

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**BETONARME YAPILARDA DUAL-FAZ ÇELİĞİNİN
KULLANILABİLİRLİĞİNİN VE KOROZYON DİRENCİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Oğuzhan KELEŞTEMUR

Tez Yöneticisi
Yrd. Doç. Dr. Servet YILDIZ
Prof. Dr. Mustafa AKSOY

DOKTORA TEZİ
YAPI EĞİTİMİ ANABİLİM DALI
ELAZIĞ, 2008

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

BETONARME YAPILARDA DUAL-FAZ ÇELİĞİNİN
KULLANILABİLİRLİĞİNİN VE KOROZYON DİRENCİNİN
ARAŞTIRILMASI

Oğuzhan KELEŞTEMUR

Doktora Tezi
Yapı Eğitimi Anabilim Dalı

Bu tez, 18.01.2008 tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği / oyçokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Servet YILDIZ

Üye: Prof. Dr. Adem KURT

Üye: Doç. Dr. Zülfü Çınar ULUCAN

Üye: Doç. Dr. Ragıp İNCE

Üye: Yrd. Doç. Dr. Salih YAZICIOĞLU

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih ve/..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesi, yönlendirilmesi ve tamamlanması hususunda benden yardımlarını esirgemeyen danışman hocam Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Yapı Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi Sayın Yrd. Doç. Dr. Servet YILDIZ'a ve ikinci danışmanım Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Sayın Prof. Dr. Mustafa AKSOY'a en içten teşekkür ve saygılarımı sunarım.

Ayrıca deneysel çalışmalar esnasında bilgi ve tecrübelerinden faydalandığım Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Sayın Doç. Dr. M. Halidun KELEŞTİMUR ve Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi Sayın Prof. Dr. Nuri ORHAN'a, laboratuvar çalışmaları esnasında benden yardımlarını esirgemeyen Metalurji ve Mühendislik Fakültesi Bölümü Öğretim Elemanları ve Teknik Personeli ile Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Elemanları ve Teknik Personeline teşekkürlerimi sunarım.

Hayatımın her aşamasında maddi ve manevi desteklerini benden esirgemeyen değerli aileme de teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Oğuzhan KELEŞTEMUR

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
İÇİNDEKİLER	I
ŞEKİLLER LİSTESİ	III
TABLolar LİSTESİ	VII
ÖZET	VIII
ABSTRACT	IX
1. GİRİŞ	1
2. KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ	3
2.1. Dual-Faz Çelikleri	3
2.2. Ferrit ve Martenzit Fazlarının Karışımından Oluşan Dual-Faz Çelikleri	3
2.2.1. Dual-Faz Yapısının Elde Edilmesi	3
2.2.2. Ferrit-Ostenit Bölgesindeki Isıl İşlemlerde, Ostenit Fazının Oluşması	6
2.2.3. Ostenitin Martenzite Dönüşümü (Su Verme)	7
2.3. Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etki Eden Faktörler	11
2.3.1. Ferrit Fazının Özellikleri ve Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi	11
2.3.2. Martenzit Fazının Özellikleri ve Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi	15
2.3.3. Kalıntı Ostenitin Özellikleri ve Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi	20
2.3.4. Temperleme Isıl İşleminin Dual-Faz Çeliklerde Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi	21
2.4. Dual-Faz Çeliklerinin Genel Özellikleri	24
2.4.1 Dual-Fazlı Çeliklerin Akma Dayanımı Özellikleri	25
2.4.2 Dual-Fazlı Çeliklerin Çekme Dayanımı Özellikleri	27
2.4.3 Dual-Faz Çeliklerinde Dayanım-Süneklik İlişkisi	28
3. BETONARME ÇELİĞİNİN KOROZYONU	30
3.1. Korozyonun Tanımı	30
3.2 Elektrokimyasal Korozyon Teorisi ve Betonarme Demirlerinin Korozyonu	30
3.3 Korozyonu Belirlemek İçin Yapılan Muayene ve Deneyler	34
3.3.1 Betonarme Demirlerinin Potansiyelinin Ölçülmesi	34
3.3.2 Korozyon Hızının Ölçülmesi	35
3.3.2.1 Tafel Ekstrapolasyon Yöntemi ile Korozyon Hızının Tayini	37
3.3.2.2 Lineer Polarizasyon Tekniği	38
4. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	41
4.1. Genel İrdeleme	48
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	50

5.1. Deneysel Çalışmada Kullanılan Malzemenin Özellikleri	50
5.2. Isıl İşlemin Uygulanması	50
5.3 Isıl İşlem Sıcaklıkları ve Süreleri.....	52
5.4. Metalografik Çalışmalar.....	53
5.4.1. Metalografi Yöntemleriyle Faz Hacim Oranlarının Belirlenmesi.....	53
5.4.2. Mikroyapıdaki Fazların Tane Boyutlarının Belirlenmesi	55
5.5. Mekanik Deneyler	56
5.5.1. Mikrosertlik Deneyi	56
5.5.2. Çekme Deneyi.....	56
5.6. Kırık Yüzey Analizleri.....	57
5.7. Korozyon Deneyleri.....	57
5.7.1. Elektrotların Hazırlanması	58
5.7.2. Korozyon Deneyleri İçin Beton Örneklerinin Hazırlanması.....	58
5.7.3. Korozyon Potansiyeli Ölçümleri.....	60
5.7.4. Galvanostatik Polarizasyon Tekniği İle Korozyon Hızının Bulunması	62
6. BULGULAR VE DEĞERLENDİRME.....	64
6.1. Metalografik Deney Sonuçları	64
6.2. Mekanik Deney Sonuçları.....	68
6.2.1. Mikrosertlik Deneyi Sonuçları.....	68
6.2.2. Çekme Deneyi Sonuçları.....	71
6.3. Kırık Yüzey İncelemeleri.....	76
6.4. Korozyon Deney Sonuçları	82
6.4.1. Korozyon Potansiyeli Ölçüm Sonuçları.....	82
6.4.2. Korozyon Hızı Ölçüm Sonuçları.....	84
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	97
KAYNAKLAR	99
EKLER	
EK1 Betondaki Numunelerin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimleri	
EK2 Numunelerin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları	

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 Demir-Karbon (Fe-C) Denge Diyagramı.....	4
Şekil 2.2 Dual-Faz Isıl İşlemleri İçin Sıcaklık Aralıkları.....	5
Şekil 2.3 Çeşitli Dual-Faz Mikroyapıları. (a) Ara Su Verme, (b) Direkt Su Verme (c) Kademeli Su Verme	5
Şekil 2.4 Ferrit-Perlit Arayüzeyinde Ostenit Tanelerinin Oluşumu.....	6
Şekil 2.5 Martenzitik Dönüşüm Sırasında, Ostenitin YMK Yapılı Birim Hücrelerinden Martenzitin HMT Yapılı Birim Hücresinin Oluşumu	7
Şekil 2.6 Alaşımsız Çeliklerde Martenzitin Kafes Parametrelerinin (a ve c) C Oranına Göre Değişimi	8
Şekil 2.7 Kritik Soğuma Hızının Mn_E Bağlı Olarak Değişimi	9
Şekil 2.8 Martenzit Tanelerine Komşu Ferrit İçinde Görülen Dislokasyonlar	9
Şekil 2.9 Soğuma Hızına Bağlı Olarak Gerilme ve Uzamalardaki Değişim.....	10
Şekil 2.10 Si Hacim Oranının Ferrit Fazının Akma Gerilmesine Etkisi	12
Şekil 2.11 P Hacim Oranının Ferrit Fazı Akma Gerilmesine Etkisi	12
Şekil 2.12 Aynı MHO’da Tane Boyutuna Bağlı Olarak Toplam Uzama Değerlerindeki Değişim.....	13
Şekil 2.13 Çift Fazlı Çeliklerde Ferrit Tane Boyutunun Gerilme ve % Uzama Değerlerine Etkisi	14
Şekil 2.14 Ostenitleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ferrit Fazının Mikrosertliğinin Değişimi	14
Şekil 2.15 Kritik Bölgede Tavlanmış %15 Mn İçeren Çelikte Karbon Miktarı ve Tavlama Sıcaklığının Martenzit Hacim Oranına Etkisi	16
Şekil 2.16 Martenzit Hacim Oranına Bağlı Olarak Martenzit Tanelerinin Sertlik Değişimi	16
Şekil 2.17 MHO ve Martenzit Fazı Karbon Oranının Dual-Faz Çeliğinin Akma ve Çekme Mukavemetine Etkisi.....	17
Şekil 2.18 Farklı C_A Değerlerine Karşılık MHO’nın Fonksiyonu Olarak, Gerilmedeki Değişim.....	18
Şekil 2.19 ADP ve IDP Numunelerinde, MHO’nın Fonksiyonu Olarak, Dual-Faz Çeliğinin Akma ve Çekme Gerilmelerindeki Değişim	19
Şekil 2.20 MHO’nın Karbon Miktarına Bağlı Olarak % Uzama Miktarına Etkisi	19
Şekil 2.21 ADP ve IDP Numunelerinde, MHO’nın Fonksiyonu Olarak Süneklik Değişimi	20
Şekil 2.22 Temperleme Sıcaklığının Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Etkileri	22
Şekil 2.23 Değişik Sıcaklıklar İçin Temperleme Süresinin Çeliğin Sertliğine Etkisi	23
Şekil 2.24 Dual-Faz Çeliklerinin Gerilme-Uzama Eğrisine Temperlemenin Etkisi	23

Şekil 2.25 Dual-Faz ve Ferritik-Perlitik Çeliklerin Gerilme Uzama İlişkisi.....	24
Şekil 2.26 Dual-Fazlı ve Ferritik-Perlitik Çeliklerde Çekme Mukavemeti-Süneklik İlişkisi	25
Şekil 2.27 Fe-Mn-C Alaşımlı Dual-Fazlı Çeliğin Karbon Miktarı ve Su Verme Sıcaklığına Bağlı Olarak Akma Dayanımında Meydana Gelen Değişim.....	26
Şekil 2.28 Fe-Mn-C Alaşımında MHO'nın Fonksiyonu Olarak Akma Dayanımındaki Değişim	27
Şekil 2.29 Dual-Fazlı Çeliklerin %0.2 Akma ve Çekme Dayanımlarının MHO ve Ostenitleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Değişimi	28
Şekil 2.30 Kalıntı Ostenit Hacim Oranına % Birim Şekil Değişiminin Etkisi.....	29
Şekil 3.1 Betonarme Demiri Üzerinde Oluşan Bir Korozyon Hücresi	32
Şekil 3.2 Betonarme Demirleri Üzerinde Oluşan Bir Makro Korozyon Hücresi	32
Şekil 3.3 Betonarme Demiri Üzerinde Oluşan Korozyon Hücresinin Anot ve Katot Bölgeleri	33
Şekil 3.4 Betonarme Demiri Potansiyelinin Ölçülmesi	35
Şekil 3.5 Potansiyostatik Olarak Polarizasyon Ölçümü.....	36
Şekil 3.6 Galvanostatik Yöntemle Polarizasyon Ölçümleri (a) Üç Elektrot Yöntemi (b) İki Elektrot Yöntemi	37
Şekil 3.7 Tafel Ekstrapolasyon Yöntemi ile Korozyon Hızının Belirlenmesi.....	38
Şekil 3.8 Korozyon Potansiyeli Yakınında Oluşan Lineer Polarizasyon.....	39
Şekil 5.1 Ortam Kontrollü Tav Fırını.....	51
Şekil 5.2 Ortam Kontrollü Tav Fırınına Ait Şematik Görünüm	51
Şekil 5.3 Uygulanan Isıl İşlemlerin Fe-C Faz Diyagramı Üzerinde Gösterimi	52
Şekil 5.4 Kare Ağ İçine Yerleştirilmiş Küresel Parçacıklar İçeren Bir Yapının Rasgele Kesit Alanı	54
Şekil 5.5 Tane Boyutları Belirlenecek Olan Kesit Üzerindeki Eş Merkezli Üç Çember.....	55
Şekil 5.6 Çekme Deney Numunesi	57
Şekil 5.7 Beton Blok İçerisine Yerleştirilmiş Elektrotlar	59
Şekil 5.8 Beton İçerisindeki Elektrotların Korozyon Potansiyeli Ölçümü	60
Şekil 5.9 Betona Gömülü Dual-Faz Çeliğinin Korozyon Potansiyeli Ölçümü.....	61
Şekil 5.10 Galvanostatik Yöntemle Polarizasyon Ölçümü	62
Şekil 5.11 Galvanostatik Yöntem İle Korozyon Hızının Belirlenmesi.....	63
Şekil 6.1 C Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (100x).....	64
Şekil 6.2 D20 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (100x).....	65
Şekil 6.3 D40 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (100x).....	65
Şekil 6.4 D60 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (100x).....	65
Şekil 6.5 Perlit Fazını Gösteren D20 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (500x).....	66

Şekil 6.6 Perlit Fazını Gösteren D40 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (500x).....	66
Şekil 6.7 Perlit Fazını Gösteren D60 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (500x).....	66
Şekil 6.8 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO Değişimi	67
Şekil 6.9 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak Tane Boyutu Değişimi.....	67
Şekil 6.10 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO ve Ferrit Fazı Sertliğinin Değişimi.....	69
Şekil 6.11 Isıl İşlem Şartlarının Martenzit Fazının Sertliğine Etkisi	69
Şekil 6.12 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak MHO-Ferrit Fazı Sertlik İlişkisi	70
Şekil 6.13 D23 Numunesinin Optik Mikroskop Görüntüsü (500x)	70
Şekil 6.14 C-D20-D40-D60 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri.....	71
Şekil 6.15 C-D20-D22-D23-D24 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri	72
Şekil 6.16 C-D40-D42-D43-D44 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri	72
Şekil 6.17 C-D60-D62-D63-D64 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri	73
Şekil 6.18 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi	
Çekme Dayanımı İlişkisi	74
Şekil 6.19 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi	
Akma Dayanımı İlişkisi	74
Şekil 6.20 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi	
Kesit Daralması İlişkisi.....	74
Şekil 6.21 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi Birim Uzama İlişkisi	75
Şekil 6.22 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi	
Rezilyans Modülü İlişkisi	75
Şekil 6.23 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO ve Martenzit Fazı Sertliği Değişimi	76
Şekil 6.24 C Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü	77
Şekil 6.25 C Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafı	78
Şekil 6.26 C Numunesindeki Kalıntılar (25000x) (a), C Numunesinin	
EDX Analiz Bölgesi (b), C Numunesinin EDX Analiz Sonucu (c)	78
Şekil 6.27 D40 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü.....	79
Şekil 6.28 D40 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafı	79
Şekil 6.29 D42 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü.....	80
Şekil 6.30 D43 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü.....	80
Şekil 6.31 D44 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü.....	80
Şekil 6.32 D42 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafı (5000x)	81
Şekil 6.33 D43 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafı (5000x)	81
Şekil 6.34 D44 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafı (5000x)	81
Şekil 6.35 C, D20, D40, D60 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi ...	82

Şekil 6.36 D20, D22, D23, D24 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi	82
Şekil 6.37 D40, D42, D43, D44 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi	83
Şekil 6.38 D60, D62, D63, D64 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi	83
Şekil 6.39 C Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	85
Şekil 6.40 D20 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	85
Şekil 6.41 D22 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	86
Şekil 6.42 D23 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	86
Şekil 6.43 D24 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	87
Şekil 6.44 D40 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	87
Şekil 6.45 D42 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	88
Şekil 6.46 D43 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	88
Şekil 6.47 D44 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	89
Şekil 6.48 D60 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	89
Şekil 6.49 D62 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	90
Şekil 6.50 D63 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	90
Şekil 6.51 D64 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi	91
Şekil 6.52 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO ve I_{cor} Değişimi	92
Şekil 6.53 20 dk Ostenitlenmiş Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre I_{cor} Değişimi	92
Şekil 6.54 40 dk Ostenitlenmiş Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre I_{cor} Değişimi	93
Şekil 6.55 60 dk Ostenitlenmiş Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre I_{cor} Değişimi	93
Şekil 6.56 Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre I_{cor} Değişimi	94
Şekil 6.57 Sementit Tanelerini Gösteren SEM Görüntüsü	95
Şekil 6.58 Temperleme Sıcaklığının Ferrit Fazı İçerisindeki Sementit Oranına Etkisi (a) D62 Numunesi, (b) D63 Numunesi, (c) D64 Numunesi	96

TABLÖLAR LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1 Dual-Faz Çelik Türleri.....	3
Tablo 3.1 Korozyon Hızına Göre Demirlerin Korozyon Dayanıklılığı	40
Tablo 5.1 Çalışmada Kullanılan Çelik Malzemenin Kimyasal Analizi	50
Tablo 5.2 Numune Kodları ve Açılımları	53
Tablo 5.3 Çimentonun Kimyasal ve Fiziksel Özellikleri	59
Tablo 5.4 1m ³ Beton İçin Yaklaşık Karışım Miktarları	60
Tablo 6.1 Numunelerin Faz Hacim Oranları ve Tane Boyutu Değerleri	67
Tablo 6.2 Numunelerin Ferrit ve Martenzit Fazı Mikrosertlik Değerleri	68
Tablo 6.3 Numunelerin Mekanik Özellikleri	73
Tablo 6.4 Numunelerin Kırılma Özellikleri.....	77
Tablo 6.5 Numunelerin I_{cor} Değerleri.....	91

ÖZET

Doktora Tezi

BETONARME YAPILARDA DUAL-FAZ ÇELİĞİNİN KULLANILABİLİRLİĞİNİN VE KOROZYON DİRENCİNİN ARAŞTIRILMASI

Oğuzhan KELEŞTEMUR

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Yapı Eğitimi Anabilim Dalı

2008, Sayfa: 106

Bu tez çalışmasında, inşaat sektörünün temel yapı malzemesi olan ve yurdumuzda bol miktarda üretilen düşük karbonlu SAE1010 inşaat çeliğinden dual-faz çeliği üretilerek, elde edilen bu çeliğin mekanik özellikleri ve beton içerisindeki korozyon davranışı üzerine temperleme ısı işlemine etkisi incelenmiştir.

İnşaat çeliğine, ($\alpha+\gamma$) bölgesinde 20, 40 ve 60 dk süre ile ostenitleme yapıldıktan sonra buz+su karışımında su verilerek farklı martenzit hacim oranlarına sahip dual-faz çelikleri elde edilmiştir. Daha sonra bu dual-faz çelikleri 200, 300 ve 400 °C sıcaklıklarda 45 dk süre ile temperlenerek sakin havada soğutulmuştur. Elde edilen dual-faz çeliklerinin metalografik incelemeleri tamamlandıktan sonra, çekme dayanımı, akma dayanımı, kesit daralması, toplam uzama, rezilyans modülü ve tokluk gibi mekanik özellikleri geniş bir biçimde incelenmiştir. Ayrıca kırılan yüzeyler taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenerek kırılmanın türü belirlenmiştir. Elde edilen dual-faz çeliklerinin mekanik özelliklerinin yanı sıra beton içerisindeki korozyon davranışları da belirlenmiştir.

Çalışma neticesinde, dual-faz çeliklerinin mekanik özelliklerinin martenzit fazının sertliğine ve oranına bağlı olarak değiştiği gözlenmiştir. Temperleme ısı işlemine bağlı olarak bu çeliklerin çekme, akma ve rezilyans modülü değerlerinin düştüğü, uzama, kesit daralması ve tokluk değerlerinin ise arttığı belirlenmiştir. Ayrıca, dual-faz çeliklerinin beton içerisindeki korozyon direncinin elde edildikleri ferritik-perlitik çelikten daha düşük olduğu ve temperleme ısı işlemi ile korozyon direncinin daha da azaldığı tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: İnşaat Çeliği, Dual-faz Çeliği, Temperleme, Beton, Korozyon.

ABSTRACT

PhD Thesis

AN INVESTIGATION ON THE USABILITY AND CORROSION RESISTANCE OF THE DUAL-PHASE STEEL IN THE REINFORCED CONCRETE STRUCTURES

Oğuzhan KELEŞTEMUR

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Construction Education

2008, Page: 106

In this dissertation study, SAE1010 structural carbon steel, which is the fundamental construction material of construction industry and wide range of product in our country, has been studied as dual phase steel by applying appropriate heat treatment and its mechanical properties and corrosion behavior in the concrete have been investigated for various tempering conditions.

Dual-phase steel having different martensite volume ratio has been obtained by applying different quenching conditions; its ($\alpha+\gamma$) structure, which is obtained over A1 temperature by heating, is immersed into the ice+water medium and then it is annealed for various duration; 20, 40 and 60 minutes. Additionally, these dual-phase steels have been tempered at 200, 300 and 400 °C for 45 minutes and then cooled to the room temperature. Mechanical properties such as tensile strength, yielding strength, reduction of cross sectional area, total elongation, resilience modulus and toughness have been determined and metallographic examination of the steels has been done. In addition, fractographic examination has been studied with Scanning Electron Microscope (SEM) as well as their corrosion behavior in concrete.

It is observed that mechanical properties of dual-phase steel have changed according to the hardness and ratios of martensite phases. Tensile strength, yield strength and resilience modulus of the steels have reduced, the total elongation, reduction of the cross sectional area and toughness have been increased upon to the tempering heat treatment. However, corrosion resistance of dual-phase steel in concrete decreases comparing to that of ferritic-perlitic structure and corrosion resistance have reduced with tempering heat treatment.

Keywords: Reinforcing steel, Dual-phase steel, Tempering, Concrete, Corrosion.

1. GİRİŞ

Özellikle otomotiv endüstrisinde yüksek dayanımlı çeliklere ihtiyaç duyulmaktadır. Bu ihtiyaç konstrüksiyonun yüksek dayanımlı ve daha düşük ağırlıkta olması arzusunun kaynaklanmaktadır. Bu nedenle yüksek dayanımlı düşük alaşımlı (HSLA) çelikler geliştirilmiştir [1].

1970’li yılların ortalarında yaşanan petrol krizi, otomobillerde yakıt tüketimini azaltıcı yönde önlemler alınmasını gerektirmiştir. Bu amaçla daha hafif otomobillerin üretimi için mukavemet/ağırlık oranı yüksek malzemelerin kullanımı gündeme gelmiştir. Konvansiyonel çelikler ile mukayese edildiğinde plastik şekil verilebilirlik özellikleri iyi olmayan HSLA çeliklerin bu dezavantajı bu alanda yeni malzemelerin gerekliliğini ortaya koymuştur. Bundan dolayı, HSLA çeliklerinin bir türü olan dual-fazlı çelikler geliştirilmiştir [2–5].

“Dual-faz” terimi iki faz anlamına gelmektedir [6]. Bilindiği üzere, ferritik-perlitik çeliklerde olduğu gibi birçok çelik iki fazlıdır. Ancak, uygulanan özel ısıtma işlemleri ile elde edilen bu çelikleri diğer çift fazlı çeliklerden ayırt etmek için bu terim kullanılmaktadır [7]. Dual-faz çeliklerinin mikroyapıları, yumuşak ferrit fazı ile birlikte, sert martenzit fazlarından oluşmaktadır. Martenzitin perlitte göre daha sert, dayanıklı ve hatta az da olsa uzama kabiliyeti yüksektir. Bunların bir sonucu olarak, dual-faz çelikleri mekanik özellikler açısından ferrit-perlit faz karışımından oluşan çeliklere göre daha üstündür [8–11].

Yapılan çalışmalar ideal bir dual-fazlı çelik için en uygun dayanım-süneklik kombinasyonunun %15–30 oranında martenzit içeren çift fazlı çeliklerde sağlandığını göstermiştir [12]. Genellikle düşük karbonlu olarak üretilen dual-faz çeliklerinde ferrit ve martenzitin yanı sıra, mikroyapıda perlit, beynit, sementit ve kalıntı ostenit gibi fazlar oluşabilmektedir. Ancak, bu fazların oluşması ideal dual-faz çelik özelliklerinin elde edilmesini engellemektedir [13–16].

Dual-faz çelikleri üstün özelliklerini metalografik yapısından almaktadır. Şöyle ki, iki fazdan biri olan ferrit fazı düşük dayanımlı fakat sünek bir fazdır. İkinci faz olan martenzit fazı ise düşük süneklikte olmasına karşılık yüksek dayanımlı bir fazdır. Böylece bir fazın dezavantajı diğer fazın avantajı ile karşılanmaktadır. Her iki özelliğin bir arada bulunmasıyla dayanım ve süneklik özelliği yüksek olan bir yapı elde edilmiş olmaktadır [17].

Yapılan araştırmalar, dual-fazlı çeliklerin üretildikleri çeliklere göre yüksek akma ve çekme dayanımı, yüksek pekleşme (sertleşme), yorulma direnci ve düşük süneklik özelliklerine sahip olduğunu göstermiştir. Üretildikleri çeliklere göre, üstün mekanik özellikleri parça ağırlığının %15–20 oranında azalmasını sağlamaktadır [18,19].

Bu eliklerin korozyon davranışları ile ilgili ilk alışma Trejo ve arkadaşları tarafından yapılmıştır [8]. Dual-faz çeliğinin beton içerisindeki korozyon davranışını ağırlık kaybı yöntemi ile inceleyen Trejo, dual-faz çeliğinin üretildiğı eliğre göre yüksek korozyon direncine sahip olduğunu ileri sürmüştür. Aksoy ise, dual-faz eliğinin NaCl özeltisi içerisindeki korozyon davranışını galvanostatik polarizasyon tekniğı kullanarak incelemiş ve Trejo ile benzer sonuçlar bulmuştur [20]. Ancak, Sarkar ve arkadaşları tarafından %3,5 NaCl özeltisi içerisindeki dual-faz çeliğinin korozyon davranışını belirlemek amacıyla yapılan çalışmada, diğere çalışmaların aksine dual-faz çeliğinin üretildiğı eliğre göre düşük korozyon direncine sahip olduğu belirlenmiştir [21]. Dual-faz çeliğinin korozyon davranışını belirlemek amacıyla yapılan çalışmalar konuyu yeterince açıklığa kavuşturamamış olup, bu konudaki belirsizlik devam etmektedir.

Doğal afetler sonucu meydana gelebilecek maddi ve can kaybını en aza indirmek için betonarme yapılarda dayanıklılığın artırılması gerekmektedir. Bu durum beton takviye elemanlarının daha üstün mekanik ve kimyasal özelliklere sahip olması ile sağlanabilir. Beton takviye elemanı olarak kullanılan ferritik-perlitik çeliklerinin yerine, yine bu çeliklerden üretilen ve üstün mekanik özelliklere sahip olan ferritik-martenzitik çeliklerin kullanılması betonarme yapıların dayanımını artırabilir. Dual-fazlı çeliklerin beton takviye elemanı olarak kullanılması için araştırmalar mevcut olmakla birlikte henüz yeterli olgunluğa ulaşmamıştır. Bu nedenle bu konu araştırmaya açıktır.

Bu alışma, inşaat sektörünün temel yapı malzemesi olan düşük karbonlu SAE1010 çeliğinden dual-faz eliğı üretilerek, elde edilen bu eliğın mekanik özellikleri ve beton içerisindeki korozyon davranışı üzerine temperleme ısıl işleminin etkisini incelemek üzere planlanmıştır.

2. KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ

2.1. Dual-Faz Çelikleri

Dual-faz, iki faz anlamına gelmektedir. Dolayısıyla dual-faz çeliği, iki fazlı çelik anlamına gelmektedir. Ancak çeşitli ısıt işlemlerle elde edilen iki fazlı çelikleri diğer çeliklerden ayırt etmek gayesiyle bu çeliklere dual-faz çelikleri demek daha doğru olacaktır.

Dual-faz çeliklerindeki iki faz, çeliğin kimyasal yapısına bağlı olarak $(\alpha + \gamma)$, $(M + \gamma)$ ve $(\alpha + M)$ fazlarından ibarettir [16]. Tablo 2.1’de dual-faz çeliklerinin türleri, fazların özellikleri ve bu faz karışımlarının elde edilmesi mümkün olan kimyasal yapı ana grupları verilmiştir.

