin etkileşimi ile oluşmuştur [164], [165].

Tüm hamur numuneleri için yaklaşık 430 °C'de gözlenen pik ise portlandit ve brisit dahil olmak üzere hidroksil gruplarının ayrışmasını ortaya koymuştur [85], [166]. Karışımlarda portlanditin varlığı, reaksiyona girmemiş veya kısmen reaksiyona girmiş BOFC'nin mineralojisinden kaynaklanırken, brisit ise alkali ortamda çözünmüş KM'nin reaksiyonlarından kaynaklanmaktadır. Tüm karışımlardaki BOFC miktarının sabit olması göz önüne alındığında, KM-5 ve KM-10 karışımları için bu pikteki tutarlı artışın yükselen brisit oluşumundan kaynaklandığı anlaşılmaktadır.

DSC eğrileri, belirli sıcaklık aralıklarında hamur numunelerde hem fiziksel hem de kimyasal olarak bağlı suyun kaybını doğrulamıştır. Yaklaşık 100 °C ve 430 °C'de tespit edilen ısı absorpsiyon pikleri sırasıyla fiziksel suyun buharlaşmasını ve hidroksil gruplarının bozunmasını ifade etmektedir. Ayrıca, bu iki pikten başka belirgin bir pik görülmemesi, BOFC/YFC esaslı tek aşamalı AAM hamur numunelerinin reaksiyon ürünlerinin çoğunlukla fiziksel ve kimyasal olarak bağlı su içeren amorf jellerden oluştuğunu göstermektedir [162].



Şekil 4.27 Tek aşamalı hamur serilerin termogravimetrik kütle kaybı



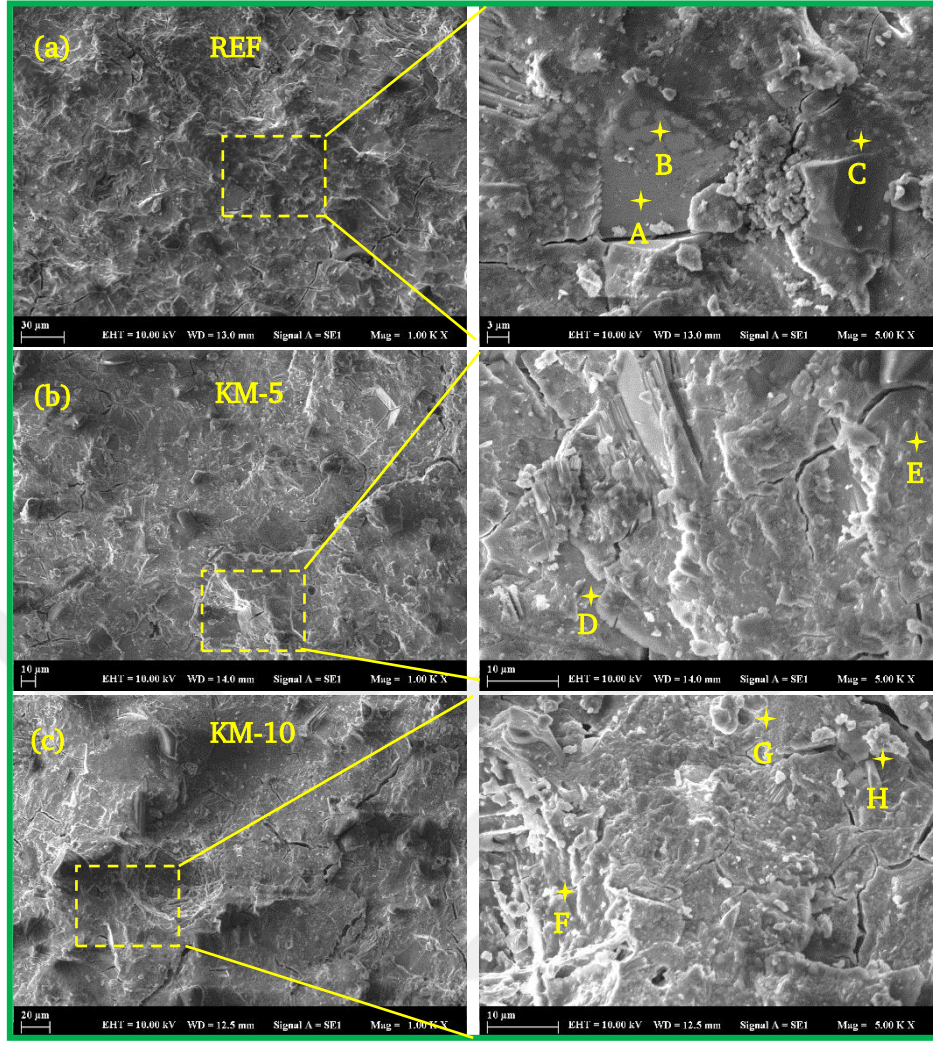
Şekil 4.28 Tek aşamalı hamur serilerin DTG ve DSC eğrileri

4.2.2.4 SEM/EDS Analizi

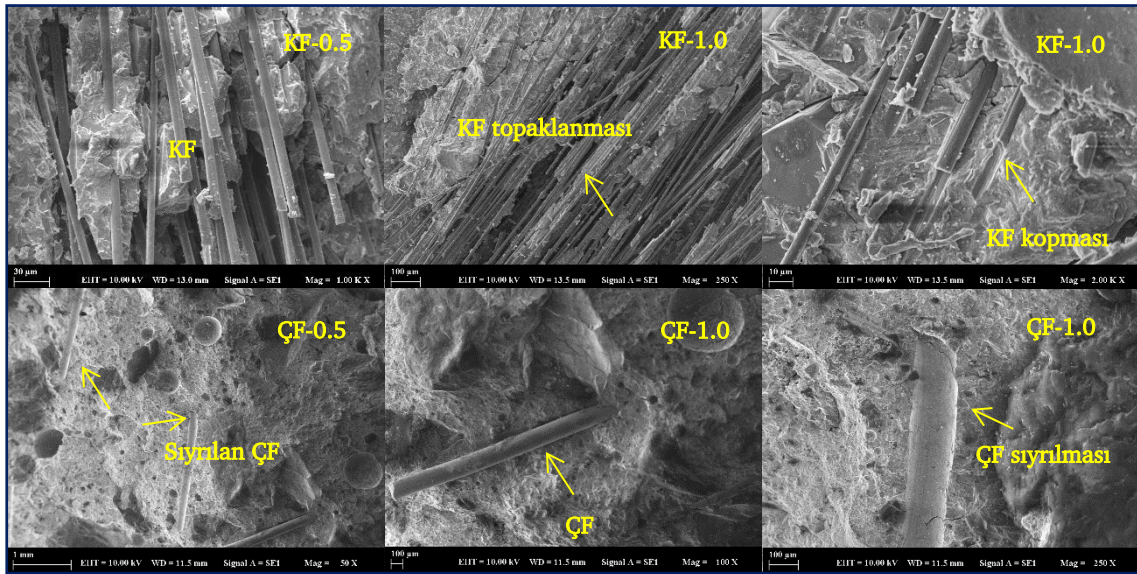
Mikrofiber içermeyen hamur karışımlarının içyapı morfolojisi Şekil 4.29'da verilmiştir. Tüm hamur karışımları kompakt bir mikro yapı sergilemiştir. Tablo 4.10'da verilen EDS analizi sonuçları, KM ikamesinden bağımsız olarak tüm matrisler için C-(A)-S-H tipi jel oluşumunu doğrulamıştır. Buna göre, analiz edilen

matris noktalarının Ca/Si atomik oranı 0,85 ila 1,56 arasında değişmiş ve ortalama 1,08 olarak hesaplanmıştır. Daha önce yapılan çalışmalar benzer şekilde, C-(A)-S-H jel yapısı için Ca/Si atomik oranının genellikle 0,86 ila 1,46 arasında değiştiiğini ve değerlerin çoğunun ortalama olarak 1,1 değerine yaklaştığını bildirmiştir [167], [168].

Şekil 4.30, mekanik testlerden sonra ÇF veya KF takviyeli harçların SEM görüntülerini göstermektedir. Görüntülerde, lif sıyrılması ve göçmesi dahil olmak üzere farklı ayrışma modları gözlenmiştir. Buna göre, baskın ayrışma modunun ÇF ve KF takviyeli harçlar için lif sıyrılması olduğu tespit edilmiştir. Matris içindeki mikrofiberlerin dağılımı incelendiğinde ise, ÇF'lerin kümeleşme olmadan üniform bir şekilde dağıldığı tespit edilirken, KF'lerin (özellikle KF-1.0 karışımında) matrisin belirli bölgelerindeki kümeleşme nedeniyle bir “topaklanma etkisi” ortaya koyduğu görölmüştür.



Şekil 4.29 Hamur numunelerin SEM görüntüleri: (a) REF, (b) KM-5 ve (c) KM-



Şekil 4.30 Mikrofiber içeren harç numunelerin SEM görüntüleri

Tablo 4.10 Tek aşamalı hamur karışımların EDS sonuçları

Karışım kodu	Nokta/Atomik oran (%)	Na	Al	Si	Ca	Mg
REF	A	8,11	2,24	6,13	9,6	1,62
	B	8,12	2,49	13,19	13,29	1,66
	C	6,86	2,69	6,02	5,08	2,21
KM-5	D	6,92	3,05	12,99	15,85	2,44
	E	8,05	3,58	8,24	7,42	7,51
KM-10	F	9,56	2,38	13,09	17,97	2,87
	G	6,88	2,41	15,25	12,9	2,63
	H	11,42	1,77	11,65	11,19	1,97

4.2.3 Mekanik Özellikler

4.2.3.1 Basınç Dayanımı Gelişimi

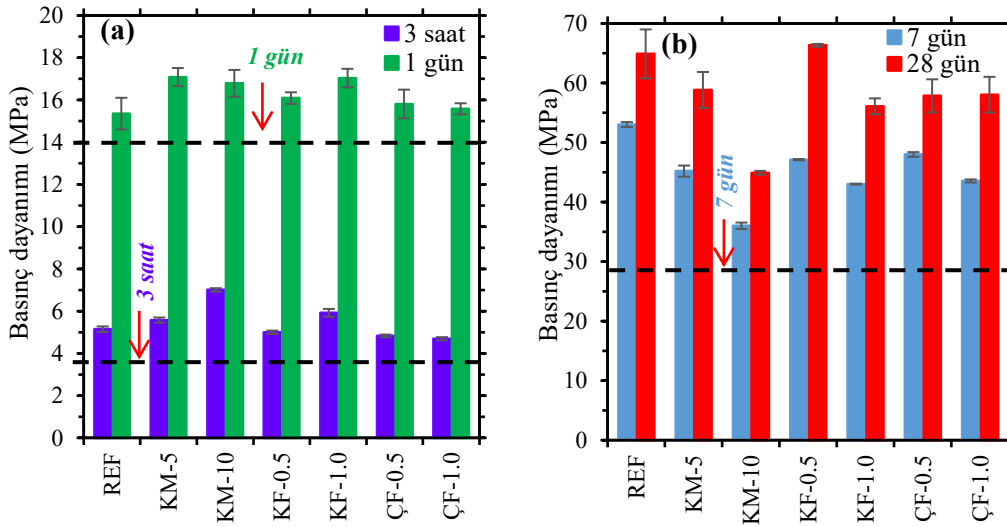
AAM tamir harçlarının basınç dayanımı gelişimi Şekil 4.31’de verilmiştir. Üretimi gerçekleştirilen tamir harçları, hızlı priz alma özelliği (priz bitiş süresi 10 dakikadan kısa) ve üstün erken yaş dayanım gelişimi özellikleri nedeniyle “hızlı sertleşen” olarak adlandırılmıştır. Numunelerin basınç dayanımları 3. saat sonunda 4,7 ila 7,0 MPa, 1. günde 15,4 ila 17,1 MPa, 7. günde 36 ila 53 MPa ve 28. günde 44,9 ila 66,3 MPa aralığında değerler almıştır. Erken yaşlarda (3. saat ve 1. gün) ölçülen basınç dayanımı değerlerinin çoğunlukla BOFC ve/veya KM’nin alkali aktivasyonundan etkilendiği, ilerleyen kürlenme yaşı ile birlikte YFC ve mikrofiberlerin dayanım üzerine etkilerinin daha önemli hale geldiği tespit edilmiştir. Örneğin, 3. saat ve 1. günün sonunda, en yüksek basınç dayanımı değerleri sırasıyla %10 ve %5 KM

içeren karışımlarda kaydedilmiş; ancak sonraki yaşlarda, KM ilavesi REF numunesine kıyasla basınç dayanımını düzenli olarak azaltmıştır. Reaksiyonların ilk aşamalarında, tıpkı iki aşamalı karışımlarda olduğu gibi yüksek kalsiyum içeriğine sahip BOFC'ye özgü mineral yapıları, özellikle brownmillerit, alkali ortamda hızla çözünerek hidrogarnet benzeri reaksiyon ürünlerinin oluşmasına yol açmış ve bu da erken yaş mukavemetinin artmasına yol açmıştır [20], [105], [102], [126], [128]. Bununla birlikte, YFC'nin KM ile ikame edilmesi durumunda, brusit ve hidrotalsit benzeri Mg içeren reaksiyon ürünlerinin erken oluşumu hızlanmakta, bu da erken aşamalarda mukavemeti olumlu yönde etkilemektedir [169], [170]. Diğer yandan, erken yaşta gözlenenin aksine, KM'nin YFC yerine ikame edilmesi sonucunda mukavemet kazandıran jel oluşumu için gerekli olan reaktif alümina ve silikat bileşenleri azalmış ve KM içeren karışımların 28 günlük mukavemet değerleri REF tamir harcına göre bir miktar düşüş göstermiştir.

Fiber takviyeli AAM numunelerin basınç etkisi altındaki davranışı, esas olarak matrisin rijitliği, gözenek yapısı ve mikro çatlak köprüleme özelliğine bağlı olarak değişmektedir [12]. Fiberlerin karışıma ilave edilmesi, matris-fiber arayüzleri boyunca ek boşluklar oluşturabilmektedir. Diğer yandan, fiberler matriste oluşan iç gerilmeleri dengeleme ve çeşitli yönlere dağıtma gibi faydalı etkiler göstererek mikro çatlakların yayılmasını azaltmakta ve böylece lokal göçme ihtimalini en aza indirmektedir. Deney sonuçları dikkate alındığında, KF ve ÇF'lerin, erken yaşlarda REF numunesine göre mukavemeti olumsuz etkilemediği, bazı serilerde bir miktar arttırdığı tespit edilmiştir. Yüksek elastisite modülüne sahip liflerin AAM'lerin veya çimentolu kompozitlerin erken mukavemetine olumlu yönde etki edebildiği daha önce yapılan çalışmalarda rapor edilmiştir [12], [171], [172]. İlerleyen kürlenme yaşlarında ise, mikrofiberlerin dayanım üzerine olan etkileri fiber tipi ve dozajından etkilenmiştir. ÇF'lerin ilavesi dozajdan bağımsız olarak 28. gün basınç dayanımında bir miktar düşüşe yol açarken, KF'nin basınç dayanımı üzerindeki etkisi lif oranına göre değişiklik göstermiştir. Buna göre, KF-0.5 numunesi 28. günde 66,3 MPa ile en yüksek basınç dayanımını alırken; KF-1.0'da basınç dayanımı 56,1 MPa'ya düşmüştür. Bu durum, fazla KF'nin eklenmesinden

kaynaklanan ve matris-fiber arayüzünde boşlukların oluşmasına neden olan “topaklanma etkisi” ile açıklanabilir (bkz: Şekil 4.30).

Daha önceden de sunulan ASTM C928 standardı, hızlı sertleşen ve dayanım kazanan tamir harçlarının kullanım alanlarını ve performans karakteristiklerini kategorize etmektedir. Buna göre, Şekil 4.31’de gösterilen harçların basınç dayanımı sonuçları, harç karışımlarının tüm kürlenme yaşlarında “R1” sınıfı için minimum dayanım gerekliliklerini kolay şekilde karşıladığını ortaya koymuştur.

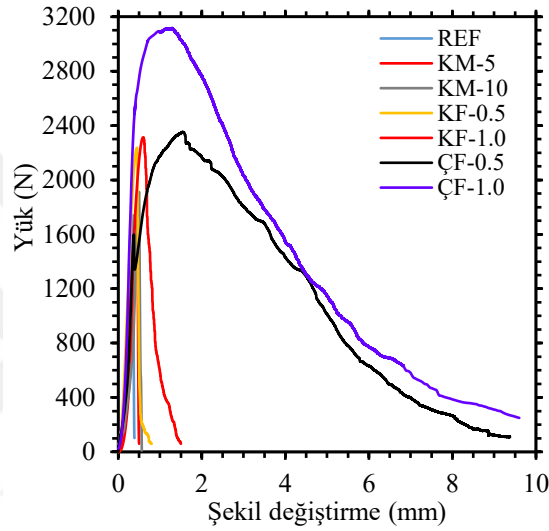


Şekil 4.31 Tek aşamalı AAM tamir harçlarının basınç dayanımı sonuçları: (a) erken yaş dayanımı ve (b) geç yaş dayanımı

4.2.3.2 Eğilme Dayanımı

Harç serilerin eğilme deneyinden elde edilen yük-deplasman eğrileri Şekil 4.32’de gösterilmiştir. Tüm seriler tipik olarak, düşük deformasyon değerlerinde yükün hızla arttığı bir doğrusal elastik davranış sergilemiştir. REF, KM-5 ve KM-10 dahil olmak üzere fiber içermeyen harç numunelerinde, doğrusal elastik bölgenin ardından ilk çatlak oluşumu meydana gelmiş, bu çatlama ise maksimum gerilme değerine ulaşıldıktan sonra ani bir yük düşüşü eşlik etmiştir. Fiber içermeyen bu karışımlarda çatlama sonrası doğrudan kırılma gerçekleşmiştir. Benzer şekilde, KF ilavesiyle yük-deplasman eğrilerinde önemli bir değişiklik gözlemlenmemiş olsa da, yük taşıma kapasitesinin ve ilk çatlama karşı direncin arttığı kaydedilmiştir. Öte yandan, tamir harçlarında ÇF kullanımı ilk çatlak oluşumunun gerçekleştiği gerilme değerini artırmış, çatlama sonrası sünekliği geliştirmiş ve tokluğu artırmıştır. Şekil 4.32’de gösterildiği gibi, doğrusal elastik bölgeden sonra, ÇF-0.5

karışımında ani bir yük azalması ve şekil değiştirme sertleşmesi aşamaları açıkça gözlemlenmiştir. ÇF'nin yüksek elastisite modülü (200 GPa), matriste gömülü ÇF'leri çıkarmak için daha büyük bir çekme kuvveti gerektirmekte, bu da eğilme yükünün ve ilk çatlak sonrası deformasyon kapasitesinin artmasına neden olmaktadır [173]. Şekil değiştirme sertleşmesi aşamasından sonra ve ÇF takviyeli numunelerde maksimum yüke ulaşıldıktan sonra gerilmeler kademeli olarak azalmış, bu da ÇF içeren serilerin şekil değiştirme kapasitesini diğerlerine kıyasla önemli ölçüde artırmıştır.



Şekil 4.32 Harç karışımların yük-şekil değiştirme eğrileri

Harç serilerde gerçekleştirilen eğilme deneyi sonuçları Tablo 4.11'de özetlenmiştir. Üç noktalı eğilme testleri sonucunda Şekil 4.32'de verilen yük-deplasman eğrileri; harçların eğilme mukavemeti, deformasyon kapasitesi (maksimum şekil değiştirme) ve eğilme tokluğu değerlerini hesaplamak için kullanılmıştır. Eğilme tokluğu değerleri, numunelerin maksimum gerilme değerlerinin %10'una ulaştıkları noktaya kadar çizilen yük-deplasman eğrileri altındaki alan hesaplanarak elde edilmiştir.

Harç serilerin eğilme mukavemeti ve maksimum şekil değiştirme değerleri sırasıyla 8,5 MPa ile 14,9 MPa ve 0,38 mm ile 9,01 mm arasında değişmiştir. Benzer şekilde, harçların eğilme tokluğu değerleri mikrofiberlerin eklenmesiyle, özellikle ÇF ilavesi durumunda, belirgin şekilde değişmiştir. KM ikamesi, REF numunesine kıyasla eğilme dayanımı, maksimum şekil değiştirme ve eğilme tokluğu değerlerini artırarak AAM harçlarının eğilme özelliklerini tutarlı bir şekilde iyileştirmiştir.

KM'nin AAM karışımlarının eğilme özellikleri üzerindeki bu belirgin olumlu etkisi, KM'nin alkali aktivasyonu sonucu meydana gelen ve içyapıdaki gözenekleri etkili bir şekilde dolduran hidrotalsit gibi büyük hacimli reaksiyon ürünlerinin oluşumundan kaynaklanmaktadır [169]. Mikrofiber ilavesinin etkileri incelendiğinde ise farklı oranlarda KF ve ÇF ilavesinin, tamir harçlarının eğilme mukavemetini, maksimum şekil değiştirmesini ve eğilme tokluğunu tutarlı bir şekilde artırdığı görülmüştür. Buna göre, KF-1.0 (11,2 MPa) ve ÇF-1.0 (14,9 MPa) için eğilme mukavemeti değerleri REF (8,5 MPa) karışımından sırasıyla %32 ve %75 daha yüksek elde edilmiştir. Ayrıca, ÇF-1.0 karışımının maksimum şekil değiştirme ve eğilme tokluğu, REF harcı ile karşılaştırıldığında sırasıyla 23,5 ve 57 kat artmıştır.

Mikrofiber takviyeli tamir harçlarının eğilme özellikleri kendi içinde karşılaştırıldığında, ÇF takviyeli karışımların KF takviyeli harçlara göre, özellikle eğilme tokluğu açısından daha iyi performans gösterdiğini ortaya koymuştur. Benzer fiber dozajı için, ÇF takviyeli harçların tokluk değerleri KF takviyeli harçlarınkinden 8,8 ve 15,6 kat daha yüksek elde edilmiştir. Bu durum, ÇF'lerin KF'lere kıyasla daha yüksek özgül ağırlığa ve sertliğe sahip olması nedeniyle karıştırma sırasında daha homojen bir dağılım sağlamasına atfedilebilir. Ek olarak, KF'lerin daha hafif ve ince yapısı, topaklanmalara yol açarak matriste zayıf bölgeler oluşturmuş ve çekme gerilmesi yığılmalarının artmasına neden olmuş, böylece ÇF takviyeli harçlara kıyasla daha düşük performans ortaya koymuştur (bkz. Şekil 4.30).

Tablo 4.11 Tamir harçlarının eğilme özellikleri

Harç kodu	Eğilme dayanımı (MPa)	Maksimum deplasman (mm)	Eğilme tokluğu (N.mm)
REF	8,5 ± 0,3	0,383 ± 0,05	210,3 ± 65
KM-5	9,2 ± 0,2	0,490 ± 0,10	285,1 ± 40
KM-10	9,3 ± 0,4	0,557 ± 0,04	337,5 ± 71
KF-0.5	10,7 ± 0,5	0,552 ± 0,08	628,7 ± 86
KF-1.0	11,2 ± 0,4	1,296 ± 0,25	1363,2 ± 127
ÇF-0.5	10,9 ± 0,2	8,120 ± 0,28	9830,7 ± 958
ÇF-1.0	14,9 ± 0,5	9,010 ± 0,74	11984,9 ± 1242

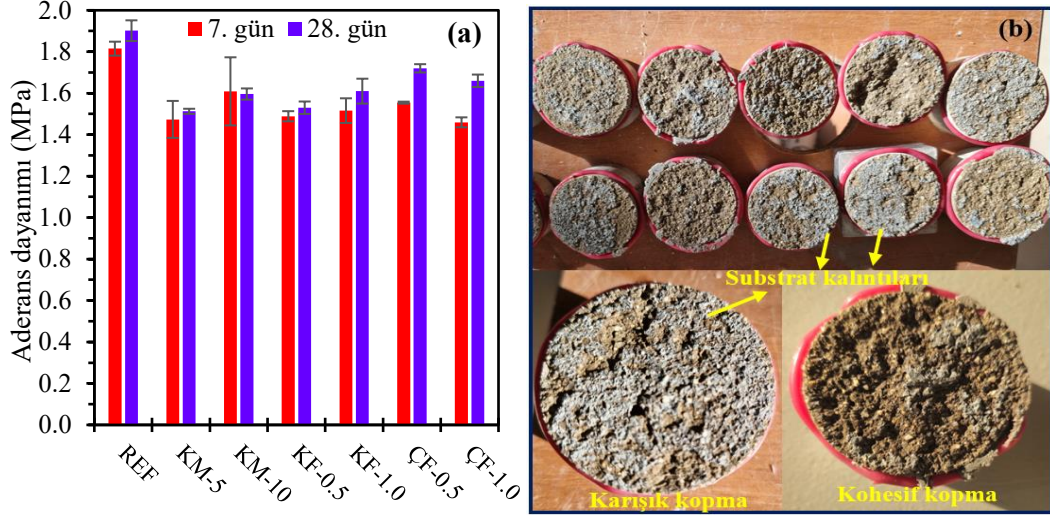
4.2.3.3 Yapışma Dayanımı

Harç serilerde gerçekleştirilen yapışma testi sonuçları Şekil 4.33'te gösterilmiştir. Deney sonuçları beş test sonucunun ortalaması olarak sunulmuş her bir serinin standart sapması grafik üzerindeki hata çubuklarında belirtilmiştir. Tamir harçlarının yapışma dayanımı, 7. günde 1,46 ile 1,82 MPa arasında değişirken, 28. günde 1,51 ile 1,90 MPa arasında değerler almıştır. Bu bulgular incelenen tamir harçlarının substrat betonu ile 7. günde bile iyi bir yapışma geliştirdiğini göstermektedir. EN 1504-3 standardı, tamir harçlarını yapısal olmayan (R1 ve R2) ve yapısal (R3 ve R4) ana başlıkları altında dört sınıfa ayırmaktadır. EN 1504-3 standardına göre R1 ve R2 sınıfları için 28 günlük yapışma dayanımının 0,8 MPa'yı, R3 sınıfı için 1,5 MPa'yı ve R4 sınıfı için 2,0 MPa'yı aşmasını gerekmektedir. Deney sonuçları, harç karışımlarının 28. günde R1, R2 ve R3 sınıflarının gereksinimlerini karşıladığını ortaya koymuştur.

En yüksek yapışma dayanımı 1,90 MPa ile REF harcında gözlemlenmiş, bu karışımı 1,72 MPa ile ÇF-0.5 ve 1,66 MPa ile ÇF-1.0 karışımı izlemiştir. Bu bulgular, karışımların yapışma performansının öncelikle takviyesiz matris ile çimento esaslı beton substratın yüzeyi arasındaki kimyasal etkileşim ve bunların mekanik olarak birbirine kenetlenmesi sayesinde elde edildiğini ortaya koymaktadır. AAM sistemlerinin yüksek gözenek çözeltisi pH'ı, çimento bazlı substrat yüzeyini kısmen çözmekte, kalsiyum iyonlarını serbest bırakmakta ve arayüzeyde jelleşme reaksiyonlarını artırmaktadır [174]. Taze haldeki AAM'nin alüminosilikat iyonları ile beton substrat yüzeyinde bol miktarda bulunan Ca(OH)_2 arasında da benzer bir kimyasal etkileşim meydana gelmekte ve bu da pozzolanik reaksiyona benzer ürünlerin oluşumuna yol açmaktadır [175]. Eş zamanlı olarak gerçekleşen bu reaksiyonlar, AAM jellerinin çimento hidrasyon ürünleri ile birbirine bağlandığı ve iyi bir yapışma sağladığı bir arayüzey geçiş alanı oluşturmaktadır [176]. Öte yandan, kimyasal etkileşimlerin yanı sıra mekanik kenetlenme de tamir harçlarının yapışma dayanımının artmasında önemli bir rol oynamaktadır. Bu fiziksel mekanizma büyük ölçüde hem substratın hem de uygulanan tamir harçlarının yüzey dokularına bağlı gelişmekte; pürüzlü ve daha geniş yüzeyler fiziksel kenetlenmeyi artırarak yapışma performansını artırmaktadır [177]. Buna göre, KF'lerin veya ÇF'lerin dahil edilmesiyle geçiş bölgesinde oluşan ek gözeneklilik ve azalan yüzey alanı, fiber içermeyen karışımlara kıyasla yapışma

performansını biraz düşürmektedir. Daha önce yapılan bir çalışmada [178] liflerin türü ve dozajının tamir malzemelerinin yapışma dayanımı performansı üzerinde bariz bir etkisinin olmadığı ifade edilmiştir.

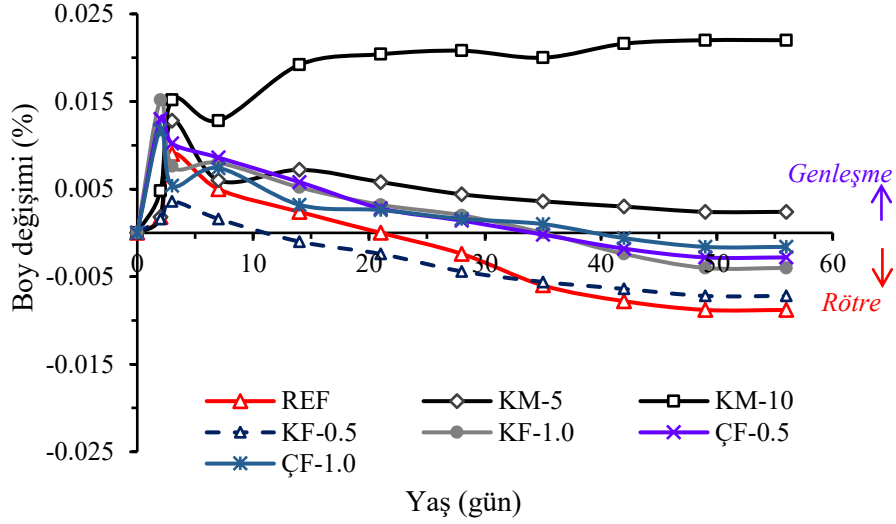
Şekil 4.33(b), test edilen yapışma numunelerinde görülen göçme modlarını göstermektedir. Yapışma deneyi sonrası kopma türleri EN 1542 standardında substrat kopması (A), arayüzey kopması (A/B) ve kohezif kopma (B) olarak tanımlanmıştır. Substrat kopması, substrat betonunun çekme mukavemetinin tamir harcının aderansından daha düşük olduğu durumda meydana gelmektedir. Bu kopma türü, tamir malzemelerinin iyi bir yapışma performansı gösterdiğini ortaya koymakta, ancak tamir harçlarının yapışma dayanımının doğrudan değerlendirilmesini zorlaştırmaktadır. Bu tarz kopma sonucunda test sonrası elde edilen tek bilgi, tamir harcının yapışma dayanımının substrat betonunun çekme mukavemetine karşılık gelen kopma gerilmesini aştığını göstermektedir [73]. Bu nedenle, metodoloji kısmında daha önce açıklandığı gibi, bu çalışmada substrat kopması olasılığı kasıtlı olarak indirgenmiş ve yeni bir kopma türü "karışık kopma" (M) tanımlanmıştır. Substrat yüzeyi ile tamir harcı arasında kopma meydana geldiğinde, tamir harcının yüzeyi beton yüzeyinden önemli miktarda kalıntı taşıyarak ayrılırsa, bu kopma modu "karışık kopma" olarak tanımlanmıştır. Benzer yaklaşımlar daha önce literatürde de rapor edilmiştir [179]. Tüm bu kopma şekilleri dikkate alınarak elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde, karışım bileşimi ne olursa olsun, test edilen 70 ayrı harç numunesinin 68'inin "M tipi" kopma sergilediği tespit edilirken, sadece 2 numunede kohezif kopma (B) görülmüştür. Bu, incelenen tüm tamir harçlarının hem erken hem de geç yaşlarda substrat yüzeyine güçlü bir yapışma sergilediğini ve beton yüzeyi ile etkili bir kimyasal ve mekanik bağ kurduğunu göstermektedir.



Şekil 4.33 (a) Yapışma test sonuçları, (b) kopma sonrası harç numuneleri

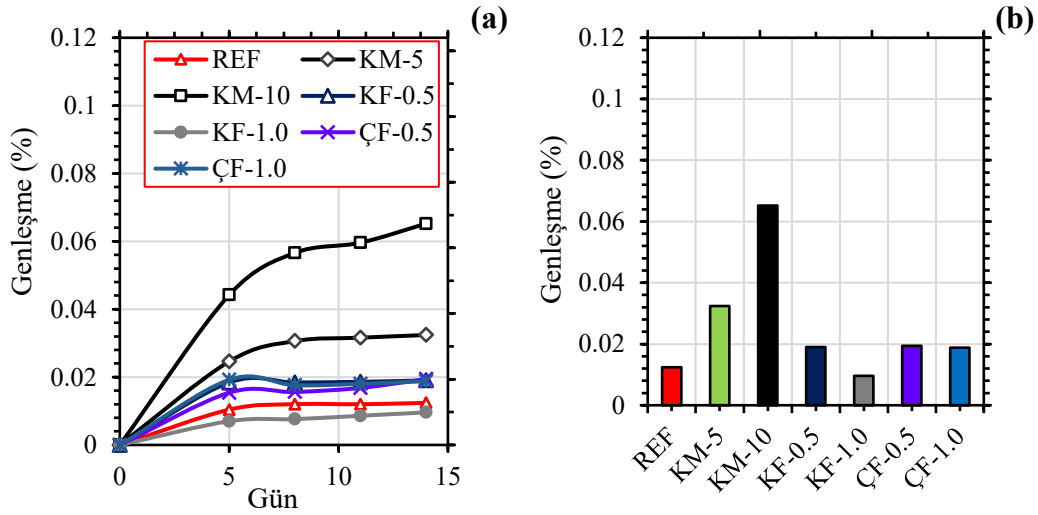
4.2.4 Hacimsel Stabilité Özellikleri

Şekil 4.34 suda bekletilen tamir harçlarının zamana bağlı boy değişimini göstermektedir. Tüm harç numuneleri, suya daldırılmasını takip eden ilk üç gün boyunca belirgin bir genleşme davranışı göstermiştir. Bu genleşme, esas olarak harçların gözenekli yapısının suyu fiziksel olarak emmesinden kaynaklanmaktadır. Daha sonra, takip eden 42 günlük süre boyunca harçların boylarında kademeli azalma tespit edilmiş ve bu azalma son ölçüm haftasında hemen hemen sabitlenmiştir. Harç numunelerin boyunun suyun altında dahi zamana bağlı olarak azalması, AAM karışımlarının kimyasal rötresinin ve/veya bünyesel kurumasının yüksek olduğunu ortaya koymaktadır [180], [181]. Bununla birlikte mikrofiberler ilavesinin harç serilerin su içerisindeki genleşme/büzülme davranışı üzerinde belirgin bir etkisi olmadığı görülmüştür. Diğer yandan, KM ilavesinin, özellikle %10 oranında kullanıldığında, ilk günlerde gösterdiği yüksek genleşme davranışından ötürü zamana bağlı oluşan bünyesel rötreye bağlı boy kısılmasını tolere ettiği görülmüştür. Bu farklılık YFC veya BOFC reaksiyonuna kıyasla KM hidratasyonu ile oluşan daha yüksek hacimli reaksiyon ürünlerine dayanmaktadır [165], [182].



Şekil 4.34 Tek aşamalı AAM numunelerinin suda genleşme/büzülme davranışı

Şekil 4.35, alkali ortama maruz bırakılan tamir harcı numunelerinin hızlandırılmış genleşme deney sonuçlarını göstermektedir. Sonuçlar, REF karışımı ve ÇF veya KF ile güçlendirilmiş harçların boy değişiminin %0,02'den az olduğunu ortaya koymuştur. Şekil 4.34'te sunulan genleşme sonuçlarına benzer şekilde, KM-5 ve KM-10 harçları diğer serilere nispeten daha yüksek genleşme değerleri sergilemiş ve sırasıyla %0,03 ve %0,06'lık maksimum boy değişimi ortaya koymuştur.



Şekil 4.35 Tek aşamalı AAM numunelerinin alkali ortamdaki genleşme davranışı:

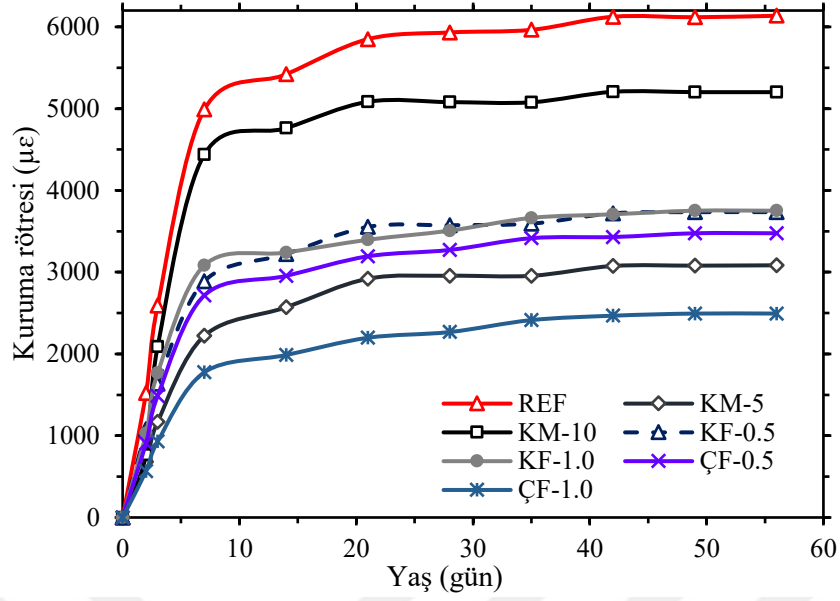
(a) genleşme eğrileri ve (b) maksimum genleşme değerleri

KM ilavesi ve KF veya ÇF takviyesinin tamir harçlarının kuruma rötresi üzerindeki etkisi Şekil 4.36'da gösterilmektedir. REF harcı, 56 günlük kuruma periyodu sonrasında önemli bir kuruma rötresi ($6136 \mu\epsilon$) yapmıştır. Ayrıca, KM veya

mikrofiber eklenmesinin AAM harcının rötre davranışını olumlu yönde iyileştirdiği ve REF harcı ile karşılaştırıldığında %15 ile %59,4 arasında bir azalma sağladığı gözlemlenmiştir.