Tablo 2.1 Dual-Faz Çelik Türleri

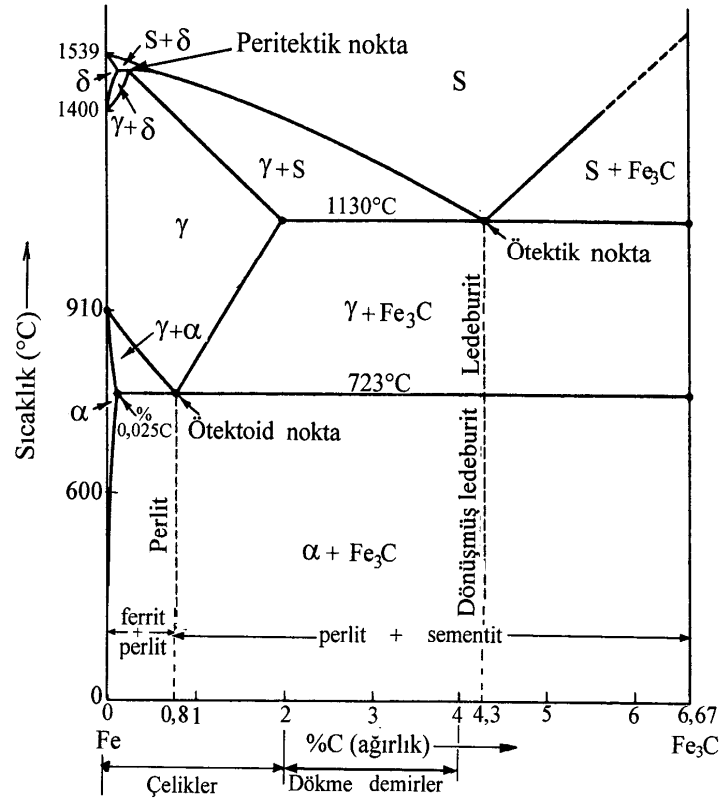
Ana Grup	Sünek Faz	Sert Faz
Fe-Cr-Ni	Ostenit (γ)	Ferrit (α)
Fe-Ni-C	Ostenit (γ)	Martenzit (M)
Fe-C	Ferrit (α)	Martenzit (M)

Tablo 2.1’den görüleceği üzere dual-faz mikroyapısındaki fazlarda birinin dayanımı diğer fazın ise sünekliği yüksektir. Dual-faz çeliklerinin mekanik özelliklerini bu iki fazın belirli oranlarda karışımı belirlemektedir [16].

2.2. Ferrit ve Martenzit Fazlarının Karışımından Oluşan Dual-Faz Çelikleri

2.2.1. Dual-Faz Yapısının Elde Edilmesi

Bu çelikler kimyasal bileşimi itibariyle sade karbonlu çeliklerdir. İşte çift fazlı yapılar bu çeliklere uygulanan ısıt işlemlerle elde edilir. Şekil 2.1’de verilmiş olan demir-karbon (Fe-C) denge diyagramında A_1 - A_3 kritik sıcaklıklar arası (ferrit-ostenit bölgesi) tavlama bölgesine kadar ısıtılan çelik, ferrit (α) ve ostenit (γ) fazlarını birlikte içermektedir. Bu bölgede bir süre tutulduktan sonra yeterli bir hızla soğutulan çelik, ostenitin martenzite dönüşmesi sonucunda ferrit-martenzit fazlarını içeren bir yapıya dönüşmektedir [22].



Şekil 2.1 Demir-Karbon (Fe-C) Denge Diyagramı

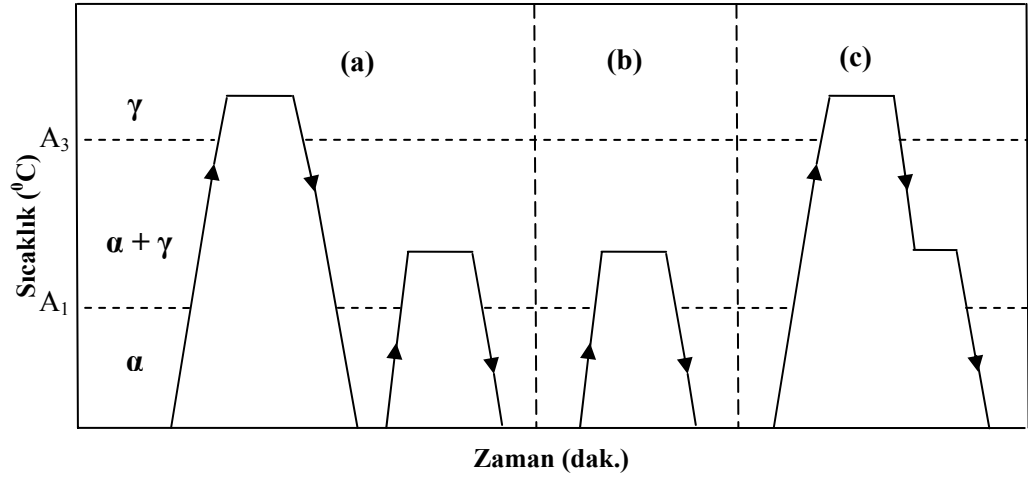
Kritik sıcaklıklar arasında meydana gelen ostenitin, perlit veya beynite dönüşmeden, martenzit yapısının ortaya çıkmasına imkân verecek şekilde soğutma hızı seçilir. Martenzit dönüşümü olurken de ostenitin bir kısmı kalıntı ostenit olarak dönüşmeden kalır [23, 24]. Elde edilen mikroyapıda ostenit, martenzit ve ferrit bulunur. Bununla birlikte, yapıda bulunan ostenit gibi perlit ve beynit de, martenzit gibi ikinci faz olarak kabul edilir.

Dual-faz yapısına sahip olan çeliklerin mekanik özellikleri içyapılarına bağlıdır. İçyapıları ise uygulanan ısıl işlemlere bağlı olarak değişmektedir.

Dual-faz elde etmek üzere uygulanan ısıl işlemler;

- Ara su verme (Intermediate Quenching, IQ),
- Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama (Intercritical Annealing, IA),
- Kademeli su verme (Step Quenching, SQ),

olmak üzere üç grupta incelenir. Şekil 2.2’de dual-faz elde etmek için uygulanan ısıl işlemler gösterilmiştir.



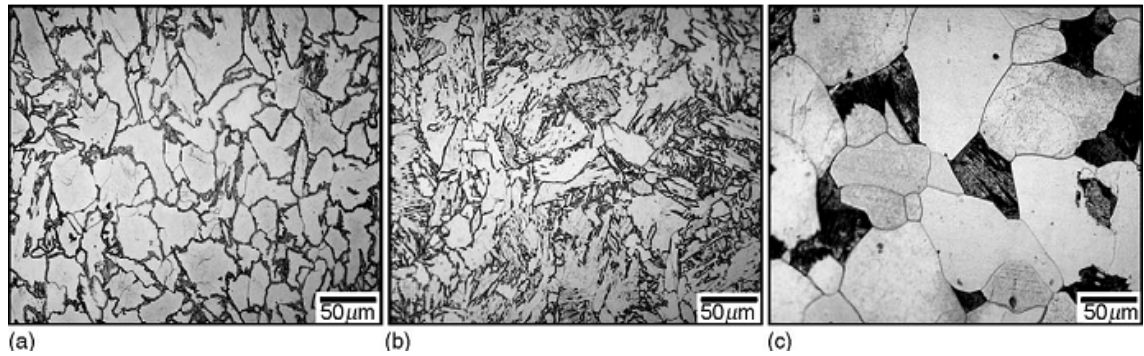
Şekil 2.2 Dual-Faz Isıl İşlemleri İçin Sıcaklık Aralıkları [25]

Şekil 2.2 (a)'da görülen ara su verme işleminde ostenit bölgesinden su verilmiş malzemenin tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martenzit dilim sınırları boyunca ostenitin çekirdeklenmesine neden olur. Bu işlem sonucu ince fiberli (lifli) martenzit ferrit matrisinde dağılır (Ara su verme) [25].

Şekil 2.2 (b)'de başlangıçta ferrit ve perlitten ibaret olan yapı ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavllanır. Ferrit-sementit ara yüzeyinde oluşan ostenit çekirdekleri zamanla büyür. Su verildikten sonraki mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince martenzit tanelerinden ibarettir (Direkt su verme) [25].

Şekil 2.2 (c)'de ki kademeli su verme işleminde ise, önce ostenitleme yapılır, sonra ($\alpha + \gamma$) bölgesine soğutulur. Ostenit tane sınırlarında ferrit çekirdekleri oluşur. Ferrit-ostenitten ibaret yapı, hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martenzit tanecikleri meydana gelir (Kademeli su verme) [25].

Şekil 2.3'de, yukarıda anlatılan ısıl işlemler sonucu elde edilen mikroyapı fotoğrafları verilmiştir.



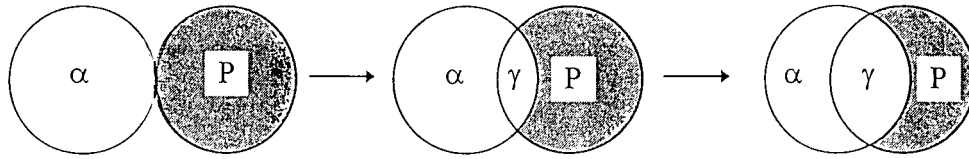
Şekil 2.3 Çeşitli Dual-Faz Mikroyapıları. (a) Ara Su Verme, (b) Direkt Su Verme, (c) Kademeli Su Verme [26]

Her üç ısıtıl işlemle elde edilmiş dual-faz çeliklerinin mekanik özellikleri, mikroyapıları nedeni ile birbirinden oldukça farklılıklar gösterir [25]. Örneğin aynı miktarda martenzit hacim oranı için ara su verilmiş yapının üniform ve toplam % uzama değerleri, kademeli su verilmiş yapının üniform ve toplam % uzama değerlerinden daha büyüktür [27]. Kademeli su verme yöntemi ile elde edilen dual-faz yapıda, diğer metotlarla elde edilen dual-fazlı yapılara nazaran sünekliğin daha düşük olmasına, deformasyonun erken safhalarında çatlak oluşması ve hızla ilerlemesi sebep olmaktadır [25].

2.2.2. Ferrit-Ostenit Bölgesindeki Isıl İşlemde, Ostenit Fazının Oluşması

$A_1 - A_3$ kritik sıcaklıkları arasında yapılan tavlama işlemi sırasında meydana gelen $(\alpha + P) \rightarrow (\alpha + \gamma)$ dönüşümü, Şekil 2.4’de gösterildiği gibi üç kademedeyi tamamlar [28].

- Perlit taneleri içerisinde ostenit tanelerinin büyümesi,
- Ferrit taneleri içerisinde ostenit tanelerinin büyümesi,
- Nihai dengenin kurulması,



Şekil 2.4 Ferrit-Perlit Arayüzeyinde Ostenit Tanelerinin Oluşumu

İlk kademedeyi ferrit-perlit ara yüzeyinde ostenit çekirdekleri meydana gelir ve hızla büyümeye başlar. Bu büyüme sonunda perlit taneleri eriyerek karbonca zengin ostenit tanelerine dönüşür.

Perlit tanelerinin ostenite dönüşümü karbon difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Difüzyon mesafesi oldukça dar olduğundan ostenit çekirdeklerinin oluşması için gereken zaman oldukça kısadır ve çok geçmeden ostenit taneleri görülmeye başlanır.

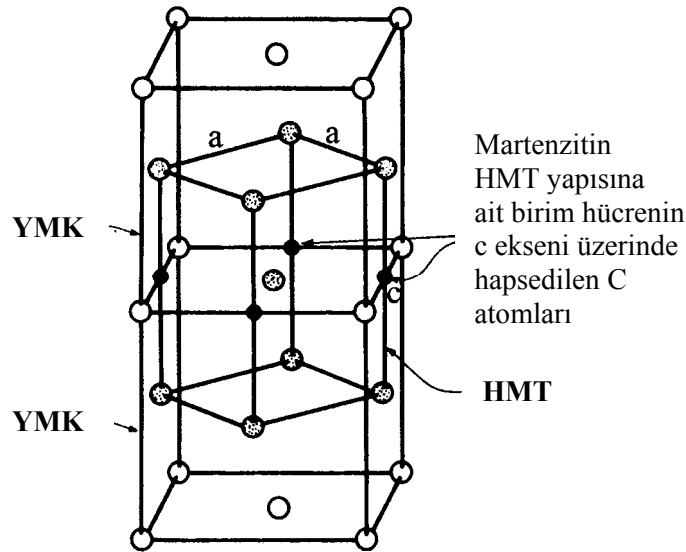
İkinci kademedeyi, yüksek sıcaklıklarda ($\approx 850^\circ\text{C}$) ostenit içinde karbon difüzyonu ve düşük sıcaklıklarda ($\approx 750^\circ\text{C}$) ferrit içinde mangan difüzyonu sonucu ostenit ferrite doğru büyüyerek ferrit-ostenit dengesi sağlanır. Böylece γ taneleri perlit (P) taneleri içinde büyümüş olur.

Ostenit tanelerinin oluşmasında, son kademe nihai dengenin kurulmasıdır. Nihai denge, ostenit fazı içerisinde mangan elementinin konsantrasyon gradyanının yok olmasıyla kurulur. Ostenit taneleri içerisinde, mangan difüzyonu çok yavaş olduğundan, bu dengenin kurulması için geçen zaman oldukça uzundur [6].

2.2.3. Ostenitin Martenzite Dönüşümü (Su Verme)

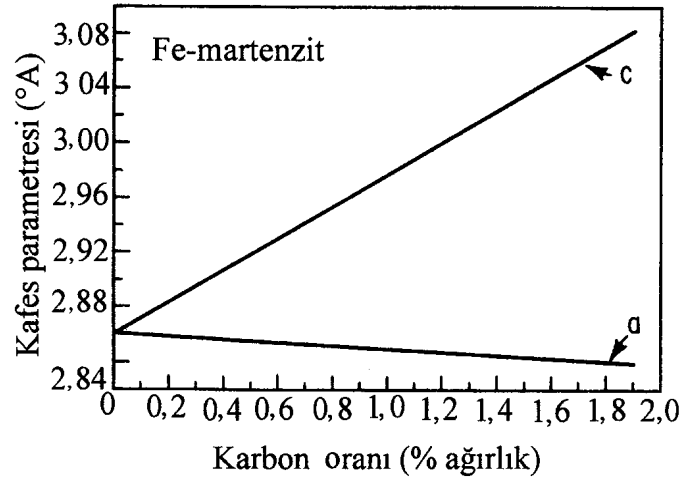
Çift-fazlı çelik üretiminde en önemli aşamalardan biri su verme aşamasıdır. Çünkü su verme aşamasında gerçekleşen ostenitin dönüşümü sonrası elde edilen mikroyapılar, çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkilemektedir [12].

Ostenit-Ferrit faz karışımı yeterli hızla soğutulduğunda sertleşme özelliğine sahip olan ostenit fazı martenzite dönüşür. Martenzit, karbon ile aşırı doymuş hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya sahip bir katı çözeltidir. HMT yapıya sahip martenzitin birim hücresinin oluşumu Şekil 2.5’de gösterilmiştir [29].



Şekil 2.5 Martenzitik Dönüşüm Sırasında, Ostenitin YMK Yapılı Birim Hücrelerinden Martenzitin HMT Yapılı Birim Hücresinin Oluşumu

Martenzit fazının sertliği, birim hücrenin c uzunluğunun a uzunluğuna oranına (c/a) bağlıdır. Bu oran, karbon oranıyla artarak, en fazla 1,08 değerine kadar ulaşır. Alaşımsız çeliklerde martenzitin kafes parametrelerinin karbon oranına göre değişimi Şekil 2.6’da gösterilmiştir [29].



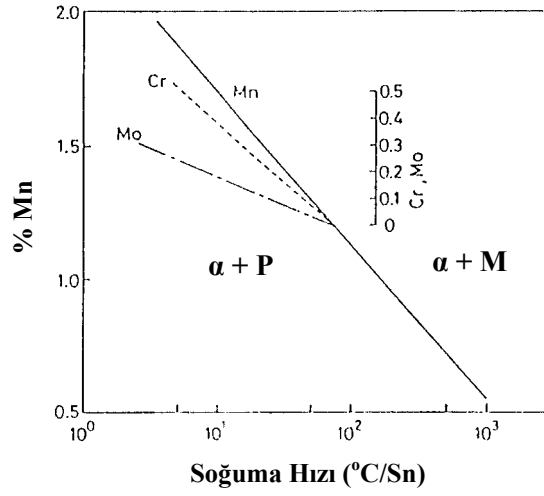
Şekil 2.6 Alaşımsız Çeliklerde Martenzitin Kafes Parametrelerinin (a ve c) C Oranına Göre Değişimi

Ostenit tanelerinin martenzite dönüşmesi, yani dual-faz mikroyapısının elde edilmesi için kritik bir soğuma hızı vardır. Ostenit tanelerinin büyüklüğü, ostenit tanelerinde katı eriyik olarak bulunan karbon miktarı arttıkça, kritik soğuma hızı azalmaktadır [30]. Ancak, kritik soğuma hızına mangan eşdeğeri daha etkili olmaktadır. Kritik soğuma hızıyla mangan eşdeğeri arasındaki eşitlik (2.1) ve (2.2) ile verilmiştir [31].

$$\text{Log [Soğutma hızı (°C/sn)]} = -1,73 \% \text{Mn}_E + 3,95 \quad (2.1)$$

$$\% \text{Mn}_E = \% \text{Mn} + 2,67 \% \text{Mo} + 1,5 \% \text{Cr} \quad (2.2)$$

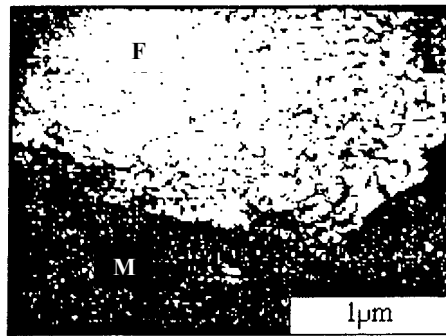
Bu eşitliklerden görüldüğü gibi, mangan eşdeğerine molibden ve krom elementleri etki etmektedir. Mangan eşdeğerine bağlı olarak kritik soğuma hızının değişimi Şekil 2.7’de gösterilmiştir. Şekilden görüleceği gibi, mangan eşdeğeriyle, kritik soğuma hızı doğrusal olarak değişmektedir. Kolerasyon çizgisinin solunda kalan bölge perlitik, sağında kalan bölge ise dual-faz bölgesidir.



Şekil 2.7 Kritik Soğuma Hızının Mn_E Bağlı Olarak Değişimi

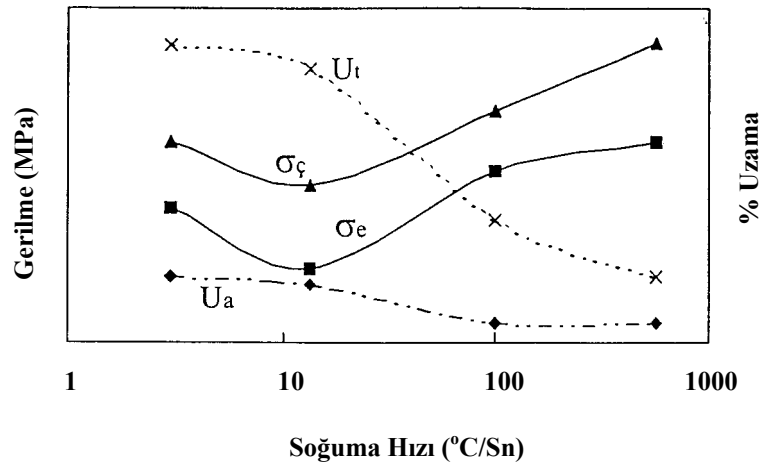
$(\alpha + \gamma)$ bölgesindeki yüksek tavlama sıcaklıklarında, yapıda bulunan ostenit miktarı çok fakat ostenitteki karbon miktarı düşüktür. Aynı şekilde, $(\alpha + \gamma)$ bölgesindeki düşük tavlama sıcaklıklarında yapıda bulunan ostenit miktarı az, ostenitteki karbon miktarı yüksektir. Bu nedenle, düşük tavlama sıcaklıklarında ostenitin sertleşme kabiliyeti yüksek, fakat yüksek tavlama sıcaklıklarında düşüktür.

Dual-fazlı çeliklerde ostenitin martenzite dönüşümü düşük sıcaklıklarda olur ve martenzitik dönüşüm sırasında meydana gelen hacim genleşmesi ($\approx \%2-4$) ferrit fazında plastik deformasyona sebep olur. Bu nedenle, martenzit taneleri etrafındaki dislokasyon yoğunluğu ve kalıntı gerilmeler artar. Transmisyon Elektron Mikroskobu ile yapılan incelemeler, dislokasyon yoğunluğunun ferrit tanelerinin ferrit-martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerde yüksek, ferrit taneleri içinde düşük olduğunu göstermiştir [6]. Şekil 2.8'de dislokasyon yoğunluğunun yüksek olduğu, ferrit-martenzit ara yüzeyine yakın ferrit bölgesi görülmektedir [23].



Şekil 2.8 Martenzit Tanelerine Komşu Ferrit İçinde Görülen Dislokasyonlar

Soğuma hızı yeterli ise ostenit taneleri martenzit tanelerine dönüşecektir. Ancak, %2 kadar kalıntı ostenit taneleri mikroyapıda bulunabilmektedir [32]. Soğuma hızı yeterli değil ise, $(\alpha + \gamma) \rightarrow (\alpha + M)$ dönüşüm yerine $(\alpha + \gamma) \rightarrow (\alpha_1 + \alpha + M)$ dönüşümü meydana gelir [33]. Bu dönüşümde α eski ferrit tanelerini, α_1 ise yeni ferrit tanelerini temsil etmektedir. Yavaş soğuyan dual-fazlı çeliklerde kalıntı ostenit miktarı %9'a kadar çıkabilir. Kalıntı ostenitler $1\mu\text{m}$ 'den daha büyük tane iriliğinde ferrit taneleri sınırlarında bulunur. Bu kalıntı ostenit taneleri düşük sıcaklıklara yapılan soğutma ile martenzite dönüşmezler ve normal şartlarda kalıntı ostenit hacim oranının sıfırlanması mümkün değildir. Ancak, $-70\text{ }^\circ\text{C}$ 'ye kadar soğutma, temperleme veya uygulanacak deformasyonla kalıntı ostenitin martenzite dönüşümü sağlanabilir [34]. Kalıntı ostenit miktarı M_s (martenzitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı) civarında soğutmada bir kesiklik olduğunda artar. Kalıntı ostenit, süneklik değerini artırır. Fakat dual-fazlı çeliklerde kalıntı ostenit hacim oranı çok düşük düzeyde olduğu için bu etkileri de düşük olacaktır, dolayısıyla değerlendirmede kalıntı ostenitin çekme özellikleri üzerine etkisi göz önünde bulundurulmaz [35]. Soğutma sonucu α_1 arttıkça ostenit hacim oranı azalmakta ve ostenit tanelerinde karbon miktarı azalmaktadır. Böylece M_s sıcaklığına inildiğinde, yapıda kalan ostenit taneleri martenzit tanelerine dönüşeceklerdir. Matlock ve arkadaşları soğuma hızına bağlı olarak, mikroyapıdaki dönüşümleri gösteren mikroyapı bölgelerini şematik olarak elde etmişler ve bu bölgelerdeki çekme özelliklerini göstermişlerdir. Şekil 2.9'da soğuma hızına bağlı olarak gerilme ve uzamalarda değişim verilmiştir.



Şekil 2.9 Soğuma Hızına Bağlı Olarak Gerilme ve Uzamalarda Değişim

Soğuma hızı, karbon difüzyonuna etki etmektedir. Bu etkiden dolayı farklı mikroyapılar oluşmaktadır. Hızlı soğutmada ostenitten karbon yayınması için yeterli süre kalmadığından ostenitin hemen hepsi martenzite dönüşürken çok az miktarda yeni ferrit oluşur. Martenzitin

karbon oranı su verme sıcaklığındaki ostenitin karbon oranına çok yakın olur. Dual-fazlı çeliklerde nihai mikroyapıya bağlı olarak mukavemet ve süneklik değişir. Yavaş soğutulan dual-fazlı çelikler daha az mukavemete sahip ancak çok sünek iken hızlı soğutulanlarda mukavemet yüksek, süneklik ise çok düşük olmaktadır.

Soğutma hızı, soğutma sonunda elde edilen mikroyapıdaki ferrit tanelerinin karbon miktarına da etki etmektedir. Yavaş soğumada ostenit tanelerindeki karbonun ferrit tanelerine difüzyonu mümkün olduğundan, ferrit tanelerinde karbon miktarı artar. Ancak ferrit taneleri içerisinde ince taneler halinde sementit tanecikleri çökebilir. Bu sebepten ferrit tanelerinin karbon miktarı azalır [36]. Hızlı soğutmada, karbon elementinin ostenit tanelerinden difüzyonu için yeterli zaman kalmadığından ferrit tanelerinin karbon miktarı aynı kalacaktır.

2.3. Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etki Eden Faktörler

Dual-faz çeliklerinin mekanik özelliklerini, bu çeliklerin mikroyapısını oluşturan ferrit ve martenzit tanelerinin miktarı, dağılımı, tane irilikleri, martenzit taneleri arasındaki mesafe, ikinci faz morfolojisi ve her iki fazın mekanik özellikleri etkilemektedir. Bu bölümde, dual-fazlı çeliklerin mikroyapısında bulunan ferrit, martenzit ve kalıntı ostenit fazlarının özellikleri ve söz konusu fazların, dual-fazlı çeliklerin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenecektir.

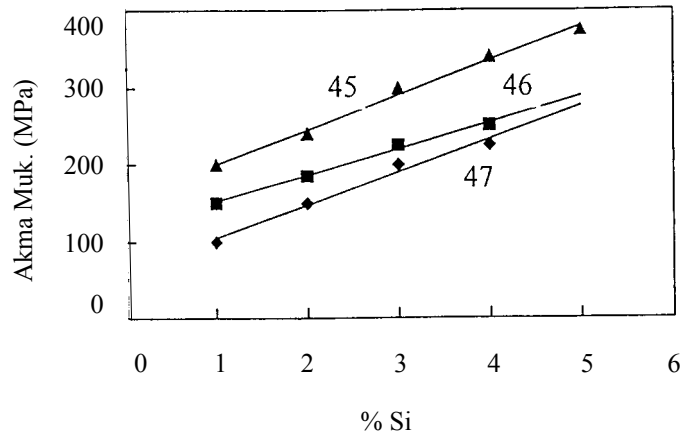
2.3.1. Ferrit Fazının Özellikleri ve Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi

Ferrit fazı özelliklerinin bilhassa dual-faz çeliklerinin akma mukavemeti, akma tarzı ve süneklik üzerinde etkin rol oynadığını Speich ve Miller [28] yaptıkları çalışma ile göstermişlerdir. Ferrit fazının mekanik özellikleri ise, ferritin tane boyutu ve saflık derecesi olmak üzere iki faktöre bağlıdır.

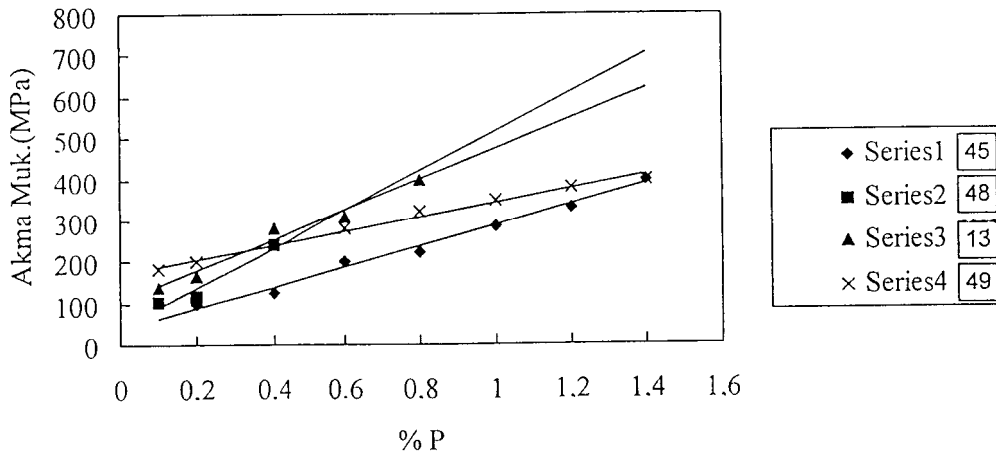
Sünekliği yüksek bir dual-fazlı çeliğin elde edilmesi için, yüksek süneklikte ve mukavemette ferrit fazının yapıda bulunması gereklidir [37]. Ferrit tanelerinin eşeksiz olması istenir, bazı bileşimlerdeki dual-fazlı çeliklerde, dönüşüm sıcaklıklarında oluşan iğne şeklindeki ferrit, mukavemeti artırır fakat sünekliği azaltır [37]. Yine ferrit fazının dayanımının artırılması, ara yer atomları (C gibi) veya ferrit fazı içerisinde çökelen karbür ve nitrokarbürlerle sağlandığı takdirde dayanımın artmasına karşılık, sünekliğin büyük ölçüde düşmesine sebep olmaktadır. Böylece yüksek süneklik gösteren ferrit fazının oluşturulması, bu fazın karbondan arındırılması ve katı eriyik yapan alaşım elemanlarıyla dayanımın artırılması ile sağlanabilmektedir [37]. Bu nedenle, ferrit tanelerini en iyi dayanımlandırma, Si ve P gibi yer alan alaşım elemanlarıyla alaşımlandırarak veya ferrit tanelerinin boyutunu küçülterek yapılmalıdır. Ferrit tanelerinin saflığını karbon elementi etkilemektedir. Si elementi ferrit tanelerinden karbon elementinin

difüzyonunu kolaylaştırdığı için dual-faz çeliklerinde alaşım elemanı olarak tercih edilir. Ferrit tanelerinin temiz olmaması halinde, akma gerilmesinin yüksek olmasına karşılık, süneklik azalır. Çünkü dislokasyon hareketi zorlaşır. Bu sebeptir ki, yavaş soğutulan dual-faz çeliklerinde uzama, karbon elementinin ferrit tanelerinden difüzyonu nedeniyle, hızlı soğutulan dual-faz çeliklerinden daha fazladır.