Sonuçlar, KM'nin harçlarda sağladığı düşük bünyesel rötre ve yüksek genleşme özellikleriyle kuruma rötresini kompanse ederek azalttığını açıkça ortaya koymuştur (şekil 4.34 ve şekil 4.35). %5 KM içeren serinin kuruma rötresinin %10 KM içeren karışıma kıyasla yaklaşık %41 daha düşük olduğu g r lm şt r. Gerçekleşen bu farklılığın şekil 4.36'da gösterildiği gibi henüz erken yaşlarda belirgin hale geldiği g r lm şt r. Yüksek KM içeriği ile hacimli reaksiyon ürünlerinin artması neticesinde, makro boyutlu gözenekler etkili bir şekilde dolmuş ve özellikle reaksiyonların ilk aşamalarında nispeten daha ufak boyutlara sahip mezo boyutlu gözeneklerin oluşmasına neden olarak erken yaş dayanımını artırmıştır (şekil 4.31(a)). Ancak bu durum daha büyük kapiler gerilmelere yol açarak büzülme deformasyonunu şiddetlendirmiş ve rötre değerlerini artırmıştır [153].

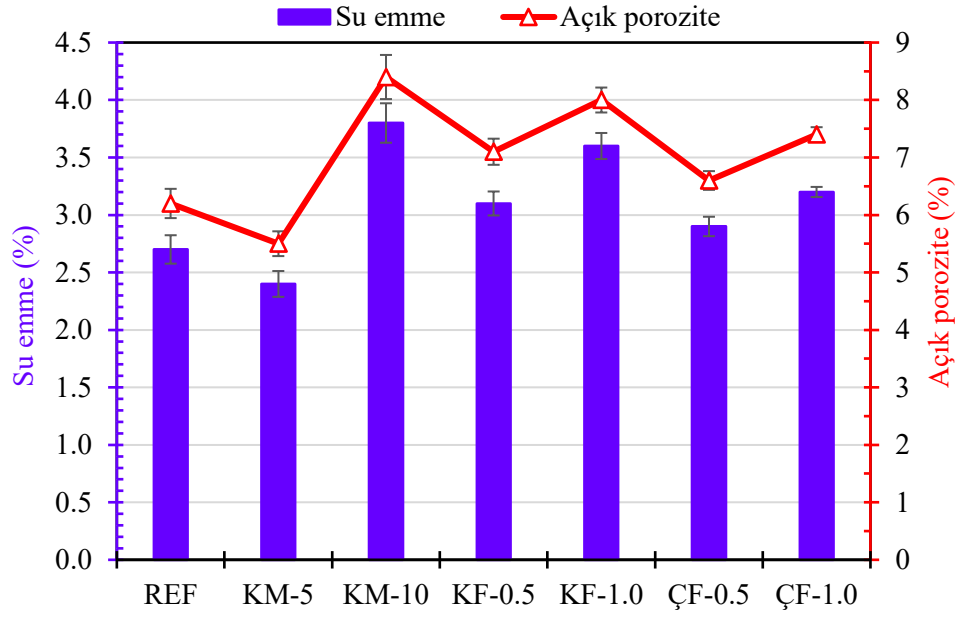
Tüm tamir harçları arasında en düşük kuruma rötresi, 56. günde  F-1.0 kodlu seride 2494 $\mu\epsilon$ olarak kaydedilirken, KF-0.5 ve KF-1.0 harçları için bu değerler sırasıyla 3734 $\mu\epsilon$ ve 3752 $\mu\epsilon$ olarak elde edilmiştir. Mikrofiber takviyeli karışımlarda kuruma rötresinin kayda değer azalması, mikrofiberlerin sağladığı mekanik kısıtlama etkisinden kaynaklanmaktadır. AAM matrisi b z lmeye çalıştığında, matrise gömülü mikrofiberler yüksek gerilme rijitlikleri nedeniyle bu deformasyona karşı koymakta ve mekanik kısıtlama etkisi sayesinde rötreyi engellemektedir [183], [184].  F, matris içinde daha homojen dağılımı ve daha rijit özellikleri sayesinde daha sağlam bir mekanik kısıtlama ağı oluşturmuş, bu nedenle KF içeren serilere göre daha iyi rötre performansı sergilemiştir.



Şekil 4.36 Tek aşamalı AAM numunelerinin kuruma rötresi davranışı

Su emme ve açık gözeneklilik parametreleri, harçlar için önemli özelliklerdir ve boşlukların bağlantısı ve yapısı hakkında değerli bilgiler sağlamaktadırlar [185]. Şekil 4.37, harçların su emme ve açık gözeneklilik sonuçlarını göstermektedir. Harç serileri içinde en düşük ve en yüksek su emme değerleri sırasıyla KM-5 ve KM-10 serilerinde %2,4 ve %3,8 olarak kaydedilmiştir. 5% KM ilavesinin açık gözenekliliği ve su emilimini azaltmada faydalı olduğu bulunurken, aksine, daha yüksek KM oranında (%10), YFC miktarının düşmesiyle ortaya çıkan seyrelme etkisi nedeniyle daha düşük su emme performansı ortaya çıkmıştır.

KF veya  F ilavesi, ilave gözenek ve boşlukların oluşması nedeniyle harçların su emmesinde ve açık porozitesinde tutarlı bir artışa yol a ımiştır [186], [187].



Şekil 4.37 Tek aşamalı AAM serilerin su emme özellikleri

4.2.5 Durabilite Özellikleri

4.2.5.1 Klorür Geçirirliği Davranışı

Tablo 4.12, fiber içermeyen tamir harçlarının klorür penetrasyon katsayılarını ve deney parametrelerini göstermektedir. Fiber içermeyen karışımların D_{nssm} değerleri $6,81 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ ile $8,59 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ aralığında değişim göstermiştir. KM-10 harcının, REF karışımına kıyasla D_{nssm} değerini %21 kadar azalttığı görülürken, bu durumun KM'nin dahil edilmesiyle meydana gelen hidrotalsit benzeri fazlardan kaynaklandığı söylenebilir. Hidrotalsit benzeri fazların oluşumu, klorür iyonlarını kimyasal olarak bağlamakta ve böylece klorür türlerinin penetrasyonunu ve hareketini engelleyerek geçirirlik değerlerini azaltmaktadır [188], [189], [190].

Mikrofiber takviyeli harçlarda D_{nssm} değerleri deneysel prosedürün elektrik akımı içermesinden ötürü belirlenememiştir. KF ve ÇF'nin elektrik iletkenlik özellikleri nedeniyle uygulanan voltajı etkilemesi ve anolit çözeltisini hızla ısıtması sonucu bu karışımların D_{nssm} değerleri belirlenememiştir. Ancak, fiber takviyeli harçların klorür penetrasyon performansının, su emme özellikleri üzerindeki düşük etkileri nedeniyle fiber içermeyen karışımlara benzer olacağı varsayımı makul görünmektedir (Şekil 4.37). Önceki çalışmalar da, fiber ilavesinin çimento esaslı veya AAM karışımlarının klorür geçirirlik davranışını düşük veya orta derecede etkilediğini doğrulamıştır [191], [192], [193], [194]. Ancak, agresif klorür iyonlarının varlığında ÇF'nin korozyon potansiyeli, klorürlü ortamlarda ÇF veya

KF ile takviyeli tamir harçlarının dayanıklılığının daha fazla değerlendirilmesi gerektiğini vurgulamaktadır. Bu nedenle, KF veya ÇF ile takviye edilmiş harçların klorür penetrasyonuna karşı direnci, ilerleyen bölümlerde farklı bir deneysel çalışma ile değerlendirilmiştir.

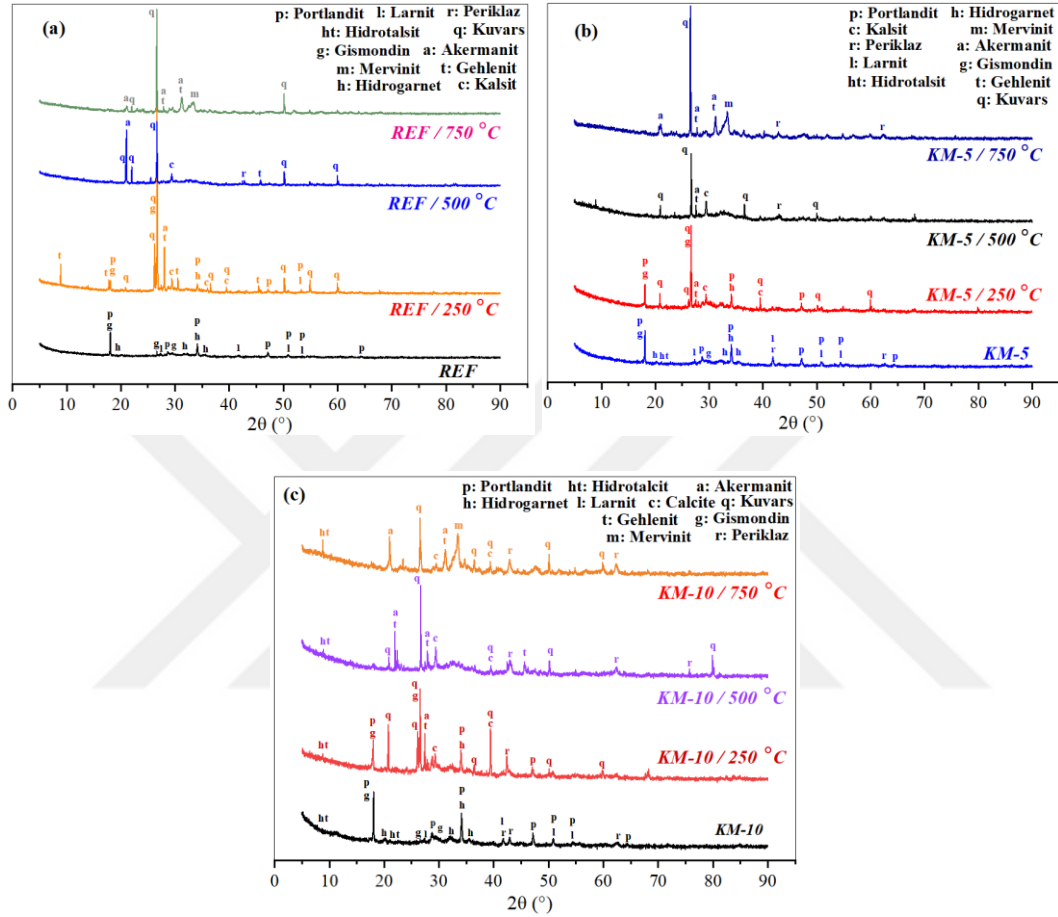
Tablo 4.12 AAM karışımlarının klorür penetrasyon testi sonuçları

Harç kodu	Uygulanan voltaj (V)	Ortalama penetrasyon derinliği (mm)	Test süresi (h)	D_{nssm} katsayısı ($\times 10^{-12}$ m ² /s)
REF	15	10,03	24	8,59 $\pm$ 0,07
KM-5	15	8,97	24	7,05 $\pm$ 0,02
KM-10	20	10,10	24	6,81 $\pm$ 0,13

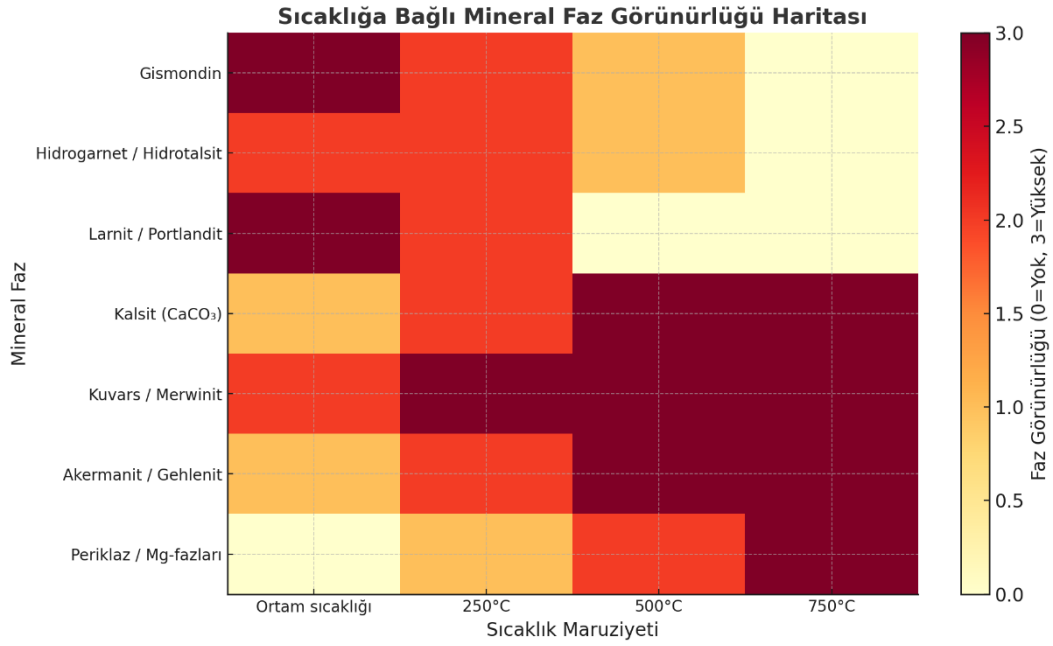
4.2.5.2 Yüksek Sıcaklık Direnci

Yüksek sıcaklığın AAM karışımlarının mineralojik yapısına olan etkisi Şekil 4.38'de gösterilmiştir. KM içeren serilerde KM içeriğinden bağımsız olarak, 250 °C, 500 °C ve 750 °C sıcaklıklara maruz kalma sırasında karışımların mineralojik bileşiminde önemli değişiklikler meydana geldiği gözlemlenmiştir. Buna göre, karışımlarda sıcaklık etkileri sonrasında kuvars (SiO₂) (COD: 5000035), kalsit (CaCO₃) (COD: 1010962), gehlenit (Ca₂Al(Al(SiO₃))₂) (COD: 1000048), mervinit (özellikle KM içeren serilerde) ve akermanit (Ca₂Mg(Si₂O₇)) (COD: 9006454) mineralleri ortaya çıkmıştır. Bu pikler, AAM'lerin amorf içyapısının kısmi olarak bozunmasını göstermektedir. Örneğin, 250 °C'de önemli bir kristalleşme meydana gelmiş, kuvars ve gehlenit dahil olmak üzere silika içeren minerallerin oluşumuna neden olmuştur. 500 °C ve üzeri sıcaklıklarda ise, portlandit ve gismondinin ayrışması nedeniyle daha amorf bir yapı gelişmiştir. Şekil 4.39, yüksek sıcaklık etkisi sonrası karışımların mineralojik fazlarındaki değişimi göstermektedir. Gismondin, hidrogarnet, hidrotalsit, larnit ve portlandit piklerinin görünürlüğü, her bir kristal yapının farklı sıcaklıklarda ayrışmasına bağlı olarak sıcaklığın artmasıyla tutarlı bir şekilde azalmıştır (bkz. TGA sonuçları). Bu yapıların ayrışmasının ardından, özellikle 500 °C'den sonra, içyapının yeniden modifikasyonu sırasında yeni silikat dizilimleri (kuvars), akermanit ve gehlenit dahil olmak üzere yeni kristal fazları ortaya çıkmıştır. Yüksek sıcaklıklarda akermanit ve gehlenitin kristalleşmesi ve gelişimi, AAM'lerin yüksek sıcaklık dayanımı özellikleri bakımından önemli

etkilere sahiptir. Akermanit ve gehlenit, yüksek erime sıcaklığı ve üstün termal stabilite özellikleri ile karakterize edilen minerallerdir [195]. Sonuç olarak, AAM'lerin kalan basınç dayanımı davranışı (Şekil 4.40), yüksek sıcaklıklara maruz kaldıklarında akermanit ve gehlenit oluşumundan önemli ölçüde etkilenmiştir [196].



Şekil 4.38 Yüksek sıcaklık sonrası XRD desenleri: (a) REF, (b) KM-5 ve (c) KM-



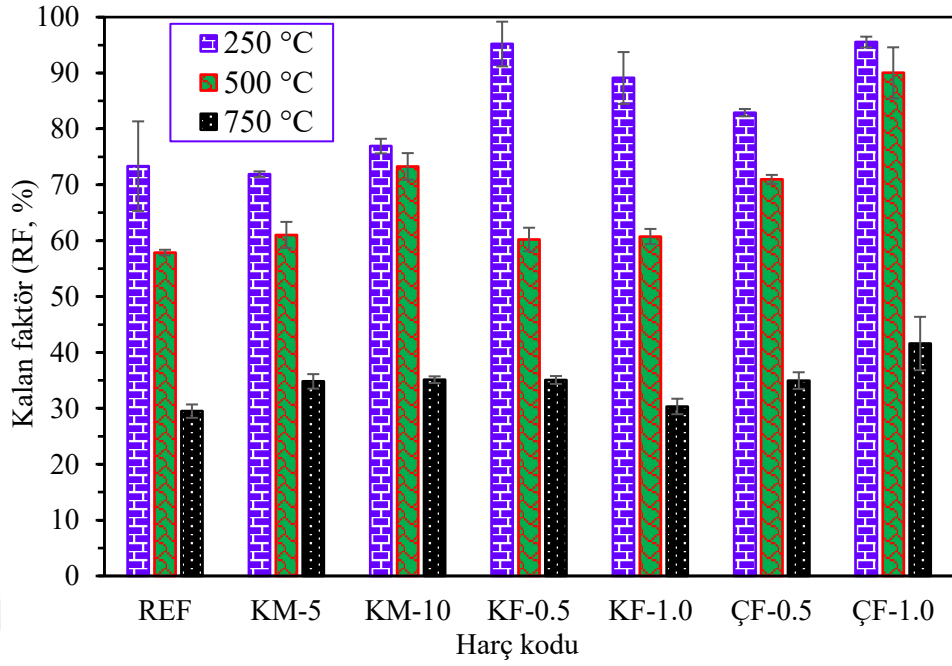
Şekil 4.39 Yüksek sıcaklığa bağlı mineralojik faz görünürlüğü haritası

Şekil 4.40, AAM harçlarının basınç dayanımı açısından kalan faktör değerlerini göstermektedir. Tamir harçlarının kalan mekanik dayanımının, özellikle 750 °C'den sonra, yüksek sıcaklıklarla birlikte tutarlı bir şekilde azaldığı görülmektedir. 750 °C'den sonra gözlenen belirgin düşüş, C-(A)-S-H jellerinin tamamen ayrışması ve 600 °C'den sonra silis esaslı agregalar ile matris arasındaki bağın zayıflamasından kaynaklanmaktadır [197]. 250 °C'de, fiber içermeyen harçların kalan faktörlerinin KF veya ÇF ile takviye edilmiş karışımlara kıyasla önemli ölçüde daha düşük olduğu görülmüştür. Bu sıcaklık aralığında (200-250 °C), yüksek sıcaklığın neden olduğu mikroçatlak oluşumu ve reaksiyona katılmamış tanelerin tekrar hidrasyonu, birbirine zıt etki göstererek eşzamanlı olarak gerçekleşmektedir. Daha önceki çalışmalar, AAM harçlarının iç kısımlarında sağlanacak makul bir yüksek sıcaklık (200–250 °C) ve basıncın (>1,0 MPa) reaksiyona girmemiş tanelerin hidrasyonunu kolaylaştırdığını bildirilmiştir [198], [199]. Yüksek sıcaklık etkisi sonrası çatlak oluşumu, fiber takviyeli karışımlarda daha etkili bir şekilde kısıtlanırken, reaksiyona girmeyen bağlayıcı taneleri daha fazla hidrasyon ürünlerinin oluşumuna katkıda bulunmuş; bu nedenle, 250 °C'de fiber takviyeli karışımlarda kalan faktör değerleri, fibersiz harçlara kıyasla daha yüksek elde edilmiştir.

Genelde harç numunelerinde sıcaklık 250-300 °C'yi aştığında, artan buhar basıncı ve sıcaklık gradyanı nedeniyle karışımlarda çatlak ve dökülmeler oluşabilmektedir

[200]. Ayrıca, bir önceki bölümde belirtildiği gibi, içyapısal değişiklikler tamir harçlarının kalan dayanımını etkilemektedir. 500 °C ve 750 °C gibi yüksek sıcaklıklar sonrası en etkili tamir harcı ÇF-1.0 olarak tespit edilmiştir. Buna göre, ÇF-1.0, 500 °C ve 750 °C sonrasında sırasıyla orijinal mukavemetinin %90 ve %42'sini korurken, REF harcı aynı sıcaklıklarda sadece %58 ve %29,5 kalan faktör değeri göstermiştir. Gözlemlenen bu daha iyi performans, ÇF'nin matris fazı boyunca ısıyı hızlı ve homojen bir şekilde ileterek numune iç ve dış kısmı arasındaki sıcaklık gradyanını azaltması ve oluşan sıcaklık gerilmelerini indirgemesi ile açıklanabilir [201]. ÇF takviyeli harçlara benzer şekilde KM ilavesinin de tamir harçlarının yüksek sıcaklık performansını iyileştirdiği görülmüştür. KM-10 harcı, REF harçtan daha iyi performans göstermiş; 500 °C ve 750 °C'ye maruz kaldıktan sonra sırasıyla %73,3 ve %35,1 kalan faktörü elde edilmiştir. KM içeren karışımların yüksek sıcaklık direncindeki artışı, yüksek MgO konsantrasyonu sayesinde oluşan ek akermanit fazlarından kaynaklanmaktadır (Şekil 4.38). Akermanit ve gehlenit fazlarının gelişimi, yüksek sıcaklık stabilitesini artırmakta ve kalan faktör değerlerini iyileştirmektedir [195].

Tamir harçlarındaki KF takviyesi, 250 °C'de mekanik dayanımı korumada dikkate değer bir etkinlik göstermiş; ancak, 500 ve 750 °C'ye maruz kaldıktan sonra ÇF veya KM içeren tamir harçlarına göre daha fazla mukavemet kaybına sebebiyet vermiştir. Bununla birlikte, REF karışımına kıyasla daha iyi performans göstermiştir.



Şekil 4.40 Yüksek sıcaklık sonrası tamir harçlarındaki kalan faktör değerleri

Yüksek sıcaklık sonrası tamir harçlarının görünümü Şekil 4.41’de gösterilmiştir. Yüksek sıcaklık etkileri sonrasında harçların fiziksel görünümü neredeyse hiç bozulmamış ve 500 °C’ye kadar yüzeyde herhangi bir bozunma olmadan yapısal bütünlük korunmuştur. Diğer yandan, sıcaklık 750 °C’ye ulaştığında, bazı numunelerin yüzeyinde mikro boyutlu ağ şeklinde yüzeysel çatlaklar ortaya çıkmıştır. Görsel inceleme sonucunda ortaya çıkan diğer bir bulgu ise test edilen numunelerde, benzer geometri ve test koşulları altında bazı çimento esaslı harçların aksine, parçalanma/parça atma niteliğinde bir hasar görülmemesidir [199], [202].



Şekil 4.41 Yüksek sıcaklık sonrası tamir harcı numunelerinin fiziksel görünümü

4.2.5.3 Eğilmede Aderans Dayanımı

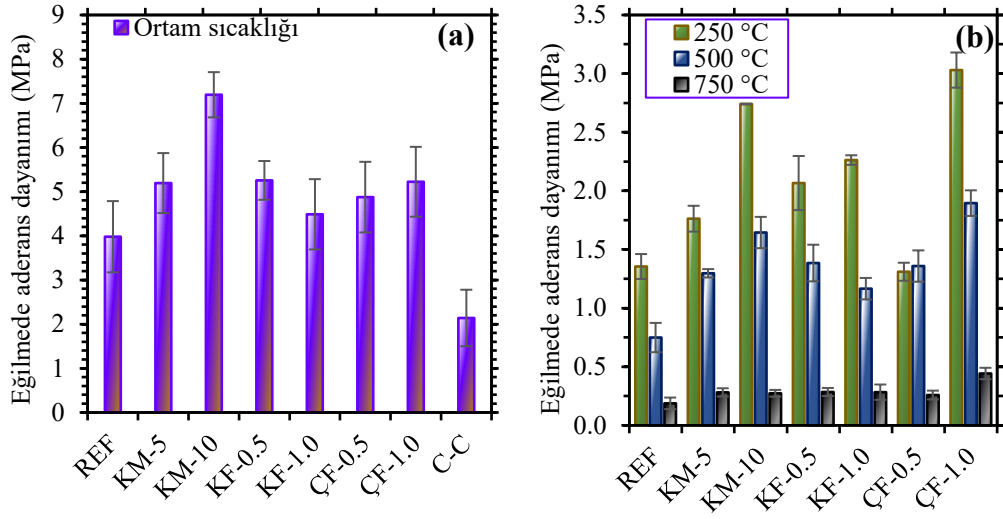
Alkalilerle aktive edilmiş tamir harçları ile çimento harcı arasındaki yapışma/aderans davranışı, yüksek sıcaklığa maruz kalmadan önce ve sonra üç noktalı eğilme testi yapılarak değerlendirilmiştir. Tamir harçlarının eğilme aderansı dayanımı (FBS) sonuçları Şekil 4.42(a)'da gösterilmiştir. İncelenen tamir harçları, herhangi bir yüzey işlemine tabi tutulmamış pürüzsüz çimento harcı yüzeyine uygulanmasına rağmen oldukça üstün aderans özelliği göstermiştir. Buna göre, tamir harçlarının FBS değerleri 4 MPa ile 7,2 MPa arasında değişirken, referans olarak üretilen çimento harcı-çimento harcı (C-C) karışımının FBS değeri sadece 2,1 MPa olarak elde edilmiştir. Ayrıca, AAM tamir harçlarının FBS değerlerinin, literatürde bildirilen 1,7 MPa ile 5,3 MPa arasında değişen harçlara kıyasla genel olarak daha üstün olduğu belirlenmiştir [203], [204].

Eğilme aderansı dayanımı %5 ve %10 KM ilavesi için REF karışımına kıyasla sırasıyla 4 MPa'dan 5,2 MPa'ya ve 7,2 MPa'ya kadar tutarlı bir şekilde artmıştır. KM içeren numunelerin eğilme aderansı dayanımındaki tutarlı iyileşme, bu harçların değişen taze hal özelliklerine ve gelişmiş eğilme performansına dayandırılabilir. KM'nin gelişmiş su tutma kapasitesi, substrat yüzeyi ve tamir harcı arayüzünde serbest su hareketini ve birikimini azaltmakta, böylece heterojenlik riskini düşürmektedir. Ayrıca, KM içeren tamir harçlarının daha yüksek eğilme

dayanımı (Tablo 4.11) da kesme kuvvetleri altında oluşan gerilmelere karşı daha iyi direnç sağlamasına katkıda bulunmaktadır. Sonuç olarak, arayüz heterojenliği riskinin azalması ve eğilme performansının iyileşmesi, eğilme aderansı etkileşiminin güçlenmesine yol açmıştır. Literatürde yapılan çalışmalar da [203], [204], [205], viskoz kıvamlı ve üstün eğilme dayanımına sahip tamir harçlarının mevcut yüzeylerle üstün bir arayüzey bağı oluşturduğunu ortaya koymuştur.

KF ve ÇF takviyesi, harçların eğilme dayanımını artırmış olsa da, substrat ile tamir harcı arasındaki arayüzde ek boşluklar ve süreksizlikler oluşturmaktadır. Buna göre, fiber takviyeli karışımların FBS değerleri, REF karışımınıninkine benzer veya biraz daha iyi bulunmuştur.

Şekil 4.42(b), AAM tamir harçlarının yüksek sıcaklık sonrası FBS değerlerini göstermektedir. Çimento harcı ile AAM harcı arasındaki farklı termal genleşme katsayıları arayüzde ek termal gerilmelere neden olduğundan, substrat ile tamir harcı arasındaki eğilme aderansı yüksek sıcaklıklara maruz kaldıktan sonra önemli ölçüde bozulmaktadır. Örneğin, 250 °C, 500 °C ve 750 °C gibi yüksek sıcaklıklara maruz kaldıktan sonra, harçların FBS değerleri sırasıyla %42-73, %64-81 ve %92-96 oranında azalmıştır. Bununla birlikte, sıcaklık etkileri sonrası tüm tamir harçlarının substrat ile yapısal bütünlüğünü koruması ve herhangi bir delaminasyon olmaması ise olumlu anlamda dikkat çekmiştir. Ayrıca, tamir harçlarının yüksek sıcaklık sonrası FBS değerlerinin, yüksek sıcaklık altındaki davranışlarından (Şekil 4.10) büyük ölçüde etkilendiği de tespit edilmiştir. Örneğin, tüm yüksek sıcaklık etkileri sonrasında, en yüksek kalan faktör değerlerine sahip olan ÇF-1.0 ve KM-1.0 karışımları sırasıyla en yüksek FBS değerlerini elde etmiştir.



Şekil 4.42 Tamir harçlarının eğilme aderansı davranışı: (a) yüksek sıcaklık öncesi, (b) yüksek sıcaklık sonrası (C-C karışımı, çimento harcı-çimento harcı numunesinin FBS değerini göstermektedir)

4.2.5.4 Buz Çözücü Tuzlarla Donma Çözülme Dayanımı

AAM tamir harçlarının kütle kaybı, ultrases geçiş hızı (UPV) ve kalan mekanik dayanımları, klorür tuzu içeren donma-çözülme (CSFT) döngüleri öncesi ve sonrasında değerlendirilmiş ve mikrofiberlerin ve kalsine magnezyanın AAM harçlarının donma-çözülme dayanıklılığı üzerindeki etkisi değerlendirilmiştir.

Şekil 4.43(a), CSFT döngülerine maruz bırakılan numunelerin kütle kaybı değerlerini göstermektedir. Harç numunelerin donma çözülme etkisi altında kütle kaybının daha önceki çalışmalara benzer şekilde yüzey aşınması veya kenar ayrışması şeklinde gerçekleştiği görülmüştür [206]. REF karışımı ve ÇF takviyeli harçların kütle kaybı miktarı, CSFT döngüleri arttıkça belirgin şekilde artmış ve kütle kaybı değerleri, KF veya KM içeren harçlara kıyasla daha yüksek elde edilmiştir. Ek olarak, ÇF takviyeli karışımlarda 25. döngüye ulaşıldığında kütle kaybı oranında daha belirgin bir artış görülmüştür. Bu artış, klorür iyonu ortamına maruz kalan ÇF'lerin hızlı korozyonuna dayanmaktadır ve numunenin kloro maruz kalan yüzeylerinde delaminasyonun artmasına neden olmaktadır. ÇF-1.0'ın kütle kaybı, 25 CSFT döngüsünden sonra %2,37'ye kadar ulaşmıştır. REF karışımı ve ÇF takviyeli harçların aksine, KM veya KF'nin ilavesi, karışımların donma-çözülme direncini önemli ölçüde iyileştirmiştir.

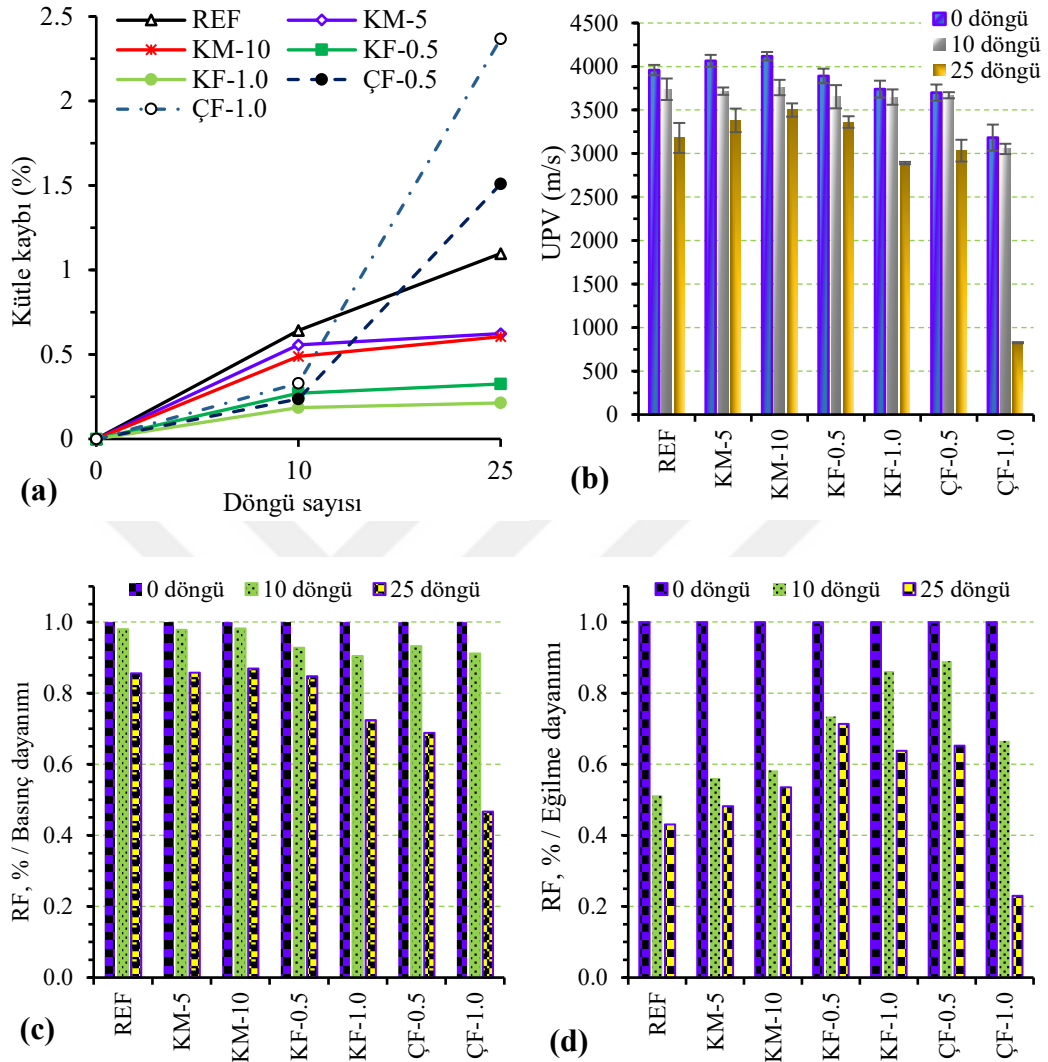
Şekil 4.43(b), CSFT döngülerine tabi tutulmadan önce ve sonra tamir harçlarının UPV ölçümlerini göstermektedir. Donma-çözülme döngülerinin artmasıyla numunelerin UPV değerleri azalmış ve bu da boşluk/mikro çatlak oluşumunda artış olduğunu göstermiştir. Bu etki özellikle ÇF takviyeli tamir harçlarında gözlemlenmiş ve klorür tuzlarının korozyon etkisinin çelik fiberler üzerine olan zararlı doğasını açıkça ortaya koymuştur.

Şekil 4.43(c) ve Şekil 4.43(d), tamir harçlarının sırasıyla basınç dayanımı ve eğilme dayanımı için kalan faktör değerlerini göstermektedir. Harçlar, 10 döngüden sonra basınç dayanımlarını ($>0,90$) başarılı şekilde korumuştur. REF, KM-5, KM-10 ve KF-0.5 numunelerinin 25 CSFT döngüsünden sonra basınç dayanımı için de RF değerleri gayet başarılı bulunmuş ve 0,85'ten yüksek elde edilmiştir. Ancak, bu değerler ÇF-1.0 karışımı için 0,47'ye düştüğü görülmüştür. Tüm tamir harçlarının kalan eğilme dayanımı değerleri, harçların eğilme etkisi altındaki performansının basınç etkisi altındakine nazaran mikro çatlaklara karşı daha duyarlı olmasından ötürü, önemli ölçüde düşmüştür. KF veya ÇF ilaveli serilerde, 10 CSFT döngüsünden sonra eğilme direnci fibersiz serilere kıyasla artırmıştır. Benzer şekilde, 25 CSFT döngüsünden sonra eğilme mukavemeti için en yüksek kalan faktör değeri KF-0.5 karışımında (0,71) gözlemlenmiştir. Ancak, 25 CSFT'den sonra eğilme dayanımı için kalan faktör değerleri ÇF-1.0'da sadece 0,23 olarak bulunmuştur.

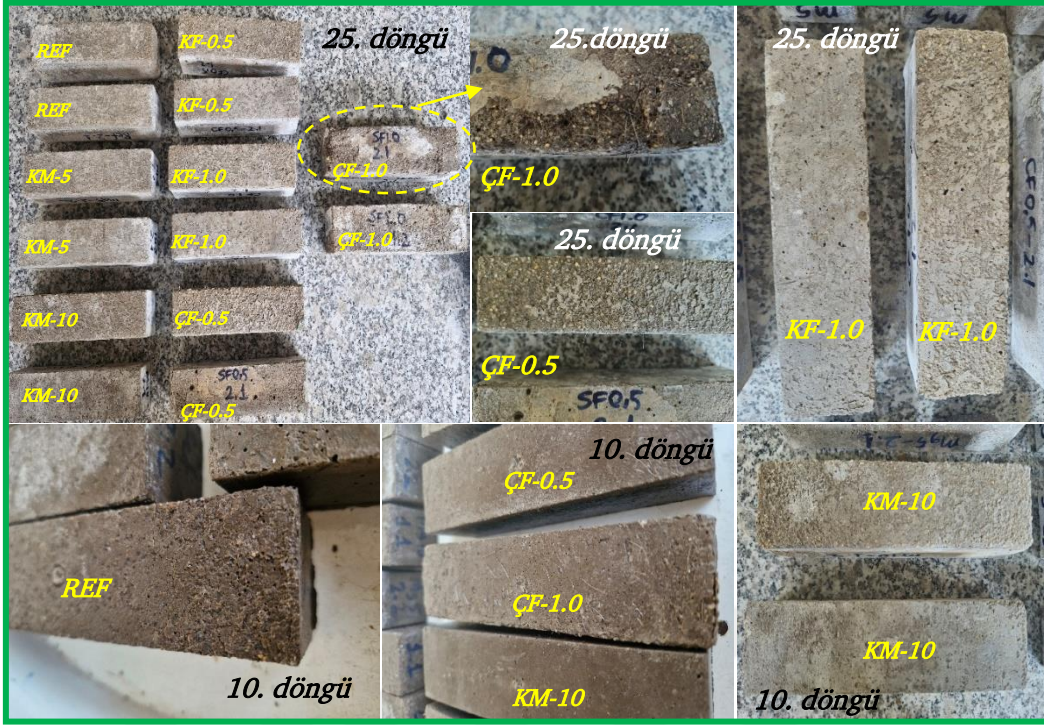
AAM tamir harçlarının CSFT döngülerinden sonra elde edilen görünümü Şekil 4.44'te verilmiştir. Tüm tamir harçları, 10 CSFT döngüsünden sonra yapısal bütünlüklerini başarılı şekilde korumuştur. KM-5, KM-10, KF-0.5 ve KF-1.0 tamir harçları, 25 döngüden sonra bile sadece küçük aşındırıcı etkilerle üstün fiziksel direnç göstermiştir. Ancak, Şekil 4.43'te gösterildiği gibi, ÇF ile güçlendirilmiş karışımlar 25. döngüden sonra ciddi aşınma ve yüzey pullanmasına maruz kalmıştır.