Ferrit tanelerinin mekanik özellikleri, tane boyutu kontrolü ile ve Si, P elementleriyle alaşımlandırılarak dayanımlandırma işlemi yapıp incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar, ferrit tane boyutunu küçültmek amacıyla katılan Si ve P gibi yer alan alaşım elementlerinin hacimsel oranının artmasıyla akma gerilmesinin arttığını göstermiştir. Şekil 2.10'da Si, Şekil 2.11'de ise P elementleri için bulunan neticeler verilmiştir.

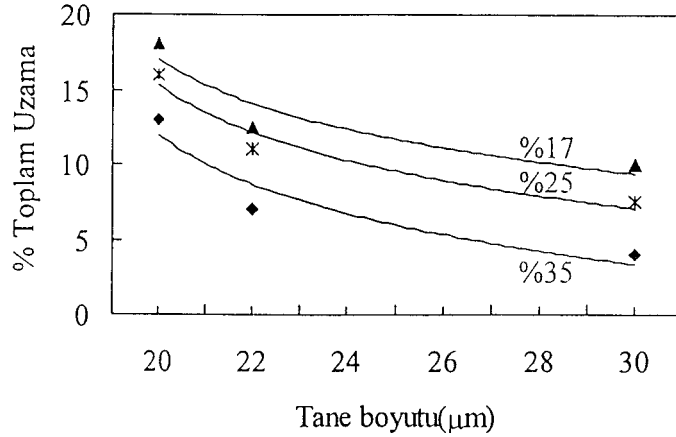


Şekil 2.10 Si Hacim Oranının Ferrit Fazının Akma Gerilmesine Etkisi [38]



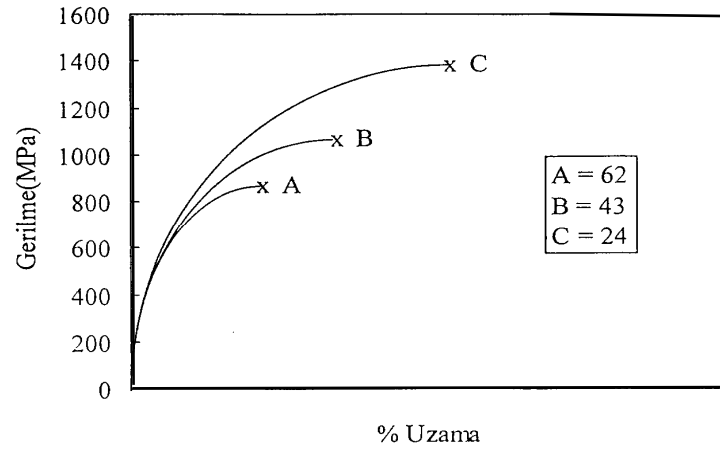
Şekil 2.11 P Hacim Oranının Ferrit Fazı Akma Gerilmesine Etkisi [38]

Ferritin akma mukavemeti tane boyutuna bağılıdır. Düşük alaşımlı çeliklerde ferrit tane boyutunun azalması akma dayanımını artırırken geçiş sıcaklığını düşürmektedir. Optimum özellikler için, çift fazlı çeliklerin tane boyutu mümkün olduğu kadar küçük ($\text{çapı} < 5\mu\text{m}$) olmalıdır. Şekil 2.12'den görüleceği gibi, ferrit fazının tane boyutunun çift fazlı çeliğin süneklik ve mukavemetine etkisi, tane boyutu azaldıkça bu özelliklerin artması şeklindedir.



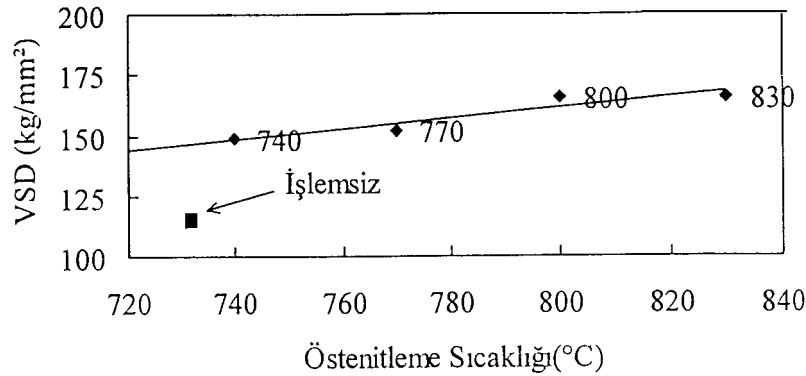
Şekil 2.12 Aynı MHO'da Tane Boyutuna Bağlı Olarak Toplam Uzama Değerlerindeki Değişim [37]

Ferrit tane boyutunun mekanik özelliklere olan etkisini incelemek amacıyla yapılan bir çalışmada ferrit ve martenzit miktarları sabit tutulurken, ferrit tanelerinin boyutları uygulanan ısıt işlemlerle değiştirilerek çekme deneyi yapılmıştır. Yapılan deneyler neticesinde, farklı tane boyutuna sahip olan üç numuneden, ferrit tane boyutu en küçük olan numunenin kopma dayanımı ve uzama değerlerinin üstünlüğü dikkati çekmektedir. Elde edilen bu neticeler ferrit tane boyutuna bağlanırken, martenzit tanelerinin kalınlığı da dikkate alınmıştır. Bulunan neticeler Şekil 2.13'de verilmiştir. C numunesinin tane boyutu en ince ve dayancı en yüksek, A numunesinin ferrit tane boyutu en büyük ve dayancı en düşük seviyededir. B numunesi ise ikisinin ortasında bir tane iriliğine ve dayanaca sahiptir buna göre diğer bütün şartlar aynı kalmak koşuluyla ferrit tane boyutu küçüldükçe çekme dayancı, % uzama ve tokluk artmaktadır.



Şekil 2.13 Çift Fazlı Çeliklerde Ferrit Tane Boyutunun Gerilme ve % Uzama Değerlerine Etkisi [39]

Ferrit fazının mukavemetine soğutma sonunda oluşan martenzit tanelerinin de önemli derecede etkisi vardır. Soğutma sonucunda martenzit tanelerinde meydana gelen %2-4'lük hacim artışı, ferrit tanelerinde kalıntı gerilmelerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu nedenle ferrit tanelerinin dayanımı artacaktır. Şekil 2.14'de, 0.20 C'lu alaşımsız çelikten üretilmiş çift fazlı çelikte, ostenitleme sıcaklığına bağlı olarak ferrit fazı mikrosertliğinin değişimi gösterilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı üzere ferrit fazının mikrosertliği, ostenitleme sıcaklığının artmasına karşılık sabit kalmaktadır. Bu durum, ferrit fazında hapsolan karbon oranından ziyade, martenzit fazının ferrit fazına etkisine bağlanabilir [37].



Şekil 2.14 Ostenitleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ferrit Fazının Mikrosertliğinin Değişimi [37]

Rizk ve Bourell [40], çift fazlı çeliğin mukavemetine martenzit hacim oranı, martenzit mukavemeti, ferritin mukavemeti gibi faktörlerin yanı sıra, martenzitik dönüşüm nedeniyle martenzit adalarına komşu ferrit bölgelerinde meydana gelen yüksek dislokasyon yoğunluğunun

da etki ettiğini ileri sürerek teorik olarak çift fazlı çeliğin mukavemetini eşitlik (2.3) ile hesaplamışlardır.

$$\bar{\sigma}_c = V_F \bar{\sigma}_F [\varepsilon + (p_{dm} / C)^{1/a}]^{n_f} + V_m \bar{\sigma}_m \varepsilon^{n_m} \quad (2.3)$$

eşitlik (2.3)'de yer alan ifadeler;

- $\bar{\sigma}_c$: Çift fazlı çeliğin plastik gerilmesi,
- V_F : Ferrit hacim oranı,
- $\bar{\sigma}_F$: Ferritin mukavemeti,
- ε : Birim şekil değiştirme,
- p_{dm} : Martenzitik dönüşüm nedeniyle ferritte meydana gelen dislokasyon yoğunluğu,
- V_m : Martenzit hacim oranı,
- $\bar{\sigma}_m$: Martenzitin mukavemeti,
- n_f : Ferrit deformasyon sertleşmesi parametresi,
- n_m : Martenzitin deformasyon sertleşmesi parametresi,
- a, c : Sabit sayılardır.

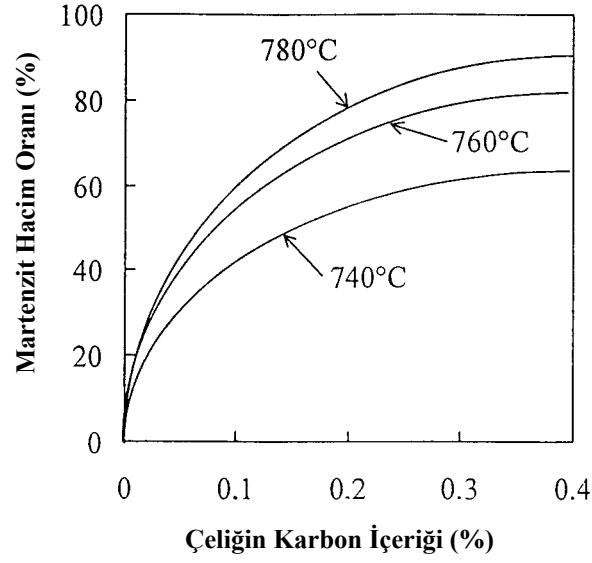
2.3.2. Martenzit Fazının Özellikleri ve Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi

Dual-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini kontrol eden en önemli mikroyapı bileşeni martenzit fazıdır. Martenzit fazı asıl olarak, dual-faz çeliğinin mukavemetini etkilemektedir. Bu etkileme, martenzit fazının sertliği (dolayısıyla mukavemeti), morfolojisi, martenzit hacim oranı (MHO) ve bu fazın taneleri arasındaki uzaklığına bağlı kalmaktadır. Martenzit hacim oranının artması, mukavemetin artmasına ve sünekliğin azalmasına sebep olur [37].

Dual-faz çeliklerin mikroyapısında bulunan martenzit hacim oranı aşağıda belirtilen üç faktöre bağlı olarak değişmektedir.

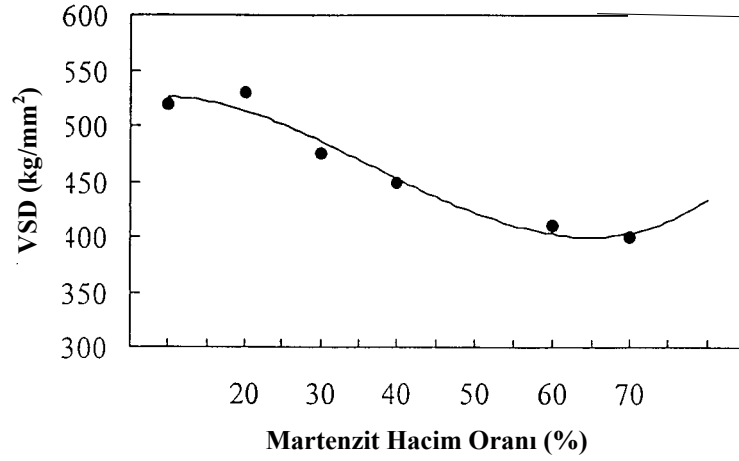
- Çeliğin karbon içeriğine,
- Tavlama sıcaklığına,
- Ostenit tanelerinin sertleşme kabiliyetine.

Artan ostenitleme sıcaklığı ve karbon miktarına bağlı olarak martenzit hacim oranındaki artış Şekil 2.15'de gösterilmiştir.



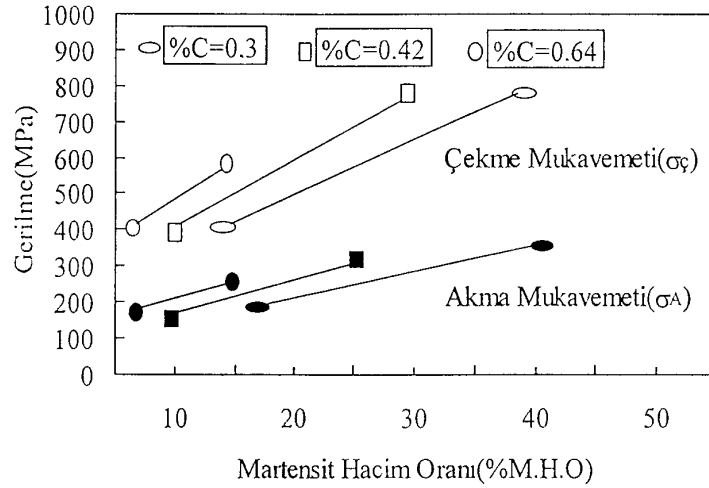
Şekil 2.15 Kritik Bölgede Tavlanmış %15 Mn İçeren Çelikte Karbon Miktarı ve Tavlama Sıcaklığının Martenzit Hacim Oranına Etkisi [18]

Ostenitleme sıcaklığının artışına bağlı olarak martenzit hacim oranı artmaktadır. Ancak, ostenit fazındaki karbon oranı azaldığı için martenzit hacim oranındaki artışa rağmen martenzit fazının sertliği azalır. Bu durum Şekil 2.16'da verilmiştir [37].



Şekil 2.16 Martenzit Hacim Oranına Bağlı Olarak Martenzit Tanelerinin Sertlik Değişimi

Martenzit fazının artması aynı martenzit hacim oranına karşılık akma ve çekme değerlerini artırmaktadır. Martenzit fazının içerdiği karbon miktarı arttıkça martenzit tanelerinin sertliği dolayısıyla da mukavemeti artar. Sözü edilen durum Şekil 2.17'de gösterilmiştir [37,38].



Şekil 2.17 MHO ve Martenzit Fazı Karbon Oranının Dual-Faz Çeliğinin Akma ve Çekme Mukavemetine Etkisi

Dual-faz çeliklerinde ostenitleme sıcaklığının artması martenzit fazının karbon içeriğinin azalmasına sebep olmaktadır. Martenzitin karbon içeriği bu fazın mekanik özelliklerini belirleyen faktörlerden biri olup, martenzitteki karbon miktarı arttıkça martenzitin yapısı değişmektedir. Karbonun artmasıyla, martenzit fazı ikiz martenzite dönüşmekte ve martenzitin sertliği artmaktadır. Buda mukavemeti artırırken sünekliği azalttığından, dual-fazlı çeliklerde arzu edilen martenzitin yapısı dilim martenzit olmalıdır [28, 41].

Martenzit fazındaki karbon miktarı eşitlik (2.4)'de verilen amprik formül ile bulunabilir [25].

$$C_m = C_0 + \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{100}{V_m} - 1 \right) (C_0 - C_f) \quad (2.4)$$

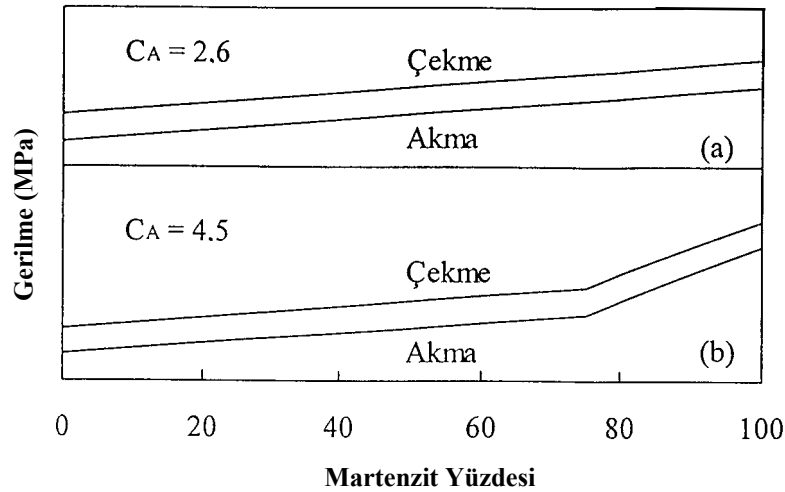
- C_m : Martenzit fazındaki karbon miktarı,
- C_0 : Çeliğin karbon miktarı,
- ρ_f : Ferrit yoğunluğu,
- ρ_m : Martenzit yoğunluğu,
- V_m : Martenzit hacim oranı,
- C_f : Ferrit fazındaki karbon miktarı.

A_1 faz dönüşüm sıcaklığına yakın çalışıldıkça martenzit tanelerinin dayanımı artacaktır. Çünkü bu fazın içerisindeki karbon miktarı artmaktadır. A_1 faz dönüşüm sıcaklığına yakın çalışıldıkça MHO azalmaktadır. Yavaş soğutulan dual-faz çeliklerinde, ferrit taneleri içerisindeki karbon elementinin ostenit taneleri içerisine difüzyonu gerçekleştiği için, martenzit

tanelerinin sertliği, hızlı soğutulan dual-faz çeliklerinin martenzit tanelerinin sertliğinden daha fazladır. Böylece yavaş soğutma sonunda çeliğin sünekliliği artar ve mukavemet düşer.

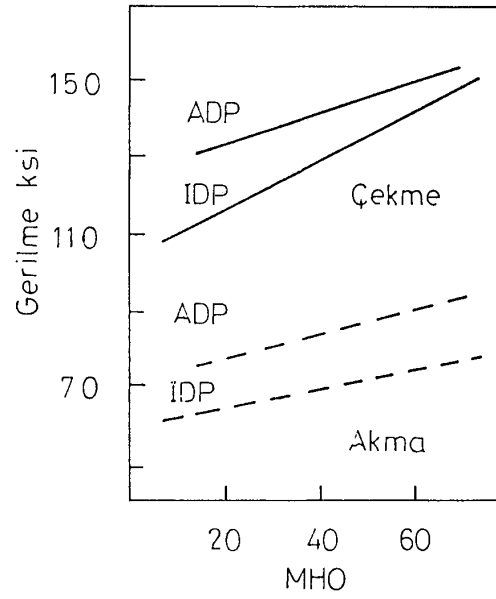
Dual-faz çeliğinin mikroyapısında, perlit fazının yerini martenzit fazı aldığından, çeliğin çekme dayanımı artar. Çünkü perlit fazından daha dayanımlı olan martenzit fazı yapıya girmiştir. Böylece, kompozit malzemelerde dayanım teorisine uygun olarak, çeliğin çekme dayanımı artacaktır.

Martenzit hacim oranına bağlı olarak, dual-faz çeliklerinin dayanımlarının artmasına martenzit fazı akma dayanımının, ferrit fazı akma dayanımına olan oranının önemini Tamura ve arkadaşları deneylerle ispatlamıştır [42]. Bu oran C_A ile gösterilirse, $C_A \leq 3$ için, çeliğin akma ve çekme dayanımı, martenzit hacim oranına bağlı olarak doğrusal bir şekilde artmaktadır. $C_A > 3$ durumunda ise, belirli bir martenzit oranına kadar, doğrusal bağıntı bulunmaktadır. şekil 2.18’de martenzit hacim oranı ve C_A değerlerine bağlı olarak, gerilme değerlerindeki değişim görülmektedir.



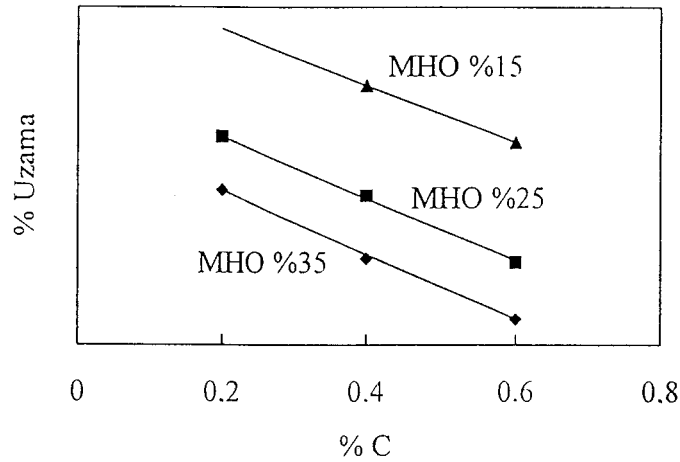
şekil 2.18 Farklı C_A Değerlerine Karşılık MHO’nın Fonksiyonu Olarak, Gerilmedeki Değişim [42]

Dual-faz çeliklerinin mekanik özelliklerine, ikinci faz morfolojisinin etkisi görülmüştür. İkinci faz morfolojisinin akma ve çekme gerilmelerine etkisi ADP (Austenite Dual-Phase) ve IDP (Intercritical Dual-Phase) numuneleri üzerinde şekil 2.19’da gösterilmiştir.



Şekil 2.19 ADP ve IDP Numunelerinde, MHO'nun Fonksiyonu Olarak, Dual-Faz Çeliğinin Akma ve Çekme Gerilmelerindeki Değişim [25]

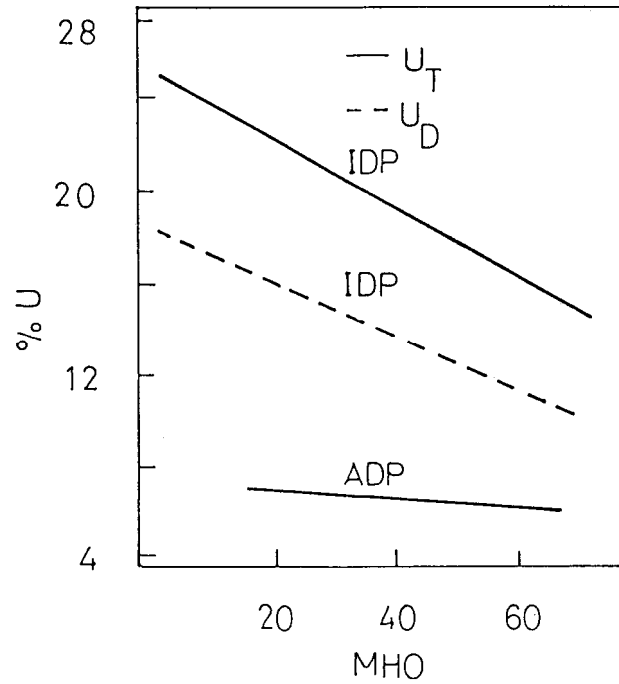
Martenzit fazı, dual-faz çeliğinin dayanım özelliklerine etki ettiği gibi süneklik özelliğine de etki etmektedir. Öncelikle, dual-faz çeliklerinde perlit fazının yerini, perlit fazından daha sünek olan martenzit fazının alması, bu çeliklerin sünek özelliklerinin iyileşmesine etkili olmaktadır [43]. Martenzit fazının, dual-faz çeliklerinin süneklik özelliğine etkisi martenzit tanelerinin karbon oranına, ikinci faz morfolojisine, martenzit taneleri arasındaki uzaklığa bağlıdır. Martenzit hacim oranına bağlı olarak, martenzit tanelerindeki karbon miktarının % uzamaya etkisi Şekil 2.20'de verilmektedir.



Şekil 2.20 MHO'nun Karbon Miktarına Bağlı Olarak % Uzama Miktarına Etkisi [18]

Bu şekilden, martenzit tanelerinin karbon miktarının artması ile sünekliğin azaldığı, aynı karbon miktarında martenzit hacim oranının artması ile de sünekliğin azaldığı açık bir şekilde görülmektedir.

İkinci faz morfolojisinin sünekliğe etkisi, ADP ve IDP numunelerinde değişiklik göstermektedir. ADP numunelerinde, martenzit hacim oranı sünekliği etkilememektedir. Ancak, IDP numunelerinde oldukça etkili olmaktadır. Her iki numune için elde edilen neticeler Şekil 2.21’de verilmiştir.



Şekil 2.21 ADP ve IDP Numunelerinde, MHO'nın Fonksiyonu Olarak Süneklik Değişimi [25]

2.3.3. Kalıntı Ostenitin Özellikleri ve Dual-Faz Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi

Dual-fazlı çeliklerin ısıtılma işlemi sırasında su verme ile ostenitin tamamen martenzite dönüşmemesi yapıda %2-9 civarında kalıntı ostenit bulunmasına neden olur [6]. Ostenitin çok kararlı olması halinde, çeliğe sıvı helyumda (-268,9 °C) su verilse dahi dönüşüm tam olarak sağlanamaz, yapıda bir miktar kalıntı ostenit bulunabilir [23].

Ostenitin kararlılığı, içerdiği karbon ve manganeze bağlıdır. Karbon ve manganez ne kadar zenginse o kadar kararlı olur. Ostenitin kararlı olması Ms sıcaklığını daha düşük sıcaklıklara öter. Çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenit üç ayrı şekilde bulunabilir [44]

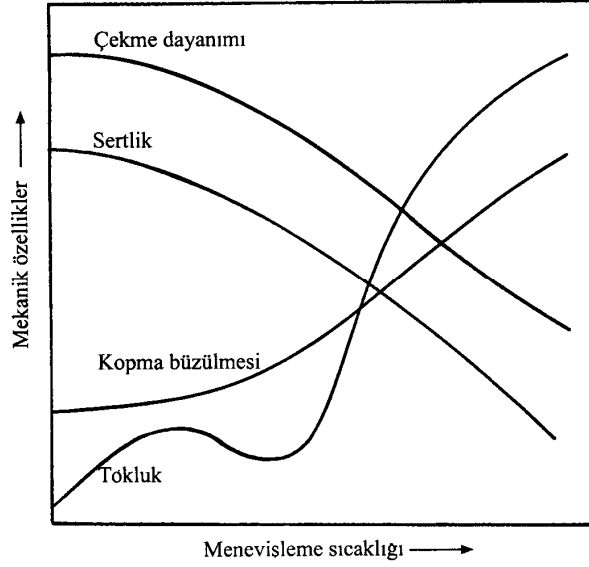
- 1) Kalıntı ostenit martenzit dilimleri arasında ince bir tabaka halinde bulunabilir ve miktarı %1'den azdır, bu nedenle ayırt edebilmek çok güçtür [25, 44].
- 2) Kalıntı ostenit, ikinci faz (martenzit) ile birlikte içyapıda bulunabilir ve ancak x-ışınları metodu ile tespit edilebilir. Dual-fazlı yapıdaki kalıntı ostenitin büyük bir çoğunluğu yapıda bu şekilde bulunmaktadır [44].
- 3) Kalıntı ostenit küçük adacıklar ($\approx 1\mu\text{m}$ boyutunda) şeklinde ferrit taneleri içinde veya tane köşelerinde de bulunabilir.

Dual-fazlı çeliklerin mikroyapısında bulunan kalıntı ostenit, deformasyonla martenzite dönüşmekte ve buda sünekliğin azalmasına neden olmaktadır [15]. Bu fazın kararlılığının artması, süneklik artışını daha da belirginleştirmektedir [45]. Ancak, kalıntı ostenit miktarı düşük ise, süneklikte görülen söz konusu artış ihmal edilebilecek düzeyde kalır [46]. YI ve arkadaşları [47], kalıntı ostenitin dual-fazlı çeliklerin akma olayını doğrudan etkilemediğini fakat deformasyonla oluşan martenzitik dönüşümün deformasyon sertleşmesi hızını artırdığını ileri sürmüşlerdir. Sachdev'in araştırmasına göre [45], çok düşük sıcaklıklarda kalıntı ostenitin martenzite dönüşümü akma noktası civarında meydana gelmekte ve gerilme-birim değiştirme eğrisinin akma bölgesinde küçük bir süreksizlik görülmektedir.