Şekil 4.43'te sunulan genel bulgular, KM ve KF ilavesinin tamir harçlarının CSFT direncini başarıyla iyileştirdiğini göstermektedir. KM'nin CSFT üzerindeki faydalı etkisi, KM içeren harçların klorür penetrasyon direncinin (Tablo 4.12) iyileştirilmesinden kaynaklanmaktadır. KF'nin olumlu etkisi ise gözenek çözeltisinin donma basıncını etkili bir şekilde tolere edebilen hava içeren cep benzeri gözeneklerin sayısının artmasından kaynaklanmaktadır [206]. Öte yandan,

yüksek döngülerde, klorür tuzlarının oluşturduğu aşındırıcı etki ÇF içeren seriler üzerinde önemli bir rol oynamış ve ÇF takviyeli karışımların dayanıklılığını düşürmüştür.



Şekil 4.43 Tamir harçlarının CSFT döngüleri sonrası durabilitesi: (a) kütle kaybı, (b) UPV, (c) kalan basınç dayanımı, ve (d) kalan eğilme dayanımı

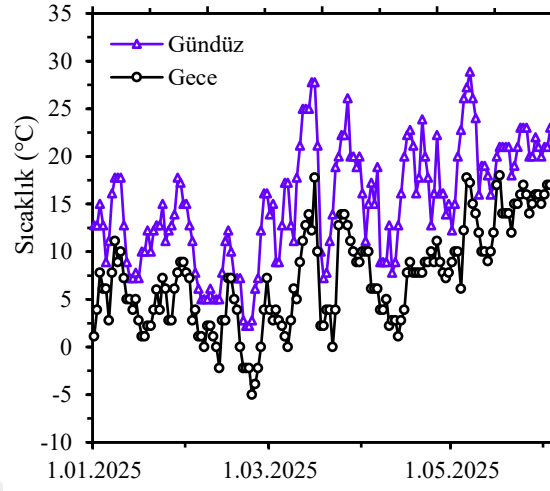


Şekil 4.44 CSFT döngüleri sonrası tamir harçlarının görünümü

4.2.5.5 Tamir Harçlarının Saha Performansı

Tek aşamalı yöntemle üretilen tamir harçlarının saha performansı; güneşli, yağmurlu ve karlı hava koşullarına maruz kaldığı İstanbul ilindeki dış ortam koşullarında değerlendirilmiştir. Şekil 4.45, 2025 yılının ilk 6 ayında İstanbul'da gündüz ve gece hava sıcaklıklarının değişimini göstermektedir. Şekil 4.46'da sunulan aşağıdaki fotoğraflar ise, en düşük ve en yüksek hava sıcaklıklarının sırasıyla -5 °C ve 29 °C olarak kaydedildiği bu dönemde çekilmiştir. Tamir harçları, üretim tarihlerinden itibaren değerlendirilen dönem boyunca toplam 55 kez 5 °C ve altındaki soğuk hava koşullarına maruz kalmıştır. Görsel incelemeler, tüm tamir harçlarının kar, yağmur ve trafik yükleri gibi dış ortam koşullarına çatlama ve aşınma belirtisi göstermeden dayanabildiğini göstermiştir. Tek aşamalı tamir harçları, sodyum metasilikatın sağladığı yüksek başlangıç reaksiyon sıcaklığı ve BOFC ve/veya KM'nin sağladığı erken mukavemet ve hızlı sertleşme özellikleri sayesinde, üretimden sonraki ilk 3 saat içinde dahi maruz kaldığı soğuk hava koşullarına başarılı şekilde direnç göstermiştir. Öte yandan, tamir harçları, Şekil 4.46'da gösterildiği gibi, çevre koşulları ve nem nedeniyle uygulamayı takip eden birkaç gün içinde çiçeklenme göstermiştir. Bu çiçeklenmenin zamanla dağıldığı,

tekrarlamadığı ve aderans kaybı, yüzey pullanması veya çatlama gibi herhangi bir yapısal soruna yol açmadığı da belirlenmiştir.



Şekil 4.45 İstanbul ili Ocak-Haziran 2025 tarihleri arasında en düşük ve en yüksek gündüz/gece sıcaklıkları



Şekil 4.46 Trafik yükleri ve dış etkiler altında AAM tamir harçları

YAŞAM DÖNGÜSÜ VE KARŞILAŞTIRMALI ANALİZLER

5.1 Yaşam Döngüsü Analizleri

Tez kapsamında üretimi yapılan iki aşamalı ve tek aşamalı AAM harçlarının karbon ayak izi değerleri yaşam döngüsü etki değerlendirmesi yaklaşımıyla belirlenmiş ve geleneksel çimento harcı ile karşılaştırılmıştır.

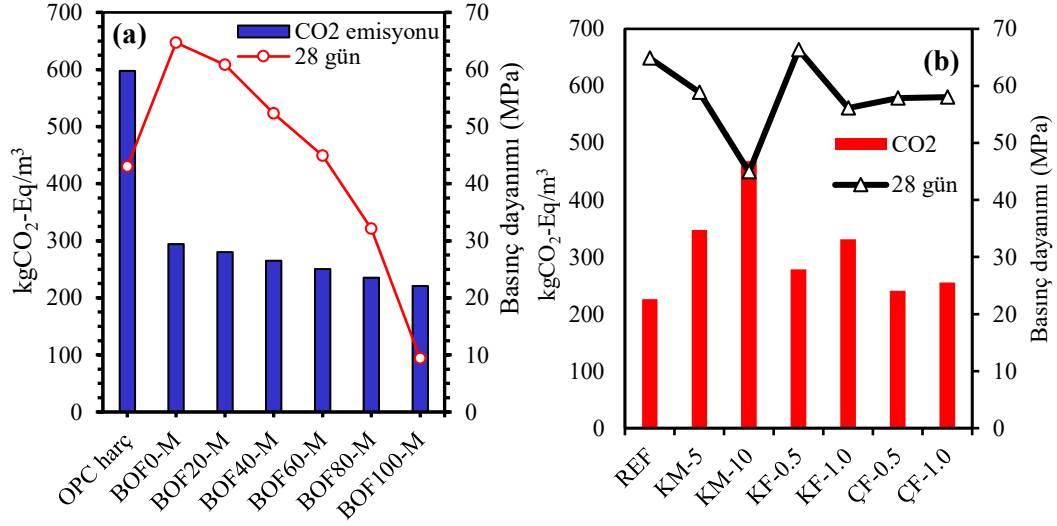
Şekil 5.1(a), EN 196-1 standardında tarif edilen çimento harcı ve farklı oranlarda BOFC içeren iki aşamalı harçların (BOF0-M, BOF20-M, BOF40-M, BOF60-M, BOF80-M, BOF100-M) metreküp başına CO₂ eşdeğer emisyonlarını belirtirken, kırmızı çizgi ise bunlara karşılık gelen 28 günlük basınç dayanımı değerlerini göstermektedir. Çimento harcının, enerji yoğun klinker üretim süreci nedeniyle metreküp başına yaklaşık 597,8 kgCO₂ eşdeğeri ile en yüksek CO₂ emisyonuna sahip olduğu görülmüştür. Buna karşın, tüm iki aşamalı karışımlarda CO₂ emisyonlarında önemli bir azalma elde edilmiş ve değerler çimento harcı ile karşılaştırıldığında neredeyse yarı yarıya azalmıştır. BOF0-M, BOF20-M, BOF40-M, BOF60-M, BOF80-M ve BOF100-M karışımlarının metreküp başına sırasıyla yaklaşık 294,7, 279,9, 265,2, 250,4, 235,5 ve 220,5 kgCO₂ eşdeğeri emisyon ürettiği belirlenmiştir. Karbon emisyonlarındaki bu önemli ve kademeli azalma, hızlı sertleşen tamir harcı üretiminde bağlayıcı olarak değerlendirilen ve bir katı atık olan BOFC'nin kullanılmasıyla ilgilidir.

Harç serilerin çevresel faydaları, ayrıca mekanik performanslarıyla karşılaştırılarak da değerlendirilmiştir. İki aşamalı AAM'lerin 28 günlük basınç dayanımı, farklı karışımlarda önemli ölçüde değişiklik göstermektedir. Başlangıçta, BOF0-M ve BOF20-M, 60 MPa'yı aşan, çimento harcı ile karşılaştırılabilir hatta daha üstün bir dayanım sergilemiştir. Ancak, BOFC ikame oranı %60'ı aştığında, dayanımda kademeli bir düşüş gözlemlenmektedir. Özellikle, BOF100-M yaklaşık 9,4 MPa ile en düşük basınç dayanımını sergilemiştir. Dolayısıyla, dayanım ve karbon

emisyonu değerlerinin dengeli olması, düşük emisyon değerlerinde maksimum mekanik özellik eldesi harçların fizibilitesi bakımından önem arz etmektedir.

Şekil 5.1(b), tek aşamalı tamir harçlarının yaşam döngüsü analizleri sonucu elde edilen karbon emisyonu değerlerini göstermektedir. Harçların emisyonları 226,2 ile 468,3 kgCO₂ eşdeğeri arasında değişirken, REF karışımı en düşük CO₂ emisyonu değerini göstermiştir. KM ilavesinin karbon emisyonu değerlerini artırdığı görölürken, yine de OPC harcına göre daha düşük emisyon gözlenmiştir. ÇF ilavesi karbon emisyonu üzerinde kayda değer bir değişime sebep olmazken, KF'nin özellikle %1 ilaveli kullanıldığında emisyon değerini 226,2'den 330,9 kgCO₂'a çıkardığı belirlenmiştir. Basınç dayanımı ve karbon emisyonu dengesi incelendiğinde; REF, KF-0.5, ÇF-0.5 ve ÇF-1.0 karışımlarının düşük emisyon ve yüksek dayanım değerleriyle öne çıktığı görölmüştür.

Tez kapsamında üretilen iki aşamalı ve tek aşamalı AAM tamir harçlarının CO₂ emisyonlarının çoğunlukla birbirine benzer olduğu görölmüştür. Ancak, basınç dayanımı değerleri de dikkate alındığında tek aşamalı AAM karışımlarının benzer basınç dayanımlarında iki aşamalı AAM'lere göre daha üstün performans sergilediğini söylemek mümkündür. Örneğin, tek aşamalı tamir harçlarından REF, KF-0.5 ve ÇF-0.5 karışımlarının CO₂ emisyonu/basınç dayanımı oranı sırasıyla 3,5, 4,2 ve 4,2 olarak bulunurken; iki aşamalı tamir harçlarından BOF0-M, BOF20-M ve BOF40-M karışımlarında bu oran sırasıyla 4,55, 4,6 ve 5,07 olarak elde edilmiştir. Bu oranın standart OPC harcında ise yaklaşık 13,9 olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen düşük emisyon ve yüksek basınç dayanımının daha avantajlı olduğu düşünölürse, tez kapsamında üretilen tek aşamalı AAM'lerin bu anlamda iki aşamalı harçlardan daha avantajlı olduğunu söylemek mümkündür. Ayrıca, her iki üretim yöntemiyle üretilen AAM harçların OPC esaslı harca göre daha üstün olduğu görölmüştür.



Şekil 5.1 Yaşam döngüsü analizi sonuçları: (a) İki aşamalı harç karışımları ve (b) tek aşamalı harç karışımları

5.2 Performans Karşılaştırması

Tez kapsamında iki aşamalı ve tek aşamalı üretim yöntemiyle elde edilen karışımların hızlı sertleşen tamir harcı potansiyelleri önceki bölümlerde incelenmiştir. Hamur karışımlarının hızlı sertleşen bağlayıcı performansı için ASTM C1600 standardı referans alınırken, harç karışımlarının performansı ASTM C928 standardı ile değerlendirilmiştir. Performans kriterleri Tablo 4.3'te sunulan ASTM C1600 standardına göre, hamur numunelerde %40 ve %60 BOFC kullanımıyla "MRH" (ortalama düzeyde hızlı sertleşme) sınıfı bağlayıcı üretiminin mümkün olduğu tespit edilmiştir. Diğer yandan, %80 BOFC kullanılan iki aşamalı hamur numunelerinde "GRH" (genel hızlı sertleşme) sınıfı bağlayıcı üretilebildiği görülmüştür. Tek aşamalı yöntemle üretilen hamur AAM'lerin de KM ilavesi sayesinde "GRH" sınıfını sağladığı görülmüştür. Diğer yandan, harç numuneler için ASTM C928 standardında sunulan erken ve geç yaş dayanım kriterleri incelendiğinde, optimum oranda BOFC kullanılan iki aşamalı ve tek aşamalı tamir harcı karışımlarının R1 sınıfı hızlı sertleşen tamir harçlarının kriterlerini sağladığı tespit edilmiştir. Tüm bu bulgular üretim yöntemi farketmeksizin BOFC uygun oranda kullanıldığında hızlı sertleşen ve erken dayanımı yüksek tamir harcı üretiminin mümkün olduğunu ortaya koymuştur.

Her iki üretim yönteminin tez kapsamında incelenen özellikler kapsamında karşılaştırması Tablo 5.1'de verilmiştir. Mekanik testler her iki üretim yönteminin

BOFC ve YFC esaslı hamur ve harçlarda yüksek erken ve geç yaş dayanım değerleri (>60 MPa) elde edilebildiğini ortaya koymuştur. Ancak, hamur numunelerde yapılan testler iki aşamalı yöntemle üretilen karışımların hem erken yaş dayanımlarında (1. günde $\sim 20-25$ MPa) hem de geç yaş dayanımlarında (28. günde ~ 100 MPa) tek aşamalı hamur karışımlardan daha üstün olduğunu ortaya koymuştur. Su emme, boşluk yapısı, kapilerite gibi fiziksel özellikler incelendiğinde ise her iki yöntemle üretilen harçların saha uygulamaları için yeterli performansta olduğu belirlenmiştir.

Kuruma rötresi saha uygulamalarında önem arz eden, karışımların uygulanabilirliğini önemli ölçüde kısıtlayabilen parametrelerden birisidir. Geleneksel AAM karışımlarında yüksek olduğu daha önce rapor edilen kuruma rötresi, tez kapsamında üretilen iki aşamalı AAM karışımlarında da yüksek bulunmuştur. Yine de %40'a kadar BOFC ilavesinin kuruma rötresini olumsuz etkilememiş olması olumlu olarak değerlendirilebilir. Tek aşamalı AAM harçların kuruma rötresi ise iki aşamalı muadillerine göre daha düşük bulunmuştur. Ayrıca, tek aşamalı AAM'lerde mikrofiber veya kalsine magnezya ilavesiyle rötrenin ciddi oranda azaltılabildiği görülmüştür.

İçyapı analizleri, reaksiyon ürünlerinin her iki AAM üretim yönteminde de benzer olduğunu göstermiş, erken yaşlarda BOFC'nin reaksiyonu sonucu hidrogarnet gibi ürünlerin her iki sistemde de oluştuğu ve erken yaşta dayanım kazanmada etkin rol oynadığı belirlenmiştir. Geç yaşlarda dayanım kazandıran ana reaksiyon ürününün her iki yöntemle üretilen karışımlar için de C-(A)-S-H tipi jellerden oluştuğu görülmüştür. Priz süreleri ve sertleşme özellikleri karşılaştırıldığında ise, her iki AAM üretim yöntemiyle üretilen karışımların hızla dayanım kazandığı ve kısa sürede priz aldığı görülmüştür. Öte yandan, tek aşamalı üretim yönteminde benzer BOFC oranlarında priz süresinin ve sertleşmenin iki aşamalı üretim yöntemine göre biraz daha hızlı olduğu tespit edilmiştir.

Klorür penetrasyon katsayılarının iki aşamalı ve tek aşamalı AAM'lerde benzer olduğu ve literatürde sunulan değerlerden çoğunlukla iyi olduğu tespit edilmiştir. Bunun yanında, yüksek sıcaklık gibi etkiler altında tek aşamalı tamir harçlarının

yapısal bütünlüğü ve mekanik özellikleri iyi seviyede koruyabildiği, çimento esaslı sistemlere göre daha avantajlı olduğu belirlenmiştir.

Her iki üretim yönteminin pratikliği ve tamir harcı olarak sahada üretilebilirliği karşılaştırıldığında, tek aşamalı yöntemle üretilen tamir harçlarının herhangi bir sulu çözelti hazırlığı gerektirmemesi sebebiyle çok daha pratik olduğunu söylemek mümkündür.

Tablo 5.1 Tek aşamalı ve iki aşamalı AAM serilerin karşılaştırmalı performans karakteristikleri

Özellik / AAM üretim yöntemi	İki aşamalı AAM	Tek aşamalı AAM
Erken yaş mekanik performans	Yüksek	Yüksek
Geç yaş mekanik performans	Yüksek	Yüksek
Reaksiyon ürünleri	Hidrogarnet / C-(A)-S-H	Hidrogarnet / C-(A)-S-H
Fiziksel özellikler	Olumlu	Olumlu
Kuruma rötresi	Yüksek	Orta
Sertleşme süresi	Hızlı	Çok hızlı
Durabilite performansı	Yüksek	Yüksek
Karbon emisyonları	Düşük	Düşük
Fizibilite	Düşük	Yüksek
Sınıflandırma (ASTM C1600)	MRH veya GRH	GRH
Sınıflandırma (ASTM C928)	R1	R1

6 SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışması kapsamında demir ve çelik üretim endüstrisinin yan ürünleri olan YFC ve BOFC'nin iki aşamalı ve tek aşamalı AAM üretiminde ikili bağlayıcı olarak kullanımı vasıtasıyla erken dayanımı yüksek, hızlı sertleşen ve geleneksel OPC esaslı harçlara göre daha çevreci bağlayıcı üretimleri gerçekleştirilmiştir. Bu çerçevede, iki aşamalı yöntem ile üretilen AAM karışımlarında BOFC ve YFC miktarları fiziksel, mekanik ve durabilite özellikleri incelenerek optimize edilmiş, BOFC'nin alkali aktivasyon reaksiyon mekanizmaları ve erken yaş özellikleri üzerine olan etkileri gerçekleştirilen içyapı analizleriyle karakterize edilmiştir. Daha sonra, iki aşamalı AAM sisteminde optimizasyonu ve karakterizasyonu yapılan BOFC/YFC esaslı karışımlar tamir harcı potansiyelini artırmak amacıyla tek aşamalı AAM metoduyla üretilmiştir. Ayrıca, tek aşamalı AAM karışımlarının malzeme özellikleri ve tamir harcı potansiyeli kalsine magnezya, karbon fiber ve çelik fiber gibi takviyelerle iyileştirilmiş; yapılan kapsamlı deneysel ve saha çalışmaları ile farklı tamir harçlarının özellikleri karşılaştırılmıştır. Son olarak, iki aşamalı ve tek aşamalı AAM tamir harçlarının yaşam döngüsü analizleri gerçekleştirilerek karbon emisyonları belirlenmiş ve üretilen karışımların karşılaştırmalı bir genel performans değerlendirmesi yapılarak tez çalışması sonlandırılmıştır. Deneysel çalışmalar ve saha uygulaması çıktıları doğrultusunda elde edilen dikkate değer sonuçlar ve öneriler aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- İki aşamalı AAM üretim yöntemiyle üretilen hamur ve harç karışımlarında BOFC miktarının artmasıyla priz süresinin önemli ölçüde kısaldığı ve erken yaş dayanımının oldukça iyileştiği tespit edilmiştir. BOFC miktarının artmasıyla hamur numunelerin priz süresinin 75 dakikadan 12 dakikaya kadar düşürülebildiği belirlenmiştir. Ek olarak, %60 oranında BOFC kullanılan iki aşamalı hamur karışımı 3. saatte 12 MPa ve 6 saatin sonunda

19,5 MPa değerlerine ulaşarak kontrol karışımından (%100 YFC) sırasıyla 2,5 ve 1,7 kat daha yüksek dayanım göstermiştir. Benzer şekilde, iki aşamalı harç karışımlarında BOFC miktarının artmasıyla 3. saat ve 6. saatlik basınç dayanımları BOFC içermeyen kontrol karışımına kıyasla sırasıyla %76 ve %39'a varan oranlarda iyileşmiştir. Diğer yandan, geç yaş dayanımlarının BOFC miktarının artmasıyla kademeli olarak azaldığı belirlenmiş, YFC'nin ilerleyen kütleme yaşlarında içerdiği yüksek alüminosilikat içeriği ve amorf yapısı sayesinde reaksiyonları domine ettiği tespit edilmiştir. %100 YFC içeren iki aşamalı hamur numunenin 28. günde 103 MPa basınç dayanımına ulaştığı belirlenirken, %40'a kadar BOFC kullanımının dahi oldukça yüksek dayanım (87,9 MPa) elde etmede başarılı olduğu görülmüştür.

- BOFC'deki yüksek alkalinite ve kalsiyum içeriği; brownmillerit, C_2S ve C_3S gibi minerallerin varlığı AAM karışımlarının erken yaş reaktivitesini artırmış, meydana gelen hidrogarnet ve kalsiyum alüminasilikat hidrat benzeri reaksiyon ürünleri sayesinde hızlı dayanım gelişimi sağlanmıştır.
- Yapılan fiziksel, mekanik ve durabilite deneyleri değerlendirildiğinde, %40-60 civarında BOFC kullanımının karışımların boşluk yapısını modifiye ederek fiziksel ve durabilite özelliklerini iyileştirdiğini göstermiştir. Buna göre, harç karışımlarında optimum oranda BOFC kullanımı kuruma rötresini artırmaksızın sağladığı yüksek erken ve geç yaş dayanımı, gelişmiş klorür penetrasyon direnci, düşük su emme ve kapiler su emme sayesinde ön plana çıkmıştır.
- Tek aşamalı AAM üretim yöntemiyle üretilen hamur ve harçlarda yapılan priz süresi ve mekanik testler, iki aşamalı yönteme benzer şekilde optimum oranda BOFC içeren karışımların hızlı priz aldığını, yüksek erken ve geç yaş dayanımı sağladığını ortaya koymuştur. Erken yaşlarda (3 saat ve 1 gün) belirlenen basınç dayanımlarının çoğunlukla BOFC ve/veya KM'nin reaksiyonlarından etkilendiği, YFC ve mikrofiber katkılarının ilerleyen yaşlarda daha önemli hale geldiği belirlenmiştir. KM ilavesi, erken yaş dayanımını artırarak basınç dayanımını 3. saatte 5,1 MPa'dan 7,0 MPa'ya ve 1. günde 15,4 MPa'dan 17,1 MPa'ya yükseltmiştir. Ancak, daha sonraki yaşlarda basınç dayanımı KM'nin yüksek oranda kullanıldığı karışımda 28. günde 64,9 MPa'dan (REF) 44,9 MPa'ya (KM-10) kadar gerilemiştir.

- Üretilen tüm tek aşamalı tamir harçlarının 7. ve 28. günlerde beton substrat yüzeylerine başarılı şekilde yapışarak 1.5 ile 1.9 MPa yapışma dayanımı sağladığı ve bu anlamda yapısal uygulamalara uygun olduğu gösterilmiştir.
- Optimum oranda KM veya mikrofiber ilavesinin tek aşamalı tamir harcı karışımlarda hacimsel stabiliteyi iyileştirdiği ve kuruma rötresini %59'a varan oranlarda azaltarak saha uygulamalarına daha uygun hale getirdiği tespit edilmiştir.
- Tek aşamalı harç karışımlarında gerçekleştirilen durabilite deneyleri, KM ikamesinin, tamir harçlarının klorür penetrasyonuna, yüksek sıcaklığa ve don etkilerine karşı direncini iyileştirdiğini ortaya koymuştur. Benzer şekilde, tamir harçlarının yüksek sıcaklık direnci ve eğilme aderansı dayanımı, KF ve ÇF ilavesiyle belirgin şekilde iyileşmiştir. Bununla birlikte, buz çözücü tuz ile donma-çözülme testi sonuçları, ÇF takviyesinin tamir harçlarının donma-çözülme direncini 10 döngüde önemli ölçüde bozmadığını, ancak daha yüksek döngü sayısında korozyon etkisinin şiddetlenerek ÇF takviyeli karışımların dayanıklılığını olumsuz etkileyerek yapısal bütünlükte bozunmalara yol açtığını göstermiştir.
- Tek aşamalı karışımlarda gerçekleştirilen saha uygulaması tüm tamir harçlarının kar, yağmur ve trafik yükleri gibi dış ortam şartlarına herhangi bir çatlak veya ayrışma olmadan başarıyla dayandığını ortaya koymuştur. Öte yandan, harçların sahada uygulanmasını takip eden ilk günlerde karışımların yüzeylerinde çiçeklenme tespit edilmiş ancak yüzeydeki kristallerin zamanla azalarak yok olduğu ve saha performansını olumsuz etkilemediği belirlenmiştir.
- Yaşam döngüsü analizleri her iki AAM üretim yöntemiyle üretilen harçların karbon emisyonlarının birbiriyle oldukça benzer olduğunu ve geleneksel çimento esaslı harçlara kıyasla çok daha düşük olduğunu göstermiştir.

Tez çalışmasında elde edilen tüm bu bulgular, demir-çelik endüstrisinin yan ürünleri olan BOFC ve YFC'nin hem iki aşamalı (geleneksel) hem de tek aşamalı alkali aktivasyon yöntemleriyle hızlı sertleşen ve erken dayanımı yüksek tamir harcı üretiminde büyük bir potansiyel ortaya koyduğunu göstermiştir. Bu potansiyel ile hızlı onarım ve servise açma gerektiren yapısal ve yapısal olmayan pek çok

inşaat mühendisliği uygulamasında BOFC/YFC içeren çevreci tamir harçlarının kullanımının mümkün olduğu belirlenmiştir. Yine de, BOFC/YFC esaslı AAM karışımlarının yapısal tamirata uygunluğunun belirlenmesi amacıyla betonarme taşıyıcı yapı elamanları üzerinde test edilmesi önerilmektedir. Ayrıca, estetik kaygının ön planda olduğu tamir uygulamalarında ilk günlerde meydana gelen çiçeklenmeye dikkat edilmeli, tamir harçlarında çiçeklenmenin azaltılması için ilave bir çalışma yapılması gerekmektedir.



KAYNAKÇA

- [1] Statista, “OPC Production,” <https://www.statista.com/statistics/1087115/global-cement-production-volume/>.
- [2] Y.S. Aksüt, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü İnşaat Mühendisliği Anabilim Dalı, “Alkali Aktivasyon Yöntemiyle Doğal Ve Endüstriyel Atık Mineralli Lifli Kompozit Geliştirilmesi” D. Tezi, Temmuz-2024 Gümüşhane.”
- [3] R. Chaudhury, U. Sharma, P. C. Thapliyal, and L. P. Singh, “Low-CO₂ emission strategies to achieve net zero target in cement sector,” *J Clean Prod*, cilt: 417, s. 137466, 2023.
- [4] M. Nasir, A. H. Mahmood, and A. A. Bahraq, “History, recent progress, and future challenges of alkali-activated binders—An overview,” *Constr Build Mater*, cilt: 426, s. 136141, 2024.
- [5] E. Worrell, L. Price, N. Martin, C. Hendriks, and L. O. Meida, “Carbon dioxide emissions from the global cement industry,” *Annual review of energy and the environment*, cilt: 26, no. 1, s. 303–329, 2001.
- [6] B. Aktürk, Fen Bilimleri Enstitüsü İnşaat Mühendisliği Anabilim Dalı Yıldız Teknik Üniversitesi, “Influence of Potential Modifiers on Sodium Carbonate Activated Slag: Early Age Characterization, Microstructural Evolution and Performance” D. Tezi, Aralık-2019, İstanbul.
- [7] M. C. G. Juenger, R. Snellings, and S. A. Bernal, “Supplementary cementitious materials: New sources, characterization, and performance insights,” *Cem Concr Res*, cilt: 122, s. 257–273, 2019.
- [8] J. L. Provis, “Alkali-activated materials,” *Cem Concr Res*, cilt: 114, s. 40–48, 2018.

- [9] M. Mastali, P. Kinnunen, A. Dalvand, R. M. Firouz, and M. Illikainen, "Drying shrinkage in alkali-activated binders—a critical review," *Constr Build Mater*, cilt: 190, s. 533–550, 2018.
- [10] B. Zhang, H. Zhu, Y. Cheng, G. F. Huseien, and K. W. Shah, "Shrinkage mechanisms and shrinkage-mitigating strategies of alkali-activated slag composites: A critical review," *Constr Build Mater*, cilt: 318, s. 125993, 2022.
- [11] Y. Wu, Z. Jia, X. Qi, W. Wang, and S. Guo, "Alkali-activated materials without commercial activators: A review," *J Mater Sci*, cilt: 59, no. 9, s. 3780–3808, 2024.
- [12] K. Chen *et al.*, "Performance characteristics of micro fiber-reinforced ambient cured one-part geopolymer mortar for repairing," *Constr Build Mater*, cilt: 415, s. 135086, 2024.
- [13] M. A. Haque and B. Chen, "Research progresses on magnesium phosphate cement: A review," *Constr Build Mater*, cilt: 211, s. 885–898, 2019.
- [14] M. Sanytsky, U. Marushchak, Y. Olevych, and Y. Novytskyi, "Nano-modified ultra-rapid hardening Portland cement compositions for high strength concretes," in *Proceedings of CEE 2019: Advances in Resource-saving Technologies and Materials in Civil and Environmental Engineering 18*, Springer, 2020, s. 392–399.
- [15] C. Shi, P. Wang, C. Ma, X. Zou, and L. Yang, "Effects of SAE and SBR on properties of rapid hardening repair mortar," *Journal of Building Engineering*, cilt: 35, s. 102000, 2021.
- [16] K. Al-Jabri, H. Shoukry, I. S. Khalil, S. Nasir, and H. F. Hassan, "Reuse of waste ferrochrome slag in the production of mortar with improved thermal and mechanical performance," *Journal of Materials in Civil Engineering*, cilt: 30, no. 8, s. 04018152, 2018.
- [17] S. Bilici, N. Kabay, N. Miyan, T. Omur, and H. Ozkan, "Effect of washing aggregate sludge waste on the properties of alkali-activated blast furnace slag," *Journal of Building Engineering*, cilt: 63, s. 105527, 2023.

- [18] A. Adesina *et al.*, “Fresh and mechanical properties overview of alkali-activated materials made with glass powder as precursor,” *Cleaner materials*, cilt: 3, s. 100036, 2022.
- [19] Z. Sun *et al.*, “Efficient and eco-friendly treatment of municipal solid waste incineration fly ash and municipal sludge for alkali activated material,” *Clean Eng Technol*, cilt: 24, s. 100867, 2025.
- [20] W. F. Santos, J.-J. Botterweg, S. C. Figueiredo, K. Schollbach, S. van der Laan, and H. J. H. Brouwers, “Sodium oxalate activation of basic oxygen furnace slag for building materials,” *Resour Conserv Recycl*, cilt: 198, s. 107174, 2023.
- [21] H. Kühl, *Zement-Chemie: Die Erhärtung und die Verarbeitung der hydraulischen Bindemittel*, cilt: 3. Verlag Technik, 1951.
- [22] R. Feret, “Slags for the manufacture of cement,” *Rev. Mater. Constr. Tr. Publications*, s. 1–145, 1939.
- [23] A. Karslıoğlu Kaya, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü İnşaat Mühendisliği Anabilim Dalı, “ATIK MALZEMELER İLE GEOPOLİMER HARÇ ÜRETİMİ.” D. Tezi, Aralık 2024, Eskişehir.
- [24] A. O. Purdon, “The action of alkalis on blast-furnace slag,” *Journal of the Society of Chemical Industry*, cilt: 59, no. 9, s. 191–202, 1940.
- [25] V. D. Glukhovskiy, “Soil silicates,” *Gosstroyizdat, Kiev*, cilt: 154, 1959.
- [26] J. Davidovits and S. A. Cordi, “Synthesis of new high temperature geopolymers for reinforced plastics/composites,” *Spe Pactec*, cilt: 79, s. 151–154, 1979.
- [27] G. Masi, S. Manzi, and M. C. Bignozzi, “Gender balance in construction material research: The analysis of alkali-activated materials by a bibliometric study using scopus database,” *Front Mater*, cilt: 7, s. 572514, 2020.
- [28] R. Bligh and T. Glasby, “Development of geopolymer precast floor panels for the Global Change Institute at University of Queensland,” in *Proceedings Concrete Institute of Australia Biennial Conference, Concrete*, 2013.

- [29] J. Aldred and J. Day, "Is geopolymer concrete a suitable alternative to traditional concrete," in *Proceedings of the 37th Conference on Our World in Concrete & Structures, Singapore*, 2012, s. 14.
- [30] A. H. Mahmood, S. J. Foster, and A. Castel, "Development of high-density geopolymer concrete with steel furnace slag aggregate for coastal protection structures," *Constr Build Mater*, cilt: 248, s. 118681, 2020.
- [31] L. Weng, H. Cao, S. Li, and K. Palvo, "Pilot-scale production of alkali activated concretes for marine engineering application," in *2018 7th International Conference on Energy, Environment and Sustainable Development (ICEESD 2018)*, Atlantis Press, 2018, s. 1342–1346.
- [32] J. L. Provis and J. S. J. Van Deventer, *Geopolymers: structures, processing, properties and industrial applications*. Elsevier, 2009.
- [33] M. J. B. de Moraes, E. Y. Nagata, A. J. F. P. Duran, and J. A. Rossignolo, "Alkali activated materials applied in 3D printing construction: A review," *Heliyon*, cilt: 10, no. 5, 2024.
- [34] S. Surehali, T. Han, J. Huang, A. Kumar, and N. Neithalath, "On the use of machine learning and data-transformation methods to predict hydration kinetics and strength of alkali-activated mine tailings-based binders," *Constr Build Mater*, cilt: 419, s. 135523, 2024.
- [35] Y. Qin, C. Qu, C. Ma, and L. Zhou, "One-part alkali-activated materials: state of the art and perspectives," *Polymers (Basel)*, cilt: 14, no. 22, s. 5046, 2022.
- [36] C. Li, H. Sun, and L. Li, "A review: The comparison between alkali-activated slag (Si+ Ca) and metakaolin (Si+ Al) cements," *Cem Concr Res*, cilt: 40, no. 9, s. 1341–1349, 2010.
- [37] B. Sun, G. Ye, and G. De Schutter, "A review: Reaction mechanism and strength of slag and fly ash-based alkali-activated materials," *Constr Build Mater*, cilt: 326, s. 126843, 2022.
- [38] V. D. Glukhovsky, "Ancient, modern and future concretes," in *Proceedings of the first international conference on alkaline cements and concretes*, Kiev, Ukraine, 1994, s. 1–8.

- [39] T. Omur, N. Kabay, N. Miyan, H. Özkan, and Ç. Özkan, “The effect of alkaline activators and sand ratio on the physico-mechanical properties of blast furnace slag based mortars,” *Journal of Building Engineering*, cilt: 58, s. 104998, 2022.
- [40] M. Abdellatif, M. Mortagi, H. Hamouda, K. Skrzypkowski, K. Zagórski, and A. Zagórska, “Influence of Silicate Modulus and Eggshell Powder on the Expansion, Mechanical Properties, and Thermal Conductivity of Lightweight Geopolymer Foam Concrete,” *Materials*, cilt: 18, no. 9, 2025, doi: 10.3390/ma18092088.
- [41] R. J. Thomas, H. Ye, A. Radlinska, and S. Peethamparan, “Alkali-activated slag cement concrete,” *Concr. Int.*, cilt: 38, no. 1, s. 33–38, 2016.
- [42] B. S. Gebregziabihier, R. Thomas, and S. Peethamparan, “Very early-age reaction kinetics and microstructural development in alkali-activated slag,” *Cem Concr Compos*, cilt: 55, s. 91–102, 2015.
- [43] A. R. Sakulich and D. P. Bentz, “Mitigation of autogenous shrinkage in alkali activated slag mortars by internal curing,” *Mater Struct*, cilt: 46, no. 8, s. 1355–1367, 2013.
- [44] M. Almakhadmeh and A. M. Soliman, “Effects of mixing water temperatures on properties of one-part alkali-activated slag paste,” *Constr Build Mater*, cilt: 266, s. 121030, 2021.
- [45] M. T. Marvila, A. R. G. de Azevedo, and C. M. F. Vieira, “Reaction mechanisms of alkali-activated materials,” 2021, *IBRACON - Instituto Brasileiro do Concreto*. doi: 10.1590/s1983-41952021000300009.
- [46] F. N. Degirmenci, “Effect of sodium silicate to sodium hydroxide ratios on durability of geopolymer mortars containing natural and artificial pozzolans,” *Ceramics - Silikaty*, cilt: 61, no. 4, s. 340–350, 2017, doi: 10.13168/cs.2017.0033.
- [47] C. Shi and R. L. Day, “A calorimetric study of early hydration of alkali-slag cements,” *Cem Concr Res*, cilt: 25, no. 6, s. 1333–1346, 1995, doi: [https://doi.org/10.1016/0008-8846\(95\)00126-W](https://doi.org/10.1016/0008-8846(95)00126-W).

- [48] J. Liu, C. Yi, H. Zhu, and H. Ma, "Property Comparison of Alkali-Activated Carbon Steel Slag (CSS) and Stainless Steel Slag (SSS) and Role of Blast Furnace Slag (BFS) Chemical Composition," *Materials*, cilt: 12, no. 20, 2019, doi: 10.3390/ma12203307.
- [49] C. Shi, D. Roy, and P. Krivenko, *Alkali-activated cements and concretes*. CRC press, 2003.
- [50] B. Yin, T. Kang, J. Kang, and Y. Chen, "Analysis of active ion-leaching behavior and the reaction mechanism during alkali activation of low-calcium fly ash," *Int J Concr Struct Mater*, cilt: 12, s. 1–13, 2018.
- [51] X. Wang *et al.*, "Study on the Compressive Strength and Reaction Mechanism of Alkali-Activated Geopolymer Materials Using Coal Gangue and Ground Granulated Blast Furnace Slag," *Materials*, cilt: 17, no. 15, s. 3659, 2024.
- [52] F. Pacheco-Torgal, J. Castro-Gomes, and S. Jalali, "Alkali-activated binders: A review: Part 1. Historical background, terminology, reaction mechanisms and hydration products," *Constr Build Mater*, cilt: 22, no. 7, s. 1305–1314, 2008, doi: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2007.10.015>.
- [53] C. Lu, Z. Zhang, C. Shi, N. Li, D. Jiao, and Q. Yuan, "Rheology of alkali-activated materials: A review," *Cem Concr Compos*, cilt: 121, s. 104061, 2021.
- [54] J. Wang *et al.*, "Effect of Ca/Si and Al/Si on micromechanical properties of C (-A)-SH," *Cem Concr Res*, cilt: 157, s. 106811, 2022.
- [55] Y. Zuo, "Experimental study and numerical simulation of the reaction process and microstructure formation of alkali-activated materials," 2019.
- [56] I. Ismail *et al.*, "Influence of fly ash on the water and chloride permeability of alkali-activated slag mortars and concretes," *Constr Build Mater*, cilt: 48, s. 1187–1201, 2013.
- [57] I. G. Richardson, "The calcium silicate hydrates," *Cem Concr Res*, cilt: 38, no. 2, s. 137–158, 2008, doi: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.11.005>.