$(\alpha + \gamma)$ bölgesinde tavlama ile oluşan ostenitin tam olarak martenzite dönüşmemesi sonucu oluşan kalıntı ostenitin çeliğin deformasyon sertleşmesine de etkisi vardır. Rigsbee ve Vander Arend'e göre [48], belli bir martenzit hacim oranına kadar kalıntı ostenit miktarının artmasıyla deformasyon sertleşme üssü artmaktadır. Yapılan araştırmalar sonucu, en yüksek deformasyon sertleşme üssü değerinin kalıntı ostenit tanecikleri arasındaki mesafenin çok küçük olduğu zaman meydana geldiği tespit edilmiştir [49]. Bu sonuç, kalıntı ostenitin deformasyon sertleşmesi üzerine etki eden en önemli faktörlerden biri olduğunu göstermektedir.

2.3.4. Temperleme Isıl İşleminin Dual-Faz Çeliklerde Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi

Çeliklerde su verme işlemi ile elde edilen martenzitik yapı sert ve gevrektr. Gevrek malzemeler pek çok mühendislik uygulaması için elverişli değildir. Ayrıca, martenzit oluşumu çelik içerisinde iç gerilmelerin oluşmasına da yol açar. Bu nedenle, su verilen çelikler hemen hemen her zaman A_1 çizgisinin altındaki sıcaklıklarda tavlanylabilir. Su verilen çeliklerin gevrekliğini gidermek veya tokluğunu artırmak amacıyla A_1 çizgisinin altındaki sıcaklıklarda uygulanan tavlama işlemine temperleme (menevişleme) denir. Bu işlem, çelik parçanın belirli bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, o sıcaklıkta belirli bir süre tutulduktan sonra soğutulması şeklinde uygulanır. Menevişleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi Şekil 2.22'de verilmiştir.



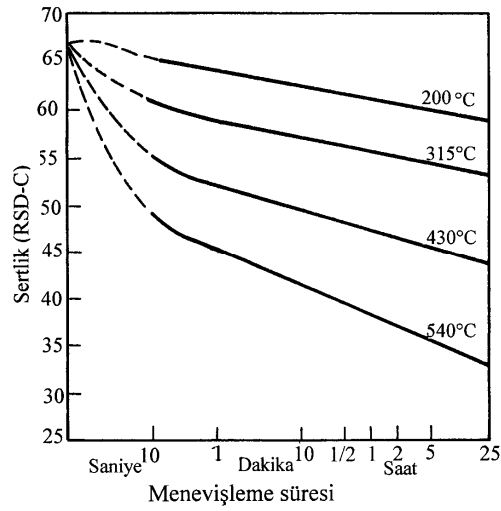
Şekil 2.22 Temperleme Sıcaklığının Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Etkileri [29]

Şekil 2.22’den görüldüğü gibi menevişleme sıcaklığı arttıkça su verilen çeliklerin sertlik ve mukavemet değerleri azalmakta, buna karşılık süneklik ve tokluk değerleri artmaktadır.

Mekanik özelliklerdeki bu değişimin sebebi; Menevişleme işlemi ile martenzitik yapıya enerji verildiğinde karbon karbür olarak çöker, demir ise hacim merkezli kübik yapıya dönüşür. Çünkü martenzit fazı kararsız bir fazdır. Menevişleme sıcaklığı arttıkça karbon atomları martenzit içerisinde mecburi çözelti halinde bulundukları durumdan kurtularak daha kolay difüzyona uğrarlar. Martenzit, karbon atomlarının yapıdan itilmesi ile ferrit haline dönüşmek ister. Yaklaşık olarak 200 °C’de ilk önce martenzitin tetragonal halde uzamış kristal kafesi kısalır ve karbon atomları tek tek martenzit kafesini terk ederek, ince karbür parçacıkları halinde bir araya gelir.

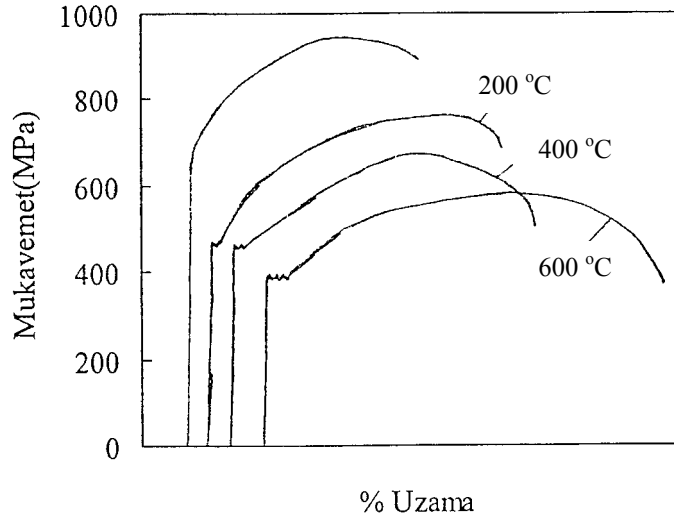
Temperleme sıcaklığı arttıkça karbonun difüzyonu giderek kolaylaşır. Gittikçe daha iri karbür taneleri oluşur. Bu taneler mikroskopta görülebilir hale gelmiştir. 700 °C civarında bir temperleme sıcaklığında içyapı taneli bir perlit benzer. Karbonun yapı içerisinde ayrışması ile martenzitin sertliği azalır. Ferrit miktarının çoğalması neticesinde ise, uzama kabiliyeti ve süneklik artar.

Buraya kadar yapılan açıklamalarda menevişleme süresi sabit kabul edildi. Ancak, menevişleme enerjiyi ilgilendiren bir işlem olduğundan hem sıcaklık hem de süre menevişleme işlemine etkiyen önemli parametrelerdir. Yüksek sıcaklıkta kısa süre içerisinde veya düşük sıcaklıkta uzun süre içerisinde aynı menevişleme etkileri elde edilebilir. Şekil 2.23’de menevişleme süresinin değişik sıcaklıklarda menevişlenen ötektoid bileşimdeki alaşımsız çeliğin sertliğine etkisi görülmektedir.



Şekil 2.23 Değişik Sıcaklıklar İçin Temperleme Süresinin Çeliğin Sertliğine Etkisi [29]

Dual-faz çelikleri, yüksek sıcaklıklardaki temperlemeden sonra, sürekli olmayan bir akma davranışı gösterirler. Şekil 2.24 temperlemenin gerilme-uzama eğrisine etkisini göstermektedir.



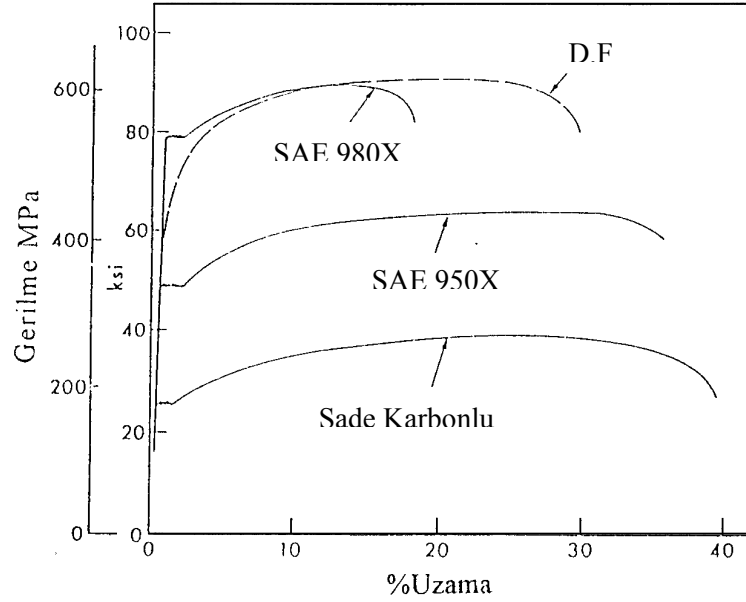
Şekil 2.24 Dual-Faz Çeliklerinin Gerilme-Uzama Eğrisine Temperlemenin Etkisi [50]

Temperleme ile karbon atomlarının dislokasyonlarda toplanması serbest dislokasyon yoğunluğunu azalttığından süresiz akmayı ortaya çıkarmaktadır.

2.4. Dual-Faz Çeliklerinin Genel Özellikleri

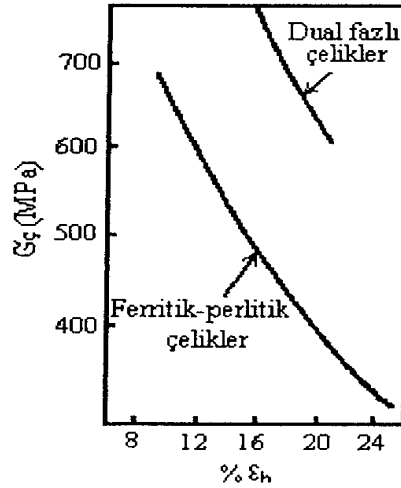
Dual fazlı çelikler, mikroyapılarında ferrit matriks içinde, adacıklar şeklinde %15–20 oranında martenzit fazı içeren düşük karbonlu, az alaşımlı veya alaşımsız yüksek mukavemetli çelik türü olup, “çift faz” terimi bu çeliklerin mikroyapıları nedeniyle kullanılmaktadır. Şekil 2.25’den anlaşılacağı gibi, çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri ferritik-perlitik mikroyapıya sahip yüksek mukavemetli az alaşımlı (HSLA) ve az karbonlu alaşımsız çeliklerden oldukça farklıdır [6, 44].

Eşit çekme mukavemetine sahip dual-fazlı çelikler ile ferritik-perlitik çelikler kıyaslandığında, dual-fazlı çeliklerin daha düşük akma gerilmesi, daha yüksek üniform ve toplam (%) uzama gösterdiği tespit edilmiştir.



Şekil 2.25 Dual-Faz ve Ferritik-Perlitik Çeliklerin Gerilme Uzama İlişkisi

Genel olarak eşit çekme mukavemetindeki ferritik-perlitik çeliklerden daha yüksek süneklığe sahip olan (Şekil 2.26) dual-fazlı çeliklerde gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinde elastik deformasyondan plastik deformasyona geçerken süreksiz akma olayının meydana gelmemesi ve düşük deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızının yüksek olması, bu çeliklerin belirgin özelliklerindendir. Akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranı düşük ve biçimlenebilme kabiliyeti yüksek olan dual-fazlı çelikler, yüksek mukavemet / ağırlık oranına da sahip olduklarından, taşıt ağırlığı ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmak amacıyla 1975 yılı sonlarına doğru otomotiv endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır [51, 52].



Şekil 2.26 Dual-Fazlı ve Ferritik-Perlitik Çeliklerde Çekme Mukavemeti-Süneklik İlişkisi [53]

2.4.1 Dual-Fazlı Çeliklerin Akma Dayanımı Özellikleri

Dual-faz çeliklerin çekme deneylerinden elde edilen gerilme uzama eğrilerinde belirgin bir akma noktası görülmemiştir. Aynı zamanda bu çelikler düşük akma dayanımına sahiptir [18, 54]. Dual-faz çeliklerinin akma bölgesi göstermemesi ve akma dayanımlarının düşük değerlerde olmasının nedeni, $(\alpha + \gamma) \rightarrow (\alpha + M)$ dönüşümü esnasında meydana gelen %2–4 oranındaki hacim büyümesinin sebep olduğu deformasyondan dolayı, martenzite sınır ferrit tane sınırlarında oluşan hareketli dislokasyonlar ve kalıntı iç gerilmeleridir [28, 51, 55]. Ancak temperleme ısı işlemine uygulanması ile veya belirli oranlarda ön soğuk deformasyon işleminden sonra uygulanan temperleme suretiyle, akma dayanımı değerleri artmakta ve akma bölgesi belirgin olarak görülmektedir [54].

Dual-faz ısı işlemi sırasında, yüksek tavlama sıcaklığı nedeniyle martenzit parçacıkları arasındaki mesafenin büyük olması veya yavaş soğutma nedeniyle ostenitin martenzite dönüşümünün tam olarak gerçekleşmemesinden dolayı yapıda martenzitin yanında perlitin de bulunması dual-fazlı çeliklerde süreksiz akmaya sebep olabilir [25, 56].

Dual-fazlı çeliklerde akma dayanımı martenzit hacim oranına bağlı olarak değişmektedir. Sabit kritik tavlama sıcaklığında (KTS) malzemenin karbon içeriğinin artması ile MHO artmakta veya sabit karbon oranlarında KTS'nin artması ile MHO'da artış meydana gelmektedir [28]. Bu durumda malzeme içeriğindeki karbon miktarı ve ısı işlem sıcaklıkları numunenin akma dayanımını değiştirmektedir. Malzemenin karbon miktarı ve su verme sıcaklığına bağlı olarak akma dayanımındaki değişim Şekil 2.27'de verilmiştir [57]. Akma dayanımında meydana gelen artış MHO ile doğru orantılıdır. MHO'na bağlı olarak akma dayanımındaki değişim Şekil 2.28'de gösterilmiştir [28, 42, 58].

Dual-fazlı çeliklerin akma dayanımı MHO'nun bir fonksiyonu olarak eşitlik (2.5) ve (2.6)'da verilmiştir.

$$\sigma_{0,1} : 103 + 11.1 \%M \text{ (MPa)} \quad (2.5)$$

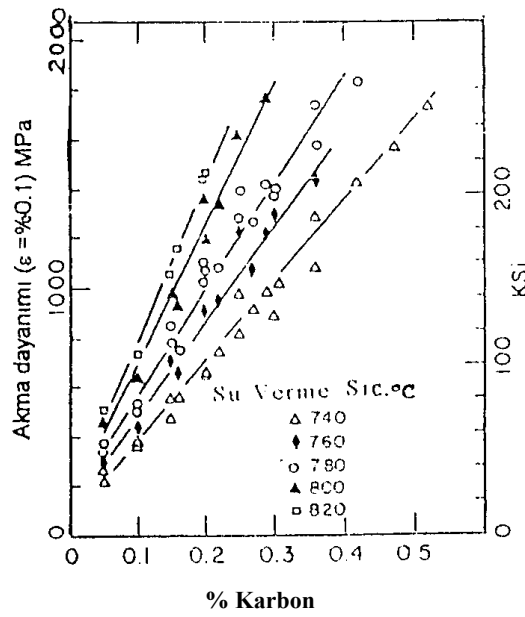
$$\sigma_{0,2} : 172 + 15.9 \%M \text{ (MPa)} \quad (2.6)$$

Eşitlik (2.5) ve (2.6)'da yer alan ifadeler;

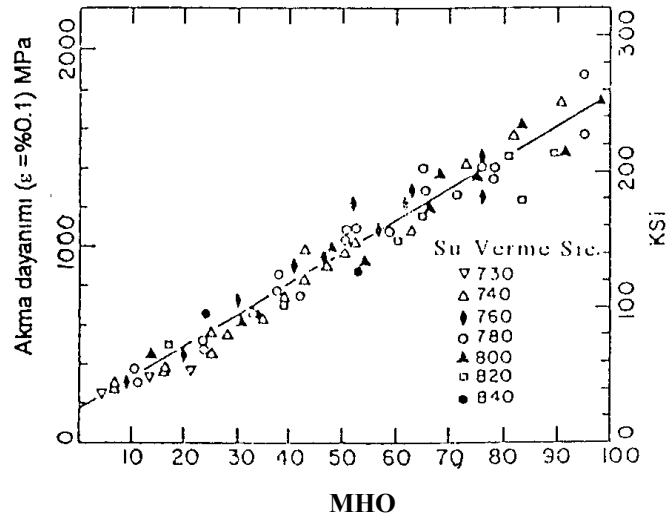
$\sigma_{0,1}$: 0,01 uzamada akma gerilmesi,

$\sigma_{0,2}$: 0,02 uzamada akma gerilmesi,

$\%M$: Martenzit hacim oranıdır.



Şekil 2.27 Fe-Mn-C Alaşımlı Dual-Fazlı Çeliğin Karbon Miktarı ve Su Verme Sıcaklığına Bağlı Olarak Akma Dayanımında Meydana Gelen Değişim [57]



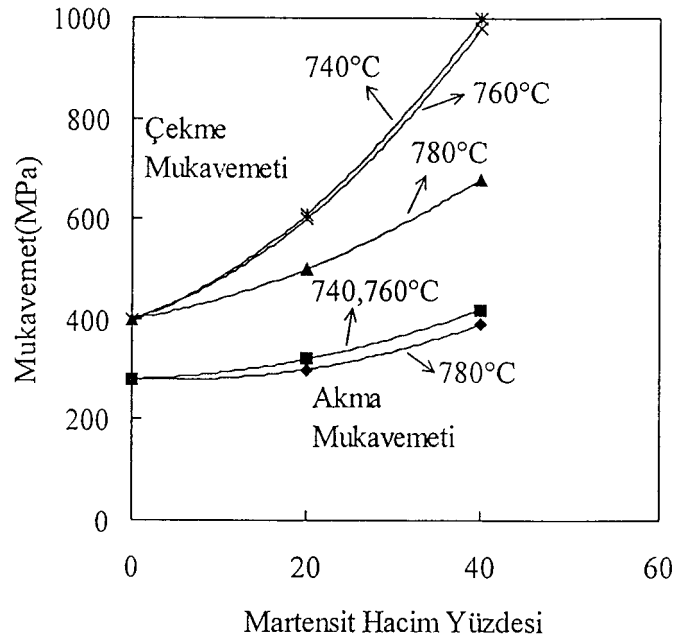
Şekil 2.28 Fe-Mn-C Alaşımında MHO'nun Fonksiyonu Olarak Akma Dayanımındaki Değişim [59]

2.4.2 Dual-Fazlı Çeliklerin Çekme Dayanımı Özellikleri

Dual-faz çeliklerinin çekme dayanımına etkili olan mikroyapı elemanları, düşük dayanımlı ferrit ve yüksek dayanımlı martenzit fazlarıdır [43]. Bu çeliklerin dayanımlandırılmasına temel etkiyi martenzit fazı yapmaktadır. Çekme dayanımı, martenzit hacim oranıyla doğrusal olarak değişmektedir. Martenzit hacim oranı ise ostenitleme sıcaklığının dışında ostenit fazının sertleşme derinliğine bağlıdır. Ostenit fazının sertleşme derinliği sadece karbon miktarına bağlı ise, A_3 sıcaklığına yaklaştıkça, ostenit fazındaki karbon miktarı azalacağı için, martenzit dışı ostenit ürünleri oluşacaktır. Böylece, çekme dayanımında azalma olacaktır [57]. Bu sebeple, soğutma hızını ve ostenit fazının sertleşme derinliğini artırıcı tedbirler almak gerekir.

Dual-fazlı çeliklerin çekme dayanımlarını artırabilmek için ostenitin miktarını ve sertleşebilirliğini artırıcı alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo, V, Ni vb.) ile alaşımlandırılmış çelikler dual-fazlı çelik üretimi için seçilmelidir. Bununla birlikte bu alaşım elementlerinin ferritin saflığını bozmayacak miktarlarda bulunması tercih edilir [60]. Bu amaçla Si ve P içerikli çelikler tavsiye edilmektedir [61].

Dual-fazlı çeliklerin mukavemetini etkileyen bir diğer faktör tavlama sıcaklığıdır. Şekil 2.29'da görüldüğü gibi sabit martenzit hacim oranında, tavlama sıcaklığı arttıkça çift fazlı çeliğin akma ve çekme mukavemetleri azalmaktadır. Bu duruma martenzit fazındaki karbon içeriğinin azalması sebep olmaktadır.



Şekil 2.29 Dual-Fazlı Çeliklerin %0.2 Akma ve Çekme Dayanımlarının MHO ve Ostenitleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Değişimi [55]

2.4.3 Dual-Faz Çeliklerinde Dayanım-Süneklik İlişkisi

Dual-fazlı çelikleri aynı mukavemet değerlerinde diğer az karbonlu çelikler yanında üstün kılan bir özellikte iyi bir sünekliğe sahip olmalarıdır. Aynı çekme mukavemeti değerlerinde HSLA çeliklerin %18–20, dual-fazlı çeliklerin ise %30 toplam uzama göstermeleri, dual-fazlı çeliklerin daha sünek olduklarını göstermektedir.

Dual-fazlı çeliklerin üstün süneklik özelliği göstermelerinin nedeni başlıca iki faktöre bağlanır. Bu faktörlerden birincisi dual-faz çeliklerinde, ferrit tanelerinin içerisinde ince dağılmış karbür ve nitrokarbür parçacıklarının bulunmamasıdır. İyi bir süneklik değeri için ferritin saf ve tane boyutunun $\sim 3 \mu\text{m}$ ile hacim oranının $\sim 80\%$ 'den fazla olması istenmektedir [62]. Ferrit fazı içerisindeki karbon ve azot miktarının artması sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Dual-fazlı çeliklerin üstün süneklik özelliği göstermelerine neden olan ikinci faktör ise, süneklik özelliği yok denecek seviyede olan perlit fazının yerini süneklik özelliği nispeten iyi olan martenzit fazının almasıdır [57].

Dual-fazlı çeliklerde toplam uzama, artan martenzit hacim oranıyla azalır. Düşük karbonlu martenzit fazı, sünekliğin yüksek olmasına neden olur. Çünkü düşük karbonlu martenzitin çatlaması veya ferrit/martenzit ara yüzeyinin dekohezyonu zordur. Dual-fazlı çeliklerde optimum mukavemet/süneklik kombinasyonu için belirli bir martenzit hacim oranında, martenzit çapı mümkün olduğu kadar küçük olmalıdır.

Speich ve Miller, dual-fazlı çeliklerde toplam birim şekil değişimini eşitlik (2.7) ile ifade etmişlerdir [28].

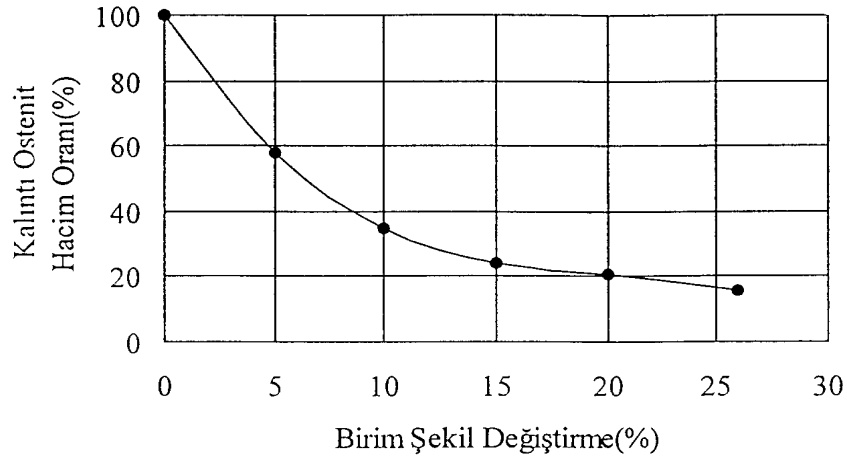
$$e_t/e_{t,f} = 1 - 2,5 C_m (V_m / 100)^{1/2} \quad (2.7)$$

eşitlik (2.7)'de yer alan;

e_t : Çeliğin toplam mühendislik birim şekil değişimi,

$e_{t,f}$: Ferritin mühendislik şekil değişimi.

Dual-fazlı çeliklerin yapısında bulunan büyük miktardaki kalıntı ostenitin deformasyon esnasında martenzite dönüşümü üniform (%) uzamasının artmasına sebep olur [6, 23, 63]. Şekil 2.30'da düşük karbonlu dual-fazlı çelikte kalıntı ostenit hacim oranının şekil değişimine bağlı olarak değişimi görülmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi ilk %5'lik şekil değişiminde %50 civarında kalıntı ostenitin dönüşümü, artan şekil değişimi ile azalmakta ve üniform (%) uzamaya (%19,5) yakın şekil değişimi değerlerinde, yaklaşık %20 kalıntı ostenit dönüşüme uğramadan yapıda kalmaktadır.



Şekil 2.30 Kalıntı Ostenit Hacim Oranına % Birim Şekil Değişiminin Etkisi [55]

Dual-faz çeliğinin HSLA çeliklerine göre en önemli üstünlüğü, dayanım-süneklik ilişkisinin alaşım elemanlarının etkisiyle iyileştirilebilmesidir [27]. Böylece, dual-faz çelikleri kullanma amacına uygun olarak alaşımlandırılarak üretilmektedir.

3. BETONARME ÇELİĞİNİN KOROZYONU

3.1. Korozyonun Tanımı

Genel olarak korozyon, metallerin çevresi ile yaptığı kimyasal ve elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu hasara uğramasıdır. Metaller doğada genellikle oksit ve sülfür bileşikleri halinde bulunur. Bu bileşikler metallerin en stabil halidir. Metaller bu bileşikler halinde iken serbest enerjileri en düşük durumdadır. Mineraller, metalürjik fırınlarda enerji harcanarak metal haline dönüştürülür. Ancak metaller üretilirken almış oldukları bu enerjiyi geri vererek kendiliğinden doğada bulundukları hale dönme eğilimindedirler. Örneğin demir doğada genellikle hematit ve manyetit gibi oksit mineralleri halinde bulunur. Bu minerallerden yüksek fırınlarda enerji harcanarak üretilen demir metali, zamanla korozyona uğrayarak doğada bulunan demir oksit minerallerine benzer bileşimdeki pası oluşturur.

Yüksek sıcaklıkta yürüyen oksitlenme reaksiyonları dışındaki bütün korozyon olayları elektrokimyasal reaksiyonlar ile gerçekleşir. Bu reaksiyonlar metal/elektrolit ara yüzeyinde meydana gelir. İyonik iletken olan bütün çözeltiler, doğal sular, zeminler ve beton, elektrolit olarak korozyona neden olabilir. Rutubetli hava içinde bulunan su buharı da, metal yüzeyinde yoğunlaşarak korozyon için uygun bir ortam oluşturur. Bu nedenle, atmosfer içinde gerçekleşen korozyon olayları da elektrokimyasal olarak kabul edilir.

Çeşitli metallerin aynı ortam içindeki korozyon hızları birbirinden farklıdır. Bir metal ne derece aktif ise, yani iyon haline geçme isteği ne derece yüksek ise, o metalin korozyona uğraması da o derece kolay olur. Standart elektrot potansiyelleri metallerin aktiflik durumu hakkında fikir verebilir. Standart elektrot potansiyeli daha pozitif olan metaller daha aktif sayılır. Ancak metal yüzeyinin pasifleşmesi nedeniyle bu kuraldan sapmalar olabilir [64].

3.2 Elektrokimyasal Korozyon Teorisi ve Betonarme Demirlerinin Korozyonu

Korozyon, biri anotta oksidasyon, diğeri katotta redüksiyon şeklinde aynı anda yürüyen iki elektrokimyasal reaksiyondan oluşur. Bu açıdan bakıldığında korozyon olayı kendiliğinden akım üreten bir galvanik pil olarak düşünülebilir. Korozyonun yürümesi için mutlaka iki ayrı metalin bulunması şart değildir. Korozyon, bir metal yalnız başına elektrolit içinde bulunurken de meydana gelebilir. Metal yapısında veya yüzeyinde bulunan bazı farklılıklar nedeniyle iki bölge arasında bir potansiyel farkı oluşabilir. Bunun sonucu olarak metal yüzeyinin bazı bölgeleri katot, bazı bölgeleri de anot olur. Böylece mikro ya da makro ölçüde korozyon hücreleri oluşur. Anot ile katot arasındaki elektron akımı metal üzerinden gerçekleşir. Korozyon

olayı metalin oksidasyonu ile anotta meydana gelir ve metal elektron vererek iyon halinde çözeltilmeye geçer.

Katot reaksiyonu elektrolit ortamının pH derecesine ve elektrolit içinde çözünmüş oksijen miktarına bağlıdır. Doğal elektrolitler içinde yürüyen korozyon olaylarında başlıca aşağıdaki iki reaksiyon söz konusudur.

- a) Asidik ortamlarda katot reaksiyonu hidrojen iyonu redüksiyonu ile gerçekleşir. Hidrojen çıkışı için elektrolit pH derecesinin küçük olması gerekir.