- [58] P. Duxson, A. Fernández-Jiménez, J. L. Provis, G. C. Lukey, A. Palomo, and J. S. J. van Deventer, “Geopolymer technology: the current state of the art,” *J Mater Sci*, cilt: 42, s. 2917–2933, 2007.
- [59] S.-D. Wang, X.-C. Pu, K. L. Scrivener, and P. L. Pratt, “Alkali-activated slag cement and concrete: a review of properties and problems,” *Advances in cement research*, cilt: 7, no. 27, s. 93–102, 1995.
- [60] M. Nedeljkovic, K. Arbi, Y. Zuo, and G. Ye, “Microstructural and mineralogical analysis of alkali activated fly ash-slag pastes,” in *Proceedings of the 3rd international RILEM conference on microstructure related durability of cementitious composites*, 2016, s. 1–10.
- [61] J. L. Provis and J. S. J. Van Deventer, “Geopolymerisation kinetics. 2. Reaction kinetic modelling,” *Chem Eng Sci*, cilt: 62, no. 9, s. 2318–2329, 2007.
- [62] A. M. Fernandez-Jimenez, A. Palomo, and C. Lopez-Hombrados, “Engineering properties of alkali-activated fly ash concrete,” *ACI Mater J*, cilt: 103, no. 2, s. 106, 2006.
- [63] M. Elzeadani, D. V Bompa, and A. Y. Elghazouli, “One part alkali activated materials: A state-of-the-art review,” *Journal of Building Engineering*, cilt: 57, s. 104871, 2022.
- [64] T. Luukkonen, Z. Abdollahnejad, J. Yliniemi, P. Kinnunen, and M. Illikainen, “One-part alkali-activated materials: A review,” *Cem Concr Res*, cilt: 103, s. 21–34, 2018.
- [65] T. Luukkonen, J. Yliniemi, and Z. Abdollahnejad, “Alkali-activated dry-mix concretes,” in *Handbook of Advances in Alkali-Activated Concrete*, Elsevier, 2022, s. 67–88.
- [66] J. Ren *et al.*, “Experimental comparisons between one-part and normal (two-part) alkali-activated slag binders,” *Constr Build Mater*, cilt: 309, s. 125177, 2021.
- [67] I. P. Segura *et al.*, “Comparison of one-part and two-part alkali-activated metakaolin and blast furnace slag,” *Journal of sustainable metallurgy*, cilt: 8, no. 4, s. 1816–1830, 2022.

- [68] K. Yang, C. Yang, J. Zhang, Q. Pan, L. Yu, and Y. Bai, "First structural use of site-cast, alkali-activated slag concrete in China," *Proceedings of the Institution of Civil Engineers-Structures and Buildings*, cilt: 171, no. 10, s. 800–809, 2018.
- [69] T. Omur, N. Miyan, and N. Kabay, "Utilization of eggshell powder in one-part alkali-activated metakaolin based binder," *Constr Build Mater*, cilt: 445, s. 137981, 2024.
- [70] A. Alzaza, K. Ohenoja, and M. Illikainen, "One-part alkali-activated blast furnace slag for sustainable construction at subzero temperatures," *Constr Build Mater*, cilt: 276, s. 122026, 2021.
- [71] B. Nematollahi, J. Sanjayan, and F. U. A. Shaikh, "Synthesis of heat and ambient cured one-part geopolymer mixes with different grades of sodium silicate," *Ceram Int*, cilt: 41, no. 4, s. 5696–5704, 2015.
- [72] R. H. Geraldo, O. G. Teixeira, S. R. C. Matos, F. G. S. Silva, J. P. Gonçalves, and G. Camarini, "Study of alkali-activated mortar used as conventional repair in reinforced concrete," *Constr Build Mater*, cilt: 165, s. 914–919, 2018.
- [73] V. A. Nunes, P. H. R. Borges, and C. Zanotti, "Mechanical compatibility and adhesion between alkali-activated repair mortars and Portland cement concrete substrate," *Constr Build Mater*, cilt: 215, s. 569–581, 2019.
- [74] Z. Ma, H. Dan, J. Tan, M. Li, and S. Li, "Optimization design of MK-GGBS based geopolymer repairing mortar based on response surface methodology," *Materials*, cilt: 16, no. 5, s. 1889, 2023.
- [75] R. Robayo-Salazar, C. Jesús, R. M. de Gutiérrez, and F. Pacheco-Torgal, "Alkali-activated binary mortar based on natural volcanic pozzolan for repair applications," *Journal of Building Engineering*, cilt: 25, s. 100785, 2019.
- [76] S. Kramar, A. Šajna, and V. Ducman, "Assessment of alkali activated mortars based on different precursors with regard to their suitability for concrete repair," *Constr Build Mater*, cilt: 124, s. 937–944, 2016.

- [77] L. Holappa, "A General Vision for Reduction of Energy Consumption and CO₂ Emissions from the Steel Industry," *Metals (Basel)*, cilt: 10, no. 9, 2020, doi: 10.3390/met10091117.
- [78] I. H. Aziz *et al.*, "Recent developments in steelmaking industry and potential alkali activated based steel waste: A comprehensive review," *Materials*, cilt: 15, no. 5, s. 1948, 2022.
- [79] O. A. Mohamed, O. Najm, and E. Ahmed, "Alkali-activated slag & fly ash as sustainable alternatives to OPC: Sorptivity and strength development characteristics of mortar," *Cleaner Materials*, cilt: 8, s. 100188, 2023.
- [80] T. Omur, N. Miyan, N. Kabay, and H. Özkan, "Utilization and optimization of unweathered and weathered basic oxygen furnace slag aggregates in cement based mortar," *Journal of Building Engineering*, cilt: 64, s. 105634, 2023.
- [81] H. Kumar and S. Varma, "A review on utilization of steel slag in hot mix asphalt," *International Journal of Pavement Research and Technology*, cilt: 14, s. 232–242, 2021.
- [82] I. Lancellotti, F. Piccolo, K. Traven, M. Češnovar, V. Ducman, and C. Leonelli, "Alkali activation of metallurgical slags: Reactivity, chemical behavior, and environmental assessment," *Materials*, cilt: 14, no. 3, s. 639, 2021.
- [83] T. Mashifana, J. Sebothoma, and T. Sithole, "Alkaline activation of basic oxygen furnace slag modified gold mine tailings for building material," *Advances in Civil Engineering*, cilt: 2021, no. 1, s. 9984494, 2021.
- [84] V. A. Nunes, P. Suraneni, A. C. S. Bezerra, C. Thomas, and P. H. R. Borges, "Influence of activation parameters on the mechanical and microstructure properties of an alkali-activated BOF steel slag," *Applied sciences*, cilt: 12, no. 23, s. 12437, 2022.
- [85] N. Kabay, N. Miyan, and H. Özkan, "Basic oxygen furnace and ground granulated blast furnace slag based alkali-activated pastes: Characterization and optimization," *J Clean Prod*, cilt: 327, s. 129483, 2021.

- [86] H. Özkan, N. Miyan, N. Kabay, and T. Omur, “Experimental and statistical study on the properties of basic oxygen furnace slag and ground granulated blast furnace slag based alkali-activated mortar,” *Materials*, cilt: 16, no. 6, s. 2357, 2023.
- [87] L. Stefanini, B. Walkley, and J. L. Provis, “Basic oxygen furnace (BOF) slag as an additive in sodium carbonate-activated slag cements,” *Mater Struct*, cilt: 57, no. 7, s. 153, 2024.
- [88] S. K. Singh, P. Vashistha, R. Chandra, and A. K. Rai, “Study on leaching of electric arc furnace (EAF) slag for its sustainable applications as construction material,” *Process Safety and Environmental Protection*, cilt: 148, s. 1315–1326, 2021.
- [89] Y. Chen, F. Al-Neshawy, and J. Punkki, “Investigation on the effect of entrained air on pore structure in hardened concrete using MIP,” *Constr Build Mater*, cilt: 292, s. 123441, 2021.
- [90] N. Miyan, T. Omur, B. Amed, H. Özkan, R. Aydın, and N. Kabay, “Recycled waste concrete and metakaolin based alkali-activated paste: Characterization, optimization, and life cycle assessment,” *Constr Build Mater*, cilt: 416, s. 135233, 2024.
- [91] R. Robayo-Salazar, J. Mejía-Arcila, R. M. de Gutiérrez, and E. Martínez, “Life cycle assessment (LCA) of an alkali-activated binary concrete based on natural volcanic pozzolan: A comparative analysis to OPC concrete,” *Constr Build Mater*, cilt: 176, s. 103–111, 2018.
- [92] G. Wernet, C. Bauer, B. Steubing, J. Reinhard, E. Moreno-Ruiz, and B. Weidema, “The ecoinvent database version 3 (part I): overview and methodology,” *Int J Life Cycle Assess*, cilt: 21, s. 1218–1230, 2016.
- [93] M. A. J. Huijbregts *et al.*, “ReCiPe2016: a harmonised life cycle impact assessment method at midpoint and endpoint level,” *Int J Life Cycle Assess*, cilt: 22, s. 138–147, 2017.
- [94] C. R. Rodríguez, F. F. de Mendonça Filho, S. C. Figueiredo, E. Schlangen, and B. Šavija, “Fundamental investigation on the frost resistance of mortar

- with microencapsulated phase change materials,” *Cem Concr Compos*, cilt: 113, s. 103705, 2020.
- [95] J. Zhang, C. Shi, Z. Zhang, and X. Hu, “Reaction mechanism of sulfate attack on alkali-activated slag/fly ash cements,” *Constr Build Mater*, cilt: 318, s. 126052, 2022.
- [96] R. Cao, S. Zhang, N. Banthia, Y. Zhang, and Z. Zhang, “Interpreting the early-age reaction process of alkali-activated slag by using combined embedded ultrasonic measurement, thermal analysis, XRD, FTIR and SEM,” *Compos B Eng*, cilt: 186, s. 107840, 2020.
- [97] W. Li, M. Cao, D. Wang, J. Zhao, and J. Chang, “Improving the hydration activity and volume stability of the RO phases in steel slag by combining alkali and wet carbonation treatments,” *Cem Concr Res*, cilt: 172, s. 107236, 2023.
- [98] J. Hou, Z. Chen, and J. Liu, “Hydration activity and expansibility model for the RO phase in steel slag,” *Metallurgical and Materials Transactions B*, cilt: 51, s. 1697–1704, 2020.
- [99] B. Z. Dilnesa, B. Lothenbach, G. Renaudin, A. Wichser, and D. Kulik, “Synthesis and characterization of hydrogarnet $\text{Ca}_3(\text{Al}_x\text{Fe}_{1-x})_2(\text{SiO}_4)_y(\text{OH})_4(3-y)$,” *Cem Concr Res*, cilt: 59, s. 96–111, 2014.
- [100] S. Berger, C. C. D. Coumes, P. Le Bescop, and D. Damidot, “Influence of a thermal cycle at early age on the hydration of calcium sulphoaluminate cements with variable gypsum contents,” *Cem Concr Res*, cilt: 41, no. 2, s. 149–160, 2011.
- [101] M. Nowacka and B. Pacewska, “Effect of structurally different aluminosilicates on early-age hydration of calcium aluminate cement depending on temperature,” *Constr Build Mater*, cilt: 235, s. 117404, 2020.
- [102] A. M. Kaja, K. Schollbach, S. Melzer, S. R. Van Der Laan, H. J. H. Brouwers, and Q. Yu, “Hydration of potassium citrate-activated BOF slag,” *Cem Concr Res*, cilt: 140, s. 106291, 2021.
- [103] B. Ilić, A. Mitrović, L. Miličić, and M. Zdujić, “Compressive strength and microstructure of ordinary cured and autoclaved cement-based composites

- with mechanically activated kaolins,” *Constr Build Mater*, cilt: 178, s. 92–101, 2018.
- [104] N. Kabay, N. Miyan, and H. Özkan, “Utilization of pumice powder and glass microspheres in cement mortar using paste replacement methodology,” *Constr Build Mater*, cilt: 282, s. 122691, 2021.
- [105] W. F. Santos, K. Schollbach, S. Melzer, S. R. Van Der Laan, and H. J. H. Brouwers, “Quantitative analysis and phase assemblage of basic oxygen furnace slag hydration,” *J Hazard Mater*, cilt: 450, s. 131029, 2023.
- [106] I. G. Lodeiro, D. E. Macphee, A. Palomo, and A. Fernández-Jiménez, “Effect of alkalis on fresh C–S–H gels. FTIR analysis,” *Cem Concr Res*, cilt: 39, no. 3, s. 147–153, 2009.
- [107] F. I. Adeniyi and M. B. Ogundiran, “Synthesis of geopolymer binders and mortars from Ijero-Ekiti calcined clay, blast furnace slag and river sand,” *Earthline Journal of Chemical Sciences*, cilt: 4, no. 1, s. 15–34, 2020.
- [108] S. Ozata, B. Akturk, and N. Yuzer, “Utilization of waste Cappadocia earth as a natural pozzolan in alkali activation: A parametric study,” *Constr Build Mater*, cilt: 329, s. 127192, 2022.
- [109] M. Pavlin, K. König, J. König, U. Javornik, and V. Ducman, “Sustainable alkali-activated slag binders based on alternative activators sourced from mineral wool and glass waste,” *Front Mater*, cilt: 9, s. 902139, 2022.
- [110] Z. Yang *et al.*, “Hydration Mechanisms of Alkali-Activated Cementitious Materials with Ternary Solid Waste Composition,” *Materials*, cilt: 15, no. 10, s. 3616, 2022.
- [111] B. Li *et al.*, “The early age hydration products and mechanical properties of cement paste with steel slag powder as additive under steam curing conditions,” *Buildings*, cilt: 13, no. 9, s. 2192, 2023.
- [112] R. J. Myers, S. A. Bernal, and J. L. Provis, “A thermodynamic model for C-(N-) ASH gel: CNASH_{ss}. Derivation and validation,” *Cem Concr Res*, cilt: 66, s. 27–47, 2014.

- [113] F. Puertas, M. Palacios, H. Manzano, J. S. Dolado, A. Rico, and J. Rodríguez, “A model for the CASH gel formed in alkali-activated slag cements,” *J Eur Ceram Soc*, cilt: 31, no. 12, s. 2043–2056, 2011.
- [114] B. Lothenbach and A. Gruskovnjak, “Hydration of alkali-activated slag: thermodynamic modelling,” *Advances in cement research*, cilt: 19, no. 2, s. 81–92, 2007.
- [115] K. Quillin, G. Osborne, A. Majumdar, and B. Singh, “Effects of w/c ratio and curing conditions on strength development in BRECEM concretes,” *Cem Concr Res*, cilt: 31, no. 4, s. 627–632, 2001.
- [116] T. G. Jappy and F. P. Glasser, “Synthesis and stability of silica-substituted hydrogarnet $\text{Ca}_3\text{Al}_2\text{Si}_{3-x}\text{O}_{12-4x}(\text{OH})_{4x}$,” *Advances in cement research*, cilt: 4, no. 13, s. 1–8, 1991.
- [117] T. S. Naidu, C. M. Sheridan, and L. D. van Dyk, “Basic oxygen furnace slag: Review of current and potential uses,” *Miner Eng*, cilt: 149, s. 106234, 2020.
- [118] C. Ju, Y. Liu, M. Jia, K. Yu, Z. Yu, and Y. Yang, “Effect of calcium oxide on mechanical properties and microstructure of alkali-activated slag composites at sub-zero temperature,” *Journal of Building Engineering*, cilt: 32, s. 101561, 2020.
- [119] S. Z. Carvalho, F. Vernilli, B. Almeida, M. Demarco, and S. N. Silva, “The recycling effect of BOF slag in the portland cement properties,” *Resour Conserv Recycl*, cilt: 127, s. 216–220, 2017.
- [120] T. Omur, N. Miyan, N. Kabay, B. Birol, and D. Oktay, “Characterization of ferrochrome ash and blast furnace slag based alkali-activated paste and mortar,” *Constr Build Mater*, cilt: 363, s. 129805, 2023.
- [121] H. K. Tchakouté, S. J. K. Melele, C. P. Nanseu-Njiki, and C. H. Rüschler, “Semi-Adiabatic Calorimetry to Determine the Temperature and the Time of the Formation of Faujasite and Geopolymer Gels in the Composites Prepared at Room Temperature and the Investigation of the Properties of the Hardened Composites,” *Silicon*, cilt: 14, no. 9, s. 4669–4681, 2022, doi: 10.1007/s12633-021-01267-1.

- [122] O. A. Mohamed, “A review of durability and strength characteristics of alkali-activated slag concrete,” *Materials*, cilt: 12, no. 8, s. 1198, 2019.
- [123] X. Dai, L. Ren, X. Gu, E. Yilmaz, K. Fang, and H. Jiang, “Strength analysis and optimization of alkali activated slag backfills through response surface methodology,” *Front Mater*, cilt: 9, s. 844608, 2022.
- [124] Z. Sun and A. Vollpracht, “Isothermal calorimetry and in-situ XRD study of the NaOH activated fly ash, metakaolin and slag,” *Cem Concr Res*, cilt: 103, s. 110–122, 2018.
- [125] T. Luukkonen, Z. Abdollahnejad, J. Yliniemi, P. Kinnunen, and M. Illikainen, “Comparison of alkali and silica sources in one-part alkali-activated blast furnace slag mortar,” *J Clean Prod*, cilt: 187, s. 171–179, 2018.
- [126] E. Belhadj, C. Diliberto, and A. Lecomte, “Characterization and activation of basic oxygen furnace slag,” *Cem Concr Compos*, cilt: 34, no. 1, s. 34–40, 2012.
- [127] V. Iliushchenko, L. Kalina, M. Sedláčik, V. Cába, J. Másilko, and R. Novotný, “Effect of alkali salts on the hydration process of belite clinker,” *Materials*, cilt: 15, no. 10, s. 3424, 2022.
- [128] Q. Wang, J. Yang, and P. Yan, “Influence of initial alkalinity on the hydration of steel slag,” *Sci China Technol Sci*, cilt: 55, no. 12, s. 3378–3387, 2012, doi: 10.1007/s11431-012-4830-9.
- [129] N. T. Sithole and T. Mashifana, “Geosynthesis of building and construction materials through alkaline activation of granulated blast furnace slag,” *Constr Build Mater*, cilt: 264, s. 120712, 2020.
- [130] P. Li, J. Tang, X. Chen, Y. Bai, and Q. Li, “Effect of temperature and pH on early hydration rate and apparent activation energy of alkali-activated slag,” *Advances in Materials Science and Engineering*, cilt: 2019, no. 1, s. 3531543, 2019.
- [131] K. Chen, W.-T. Lin, Q. Liu, B. Chen, and V. W. Y. Tam, “Micro-characterizations and geopolymerization mechanism of ternary cementless

- composite with reactive ultra-fine fly ash, red mud and recycled powder,” *Constr Build Mater*, cilt: 343, s. 128091, 2022.
- [132] Y. Song, J. Zhou, Z. Bian, and G. Dai, “Pore structure characterization of hardened cement paste by multiple methods,” *Advances in Materials Science and Engineering*, cilt: 2019, no. 1, s. 3726953, 2019.
- [133] J. Zhu, R. Zhang, Y. Zhang, and F. He, “The fractal characteristics of pore size distribution in cement-based materials and its effect on gas permeability,” *Sci Rep*, cilt: 9, no. 1, s. 17191, 2019.
- [134] V. Brunello *et al.*, “Understanding the microstructure of mortars for cultural heritage using X-ray CT and MIP,” *Materials*, cilt: 14, no. 20, s. 5939, 2021.
- [135] G. Tian, H. Deng, and Y. Xiao, “Correlation analysis between microscopic pore parameters and macroscopic mechanical properties of rock-like materials from the perspective of water-cement ratio and sand-cement ratio,” *Materials*, cilt: 15, no. 7, s. 2632, 2022.
- [136] W. Zhang, Y. Hama, and S. H. Na, “Drying shrinkage and microstructure characteristics of mortar incorporating ground granulated blast furnace slag and shrinkage reducing admixture,” *Constr Build Mater*, cilt: 93, s. 267–277, 2015.
- [137] C. S. Thunuguntla and T. D. G. Rao, “Effect of mix design parameters on mechanical and durability properties of alkali activated slag concrete,” *Constr Build Mater*, cilt: 193, s. 173–188, 2018.
- [138] A. Mehta, R. Siddique, T. Ozbakkaloglu, F. U. A. Shaikh, and R. Belarbi, “Fly ash and ground granulated blast furnace slag-based alkali-activated concrete: Mechanical, transport and microstructural properties,” *Constr Build Mater*, cilt: 257, s. 119548, 2020.
- [139] B. H. Tekle, T. V. Ly, L. Hertwig, and K. Holschemacher, “Freeze–thaw resistance and sorptivity of fine-grained alkali-activated cement concrete,” *Structural Concrete*, cilt: 24, no. 3, s. 4286–4296, 2023.
- [140] O. A. Mohamed and R. Al Khattab, “Fresh properties and sulfuric acid resistance of sustainable mortar using alkali-activated GGBS/fly ash binder,” *Polymers (Basel)*, cilt: 14, no. 3, s. 591, 2022.

- [141] S. Zhutovsky and R. D. Hooton, “Role of sample conditioning in water absorption tests,” *Constr Build Mater*, cilt: 215, s. 918–924, 2019.
- [142] Ł. Skarżyński and J. Tejchman, “Experimental investigations on water sorptivity in mortars with the use of X-ray micro-CT system,” *Constr Build Mater*, cilt: 419, s. 135543, 2024.
- [143] M. Zahedi, K. Jafari, and F. Rajabipour, “Properties and durability of concrete containing fluidized bed combustion (FBC) fly ash,” *Constr Build Mater*, cilt: 258, s. 119663, 2020.
- [144] R. Robayo-Salazar, R. M. De Gutiérrez, and F. Puertas, “Alkali-activated binary concrete based on a natural pozzolan: physical, mechanical and microstructural characterization,” *Materiales de Construcción*, cilt: 69, no. 335, s. e191–e191, 2019.
- [145] C. Cui, W. Tai, C. Luo, L. Wang, and H. Peng, “Mechanisms underlying drying shrinkage in ASM-based geopolymer: Capillary tensile stress and its prediction method,” *Constr Build Mater*, cilt: 450, s. 138698, 2024.
- [146] F. Collins and J. G. Sanjayan, “Effect of pore size distribution on drying shrinking of alkali-activated slag concrete,” *Cem Concr Res*, cilt: 30, no. 9, s. 1401–1406, 2000.
- [147] D. Bulatbekova, P. Vashistha, H.-K. Kim, and S. Pyo, “Effects of basic-oxygen furnace, electric-arc furnace, and ladle furnace slags on the hydration and durability properties of construction materials: A review,” *Journal of Building Engineering*, s. 109670, 2024.
- [148] A. Hatanaka, Y. Elakneswaran, K. Kurumisawa, and T. Nawa, “The impact of tortuosity on chloride ion diffusion in slag-blended cementitious materials,” *Journal of Advanced Concrete Technology*, cilt: 15, no. 8, s. 426–439, 2017.
- [149] Y. Guo, T. Zhang, J. Du, C. Wang, J. Wei, and Q. Yu, “Evaluating the chloride diffusion coefficient of cement mortars based on the tortuosity of pore structurally-designed cement pastes,” *Microporous and Mesoporous Materials*, cilt: 317, s. 111018, 2021.

- [150] M. K. Bourbatache, F. Bennai, C.-F. Zhao, O. Millet, and A. Aît-Mokhtar, “Determination of geometrical parameters of the microstructure of a porous medium: Application to cementitious materials,” *International Communications in Heat and Mass Transfer*, cilt: 117, s. 104786, 2020.
- [151] X. Wan, Y. Cui, Z. Jin, and L. Gao, “Chloride transport and related influencing factors of alkali-activated materials: a review,” *Materials*, cilt: 16, no. 11, s. 3979, 2023.
- [152] X. Hu, C. Shi, Z. Shi, and L. Zhang, “Compressive strength, pore structure and chloride transport properties of alkali-activated slag/fly ash mortars,” *Cem Concr Compos*, cilt: 104, s. 103392, 2019.
- [153] F. Jin, K. Gu, and A. Al-Tabbaa, “Strength and drying shrinkage of reactive MgO modified alkali-activated slag paste,” *Constr Build Mater*, cilt: 51, s. 395–404, 2014.
- [154] H. A. Abdel-Gawwad and S. Abd El-Aleem, “Effect of reactive magnesium oxide on properties of alkali activated slag geopolymer cement pastes,” *Ceramics–Silikáty*, cilt: 59, no. 1, s. 37–47, 2015.
- [155] D.-H. Vo, C.-L. Hwang, M. D. Yehualaw, and M.-C. Liao, “The influence of MgO addition on the performance of alkali-activated materials with slag–rice husk ash blending,” *Journal of Building Engineering*, cilt: 33, s. 101605, 2021.
- [156] Ö. C. Özen, D. Oktay, and B. Aktürk, “One-part sodium carbonate-activated slag/r-MgO based mixes: Influence of nano-silica incorporation on compressive strength and microstructural development,” *Constr Build Mater*, cilt: 422, s. 135844, 2024.
- [157] H. Liu, P. Zhao, S. Wang, C. Gong, and L. Lu, “Rietveld quantitative analysis of amorphous phase in slag by internal standard method,” in *2018 10th International Conference on Measuring Technology and Mechatronics Automation (ICMTMA)*, IEEE, 2018, s. 379–382.
- [158] W. Ma, Y. Yi, M. Fang, C. Li, J. Li, and W. Liu, “Study on the synthesis mechanism of sodalite, gismondine, and zeolite-P1 zeolite materials from ladle furnace slag and fly ash,” *Sci Rep*, cilt: 13, no. 1, s. 3232, 2023.

- [159] M. Torres-Carrasco and F. Puertas, "Alkaline activation of different aluminosilicates as an alternative to Portland cement: alkali activated cements or geopolymers La activación," *Revista ingenieria de construccion*, cilt: 32, no. 2, s. 5–12, 2017.
- [160] I. García-Lodeiro, A. Fernández-Jiménez, M. T. Blanco, and A. Palomo, "FTIR study of the sol–gel synthesis of cementitious gels: C–S–H and N–A–S–H," *J Solgel Sci Technol*, cilt: 45, s. 63–72, 2008.
- [161] T. Schade and B. Middendorf, "Prediction Model Based on DoE and FTIR Data to Control Fast Setting and Early Shrinkage of Alkaline-Activated Slag/Silica Fume Blended Cementitious Material," *Materials*, cilt: 16, no. 11, s. 4104, 2023.
- [162] X. Gao, Q. L. Yu, and H. J. H. Brouwers, "Reaction kinetics, gel character and strength of ambient temperature cured alkali activated slag–fly ash blends," *Constr Build Mater*, cilt: 80, s. 105–115, 2015.
- [163] M. Zhang *et al.*, "Improving the carbonation resistance of alkali-activated slag mortars by calcined Mg/Al layered double hydroxides," *Appl Clay Sci*, cilt: 216, s. 106379, 2022.
- [164] Z. Wang, S. Park, H. R. Khalid, and H. K. Lee, "Hydration properties of alkali-activated fly ash/slag binders modified by MgO with different reactivity," *Journal of Building Engineering*, cilt: 44, s. 103252, 2021.
- [165] M. Ben Haha, B. Lothenbach, G. L. Le Saout, and F. Winnefeld, "Influence of slag chemistry on the hydration of alkali-activated blast-furnace slag—Part I: Effect of MgO," *Cem Concr Res*, cilt: 41, no. 9, s. 955–963, 2011.
- [166] D. Suescum-Morales, M. Bravo, R. V. Silva, J. R. Jimenez, J. M. Fernandez-Rodriguez, and J. de Brito, "Effect of reactive magnesium oxide in alkali-activated fly ash mortars exposed to accelerated CO₂ curing," *Constr Build Mater*, cilt: 342, s. 127999, 2022.
- [167] M. Soutsos, A. P. Boyle, R. Vinai, A. Hadjierakleous, and S. J. Barnett, "Factors influencing the compressive strength of fly ash based geopolymers," *Constr Build Mater*, cilt: 110, s. 355–368, 2016.

- [168] F. Puertas, M. Palacios, H. Manzano, J. S. Dolado, A. Rico, and J. Rodriguez, "CASH gels formed in alkali-activated slag cement pastes. Structure and effect on cement properties and durability," in *MATEC Web of Conferences*, EDP Sciences, 2014, s. 01002.
- [169] J. Zhu *et al.*, "Investigating Mechanical Properties of Alkali-Activated Slag Cementitious Material for Load-Bearing Layer of Sandwich Panels," *Materials*, cilt: 16, no. 19, s. 6398, 2023.
- [170] H. Ma, X. Li, X. Zheng, X. Niu, and Y. Fang, "Effect of active MgO on the hydration kinetics characteristics and microstructures of alkali-activated fly ash-slag materials," *Constr Build Mater*, cilt: 361, s. 129677, 2022.
- [171] E. T. Dawood and M. H. Abdullah, "Behavior of green reactive powder mortar reinforced with steel fibers," *J Mech Behav Mater*, cilt: 30, no. 1, s. 130–143, 2021.
- [172] A. Ghazy, M. T. Bassuoni, E. Maguire, and M. O'Loan, "Properties of fiber-reinforced mortars incorporating nano-silica," *Fibers*, cilt: 4, no. 1, s. 6, 2016.
- [173] B. Chun, T. Oh, Y. S. Jang, S. K. Lee, J.-H. Lee, and D.-Y. Yoo, "Strengthening effect of concrete beams using ultra-rapid-hardening fiber-reinforced mortar under flexure," *Constr Build Mater*, cilt: 352, s. 129064, 2022.
- [174] D. De Mestrado, "Compatibility and adhesion between fiber-reinforced alkali-activated repair mortar and concrete substrate."
- [175] E. Yusslee and S. Beskhyroun, "The potential of one-part alkali-activated materials (AAMs) as a concrete patch mortar," *Sci Rep*, cilt: 12, no. 1, s. 15902, 2022.
- [176] S. Lashkari, F. Yazdipناه, M. Shahri, and P. Sarker, "Mechanical and durability assessment of cement-based and alkali-activated coating mortars in an aggressive marine environment," *SN Appl Sci*, cilt: 3, no. 6, s. 618, 2021.

- [177] J. Salustio *et al.*, “Mortar bond strength: a brief literature review, tests for analysis, new research needs and initial experiments,” *Materials*, cilt: 15, no. 6, s. 2332, 2022.
- [178] H. Baloch, S. Grünewald, and S. Matthys, “Assessment of shrinkage and bond behaviour of high performance cement-based composites as a repair mortar,” *Developments in the built environment*, cilt: 15, s. 100203, 2023.
- [179] S. Omairey, N. Jayasree, and M. Kazilas, “Defects and uncertainties of adhesively bonded composite joints,” *SN Appl Sci*, cilt: 3, no. 9, s. 769, 2021.
- [180] Z. Li, Y. Chen, J. L. Provis, Ö. Cizer, and G. Ye, “Autogenous shrinkage of alkali-activated slag: A critical review,” *Cem Concr Res*, cilt: 172, s. 107244, 2023.
- [181] Y. Fang *et al.*, “Integration of monitoring indicators for self-sensing alkali activated cementitious materials: From electrical signals-resistivity to autogenous shrinkage,” *Constr Build Mater*, cilt: 409, s. 133976, 2023.
- [182] J. He, W. Zheng, W. Bai, T. Hu, J. He, and X. Song, “Effect of reactive MgO on hydration and properties of alkali-activated slag pastes with different activators,” *Constr Build Mater*, cilt: 271, s. 121608, 2021.
- [183] D.-J. Kim, S.-H. Kim, and W.-C. Choi, “Characteristics of restrained drying shrinkage on arched steel fiber-reinforced concrete,” *Applied Sciences*, cilt: 11, no. 16, s. 7537, 2021.
- [184] Y. Ji, Y. Zou, X. Wan, and W. Li, “Mechanical investigation on fiber-doped cementitious materials,” *Polymers (Basel)*, cilt: 14, no. 9, s. 1663, 2022.
- [185] V. Afrouhsabet and T. Ozbakkaloglu, “Mechanical and durability properties of high-strength concrete containing steel and polypropylene fibers,” *Constr Build Mater*, cilt: 94, s. 73–82, 2015.
- [186] Z. Abdollahnejad, M. Mastali, T. Luukkonen, P. Kinnunen, and M. Illikainen, “Fiber-reinforced one-part alkali-activated slag/ceramic binders,” *Ceram Int*, cilt: 44, no. 8, s. 8963–8976, 2018.
- [187] J. Qin *et al.*, “Mechanical properties of basalt fiber reinforced magnesium phosphate cement composites,” *Constr Build Mater*, cilt: 188, s. 946–955, 2018.

- [188] M. Criado and J. L. Provis, “Alkali activated slag mortars provide high resistance to chloride-induced corrosion of steel,” *Front Mater*, cilt: 5, s. 34, 2018.
- [189] X. Ke, S. A. Bernal, and J. L. Provis, “Uptake of chloride and carbonate by Mg-Al and Ca-Al layered double hydroxides in simulated pore solutions of alkali-activated slag cement,” *Cem Concr Res*, cilt: 100, s. 1–13, 2017.
- [190] X. Ke, S. A. Bernal, O. H. Hussein, and J. L. Provis, “Chloride binding and mobility in sodium carbonate-activated slag pastes and mortars,” *Mater Struct*, cilt: 50, s. 1–13, 2017.
- [191] L. Su, D. Niu, D. Huang, Y. Luo, H. Qiao, and Y. Zhang, “Chloride diffusion behavior and microstructure of basalt-polypropylene hybrid fiber reinforced concrete in salt spray environment,” *Constr Build Mater*, cilt: 324, s. 126716, 2022.
- [192] D. Ren, C. Yan, P. Duan, Z. Zhang, L. Li, and Z. Yan, “Durability performances of wollastonite, tremolite and basalt fiber-reinforced metakaolin geopolymer composites under sulfate and chloride attack,” *Constr Build Mater*, cilt: 134, s. 56–66, 2017.
- [193] S. H. G. Mousavinejad and M. Sammak, “Strength and chloride ion penetration resistance of ultra-high-performance fiber reinforced geopolymer concrete,” in *Structures*, Elsevier, 2021, s. 1420–1427.
- [194] Z. Deng *et al.*, “Advantages and disadvantages of PVA-fibre-reinforced slag-and fly ash-blended geopolymer composites: Engineering properties and microstructure,” *Constr Build Mater*, cilt: 349, s. 128690, 2022.
- [195] T.-H. Lu, Y.-L. Chen, H.-P. Wang, and J.-E. Chang, “The volume stability of alkali-activated electric arc furnace ladle slag mortar and its performance at high temperatures,” *Processes*, cilt: 10, no. 4, s. 700, 2022.
- [196] A. M. Rashad, “An investigation on alkali-activated slag pastes containing quartz powder subjected to elevated temperatures,” *Revista de la Construcción*, cilt: 19, no. 1, s. 42–51, 2020.

- [197] R. Cai and H. Ye, “Clinkerless ultra-high strength concrete based on alkali-activated slag at high temperatures,” *Cem Concr Res*, cilt: 145, s. 106465, 2021.
- [198] W. Tian, Y. Liu, and W. Wang, “Multi-structural evolution of conductive reactive powder concrete manufactured by enhanced ohmic heating curing,” *Cem Concr Compos*, cilt: 123, s. 104199, 2021.
- [199] H. Fu *et al.*, “Influence of elevated temperatures and cooling method on the microstructure development and phase evolution of alkali-activated slag,” *Materials*, cilt: 15, no. 6, s. 2022, 2022.
- [200] Y. Ding, C. Zhang, M. Cao, Y. Zhang, and C. Azevedo, “Influence of different fibers on the change of pore pressure of self-consolidating concrete exposed to fire,” *Constr Build Mater*, cilt: 113, s. 456–469, 2016.
- [201] L. Li, D. Gao, Z. Li, M. Cao, J. Gao, and Z. Zhang, “Effect of high temperature on morphologies of fibers and mechanical properties of multi-scale fiber reinforced cement-based composites,” *Constr Build Mater*, cilt: 261, s. 120487, 2020.
- [202] M. Amran, S.-S. Huang, A. M. Onaizi, G. Murali, and H. S. Abdelgader, “Fire spalling behavior of high-strength concrete: A critical review,” *Constr Build Mater*, cilt: 341, s. 127902, 2022.
- [203] G. F. Huseien, Z. J. Hussein, Z. Kubba, B. Mikhail Nikolaevich, and J. Mirza, “Improved bond strength performance of geopolymer mortars: Role of high volume ground blast furnace slag, fly ash, and palm oil fuel ash incorporation,” *Minerals*, cilt: 13, no. 8, s. 1096, 2023.
- [204] O. Onuaguluchi, S. Wang, R. Ratu, and N. Banthia, “Bond strength and flexural performance of repair composites incorporating nanofibrillated cellulose (NFC) modified mortar,” *Mater Struct*, cilt: 58, no. 1, s. 1–14, 2025.
- [205] P. Lacombe, D. Beaupré, and N. Pouliot, “Rheology and bonding characteristics of self-leveling concrete as a repair material,” *Mater Struct*, cilt: 32, s. 593–600, 1999.

- [206] W. Li, H. Liu, B. Zhu, X. Lyu, X. Gao, and C. Liang, “Mechanical properties and freeze–thaw durability of basalt fiber reactive powder concrete,” *Applied Sciences*, cilt: 10, no. 16, s. 5682, 2020.



TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR

Konferans Bildirileri

1. T. Ömür and N. Kabay, "Improving the early-age characteristics of one-part alkali-activated slag mixes," in "15. Uluslararası Mühendislik, Mimarlık ve Tasarım Kongresi", İstanbul, Türkiye, Jun. 21-22, 2025.

Makaleler

1. Omur, T., Miyan, N., Özkan, H., & Kabay, N. (2025). Assessment of a novel rapid-hardening mortar incorporating waste basic oxygen furnace slag: mechanical behavior, durability, and environmental impact. *Journal of Sustainable Cement-Based Materials*, 1–21. <https://doi.org/10.1080/21650373.2025.2514657>

2. Omur, T., Miyan, N., Özkan, H., & Kabay, N. (2025). Characterization of rapid-hardening alkali-activated binders incorporating basic oxygen furnace slag and blast furnace slag. *Journal of Building Engineering*, 1-19. <https://doi.org/10.1016/j.jobbe.2025.113616>

3. One-Part Rapid Hardening Alkali-Activated Repair Mortar Using Steel and Ironmaking Slags: The Role of Microfibers and Calcined Magnesia (Hazırlık aşamasında).

Projeler

1. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Proje Koordinatörlüğü'nün FDK-2024-6368" numaralı projesi ile desteklenmiştir. Proje adı: Erken Dayanımı Yüksek Alkalilerle Aktive Edilmiş Tamir Harcı Geliştirilmesi