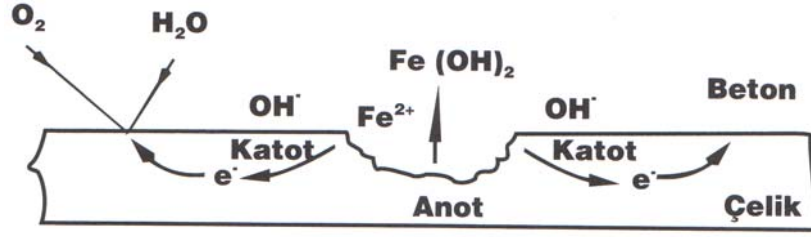
- b) Nötral ve çözünmüş oksijenin bulunduğu ortamlarda katot reaksiyonu su içinde çözünmüş olan oksijenin elektron alarak hidroksil iyonu haline dönüşmesi şeklinde yürür.



Doğal sular içinde pH genellikle 7'den daha yüksektir. Bu nedenle doğal sular içindeki korozyon olayı eşitlik (3.2)'de olduğu gibi katotta oksijen redüksiyonu ile birlikte yürür. Anot reaksiyonunda açığa çıkan elektronların harcanması için katot reaksiyonu da aynı anda yürümelidir. Dolayısıyla nötr ve alkali çözeltiler içinde korozyonun yürüyebilmesi için elektrolit içinde mutlaka çözünmüş oksijenin bulunması gerekir.

Metal yüzeyinin her bölgesi aynı derecede oksijen almayabilir. Daha fazla oksijen alabilen bölgeler katot, az oksijen alan bölgeleri de anottur. Böylece bu iki bölge arasında konsantrasyon piline benzer şekilde bir korozyon hücresi oluşur. Bu korozyon hücresinin anot olan bölgelerinde metal iyon haline geçerek korozyona uğrar. Katot bölgelerinde yalnızca indirgenme reaksiyonları meydana geleceğinden korozyon söz konusu olmaz.

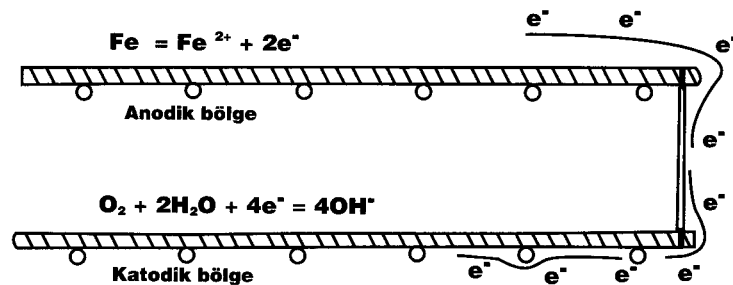
Korozyon olaylarında elektrolit genellikle iyon içeren bir sulu çözeltilidir. Pratikte bu çözeltili zemin, beton vb. iyon içeren bir ortam olabilir. Elektrik akımı elektrolit içinden iyonlar tarafından taşınır ve elektronlar dış devrede anottan katoda doğru akar. Dış devrede elektrik akımı yönü, elektron akış yönünün tersine olarak katottan anoda doğrudur. Böyle bir korozyon hücresi şematik olarak Şekil 3.1'de görülmektedir.



Şekil 3.1 Betonarme Demiri Üzerinde Oluşan Bir Korozyon Hücresi [64]

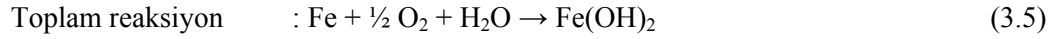
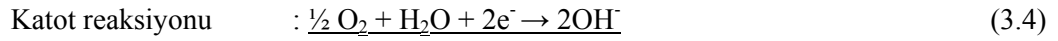
Betonarme demirinin herhangi bir noktası Şekil 3.1’de görüldüğü gibi anot olur. Bu bölgenin yanında bulunan bölgeler de katot olur. Böylece bir mikro korozyon hücresi oluşur. Anot reaksiyonu sonucu açığa çıkan elektronlar metal üzerinden katot bölgelerine taşınır ve orada oksijenin indirgenme reaksiyonunda kullanılır. Bu açıdan bakıldığında korozyon hücreleri bir kimyasal pil olarak kabul edilebilir. Korozyonun meydana geldiği anot bölgesinde betonarme demiri çözünerek demir iyonu haline dönüşür. Normal haldeki bir beton içinde ortam kalevi olduğu için demir hidroksit oluşur ve anot bölgesinde metal yüzeyine çökerek bir tabaka oluşturur. Bu tabaka korozyonun daha fazla yürümesini önler ve betonarme demirini kısa süre içinde pasifleştirir.

Betonarme demirleri birbirlerine iletken bir katı yolla bağlıdır. Dolayısıyla anot reaksiyonu sonucu oluşan elektronlar, eğer potansiyel farkı yeterli olursa, uzak mesafelere taşınabilir. Bu durum da Şekil 3.2’de görüldüğü gibi makro ölçüde korozyon hücreleri oluşabilir. Betonun yüzeye yakın olan herhangi bir bölgesinde, çevreden beton bünyesine giren su veya klorür iyonları nedeniyle bu bölgede demir potansiyelinde negatif yönde artış olur. Bunun sonucu olarak bu bölgede anot olarak korozyon olayı meydana gelirken, oluşan elektronlar katot rolü oynayan uzak bölgelere taşınır.



Şekil 3.2 Betonarme Demirleri Üzerinde Oluşan Bir Makro Korozyon Hücresi [64]

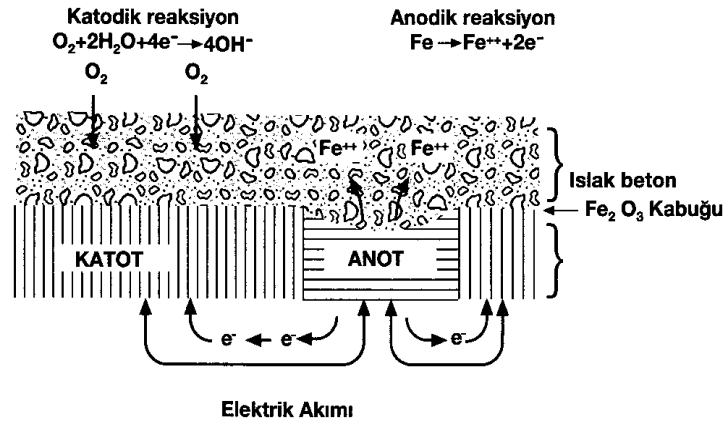
Yukarıda açıklandığı üzere korozyon olayları korozyon hücrelerinin anot ve katodunda aynı anda meydana gelen yükseltgenme ve indirgenme reaksiyonları ile yürür. Beton gibi alkali özellikte olan elektrolitler içinde demirin korozyonu aşağıdaki reaksiyonlar ile pas oluşur.



Korozyon sonucu oluşan demir-2 hidroksit ortamda yeterli oksijen bulunması halinde yeniden oksitlenerek demir-3 hidroksit (pas) haline dönüşür.



Betonarme demiri üzerinde oluşan korozyon hücresinin anot ve katot bölgeleri Şekil 3.3’de görülmektedir.



Şekil 3.3 Betonarme Demiri Üzerinde Oluşan Korozyon Hücresinin Anot ve Katot Bölgeleri [64]

Oluşan demir-3 hidroksit uygun koşulların bulunması halinde γ Fe_2O_3 halinde demir yüzeyine yapışarak demirin pasifleşmesini sağlar. Eğer ortamda klorür iyonları gibi aktif özellikte iyonlar varsa, korozyon sonucu oluşan demir iyonları klorür iyonları ile birleşerek suda kolayca çözünebilen demir klorür haline dönüşür ve demir yüzeyinden uzaklaşır. Ancak demir klorür alkali ortamda kolaylıkla hidroliz olarak demir hidroksite dönüşür.



Böylece metal yüzeyinde pasifleştirici demir oksit tabakasının oluşması önlenir. Diğer taraftan oluşan klorlu hidrojen anot bölgesinde asidik bir ortam yaratarak korozyonun daha hızlı yürütmesine neden olur.

Bu reaksiyonlardan görüldüğü üzere, nötr bir ortamda korozyonun yürütmesi için mutlaka oksijene ve de suya ihtiyaç vardır. Elbette anot ve katot reaksiyonlarını yürütebilmek için, iki bölge arasında bir potansiyel farkında bulunması gerekir. Anotta açığa çıkan elektronların katot reaksiyonu ile aynı anda kullanılması gerekir. Bunun için her iki bölge arasında metalik iletken bir bağ olmalıdır. Anodik veya katodik reaksiyonlardan herhangi birinin engellenmesi halinde korozyon durur.

3.3 Korozyonu Belirlemek İçin Yapılan Muayene ve Deneyler

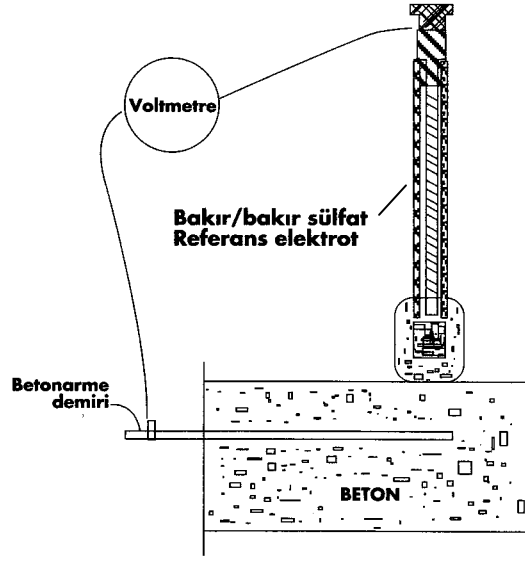
Betonarme demirlerinin korozyonu sonucu meydana gelen iç gerilmeler betonu çatlatır, hatta şiddetli korozyon halinde demirler üzerinde bulunan beton kabuk halinde kalkabilir. Ancak betonun bu görünüşü her zaman betonarme demirlerinin korozyonundan ileri gelmez. Betonların sülfat korozyonu ve alkali-agrega reaksiyonu da benzer şekilde çatlamalara neden olabilir. Bu nedenle korozyonun olup olmadığına kesin olarak karar verebilmek için betonarme demirleri üzerinde muayene ve deneyler yapılmalıdır [65].

3.3.1 Betonarme Demirlerinin Potansiyelinin Ölçülmesi

Betonarme demirlerinin potansiyeli ölçülerek, korozyonun varlığı hakkında fikir edinilebilir. Beton içerisinde bulunan bir çeliğin potansiyeli Nernst denklemine göre çözünmüş demir iyonu konsantrasyonuna bağlıdır. Bu denkleme göre, çözünmüş iyon konsantrasyonu arttıkça elektrot potansiyeli negatif yöne kayar.

Betonarme demirlerinin potansiyeli ASTM-C 876 standardına göre ölçülür. Bu amaçla doygun bakır/bakır sülfat referans elektrodu kullanılır. Ölçüm sistemi Şekil 3.4’de verilmiştir [65].

Potansiyel ölçümü şöyle yapılır. Referans elektrotun betona iyice yapışması için temas yüzeyine ıslatılmış bir sünger bağlanır. Referans elektrot beton yüzeyinde demirin tam üzerine gelecek şekilde tutulur. Voltmetreden okunan değer beş dakika içinde en çok ± 20 mV kadar bir oynama yapmalıdır. Daha fazla değişme beton yüzeyinin kuru olmasından ileri gelir. Bu durumda beton yüzeyi ıslatılarak ölçüm yeniden yapılmalıdır.



Şekil 3.4 Betonarme Demiri Potansiyelinin Ölçülmesi [64]

ASTM 876-91 deney metodunda potansiyel ölçüm sonuçlarının aşağıdaki şekilde değerlendirilmesi önerilmektedir.

1. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.20 Volt CSE'den daha pozitif ise, demirlerin %90 olasılıkla korozyona uğramadığı kabul edilebilir.
2. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.20 Volt ile -0.35 Volt CSE arasında ise, betonarme demirlerinin korozyona uğrayıp uğramadığı belirsizdir.
3. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.35 Volt CSE'den daha negatif ise, demirlerin %90 olasılıkla korozyona uğradığı kabul edilebilir.
4. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.50 Volt CSE'den daha negatif ise, demirlerin şiddetli korozyona uğradığı söylenebilir.

3.3.2 Korozyon Hızının Ölçülmesi

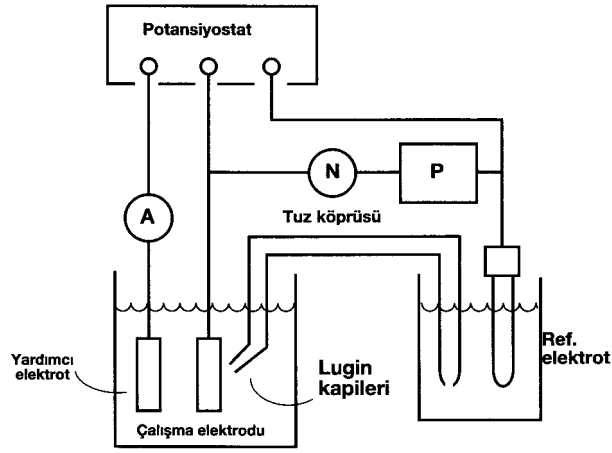
Korozyon hızının ölçümü için fiziksel veya elektrokimyasal metotlar vardır. Fiziksel metotlar ağırlık kaybı ölçümlerine dayanır. Belli bir süre korozif ortamda tutulan metal parçasının birim yüzeyinde meydana gelen ağırlık kaybı ölçülür. Bu ölçümlerle uzun bir zaman dilimi içindeki ortalama korozyon hızı tayin edilebilir.

Beton içindeki korozyon hızının ağırlık kaybı yöntemi ile tayini hem uzun zaman, hem de belirli sürelerle betonun kırılarak içindeki numunenin çıkarılmasını gerektirir.

Elektrokimyasal metotlarda beton içinde bulunan metale bir dış akım uygulanarak polarizasyon eğrileri elde edilir. Bu eğriler kullanılarak korozyon direnci veya doğrudan

ekstrapolasyon yoluyla korozyon akımı (I_{cor}) elde edilebilir. Son zamanlarda geliştirilen lineer polarizasyon bölgesindeki polarizasyon doğrusunun eğimi (polarizasyon direnci) yöntemi ile kısa süre içinde korozyon hızı ölçülebilmektedir.

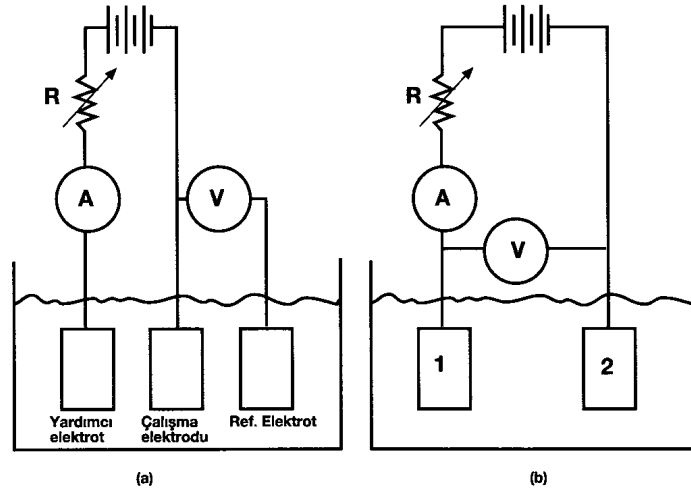
Elektrokimyasal tekniklerin ve modern cihazların gelişmesi ile birlikte korozyon hızı tayininde lineer polarizasyon direnci yöntemi önem kazanmıştır. Bu deney galvanostatik veya potansiyostatik olmak üzere iki yöntem ile yapılmaktadır [66]. Galvanostatik yöntemde, uygulanan akım yoğunluğu sabit tutularak potansiyel düzgün aralıklarla değiştirilir. Potansiyometrik yöntemde ise, elektrot potansiyeli bir potansiyostat yardımı ile sabit tutularak bu potansiyelle karşılık gelen uygulanan akım yoğunlukları ölçülür. Şekil 3.5’de potansiyostatik yöntemle polarizasyon ölçümünün şematik görünümü verilmiştir.



Şekil 3.5 Potansiyostatik Olarak Polarizasyon Ölçümü [64]

Galvanostatik yöntem biri üç elektrot, diğeri iki elektrot olmak üzere iki şekilde uygulanmaktadır. Üç elektrot yönteminde biri çalışma elektrotu, biri yardımcı elektrot ve biride referans elektrot olmak üzere üç elektrot bulunur. İncelenmekte olan elektroda inert bir yardımcı elektrot ile anodik veya katodik yönde sabit bir dış akım uygulanır. Bu akım altında belli bir süre beklenerek elektrot potansiyeli referans elektroda karşı ölçülür. Daha sonra değişken bir reosta ile uygulanan akım yoğunluğu değiştirilerek elektrot potansiyeli yeniden ölçülür. Üç elektrot yöntemine göre yapılan polarizasyon ölçümünün şematik görünümü Şekil 3.6(a)’da verilmiştir. İki elektrot yönteminde ise, birbirinin aynı olan iki çalışma elektrotu kullanılır. Bu yöntemde referans elektrot bulunmaz. Şekil 3.6(b)’de iki elektrot yöntemine göre yapılan polarizasyon ölçümünün şematik görünümü verilmiştir. İki elektrot yöntemine göre polarizasyon ölçümü deneyi şöyle yapılır: Başlangıçta, devreye hiç dış akım vermeden önce iki elektrot arasındaki korozyon potansiyelleri farkı okunur. Daha sonra anodik veya katodik yönde

bir dış akım uygulanarak her iki elektrot arasındaki potansiyel farkı yeniden ölçülür. Bu işleme ± 20 mV potansiyel farkı elde edilinceye kadar dış akım yoğunluğu artırılarak devam edilir. Böylece lineer polarizasyon bölgesi için (E-i) eğrisi elde edilebilir. Lineer bölge dışında anodik ve katodik polarizasyon eğrilerinin simetrikliği bozulacağı için bu yöntemin kullanılması uygun olmaz.



Şekil 3.6 Galvanostatik Yöntemle Polarizasyon Ölçümleri (a) Üç Elektrot Yöntemi (b) İki Elektrot Yöntemi [64]

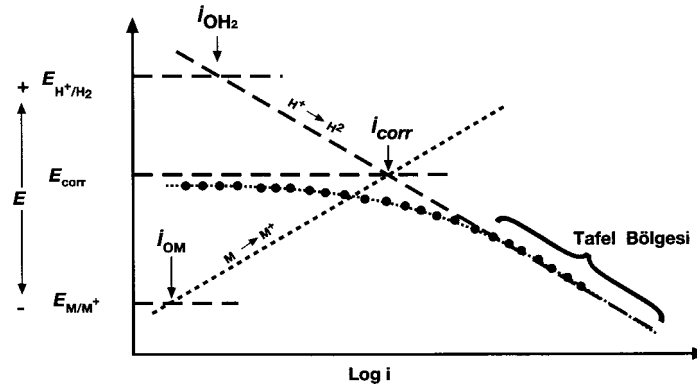
3.3.2.1 Tafel Ekstrapolasyon Yöntemi ile Korozyon Hızının Tayini

Deneylerle elde edilen polarizasyon eğrileri, metalin söz konusu olan elektrolit içindeki korozyon hızının belirlenmesinde kullanılabilir. Şekil 3.7’de görüldüğü gibi katodik polarizasyon eğrisinin Tafel lineer bölgesi korozyon potansiyeline ekstrapole edilerek akım yoğunluğu (korozyon hızı) elde edilebilir.

Katodik polarizasyon eğrilerine benzer şekilde, anodik yönde bir dış akım uygulayarak anodik polarizasyon eğrileri de elde edilebilir. Bu durumda elektrot potansiyeli korozyon potansiyelinden itibaren pozitif yönde sapar. Uygulanan dış akım yoğunluğuna bağlı olarak anodik reaksiyon hızı artarken katodik reaksiyon gittikçe geriler. Teorik olarak anodik polarizasyon eğrilerinde de aynen katodik polarizasyon eğrilerinde olduğu gibi lineer bir Tafel bölgesinin bulunması gerekir. Ancak anodik polarizasyon eğrileri her zaman ideal hale uygun biçim göstermeyebilir. Anodik polarizasyon eğrilerinin ideal halden sapmasının çeşitli nedenleri vardır.

- Anodik reaksiyon bir çözünme reaksiyonudur. Bu nedenle anot yakınlardaki çözelti özellikleri kısa sürede değişir.
- Çözünme sonucu metal yüzeyi de değişikliğe uğrar.
- Korozyon ürünleri metal yüzeyinde çözünmeyen bileşikler halinde çökerek metalin pasifleşmesine neden olabilirler.

Bu sakıncalar nedeniyle korozyon hızının Tafel ekstrapolasyon yöntemi ile tayininde genellikle katodik polarizasyon eğrilerinin kullanılması tercih edilir.



Şekil 3.7 Tafel Ekstrapolasyon Yöntemi ile Korozyon Hızının Belirlenmesi [64]

3.3.2.2 Lineer Polarizasyon Tekniği

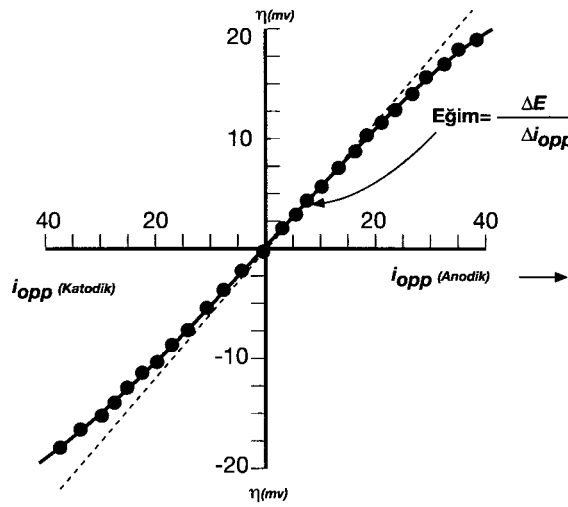
Betonarme demirlerinin korozyon hızını arazide ölçmek için özel cihazlar geliştirilmiştir. Bu cihazlar ile belli yüzey alanındaki demir yüzeyine bir dış akım uygulanarak, buna karşılık gelen potansiyel değerleri ölçülmektedir. Daha önce açıklanmış olduğu gibi korozyon potansiyeli yakınındaki anodik ve katodik polarizasyon eğrilerinde lineer bir bölge bulunmaktadır. Yaklaşık olarak ± 10 mV'luk bir bölgede uygulanan akım yoğunluğu ile ölçülen aşırı gerilim (aktivasyon aşırı gerilimi) lineer olarak değişmektedir. Bu bölgede akım yoğunluğu apsiste, aşırı gerilim ordinatta olacak şekilde çizilen doğrunun eğimi $R_p = \Delta E / \Delta i$ "polarizasyon direnci" olarak tanımlanmaktadır. Bu durum Şekil 3.8'de gösterilmiştir. Polarizasyon direncini kullanarak korozyon hızını hesaplamak üzere Stern ve Geary tarafından eşitlik (3.9)'da verilmiştir [66].

$$i_{cor} = \frac{\beta_a \beta_c}{2,3 R_p (\beta_a + \beta_c)} \quad (3.9)$$

Eşitlik (3.9)'da β_a ve β_c anodik ve katodik Tafel sabitleridir ve deneysel olarak tayin edilebilir. Bu bağıntıda R_p dışında bulunan terimler sabittir ve bunlar toplu olarak (B) ile gösterilebilir. Bu durumda korozyon hızı,

$$i_{cor} = \frac{B}{R_p} \quad (3.10)$$

olarak hesap edilebilir. (B) sabiti normal betonlar için 26 mV veya 52 mV olarak alınabilir. ($\beta_a = \beta_c = 0.118$ V olması halinde $R_p = 25,6$ Ohm dur.)



Şekil 3.8 Korozyon Potansiyeli Yakınında Oluşan Lineer Polarizasyon [64]

Pratikte yalnız polarizasyon direncini ölçmekle kalmayıp, doğrudan korozyon hızını veren özel cihazlar (microprocessor) kullanılmaktadır. Bu cihazlar ile betonarme demirlerinin korozyon hızını 5 dakika içinde ölçmek mümkün olmaktadır. Ancak (A/cm^2) olarak elde edilen korozyon hızı değerlerinin yorumlanması ve pratik amaçlar ile kullanılmasında bazı zorluklarla karşılaşmaktadır. Öncelikle, arazide yapılan korozyon hızı deneylerinde deneye tabi tutulan betonarme demiri yüzey alanının belirlenmesi son derece güçlük yaratmaktadır. Diğer taraftan beton direncinin yüksek oluşu, aktivasyon aşırı gerilimi yanında omik potansiyel değişimi (IR)'inde yer almasına neden olmaktadır. Başta sıcaklık ve rutubet olmak üzere korozyon hızı üzerinde birçok faktör etkili olmaktadır. Bu nedenle anlık olarak elde edilen korozyon hızının değerlendirilmesi ve pratik amaçlar ile kullanılması ancak geniş sınırlar içinde mümkün olabilmektedir. Pratikte ölçülen korozyon hızı ile betonarme demirlerinin korozyona dayanıklılığı arasında Tablo 3.1'de ki bağıntı verilmiştir [64].

Tablo 3.1 Korozyon Hızına Göre Demirlerin Korozyon Dayanıklılığı

Ölçülen Korozyon Hızı	Betonarme Demirlerinin Korozyona Dayanıklılığı
$i_{cor} < 0,2 \mu A/cm^2$	Demirler korozyona uğramamaktadır
$i_{cor} = 0,2-1,0 \mu A/cm^2$	10–15 yıl içinde korozyon etkili olabilir
$i_{cor} = 1,0-10,0 \mu A/cm^2$	2–10 yıl içinde korozyon beklenir
$i_{cor} > 10,0 \mu A/cm^2$	2 veya daha az yıl içinde korozyon beklenir

4. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Çeliğin karbon miktarındaki artış mukavemet artışı sağlarken şekillenebilirliği ve kaynak kabiliyetini düşürmektedir. Bileşimdeki karbon miktarı düşük tutularak mangan ve nikel gibi alaşım elementlerinin miktarı artırılırsa kaynak kabiliyetine zarar vermeden mukavemet ve tokluk artırılabilir. Bu metotla birçok HSLA (High Strength Low Alloy) çeliği üretilmiştir. Ayrıca yüksek mukavemet sağlamak için krom ve molibden gibi diğer alaşım elementleri de katılarak su verme ve temperleme işlemi de uygulanmaktadır [67].

HSLA çeliklerin bir sınıfı olan mikro alaşımlı çelikler, son yıllarda araştırmacılara açık bir konu olmuş ve gelişmeler kaydedilmiştir. Bu çeliklere ilave edilen Ti, Nb ve V gibi mikro alaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu artırmaktadırlar. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeme ile üretildiklerinden çok ekonomiktirler. Ancak bu çeliklerin şekillenme kabiliyetinin istenilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını kısıtlamaktadır.

Son yıllarda çeliklerin metalürjik dizaynındaki gelişmeler, enerji tasarrufu konusunda yapılan çalışmalara yeni bir yön vermiştir. Özellikle otomobil üreticileri bu çalışmaların en büyük destekçisi olmuşlardır. Örneğin, taşıtın boyutunu küçülterek ve/veya mukavemet / ağırlık oranı yüksek malzemeler kullanarak yapılacak olan ağırlık tasarrufu, taşıtın yakıt sarfiyatının azalmasına neden olur. HSLA ve dual-faz çelikleri mukavemet / ağırlık oranları yüksek olan malzemeler olduklarından otomotiv endüstrisinde kullanılmaktadırlar. Eşit çekme mukavemeti değerlerinde, dual-fazlı çelikler HSLA çeliklerinden daha sünek oldukları için otomotiv endüstrisinde daha geniş kullanım alanına sahiptirler [55].

Dual-fazlı çeliklerin özelliklerini test eden ilk araştırmacı Rashid'tir [51, 53, 68]. Bu araştırmalar ile dual-fazlı çeliklerin farklı gerilme-şekil değiştirme eğrilerine sahip olduğunu ve bunların yaklaşık aynı bileşimli alışılagelmiş sıcak haddelenmiş çeliklerden daha yüksek uzama gösterdikleri sonucuna ulaşılmıştır.

Piplani ve Raghavan'ın araştırmalarına göre ilk kez ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ile dual-faz elde eden ilk araştırmacılar Davies ve Wilshire'dir. Birkaç yıl sonra Grange, ($\alpha + \gamma$) bölgesinden su verdiği çeliğin akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranında düşme ve aynı zamanda süneklikte artma meydana geldiğini görmüştür [44].

Bu çeliklerin, yüksek deformasyon sertleşmesi hızına, preste iyi şekillenme ve nokta kaynağı kabiliyetine sahip olduğu Matsuoka tarafından tespit edilmiştir. Ayrıca Matsuoka ve Yamamori preste iyi şekillenebilen, iyi nokta kaynağı yapılabilen ve düşük akma mukavemetine sahip bir dual faz çeliği geliştirmişlerdir [69]. Koo ve Thomas [60], Grange'nin ostenitleme tekniğini kullanarak Mn, Si, Cr içeren çeliklere küçük taneli dual-faz özelliği kazandırmışlardır.

Davies [43], Mileiko teorisine dayanarak manganlı çeliklerde süneklik-mukavemet ilişkisini incelemiştir.

Baucher ve Hamburg [59], vanadyum mikro alaşımlı çeliğini (Van 80) ($\alpha + P$) bölgesinden γ bölgesine kadar tavlayıp buradan $\alpha + \gamma$ bölgesine kontrollü bir şekilde soğutup $\gamma \rightarrow (\alpha + \gamma)$ dönüşümünü gerçekleştirmişlerdir. Bu dönüşüm gerçekleştikten sonra hızlı soğutarak $(\alpha + \gamma) \rightarrow (\alpha + M)$ fazını elde etmişlerdir. Elde ettikleri bu yapıya ADP (Austenite Dual-Phase) adını vermişlerdir.

Rashid ve Araki [68, 70], ($\alpha + P$) bölgesinden ($\alpha + \gamma$) bölgesine tavlama yaparak buradan hızla soğuma uygulamış ve ($\alpha + M$) fazı elde etmişlerdir. Yapmış oldukları bu ısıtma işlemi IDP (Intercritical Dual-Phase) adını vermişlerdir.

Hayami ve Furukawa'nın çalışmalarını takip eden diğer Japon araştırmacılar soğuma hızının etkisi üzerinde çalışmalar yapmışlar ve orta hızdaki soğumanın ferritin temiz kalmasına yol açtığını bulmuşlardır [38].

Marder ve Rigsbee [23, 63], dual-faz çeliklerindeki kalıntı ostenitin deformasyon sertleşmesine olan etkisini incelemiştir.

Morrow ve Tither [24], molibdenyum içerikli çelik saclara ikili bölgede tavlama işlemi uygulanmışlar ve bu çalışmaları sonucunda otomobil uygulamalarında yüksek mukavemetli sacları üretmek için sürekli tavlama işlemlerinin molibden içerikli çeliklere uygun olduğunu gözlemlemişlerdir.

Coldren ve Eldis [71], çift fazlı çeliklerin fiziksel metalurjisi üzerinde durmuşlar ve çift fazlı çeliklerin HSLA çelikleri ile kıyaslamasını yaparak yine otomobil endüstrisindeki uygulamalarında çekme dayanımı, deformasyon sertleşmesi karakteristikleri, homojen süneklik parametrelerini iyi bir tablo ile ilişkilendirmişlerdir.

Storozheva ve Fonshteyn [72], düşük karbonlu ferrit-martenzit çeliklerinde vanadyum ve manganın yaşlanma üzerindeki etkilerini incelemişler ve düşük karbonlu çeliklerde vanadyum ilavesinin su verme yaşlanmasını artırdığını göstermişlerdir.

Chang [73], düşük karbonlu dual-fazlı çelikte tuzlu suda su verme işlemi sonucunda dönüşmemiş (kalıntı) ostenitin çift fazlı yapı üzerindeki etkisini incelemiştir.

Chang ve Prebon [74], yapmış oldukları çalışmada dual-fazlı çeliklerde ferrit tane boyutu ve martenzit hacim oranının çekme özelliklerine olan etkilerini incelemiştir. Ferrit tane boyutunun küçülmesi sonucunda akma, çekme mukavemetleri ile toplam uzama değerlerinde artış olduğunu buna karşılık martenzit hacim oranı arttıkça akma ve çekme mukavemetlerinde artış meydana gelirken toplam uzamada azalma olduğunu saptamışlardır.

Tomita ve Okabayashi [75], dual-fazlı çeliklerin ve soğuk işlenmiş metallerin çekme gerilmesi – uzama analizleri üzerinde durmuşlardır. Çeşitli karbon içerikli çeliklere üç farklı

çeşitte çift fazlı yapı kazandırıp bu işlemlerin sonucunda oluşan farklı martenzit oranlarının akma değerlerine, üniform ve toplam uzama değerlerine olan etkilerini incelemişlerdir. Karbon içeriğinin ve tavlama sıcaklığının artmasıyla akma gerilmelerinin arttığını üniform ve toplam uzama değerlerinin düştüğünü göstermişlerdir.

Yükler [67] yapmış olduğu çalışmada, alaşımsız dual-fazlı çeliklerin mekanik ve nokta kaynağı özelliklerini incelemiştir. Bu amaçla kalınlıkları 1 mm civarında olan SAE1010 ve kimyasal bileşimi SAE1010'a yakın olan düşük karbonlu çelikleri kritik sıcaklıklar arasındaki muhtelif sıcaklıklarda tavlایarak buz+su+tuz karışımında su vermiştir. Daha sonra 200-500 °C arasında temperleme yapmıştır. Değişik ısıtma işlem şartlarının mekanik özellikler üzerindeki etkisini çekme deneyi yapılarak belirlemiştir. Ayrıca, elde edilen dual-faz çeliğinin nokta kaynağı özelliğini de incelemiştir.

Demirkol ve Aran [76], düşük karbonlu yapı çeliklerini çift-fazlı içyapı oluşturarak kullanma olanaklarını araştırmışlardır. Bu amaçla, ülkemizde üretilen basit karbonlu çelik malzemelerin çift-fazlı içyapı oluşturmak suretiyle kullanılıp kullanılamayacağı üzerinde durmuşlar ve örnek olarak alınan SAE1010 çeliğinde bu uygulamanın sağlayabileceği yararların sınırlarını belirlemiştir.

Aksoy [18], inşaat çeliğinin mekanik özelliklerinin dual-faz yöntemiyle geliştirilmesi üzerine bir çalışma yapmıştır. Yapmış olduğu çalışma neticesinde, ucuz ve makine yapı çeliği açısından vasıfsız olarak kabul edilen inşaat çeliğinden dual-faz yöntemiyle mekanik özellikleri geliştirilmiş bir malzemenin imal edilmesinin mümkün olduğunu ortaya koymuştur.

Aksoy ve Esin [77], karbon içeriği %0,20 ve çapı 7,2 mm olan silindirik numunelere dual-faz ısıtma işlemi uygulayarak yorulma dayanımını da içeren mekanik dayanımın değişimini incelemişlerdir. Çalışmanın sonucu olarak, ASTM A 36 yapı karbon çeliğinin mekanik dayanımının dual-faz ısıtma işlemi ile geliştirilebileceği ortaya konmuştur. Ancak, hızlı soğutmanın yapılan işlemin anahtarı olduğunu ve kullanılan numunenin daha geniş kesite sahip olması durumunda perlit fazının oluşabileceğini belirtmişlerdir.

Aksakal ve Arıkan [78], yaptıkları çalışma ile dual-faz çelikte mekanik özellik – mikroyapı ilişkisini incelemişlerdir. Bu amaçla, %0.11 C'lu çelik sac numuneleri ($\alpha + \gamma$) bölgesinde değişik sıcaklıklarda farklı sürelerde tavlایarak buz+su+tuz karışımında su vermiş ve bileşimleri ve miktarları farklı olan martenzit ve ferritten ibaret dual-fazlı yapı elde etmişlerdir. Elde edilen dual-faz çeliği mekanik deneylere tabii tutarak martenzit hacim oranı ile mekanik özelliklerin değişimini incelemişlerdir.

Çimenoglu [79], yapmış olduğu çalışma ile dual-fazlı çeliklerin deformasyon davranışını incelemiştir. Bu amaçla, A₁-A₃ sıcaklıkları arasında 5 ayrı sıcaklıktan su verdiği

alaşımız düşük karbonlu (%0,074 C) çelik sacın oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri ve deformasyon davranışlarını incelemiştir.

Çimenoglu [80] yapmış olduğu bir başka çalışmada, çift fazlı çeliklerin deformasyon yaşlanması özelliğini incelemiştir. Bu çalışma neticesinde, çift fazlı çeliklerde deformasyon yaşlanmasının sadece karbon ve azot atomlarının yayılmasıyla gerçekleşmediğini, bunun yanı sıra, dislokasyonlar tarafından tutulan arayer atomlarının yeni bir düzene girdiklerini de ileri sürmüştür.

Bakkaloğlu ve Sönmez [81], çift faz ısıtma işlemi ile yalın karbonlu yapı çeliklerinde mekanik özelliklerin iyileştirilmesi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Bu amaçla, SAE1010 ve SAE1020 sade karbonlu yapı çeliklerine kritik bölgede tavlama uygulayarak ani soğutma sonucu dual-faz yapısı elde etmişler ve elde edilen yapının özelliklerini incelemiştir.

Bakkaloğlu [82] yapmış olduğu bir diğer çalışmada, kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemin çeliklerde gevrekleşme sorununu kontrol etmek ya da azaltmak amacıyla bir önlem olduğunu ileri sürmüştür.

Al [83] yapmış olduğu çalışmada, dual-fazlı çeliklerin kısa ömürlü yorulmasını incelemiştir. Düşük karbonlu (%0,09 C) dual-fazlı çeliğin kısa ömürlü yorulma özelliklerini incelemek amacıyla yaptığı çalışmada martenzit miktarı, frekans ve genleme alanının yorulma ömrüne ve çatlak ilerleme hızına etkisini araştırmıştır. Bu amaçla, %11.44, %22.8 ve %44.13 oranında martenzit içeren dual-fazlı çeliklerin %0,5 ve %1 genleme alanında ve 25–100–200 dev/dak. frekansla kısa ömürlü yorulma deneylerini yapmıştır.

Demir [58] çift fazlı çelik üretimi, çift fazlı çeliklerde martenzit hacim oranı ve morfolojisinin çekme özellikleri üzerine etkisi başlıklı çalışmada, sabit martenzit hacim oranında ikinci faz (martenzit) morfolojisinin (şekil, boyut, dağılım) çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri üzerine etkilerini incelemiştir. Çalışmada, sementasyon çeliği olarak adlandırılan Ç. 8620 çeliğini kullanmıştır.

Toktaş [55], dual-faz çeliğinde martenzit oranının mekanik özelliklere etkisini araştırmıştır. Bu amaçla, Erdemir'in sıcak haddeleme metodu ile ürettiği 3936, 5035 ve 5040 kalitede üç farklı karbon oranına sahip çelik sac numunelere ($\alpha + \gamma$) bölgesinde 4 farklı sıcaklıktan su vererek mekanik özelliklerdeki değişimi incelemiştir.

Ula [84], dual-fazlı çeliklerde ikinci faz martenzit morfolojisinin mekanik özelliklere etkisini incelemiştir. Bu amaçla, %0,1 C içeren alaşımız çeliklere intercritical annealing, intermediate quenching ve step quenching olmak üzere üç farklı ısıtma işlemi uygulamıştır. Elde edilen farklı dual-faz yapılarını birbirileri ile mukayese etmiştir. En yüksek çekme mukavemeti intercritical annealing ısıtma işlemi ile elde edilen numunelerde, en düşük süneklik ve kırılma tokluğu değerlerini ise step quenching ısıtma işlemi ile elde ettiği numunelerde gözlemlemiştir.

Intermediate quenching ısıt işlemleri ile elde edilen dual-faz çeliklerin fiberli martenzitik yapıya sahip olduğunu ve en yüksek süneklik ve kırılma tokluğu değerlerine ulaştığını çalışmanın sonucu olarak bildirmiştir.

Bag, Ray ve Dwarakadasa [85], yüksek martenzitli dual-faz çeliklerin çarpma ve çekme dayanımına martenzit içeriği ve morfolojisinin etkisini incelemiştir. Bu amaçla, bor ve vanadyum içeren mikro alaşımlı bir çeliğe intermediate quenching ısıt işlemleri uygulayarak farklı martenzit hacim oranına sahip ince dağılımlı martenzit içeren bir seri dual-faz çeliği üretmişlerdir. Kritik tavlama sıcaklığını değiştirerek martenzit hacim oranını 0,3'den 0,8'e kadar değiştirmişlerdir. Elde edilen bu çeliklerin çekme ve çarpma özelliklerini inceleyerek aynı çeliklerin kademeli su verilmiş (step quenching) olanları ile karşılaştırma yapmışlardır.

Tavares ve diğerleri [86], yaptıkları çalışma ile martenzit hacim oranı ile 100, 200 ve 300 °C sıcaklıklarda yapılan temperleme ısıt işleminin dual faz çeliğinin mekanik özellikleri üzerine etkilerini incelemiştir.

Durmuş [87], dual-fazlı çeliklerde gerilme-şekil değiştirme eğrilerinin analizini yapmıştır. Bu amaçla %0,16 karbon oranına sahip çeliklere, intercritical annealing ve intermediate quenching olmak üzere iki farklı ısıt işlem uygulamıştır. Elde edilen farklı içyapılı dual-fazlı çelik numunelere sabit hızda çekme testleri uygulamıştır. Çekme testleri ile elde edilen gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerini analiz etmiştir. Gerilme-şekil değiştirme ilişkisini amprik olarak ifade eden denklemleri irdelemiş, en uygun denklemi kullanarak farklı içyapılardaki dual-fazlı çeliklere ait deformasyon sertleşmesi parametreleri olan deformasyon sertleşmesi üssü (n), mukavemet katsayısı (K) değerlerini bulmuştur.

Sudhakar ve Dwarakadasa [88], atmosfer ortamındaki martenzitik dual-faz çeliğinde yorulma çatlağı büyümesi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Bu amaçla, 730 ile 850 °C arasındaki sıcaklıklarda ısıt işlem uygulayarak %32 ile %76 arasında farklı oranlarda martenzit içeren dual-faz çeliği elde etmişlerdir. Elde ettikleri bu çelikler üzerinde yorulma çatlağı büyümesi ve kırılma tokluğu deneyleri yapmışlardır.

Çelik [89], yapmış olduğu çalışma ile AISI-SEA 4330 çeliğinin çift fazlı çelik ısıt işlemine tepkisi ve çift fazlı çelik mikroyapısının çekme özellikleri üzerine etkisini araştırmıştır. Çalışma neticesinde, %50 martenzit hacim oranına ve ince mikroyapıya sahip çift fazlı çeliğin, üretildiği AISI-SEA 4330 çeliğinden daha yüksek çekme dayanımı ve süneklik sergilediğini ileri sürmüştür.

Arıdağ [90], dual-fazlı çeliklerde içyapının mekanik özelliklere etkisini incelemiştir. Bu amaçla, bileşimi %0,13 C, %0,97 Mn, %0,2 Si olan düşük karbonlu çeliğe dual-faz yapısı elde edebilmek için 910 °C'de (γ) bölgesinde 45 dk tutup suda su vererek martenzit yapısı elde etmiş ve sonra 740, 770, 800 ve 830 °C sıcaklıklarda ($\alpha + \gamma$) bölgesinde 15, 30 ve 60 dk sürelerde

tavlayıp suda su vermiştir. Ara su verme (intermediate quenching) ısıt işlemleri metodu ile elde edilen dual-faz çeliğinin mekanik özelliklerini incelemiştir.

Bayram ve Uğuz [91], yaptıkları çalışma ile dual-faz çeliğinin aşınma davranışında mikroyapının etkisini incelemiştir. Bu amaçla, %0,1 C içeriğine sahip çeliğe farklı morfolojiye sahip ferrit ve martenzit fazları elde edebilmek için intercritical annealing, intermediate annealing ve step quenching ısıt işlemlerini uygulamışlardır. Çalışma neticesinde, intercritical annealing ısıt işlemleri ile elde edilen numunelerin en yüksek dayanıma karşın en düşük aşınma direnci gösterdiğini, step quenching ısıt işlemleri ile elde edilen numunelerin ise çekme dayanımları kötü çıkarken aşınma dirençlerinde artış meydana geldiğini ve en iyi sonucu ise intermediate quenching ısıt işlemleri ile elde edilen numunelerin verdiğini ileri sürmüşlerdir.

Mindivan ve diğerleri [92] yaptıkları çalışma ile çeliklerin aşınma davranışına çift fazlı ısıt işlemleri etkisini incelemiştir. Bu amaçla, karbon eşdeğeri %0,20 ve %0,42 olan iki farklı alaşımsız çeliğe kritik dönüşüm sıcaklıkları arasındaki çift fazlı bölgede farklı sıcaklıklardan su vererek çift fazlı yapı elde etmişlerdir. Çalışma neticesinde, mikroyapıda %20'den daha yüksek oranlarda martenzit oluşturan çift fazlı ısıt işlemleri sonucunda, artan martenzit hacim oranı ile aşınma direncinde önemli artış olduğunu tespit etmişlerdir.

El-Sesy ve El-Baradie [93], dual-fazlı çeliklerin özellikleri ve yapısı üzerine karbon ve demir karbürün etkisini incelemiştir. Bu amaçla, %0,11 C, %1,58 Mn ve %0,4 Si içeriğine sahip ferrit-perlit çeliğine interkritik bölgede tavlama sonucu farklı soğutma hızlarında su verilerek dual-faz çeliği elde etmişlerdir. Elde edilen dual-faz çeliğinde, Fe₃C ve/veya C'nun dual-faz çeliğinin özellikleri üzerine etkisini incelemiştir.

Erdoğan [94], dual-faz çeliğindeki faz dönüşümü üzerine ostenit dağılımının etkisini incelemiştir. Bu amaçla, %0,065 C, %1,58 Mn ve %0,5 Ni içerikli çeliğe 740, 750 ve 785 °C sıcaklıklardan su vererek ince ve iri dağılımlı ostenite sahip dual-faz çeliği elde etmiş ve bu çelikler üzerinde dönüşüm karakteristikleri ve ostenit dağılımının çeliğin sertleşebilirliğine etkisini incelemiştir.

Das, Chattopadhyay ve Bandyopadhyay [95], yaptıkları çalışma ile mekanik özellikleri geliştirmek için yüksek martenzitli dual-faz çeliğinde martenzit morfolojisinin değişimini incelemiştir. Bu amaçla, düşük karbonlu mikro alaşımlı bir çeliğe step quenching ve intermediate quenching ısıt işlemleri uygulayarak yüksek martenzitli dual-faz çeliği elde etmişlerdir. Elde ettikleri çeliklerin mekanik özelliklerine martenzit morfolojisinin etkisini araştırmışlardır.

Huang, Poole ve Militzer [96], kritik bölgede tavlama süresince ostenit oluşumunu incelemiştir. Bu amaçla TRIP (transformation-induced plasticity) ve dual-faz çelikleri için kullanılan düşük karbonlu çelikler ile deneysel çalışmalar yapmışlardır. İlk kez uygulanan farklı

ısıtma oranları, sıcaklıkta bekletme ve süreleri ile ostenit oluşum kinetiklerini ve ferritin yeniden kristalleşmesini incelemişlerdir. Yaptıkları çalışma ile endüstriyel uygulama ve alaşım tasarımlarında uygun bir bakış ve temel esaslar açısından ilginç sonuçlar ileri sürmüşlerdir.

Anijdan ve Vahdani [97], yüksek sıcaklıklarda deforme edilmiş dual-faz çeliğinin oda sıcaklığındaki mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Bu amaçla, farklı martenzit hacim oranı ve morfolojisine sahip dual-faz çeliklerini 150–450 °C sıcaklıklarda %2 ile %8 oranında deformasyona uğratmışlardır. Araştırmacılar oda sıcaklığında yaptıkları çekme deneyleri ile akma ve çekme gerilmelerinin ön gerilmeye, deformasyon sıcaklığına ve martenzit hacim oranı ile morfolojisine bağlı olduğunu ileri sürmüşlerdir.

Ekrami [98], yaptığı çalışma ile dual-faz çeliklerinin yüksek sıcaklıktaki mekanik özelliklerini incelemiştir. Bu amaçla, farklı martenzit hacim oranı ve morfolojisine sahip dual-faz çeliklerine 25-550 °C arasındaki sıcaklıklarda çekme deneyi uygulamıştır. Çalışma neticesinde, 450 °C'ye kadar akma ve çekme dayanımında sıcaklığa bağlı olarak artış meydana geldiğini bu sıcaklıktan sonra ise azalma meydana geldiğini, benzer şekilde martenzit hacim oranındaki artışa bağlı olarak bu sıcaklıkta akma ve çekme dayanımı ile sertlik değerlerinde artış meydana geldiğini ileri sürmüştür.

Bahrami, Anijdan ve Ekrami [99], neural network model kullanarak dual-faz çeliklerinin mekanik özelliklerinin tahmini üzerine bir çalışma yapmışlardır. Bu amaçla, farklı martenzit hacim oranı ve morfolojisine sahip dual-faz çelikleri, 150–450 °C arasında %2 ile %8 oranında deformasyona uğratılmışlardır. Çalışma neticesinde, deneysel veriler ile neural network modelleme verileri arasında büyük bir uyum olduğunu ve bu sistemin dual-faz çeliklerinin mekanik davranışlarının modellenmesinde kullanılabileceğini ileri sürmüşlerdir.

Modi [100], yaptığı çalışma ile %0,19 C oranına sahip bir dual-faz çeliğinin mekanik ve aşınma özellikleri üzerine martenzit ve ferritin miktar ve boyutlarının etkisini göstermeyi amaçlamıştır. Çalışma neticesinde çarpma, süneklik ve dayanım gibi mekanik özelliklerin yanı sıra numunelerin aşınma direncinin de malzeme ve test şartlarından büyük oranda etkilendiğini ileri sürmüştür.

Tayanç, Aytaç ve Bayram [101], dual-faz çeliğinin yorulma dayanımına karbon içeriğinin etkisini incelemişlerdir. Bu amaçla, %0.085, 0.36 ve 0.38 karbon içeriğine sahip çelikleri 745, 760, 775 ve 790 °C sıcaklıklarda tavladıktan sonra su vererek dual-faz yapısı elde etmişlerdir. Yapmış oldukları yorulma deneyleri dual-faz çeliklerinin yorulma dayanımlarının yüksek olduğunu göstermiştir.

Dual-faz çeliklerinin korozyon davranışı ile ilgili literatürde sınırlı sayıda çalışma mevcuttur. Aşağıda mevcut olan bu çalışmalardan kısaca bahsedilmiştir.

Dual-faz çeliğinin korozyon davranışı üzerine ilk çalışmayı, Trejo ve arkadaşları [8] yapmıştır. Yaptıkları çalışma ile betondaki dual-faz çeliğinin korozyon davranışını incelemişlerdir. Araştırmacılar çalışma neticesinde, koroziv bir ortama maruz bırakılmış küçük beton kirişlere gömülü yaklaşık %18 oranında martenzit içeren Fe-2Si-0.1C-0.1Nb dual-faz çeliğinin üretildiği ferritik-perlitik çeliğe göre daha üstün korozyon direncine sahip olduğunu ileri sürmüşlerdir.

Aksoy ve Gençler [20] ise, yaptıkları çalışma ile otomotiv endüstrisinde kullanılan dual-faz çeliğinin korozyon davranışını incelemişlerdir. Çalışmada, elde edilen dual-faz çeliklerine farklı sıcaklıklarda temperleme ısı işlemi de uygulamışlar ve temperleme ısı işleminin korozyona olan etkilerini incelemişlerdir. Çalışma neticesinde, temperlenmemiş dual-faz çeliklerinin korozyon hızının işlem yapılmamış çeliğe göre daha düşük olduğunu ancak korozyon hızının martenzit fazındaki karbon oranına bağlı olarak temperleme sıcaklığına göre arttığını veya azaldığını ileri sürmüşlerdir.

Demir ve diğerleri [102] yaptıkları çalışmada, çift fazlı martenzitik ferritik çeliklerin üretildiği kritik tavlama sıcaklığı ve soğuma hızının NaCl çözeltisi içindeki korozyon davranışı üzerine etkisini incelemişlerdir. Çalışma sonucunda, korozyon direncinin kritik tavlama sıcaklığının artması ile artış gösterdiğini ileri sürmüşlerdir.

Sarkar ve diğerleri [21] yaptıkları çalışma ile %3,5 NaCl çözeltisindeki dual-faz çeliğinin korozyon davranışı üzerine mikroyapının etkisini incelemişlerdir. Çalışma neticesinde, faz içeriğindeki saflığın ve martenzit miktarının artışına bağlı olarak korozyon eğiliminde artış meydana geldiğini ileri sürmüşlerdir.

4.1. Genel İrdeleme

Bugüne kadar dual-faz çelikleri üzerine yapılmış olan çalışmalar ana hatları ile aşağıdaki şekilde özetlenebilir.

- Dual-faz çelikleri, kaporta malzemesi olarak kullanılan HSLA çeliklerinin özel bir türü olduğundan yapılan çalışmalar genelde sac malzemeler üzerinde yoğunlaştırılmıştır.
- Dual-faz çeliği ile ilgili yapılan ilk çalışmalarda, kaporta malzemesi olarak kullanılacak dual-faz çeliklerindeki süneklik ve dayanım ilişkisinin presle şekillendirilmeye elverişli olan optimum değerleri araştırılmıştır.
- Dual-faz çelik üretmek amacıyla kullanılan çelik malzemelerin karbon oranı genelde %0.10 ve daha düşük değerlerde tutulmuştur.

- Dual-faz çeliklerine, tane boyutunu kontrol eden ferrit tanelerinin dayanımını, ostenit tanelerinin sertleşme derinliğini artırıcı alaşım elemanları ilave edilmiş ve bunların mekanik özellikler üzerine olan etkileri incelenmiştir.
- Farklı mikroyapılara sahip dual-faz çeliği elde edebilmek amacıyla değişik dual-faz ısıt işlemleri uygulanarak elde edilen mikroyapıların mekanik özellikler üzerine etkileri incelenmiştir.
- Dual-faz çeliğine 200–500 °C arasında değişen sıcaklıklarda temperleme ısıt işlemi uygulanarak mekanik dayanımda meydana gelen değişimler incelenmiştir.
- Soğuma hızının dual-faz çeliği üzerine etkisi incelenmiştir.
- Yüksek sıcaklıklarda deforme edilmiş dual-faz çeliklerinin mekanik özellikleri incelenmiştir. Ayrıca, dual-faz çeliklerinin yüksek sıcaklıklardaki mekanik özellikleri de incelenmiştir.
- Dual-faz çeliklerinin mekanik özelliklerini tahmin edebilmek için çeşitli modellemeler yapılmıştır.
- Karbon içeriğinin, dual-faz çeliğinin mekanik dayanımı üzerindeki etkisi incelenmiştir.
- Dual-faz çeliğinin farklı ortamlarda korozyon davranışı incelenmiştir. Ancak dual-faz çeliğinin korozyon davranışı ile ilgili çalışmaların sonuçları birbirleri ile çelişmektedir. Bu nedenle literatürde dual-faz çeliklerinin korozyon davranışı ile ilgili çalışmalar mevcut olmakla birlikte yeterli olgunluğa ulaşmamıştır.

Deprem gibi doğal afetler sonucu uğranan büyük maddi ve can kayıpları sebebiyle beton takviye elemanlarının daha üstün mekanik ve kimyasal özelliklere sahip olması arzu edilmektedir. Beton takviye çeliği olarak kullanılan ferritik-perlitik çeliklerin yerine yine bu çeliklerden üretilecek olan ferritik-martenzitik çeliklerin kullanımı ile belki bu ihtiyaca cevap verebilir. Dual-fazlı çeliklerin beton takviye elemanı olarak kullanılması için araştırmalar mevcut olmakla birlikte henüz yeterli düzeye ulaşmamıştır. Yukarıda yapılan literatür araştırmasının ışığı altında, ülkemizde büyük çapta üretilen inşaat çeliğinin bu amaçla ele alınmasında yarar görülmüştür. Ayrıca deneysel maksatla kullandığımız inşaat çeliğinin karbon miktarının %0.17 ve çapının 12 mm olması, uygulama açısından bu çalışmaya yeni bir boyut getirmektedir. Dual-faz yapısı kazandırılmış inşaat çeliği üzerine temperleme ısıt işleminin etkisi ile ilgili bir çalışmanın literatürde mevcut olmaması da yapılan bu çalışmaya farklılık sağlamıştır. İnşaat çeliğinin mekanik ve kimyasal dayanımının artırılmasının ülke ekonomisi bakımından önemi ortadadır.

Bu çalışma, inşaat çeliğine dual-faz mikroyapısı kazandırmak ve elde edilen çeliğin mekanik özellikleri ile beton içerisindeki korozyon davranışı üzerine temperleme ısıt işleminin etkisini belirlemek amacıyla yapılmıştır.

5. DENEY ÇALIŞMALARI

5.1. Deneysel Çalışmada Kullanılan Malzemenin Özellikleri

Dual-faz çeliği elde etmek amacıyla kullanılan malzeme, kimyasal analizi Tablo 5.1’de verilen İskenderun Demir ve Çelik Fabrikalarında üretilmiş 12 mm çapındaki SAE1010 inşaat çeliğidir.

Tablo 5.1 Çalışmada Kullanılan Çelik Malzemenin Kimyasal Analizi

Alaşım Elemanı	C	Si	Mn	Al	P	S
% Ağırlık	0.176	0.231	0.557	0.008	0.011	0.027

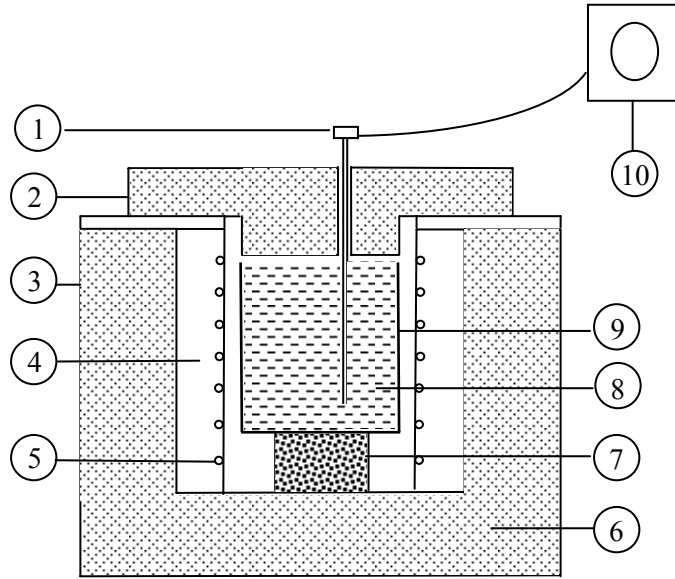
Deneysel çalışmada kullanılan numuneler, kimyasal özelliği aynı olan her biri 6 m. uzunluğundaki 5 adet kangaldan alınmıştır. Her kangalın 3 farklı bölgesinden kimyasal analiz yapılarak kimyasal yapının değişmediği görülmüştür. Kimyasal analizler üretici firma tarafından yapılmıştır.

5.2. Isıl İşlemin Uygulanması

Isıl işlem uygulaması, “Endutherm” firması tarafından imal edilen nötr tuz banyosu ile ortam kontrolü sağlanan tav fırınında yapılmıştır. Tav fırını elektrik direnci ile çalışan maksimum 1200 °C’ye kadar tavlamanın yapılabildiği ortam kontrollü bir fırındır. Fırının sıcaklık kontrolü, ± 1 °C sıcaklık hassasiyetine sahip sıcaklık kontrol cihazı ile yapılmaktadır. Nötr tuz banyosu için kullanılan nötr tuz “Petrofer Endüstriyel Yağlar San. ve Tic. A.Ş.”den temin edilen HS 550 ısıtma işlem tuzudur. Bu tuz sayesinde nötr bir ortamda dekarbonizasyon olmadan çalışılmaktadır. HS 550 ısıtma işlem tuzunun çalışma sıcaklık aralığı 570–850 °C’dir. Beyaz renkli toz halinde olan bu tuzun çalışma sıcaklığındaki yoğunluğu 2.1’dir. 850 °C’den daha yüksek sıcaklıklarda çalışılmak istendiğinde ise HS 550 ısıtma işlem tuzu ile birlikte rektifiye edici Neutrosal tuzu kullanılmalıdır. Bu durumda, çalışma sıcaklığı aralığı 570–950 °C olacak şekilde değişmektedir. Isıl işlem uygulamasında kullanılan tav fırınına ait resim Şekil 5.1’de, şematik görünüm ise Şekil 5.2’de verilmiştir.



Şekil 5.1 Ortam Kontrollü Tav Fırını



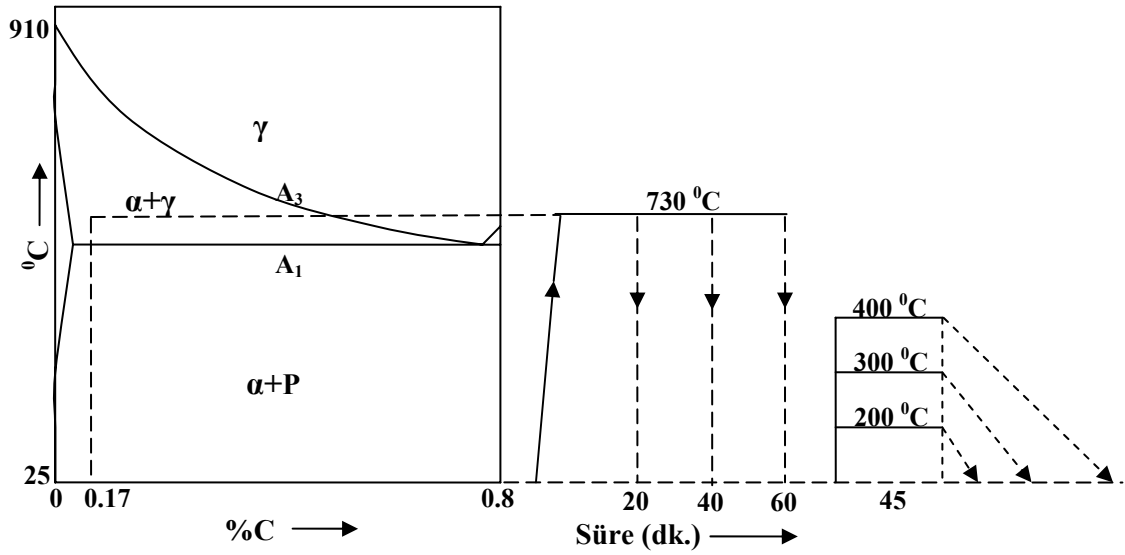
Parça No	Parça İsmi
1	Termokupl
2	Yalıtımlı Kapak
3	Çelik Sac Gövde
4	Refrakter Tuğla
5	Direnç Telleri
6	Yalıtkan Malzeme
7	Refrakter Tuğla Altlık
8	Tuz Banyosu
9	Sac Pota
10	Sıcaklık Kontrol Cihazı

Şekil 5.2 Ortam Kontrollü Tav Fırınına Ait Şematik Görünüm

5.3 Isıl İşlem Sıcaklıkları ve Süreleri

Ostenit fazının karbon oranını yüksek tutmak amacıyla çalışma sıcaklığı olarak 730 °C seçilmiş ve bu sıcaklıkta ostenitleme yapılmıştır. 730 °C'nin altındaki sıcaklıklarda perlitin dönüşümü tam olarak sağlanamamıştır. Çalışma sıcaklığında farklı oranlarda ostenit fazı elde etmek için ostenitleme süreleri farklı tutulmuştur. Bu amaçla, 730 °C çalışma sıcaklığında 20, 40 ve 60 dakika süre ile tavlanan numuneler buz + su karışımından meydana gelen soğutma ortamında hızla soğutulmuştur.

Su verilen numunelerin tamamına 200, 300 ve 400 °C sıcaklıklarda 45 dakika süreyle temperleme ısıl işlemi uygulanmıştır. Temperlenen numuneler sakin havada soğutulmuştur. Uygulanan ısıl işlemler şematik olarak Şekil 5.3'de gösterilmiştir.



Şekil 5.3 Uygulanan Isıl İşlemlerin Fe-C Faz Diyagramı Üzerinde Gösterimi

Üzerinde çalışılan numuneler ve yapılan işlemler Tablo 5.2'de verilmiştir.

Tablo 5.2 Numune Kodları ve Açılımları

Numune	Östenitleme Sıcaklığı ve Süresi	Temperleme Sıcaklığı ve Süresi
C	---	---
D20	730 °C’de 20 dk	---
D22	730 °C’de 20 dk	200 °C’de 45 dk
D23	730 °C’de 20 dk	300 °C’de 45 dk
D24	730 °C’de 20 dk	400 °C’de 45 dk
D40	730 °C’de 40 dk	---
D42	730 °C’de 40 dk	200 °C’de 45 dk
D43	730 °C’de 40 dk	300 °C’de 45 dk
D44	730 °C’de 40 dk	400 °C’de 45 dk
D60	730 °C’de 60 dk	---
D62	730 °C’de 60 dk	200 °C’de 45 dk
D63	730 °C’de 60 dk	300 °C’de 45 dk
D64	730 °C’de 60 dk	400 °C’de 45 dk

5.4. Metalografik Çalışmalar

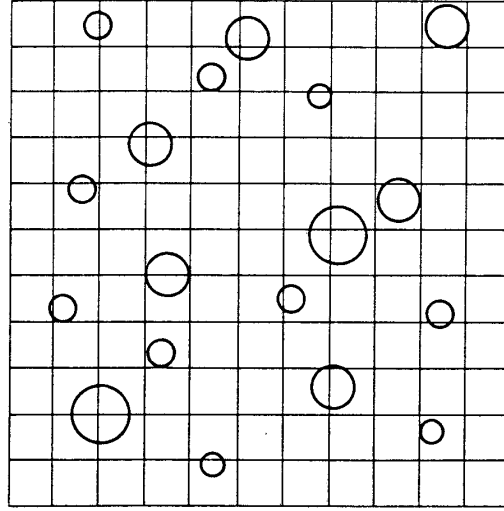
Metalografik incelemelerde kullanılmak üzere, 12 mm çapında ve 15 mm boyunda kesilerek hazırlanan numunelerin ısıtma işlemi tamamlandıktan sonra zımparalama, parlatma ve dağlama işlemleri için bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler otomatik parlatma cihazında sırasıyla 80, 180, 240, 400, 600, 800 ve 1200 meş’lik zımparalardan geçirildikten sonra, 1 mikronluk alümina pasta kullanılarak Ø 250 mm’lik parlatma çuhası ile parlatılmıştır. Parlatma işlemi tamamlanan numuneler, %2 nitrik asit (HNO₃) + %98 etanol (H₃OH) karışımından oluşan %2’lik nital solüsyonu ile ortalama 30 sn süresince dağlanmıştır. Metalografik incelemeye hazır olan numunelerin optik mikroskop altında 100x büyütmede mikroyapıları incelenerek, her numunenin kenarından merkezine doğru beş farklı noktadan fotoğraf çekilmiştir. Elde edilen bu fotoğraflar üzerinden, nicel metalografi yöntemlerinden “lineal analysis” yöntemi kullanılarak faz hacim oranları tayin edilmiştir [103]. Aynı fotoğraflar üzerinden ASTM E112 standardına göre tane sayımları yapılarak fazlarının tane büyüklükleri belirlenmiştir [103].

5.4.1. Metalografi Yöntemleriyle Faz Hacim Oranlarının Belirlenmesi

Nicel metalografinin amacı, metal ve alaşımlarının üç boyutlu gerçek yapıları hakkında nicel bilgi toplamaktır. Bunu gerçekleştirmek için çok çeşitli deney yöntemleri vardır. Fakat hepsinde izlenen yol, iki boyutlu görüntülerin ayrıntılı olarak çözülüp ölçülmesi ile elde edilen değerlerden üç boyutlu gerçek yapılara özgü değerler çıkarılması temeline dayanmaktadır. Tane büyüklüğü, ikinci fazın hacim oranı, çökelti parçacıklarının ana yapı

içerisinde dağılımı gibi nicelikler hep iki boyutlu görüntüler üzerinden yapılan ölçüm ya da sayımlardan hesaplanarak bulunur [90].

Nicel metalografi yöntemleri ile faz hacim oranlarını belirlemek için üç temel ölçüm metodu kullanılır. Bunlar, yüzey alanı (areal analysis), çizgi uzunluğu (lineal analysis) ve nokta sayımı (point count) yöntemleridir.



Şekil 5.4 Kare Ağ İçine Yerleştirilmiş Küresel Parçacıklar İçeren Bir Yapının Rasgele Kesit Alanı [103]

Şekil 5.4’de görünen küresel parçacıklar, bir malzemenin herhangi bir yerinden alınan kesitindeki bir fazı ifade etmektedir. Çapları farklı olan bu daireler önceden belirlenmiş olan kare ağ içerisine yerleştirilmiş durumdadır. Bu dairelerin temsil ettiği fazın hacim oranını belirlemek için eşitlik (5.1), (5.2) ve (5.3)’de verilen yöntemlerden biri kullanılır.

$$\text{Yüzey Alanı} = \frac{\text{Dairelerin Toplam Alanı}}{\text{Çerçeve Alanı}} \quad (5.1)$$

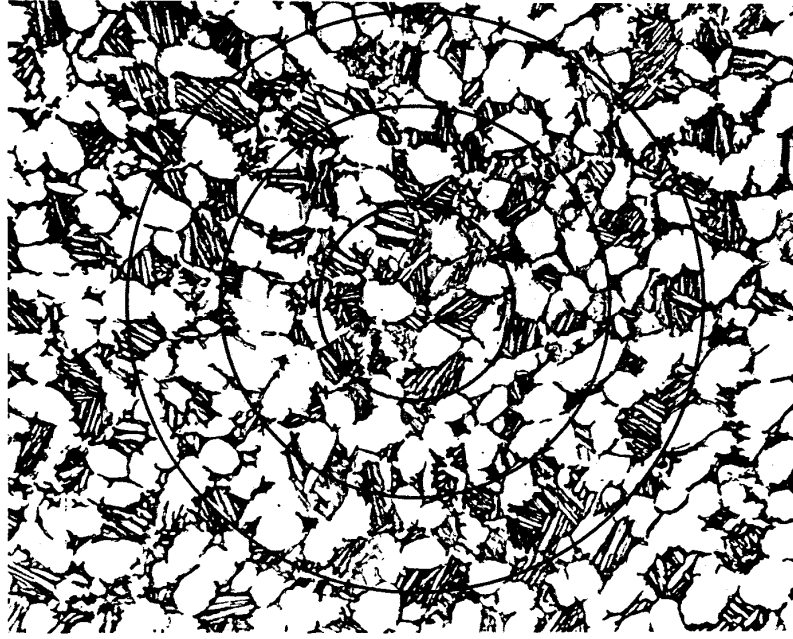
$$\text{Nokta Sayımı} = \frac{\text{Dairelerin İçinde Kalan Nokta Sayısı}}{\text{Kare Ağın Toplam Nokta Sayısı}} \quad (5.2)$$

$$\text{Çizgi Uzunluğu} = \frac{\text{Dairelerin İçinde Kalan Toplam Çizgi Uzunluğu}}{\text{Kare Ağın Toplam Çizgi Uzunluğu}} \quad (5.3)$$

Her üç yöntemle elde edilen sonuçlar birbirine çok yakın değerlerdir [103].

5.4.2. Mikroyapıdaki Fazların Tane Boyutlarının Belirlenmesi

Mikroyapıda yer alan fazların tane boyutları ile bu fazların tamamına ait ortalama tane boyutunun belirlenmesi ASTM E112 standardında açık bir şekilde anlatılmıştır. Faz hacim oranlarının belirlendiği optik mikroskop resimleri kullanılarak aşağıda anlatıldığı şekilde ferrit, perlit ve martenzit tane boyutlarının yanı sıra mikroyapıyı oluşturan fazların ortalama tane boyutu da belirlenmiştir.



Şekil 5.5 Tane Boyutları Belirlenecek Olan Kesit Üzerindeki Eş Merkezli Üç Çember [103]

Şekil 5.5’de gösterildiği gibi toplam çember uzunluğu 500 mm olan eş merkezli üç çemberin yer aldığı şablon, tane boyutları belirlenecek olan fazların yer aldığı optik mikroskop resmi üzerine yerleştirilir. Mikroyapı resminde yer alan fazların tane boyutları eşitlik (5.4) ve (5.5) kullanılarak tayin edilir [103].

$$\bar{L}_{3\alpha} = \frac{(\text{Faz Yüzdesi})(500 / \text{Büyütme Oranı})}{\text{Çizgilerin Kestiği Faz Sayısı}} \quad (5.4)$$

$$G = \left[-6.646 \log(\bar{L}_{3\alpha}) \right] - 3.298 \quad (5.5)$$

Elde edilen G değerinin ASTM E112’de yer alan tabloda ki karşılığına bakılarak tane boyutu belirlenir.

Mikroyapıyı oluşturan fazların ortalama tane boyutu ise, eşitlik (5.6), (5.7) ve (5.8) kullanılarak tayin edilir [103].

$$P_L = \frac{\text{Tane Sınır Sayısı}}{(500 / \text{Büyütme Oranı})} \quad (5.6)$$

$$\bar{L}_3 = \frac{1}{P_L} \quad (5.7)$$

$$G = \left[-6.646 \log(\bar{L}_3) \right] - 3.298 \quad (5.8)$$

Elde edilen G değerinin ASTM E112’de yer alan tabloda ki karşılığına bakılarak ortalama tane boyutu belirlenir.

5.5. Mekanik Deneyler

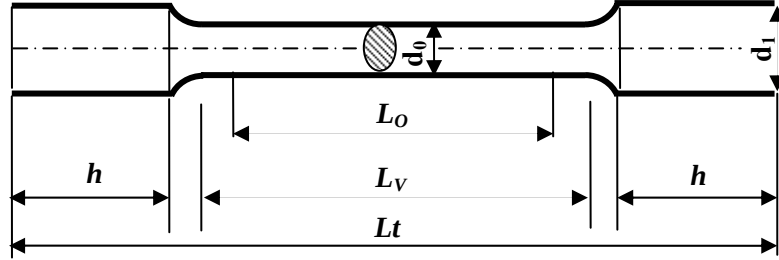
5.5.1. Mikrosertlik Deneyi

Mikroyapıda yer alan fazların sertlik değerlerinin bulunması için ısıtıl işlem görmüş numunelerin ferrit ve martenzit, kontrol numunesinin ise ferrit ve perlit fazı mikrosertliği ölçülmüştür. Mikrosertlik ölçümleri “Leitz” mikrosertlik cihazında, 15 gr ağırlık kullanılarak yapılmıştır. Mikrosertlik değerleri HV (Vickers Hardness) olarak belirlenmiştir. Bu amaçla, her numunenin kenarından merkezine doğru 100 adet ölçüm yapılarak elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır.

5.5.2. Çekme Deneyi

Isıl işlem görmüş ve görmemiş numuneler, Şekil 5.6’da şematik olarak verilen boyutlara uygun olarak hazırlanarak çekme deneyine tabi tutulmuştur. Çekme deneyi 10 mm/dk çene hızıyla gerçekleştirilmiştir. Deney esnasında cihaza bağlı olan x-y grafik çizicisi ile kuvvet-uzama eğrileri elde edilmiştir. Elde edilen bu eğrilerinden faydalanılarak çekme dayanımı, akma dayanımı rezilyans modülü ve tokluk değerleri belirlenmiştir. Ayrıca, kopan numuneler üzerinden kopma uzaması ve kopma büzülmesi değerleri de tayin edilmiştir. Isıl işlem görmemiş çelik ile bu çelikten elde edilen dual-faz çeliğinin çekme özellikleri, her biri için üçer

adet çekme numunesinin deneye tabi tutulmasıyla bulunmuştur. Çekme deneyi numuneleri Şekil 5.6’da ki ölçülere uygun olarak tornada hazırlandıktan sonra ısıtılma işlemine tabi tutulmuştur.



Şekil 5.6 Çekme Deney Numunesi

Şekil 5.6’da şematik olarak verilen çekme numunesinin şekil ve boyutları TS 138’de [104] belirtilen esaslara uygun olarak aşağıda verilen ölçülere göre hazırlanmıştır.

- Numune çapı (d_0) = 5 mm
- Baş kısmının çapı (d_1) = 8 mm
- Ölçü uzunluğu (L_0) = 25 mm
- İnceltilmiş kısmın uzunluğu (L_v) = 30 mm
- Baş kısmının uzunluğu (h) = 20 mm
- Toplam uzunluk (L_t) = 78 mm

5.6. Kırık Yüzey Analizleri

Çekme deneyi sonunda kopan numunelerin, kırık yüzey özelliklerinin belirlenebilmesi amacıyla, İnönü Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında kırık yüzeylerin SEM (Scanning Electron Microscope) fotoğrafları çekildi. Bu fotoğraflar sayesinde ne tarzda bir kopmanın gerçekleştiği ve malzemenin yapısı belirlendi. SEM incelemeleri ve EDX analizleri Leo Evo 40VP model taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirildi.

5.7. Korozyon Deneyleri

Dual-faz yapısı kazandırılmış inşaat çeliğinin beton içerisindeki korozyon davranışını incelemek üzere, elektrotların gömüleceği 10 x 10 x 20 cm boyutunda altmış beş adet beton numunesi hazırlanmıştır. Korozyon deneyleri iki aşama halinde yapılmıştır. İlk aşamada, beton içerisindeki çeliğin zamana karşı korozyon potansiyeli incelenmiştir. İkinci aşamada ise,

galvanostatik polarizasyon tekniği kullanılarak elde edilen katodik polarizasyon eğrisi yardımıyla korozyon hızı belirlenmiştir.

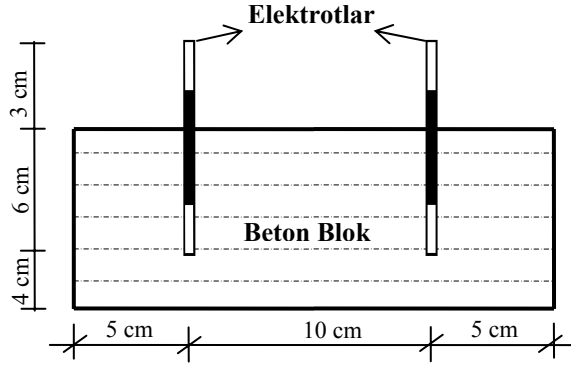
5.7.1. Elektrotların Hazırlanması

Tablo 5.2’de verilen farklı özelliklere sahip toplam on üç seri dual-faz çeliğinin beton içerisindeki korozyon davranışı, her seri için beşer numune olmak üzere toplam altmış beş adet beton numunede incelenmiştir. Bu amaçla 12 mm çapındaki ısıt işlem görmemiş olan kontrol çeliğinden, 11 cm boyunda 130 adet numune kesilerek dual-faz ısıt işlemine tabi tutulmuştur. Isıt işlem sırasında yüzeyde oluşabilecek dekarbonizasyon tabakasının temizlenerek korozyon deneylerinin daha hassas yapılabilmesi amacıyla ısıt işlem sonrası numuneler, çapı 11 mm’ye boyu ise 9 cm’ye düşecek şekilde tornalanmıştır. Tornalanan numunelerin yüzeyleri 800 meş’lik zımpara ile parlatılmış ve etil alkolle temizlenmiştir. Bu şekilde hazırlanan elektrotların, betona gömülecek olan uçlarında 10 cm²’lik yüzey alanı açık bırakılmıştır. Deney esnasında ölçümlerin kolayca yapılabilmesi için çelik elektrotların diğ er ucuna vida dişı açılarak bu vidalara kablolar bağlanmıştır. Elektrotların geriye kalan bölgeleri ise, önce epoksi reçinesi ile sonrada polietilen sargı ile kapatılarak dişı etkilere karşı korunmuştur.

5.7.2. Korozyon Deneyleri İçin Beton Örneklerinin Hazırlanması

Korozyon deneylerinde kullanılmak üzere hazırlanan elektrotların gömüleceğı beton numunelerin hazırlanmasında, sac’dan yapılmış 10 x 10 x 20 cm boyutlarında 65 adet özel kalıp kullanılmıştır. Betonun kalıplara yapışmaması için, kalıplar beton dökümünden önce yağlanarak hazır hale getirilmiştir. Hazırlanmış olan elektrotlar özel bir kalıp sayesinde boş kalıpların içerisine pas payı kadar yukarıdan askıda kalacak şekilde yerleştirilmiştir. Daha sonra kalıplara beton harcı dökülerek elektrotların beton içerisine eşit şekilde yerleştirilmesi sağlanmıştır. Beton içerisine yerleştirilen elektrotların, beton ile temasta olan yüzey alanları 10 cm²’dir. Beton harç karışımı kalıplara yerleştirilirken aynı oranda sıkıştırılmaya özen gösterilmiştir. Böylece elde edilen betonların fiziksel yapısının aynı kalması sağlanmıştır. Beton numuneleri, laboratuvar ortamında 24 saat kalıplarda bekletildikten sonra kalıplar sökülmüştür. Kalıplardan çıkarılan numunelerin iletkenlik özelliklerini kaybetmemeleri için, deney süresince su dolu kür tanklarında bekletilerek ölçümlerin daha hassas yapılması sağlanmıştır.

Hazırlanan beton blok ve içerisine yerleştirilmiş olan elektrotların boyutları şematik olarak Şekil 5.7’de gösterilmiştir. Şekil’de yer alan elektrotlar üzerindeki siyah bölgeler koruma altına alınan bölgeleri ifade etmektedir.



Şekil 5.7 Beton Blok İçerisine Yerleştirilmiş Elektrotlar

Beton blokların hazırlanmasında, Elazığ Altınova Çimento Fabrikası A.Ş.’nin üretmiş olduğu CEM I 42,5 portland çimentosu kullanılmıştır. Bu çimentoya ait kimyasal ve fiziksel özellikler Tablo 5.3’de verilmiştir. Beton numunelerin hazırlanmasında karışım suyu olarak içme suyu kullanılmıştır. Korozif bir ortam oluşturmak amacıyla beton karışım suyuna %3 oranında NaCl ilave edilmiştir.

Tablo 5.3 Çimentonun Kimyasal ve Fiziksel Özellikleri

Kimyasal Özellikler	
Bileşenler	Miktar (%)
Silisyum Dioksit (SiO_2)	22.05
Alüminyum Oksit (Al_2O_3)	5.40
Demir Oksit (Fe_2O_3)	3.18
Kalsiyum Oksit (CaO)	63.07
Mağnezyum Oksit (MgO)	2.21
Kükürt Trioksit (SO_3)	2.20
Klorür (Cl)	0.009
Kızdırma Kaybı	1.29
Tayin Edilemeyen	1.80
Fiziksel Özellikler	
Özgül Ağırlık, (g/cm^3)	3.10
Özgül Yüzey, ($\text{cm}^2/\text{g.Blaine}$)	3460
Hacim Genleşmesi (Le Chatelier), (mm)	7
Priz Başlama Süresi, (h/m.)	03:15
Priz Sonu, (h/m)	04:20
2 Günlük Mukavemet, (N/mm^2)	23.9
7 Günlük Mukavemet, (N/mm^2)	43.0
28 Günlük Mukavemet, (N/mm^2)	53.9

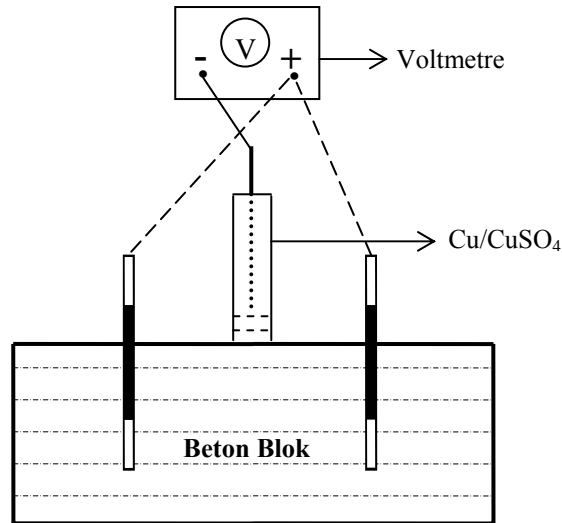
Beton karışımında kullanılan çimentonun birim ağırlığı $3,1 \text{ gr/cm}^3$, ince ve iri agreganın birim ağırlıkları ise $2,5 \text{ gr/cm}^3$ tür. Elde edilen karışımın su/çimento (W/C) oranı 0,55'tir. TS 802'ye [105] uygun olarak hazırlanan beton karışım oranları Tablo 5.4'de verilmiştir.

Tablo 5.4 1 m^3 Beton İçin Yaklaşık Karışım Miktarları

Malzeme	Miktar (kg/m^3)
Çimento	400
Su	220
İri agreg (4-8 mm)	560
İnce Agreg (0-4 mm)	1043
Sodyum Klorür (NaCl)	6.6

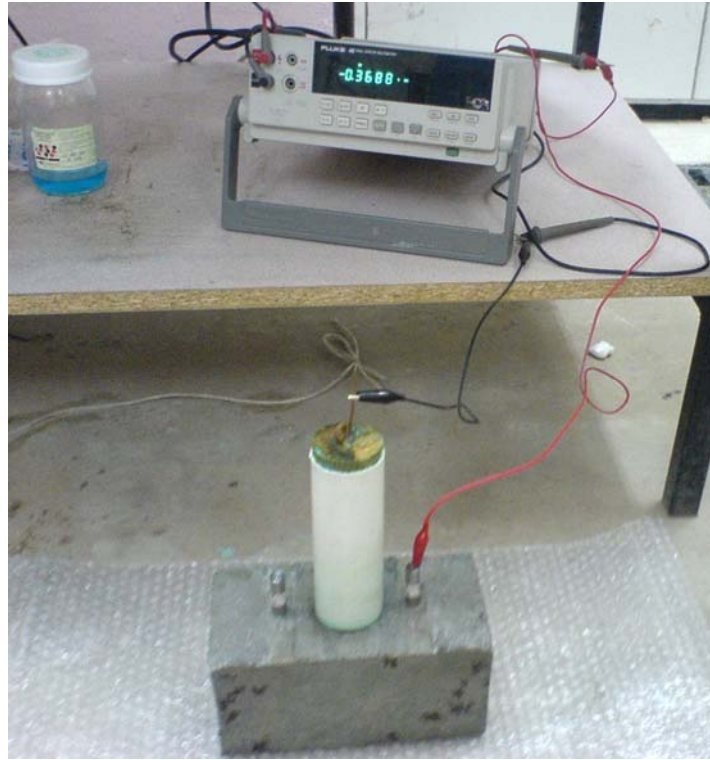
5.7.3. Korozyon Potansiyeli Ölçümleri

Beton içerisindeki çeliğin korozyon potansiyeli ölçümleri ASTM C-876 standardına göre yapılmıştır [106]. Korozyon potansiyelleri 30 gün boyunca her gün ölçülmüştür. Korozyon potansiyeli ölçümlerinde referans elektrot olarak Cu/CuSO₄ (Doygun Bakır/Bakır Sülfat) referans elektrotu, ölçüm cihazı olarak ta “Fluke 45 Dual Display Multimeter” kullanılmıştır. Korozyon potansiyellerinin zamana göre değişimi, çeliğin korozyona uğrayıp uğramadığını belirlemek üzere grafiğe geçirilmiştir. Cu/CuSO₄ referans elektrotu yardımıyla betona gömülü elektrotların açık devre yarı hücre potansiyellerinin ölçümü Şekil 5.8'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 5.8 Beton İçerisindeki Elektrotların Korozyon Potansiyeli Ölçümü

Cu/CuSO₄ referans elektrotu; yaklaşık 4 cm çapında, 12 cm yüksekliğinde plastik boru içerisine konulmuş bir bakır çubuk ve doymuş bakır sülfat çözeltisinden oluşur. Çözeltinin içerisine doymunluğunu yitirmemesi için CuSO₄ kristalleri de ayrıca ilave edilmiştir. Plastik borunun altı gözenekli ağaçtan (çam) yapılmış bir tıkaçla kapatılmıştır. Çözeltinin kirlenmemesi ve herhangi bir devrilme anında boşa akmaması için plastik borunun üstüde aynı ağaçtan yapılmış bir tıkaçla kapatılmıştır. Referans elektrot tabanının beton yüzeyine tam olarak temas edebilmesi için referans elektrotun tabanı sünger ile kaplanmıştır. Ölçüm sırasında bu sünger özel bir deterjan çözeltisi ile ıslatılır. Bu çözelti 100 ml bulaşık deterjanı 20 litre su içine dökülerek ve içine %15 oranında alkol karıştırılarak hazırlanır [64]. Beton yüzeyi ve referans elektrot tabanında bulunan sünger bu çözelti ile ıslatılarak referans elektrot ile beton arasındaki elektrolitik teması kolaylaştırır. Şekil 5.8'den görüldüğü gibi çelik elektrotlara bağlı olan kablolar voltmetrenin pozitif ucuna referans elektrot da voltmetrenin negatif ucuna bağlanarak ölçüm yapılır. Şekil 5.9'da, betona gömülü dual-faz çeliğinin korozyon potansiyeli ölçümü sırasında çekilen bir fotoğraf yer almaktadır.



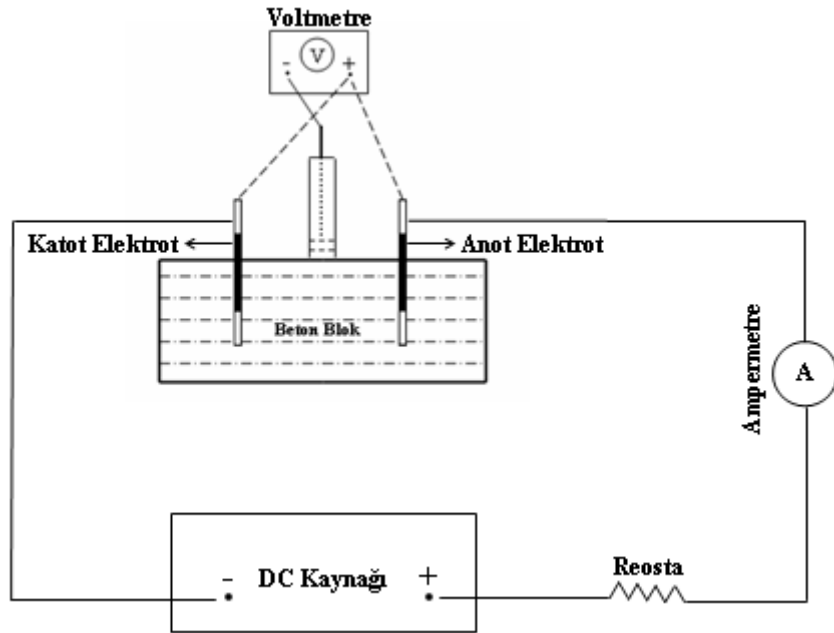
Şekil 5.9 Betona Gömülü Dual-Faz Çeliğinin Korozyon Potansiyeli Ölçümü

Elde edilen veriler ASTM C-876 deney metodunda belirtilen esaslara göre yorumlanmıştır.

5.7.4. Galvanostatik Polarizasyon Tekniği İle Korozyon Hızının Bulunması

Çeliğin beton içerisindeki korozyon potansiyeli ölçümleri elektrotların hızlı bir şekilde pasifleşme göstermeleri nedeniyle 30. günün sonunda tamamlanmıştır. Aynı beton bloklar galvanostatik polarizasyon tekniği ile korozyon hızlarının belirlenmesi için kullanılmıştır.

Galvanostatik yöntem ile korozyon hızlarının belirlenmesi için kullanılan deney düzeneği Şekil 5.10'da şematik olarak verilmiştir. Bu sistem doğru akım uygulayabilen bir güç kaynağı, reosta, ampermetre, voltmetre ve referans elektrottan oluşmaktadır.



Şekil 5.10 Galvanostatik Yöntemle Polarizasyon Ölçümü

Doğru akım kaynağının pozitif ucuna bağlanan elektrot anot, negatif ucuna bağlanan elektrot ise katot olarak kullanılmıştır.

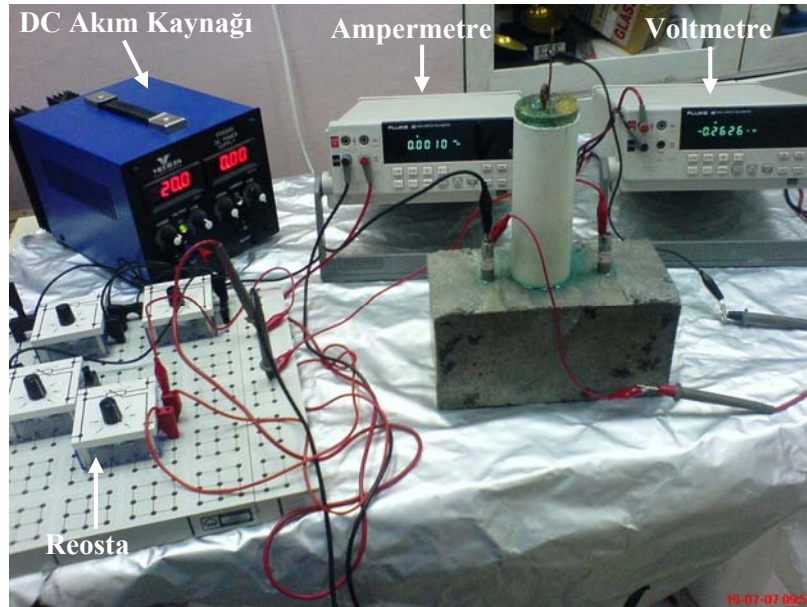
Betona gömülü olan dual-faz çelikleri anodik ve katodik olarak polarize edilmeye başlanmadan önce devreden akım geçmediği andaki anot ve katot elektrotların potansiyelleri ölçüldü. Sonra polarizasyon devresinden akım geçirilmeye başlandı. Uygulanan akımın etkisiyle elektrot potansiyellerinde anodik ve katodik yönde sapmalar meydana geldi. Elektrot potansiyellerinin kararlılığa ulaşması için ~ 6-7 dk boyunca aynı akımın uygulanmasına devam

edildi. Potansiyelin kararlılığa ulaşmasından sonra anot ve katot potansiyelleri okundu. Ardından akım bir sonraki kademeye artırıldı ve aynı işlemler tüm kademeler için gerçekleştirildi. Devreden belli bir akım geçtiği anda okunan anot potansiyeli ile hiç akım geçmediği anda okunan anot potansiyeli arasındaki fark anodik aşırı voltaj, aynı şekilde devreden belirli bir akım geçtiği anda okunan katot potansiyeli ile hiç akım geçmediği anda okunan katot potansiyeli arasındaki fark katodik aşırı voltaj olarak kaydedildi.

Ölçümlerde anot ve katot elektrotlara eşit akım yoğunluğunda dış akım uygulanarak her iki elektrotun anodik ve katodik polarizasyon değerleri aynı anda okunmuştur. Dış akım uygulamasına $0.01 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 'den başlanarak $20 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 'ye kadar artırılmış ve yeterli tafel bölgesinin oluşması sağlanmıştır.

Korozyon hızının tafel ekstrapolasyon yöntemi ile tayininde genellikle katodik polarizasyon eğrilerinin kullanılması tercih edildiğinden, dual-faz yapısı kazandırılmış inşaat çeliğinin beton içerisindeki korozyon hızının belirlenmesini amaçlayan bu çalışmamızda korozyon hızları katodik polarizasyon eğrilerinin kullanılması ile hesaplanmıştır.

Beton içerisindeki dual-faz çeliklerinin korozyon hızlarını belirlemek amacıyla, galvanostatik polarizasyon tekniğinin uygulanması sırasında çekilen fotoğraf Şekil 5.11'de verilmiştir.

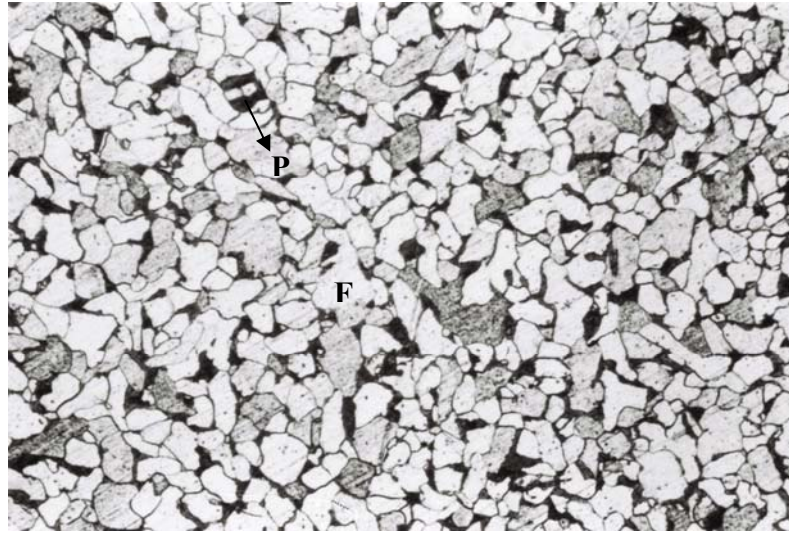


Şekil 5.11 Galvanostatik Yöntem İle Korozyon Hızının Belirlenmesi

6. BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

6.1. Metalografik Deney Sonuçları

Öncelikle, işlemsiz numunenin içyapısını tespit etmek amacıyla, elde edilen numune parlatma işlemi tamamlanarak dağlanmış ve optik mikroskopta incelenmiştir. Bu numuneye ait içyapı görüntüsü Şekil 6.1’de verilmiştir. Fotoğraf üzerindeki açık alanlar ferrit, koyu alanlar ise perlit yapısını göstermektedir.



Şekil 6.1 C Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (100x)

Dual-faz yapısını elde etmek için ostenitleme sıcaklığı 730 °C, ostenitleme süreleri ise 20, 40 ve 60 dk olarak seçilmiştir. Ostenitlemeden sonra hızlı soğutulan numunelerin mikroyapı fotoğrafları Şekil 6.2, 6.3 ve 6.4’de sırasıyla verilmiştir. Fotoğraf üzerindeki açık alanlar ferrit, koyu alanlar ise martenzit yapısını göstermektedir. Ayrıca, her ısıl işlem numunesinde olmak üzere, bazı martenzit tanelerinin çevresinde perlit fazına da rastlanmaktadır. Ancak, ostenitleme süresindeki artışa bağlı olarak martenzit tanelerini çevreleyen perlit fazı miktarında azalma meydana gelmiştir. Bu durumu göstermek amacıyla Şekil 6.5, 6.6 ve 6.7’de aynı numunelerin büyütülmüş fotoğrafları gösterilmektedir. Sözü edilen perlit yapısı diğer araştırmacılar tarafından da tespit edilmiştir [18, 23, 24] ve martenzit fazı olarak kabul edilmektedir. Fotoğraflardan görüleceği gibi, martenzit tanelerini çevreleyen perlit fazı ostenitleme süresindeki artışa bağlı olarak azalmaktadır. Perlit fazının azalmasının sebebi, ostenitleme süresinin artmasına bağlı olarak perlit fazı daha fazla çözülmüş ve ostenit fazına dönüşmüştür.



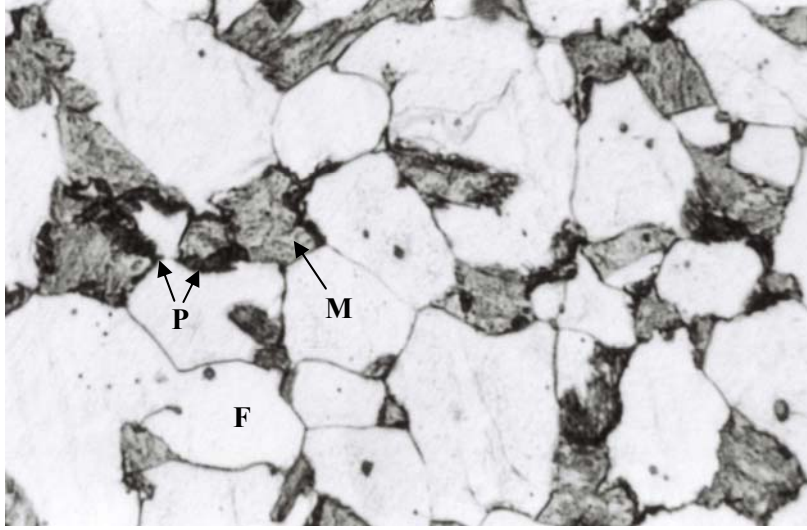
Şekil 6.2 D20 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafi (100x)



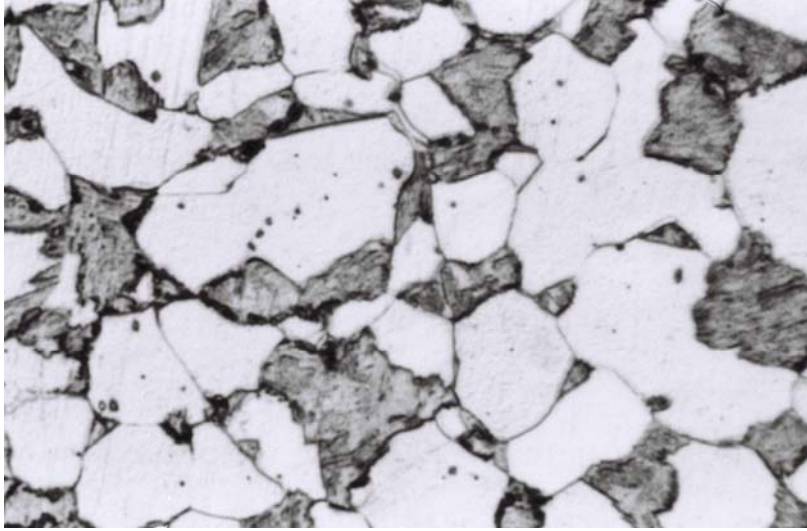
Şekil 6.3 D40 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafi (100x)



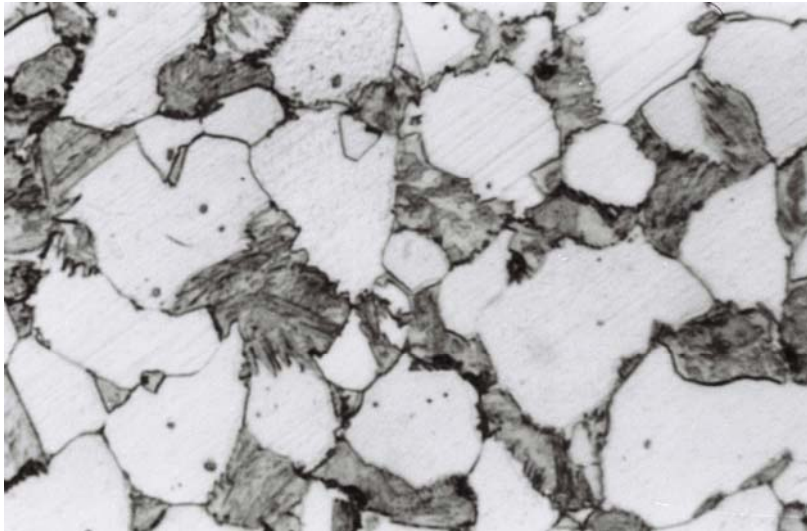
Şekil 6.4 D60 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafi (100x)



Şekil 6.5 Perlit Fazını Gösteren D20 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (500x)



Şekil 6.6 Perlit Fazını Gösteren D40 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (500x)



Şekil 6.7 Perlit Fazını Gösteren D60 Numunesinin Mikroyapı Fotoğrafı (500x)

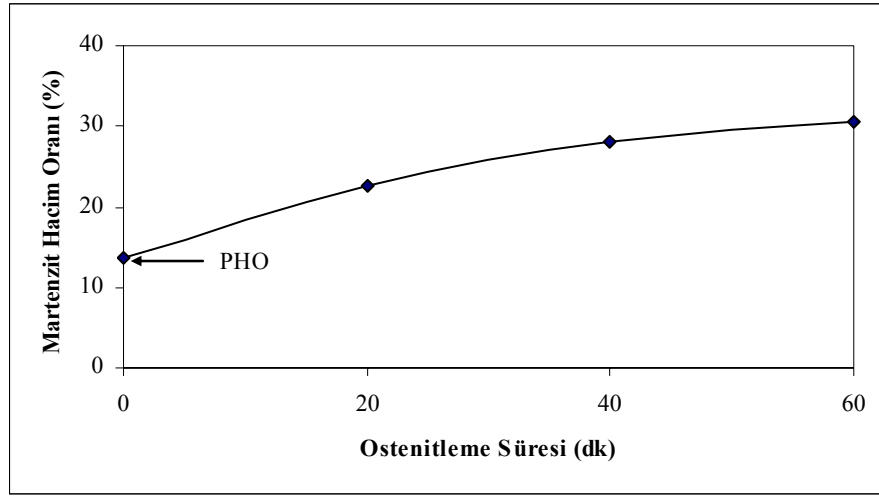
İşlemsiz ve dual-faz yapısı kazandırılmış numunelerin faz analiz sonuçları Tablo 6.1’de çizelge halinde, Şekil 6.8 ve 6.9’da ise grafik olarak verilmiştir.

Tablo 6.1 Numunelerin Faz Hacim Oranları ve Tane Boyutu Değerleri

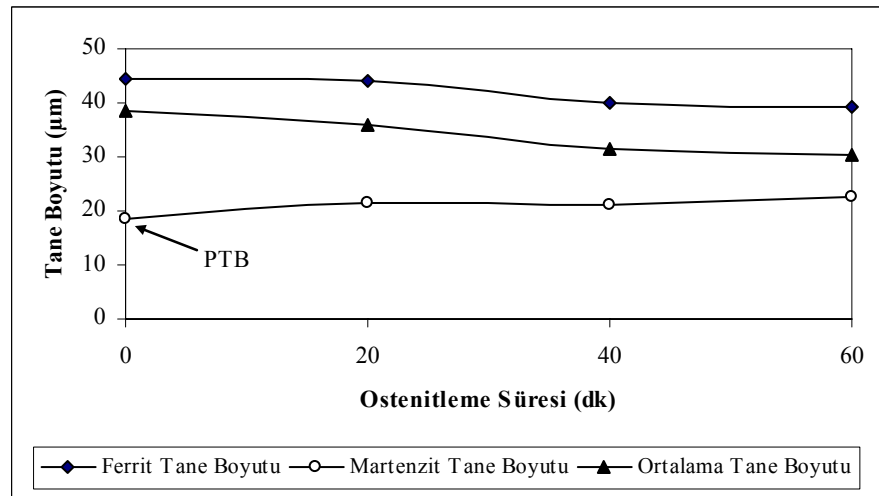
Numune	MHO (%)	Ferrit Tane Boyutu (μm)	Martenzit Tane Boyutu (μm)	Ort. Tane Boyutu (μm)
C	13.71 *	44.61	18.69 **	38.43
D20	22.68	43.99	21.37	36.03
D40	28.06	40.12	21.28	31.63
D60	30.58	39.3	22.74	30.3

* Perlit Hacim Oranı

** Perlit Tane Boyutu



Şekil 6.8 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO Değişimi
PHO (Perlit Hacim Oranı)



Şekil 6.9 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak Tane Boyutu Değişimi
PTB (Perlit Tane Boyutu)

Ostenitleme süresindeki artışa bağlı olarak martenzit hacim oranında meydana gelen artışın sebebi, süre uzadıkça ostenit fazının miktarının artmasına bağlanmaktadır [23, 24, 37]. Şekil 6.9’da görüleceği gibi, ostenitleme süresindeki artış ile birlikte martenzit tane boyutunda bir miktar artış meydana gelirken, ferrit tane boyutunda azalma meydana gelmiştir. Çünkü ostenit, önce perlit tanelerinden dönüşmektedir. Dönüşümün ilerlemesi, ferrit taneleri içerisinde olduğundan, ferrit taneleri küçülürken, ostenit taneleri büyümektedir. Ferrit tane boyutundaki bu küçülme sebebiyle mikroyapıyı oluşturan fazların ortalama tane boyutunda da küçülme meydana gelmiştir.

6.2. Mekanik Deney Sonuçları

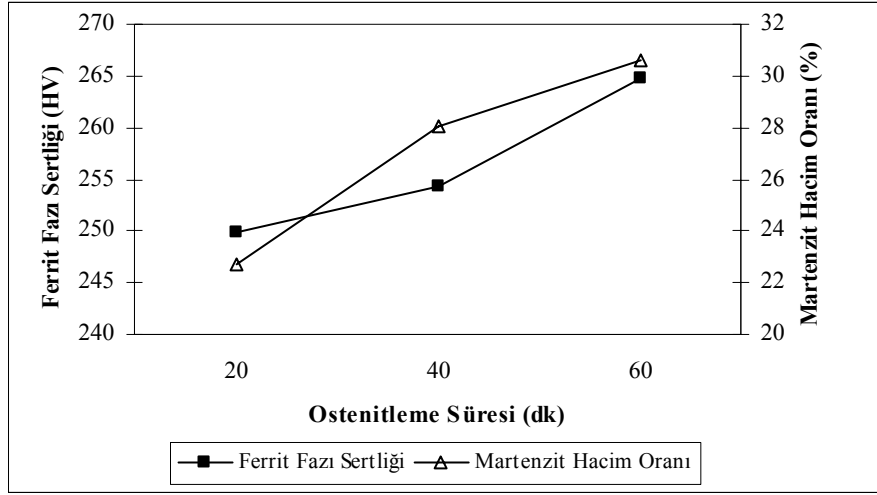
6.2.1. Mikrosertlik Deneyi Sonuçları

Isıl işlem uygulanmış numunelerde ferrit ve martenzit fazı, ısıl işlem uygulanmamış numunelerde ise ferrit ve perlit fazı mikrosertlik değerleri ölçülmüştür. Elde edilen mikrosertlik değerleri Tablo 6.2’de verilmiştir. Tablodan anlaşılabileceği gibi, işlem görmüş numunelerdeki ferrit fazının sertliği işlemsiz numunenin sertliğinden yüksektir. Bu sonuç iki sebebe bağlanabilir. Birinci sebep, ostenitleme ve hızlı soğutma sebebiyle, ferrit fazı içerisinde karbon miktarının artmasıdır. İkinci sebep ise, hızlı soğutma sırasında ostenit fazının, martenzit fazına dönüşmesi ile meydana gelen hacim artışına bağlı olarak, ferrit fazındaki deformasyon sertleşmesidir [18]. Martenzit fazının artmasıyla birlikte ferrit fazının deformasyon oranı da artar. Bu nedenle ferrit fazının sertliği artmıştır. Bu durumu açıklığa kavuşturmak için Şekil 6.10’da ostenitleme süresi, martenzit hacim oranı ve ferrit fazındaki sertlik değişimi ilişkisi verilmiştir.

Tablo 6.2 Numunelerin Ferrit ve Martenzit Fazı Mikrosertlik Değerleri

Numune	Ferrit Fazı Sertliği, (HV)	Martenzit Fazı Sertliği, (HV)
C	157.6	298.6*
D20	249.9	1052.3
D22	222.2	867.1
D23	200.9	714.1
D24	191.7	520.1
D40	254.4	926.3
D42	224.3	781.7
D43	204.4	651.8
D44	198.5	504.4
D60	266.7	832.9
D62	226.1	758.5
D63	210.4	621.0
D64	202.6	468.6

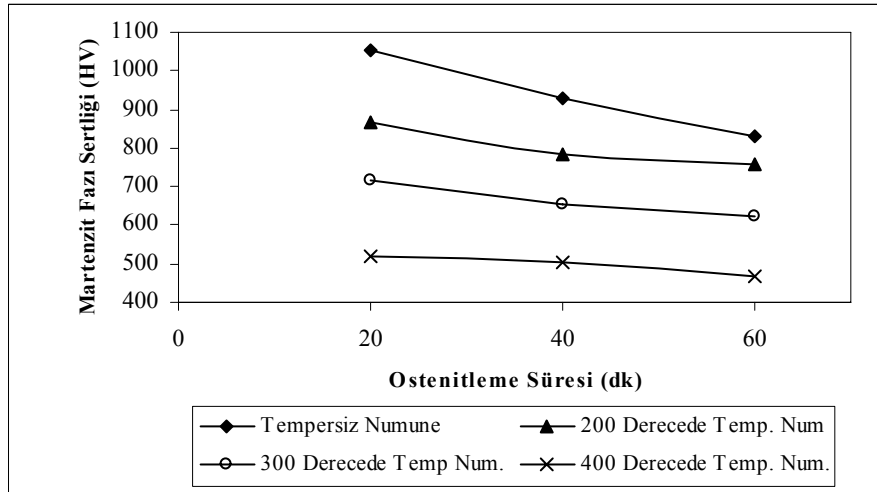
* Perlit Fazı Sertliği



Şekil 6.10 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO ve Ferrit Fazı Sertliğinin Değişimi

Şekilden görüleceği gibi, ostenitleme süresinin artışına bağlı olarak, MHO ve ferrit fazının sertliği artmaktadır. Bu artışın, benzerlik göstermesi düşüncemizi doğrulamaktadır.

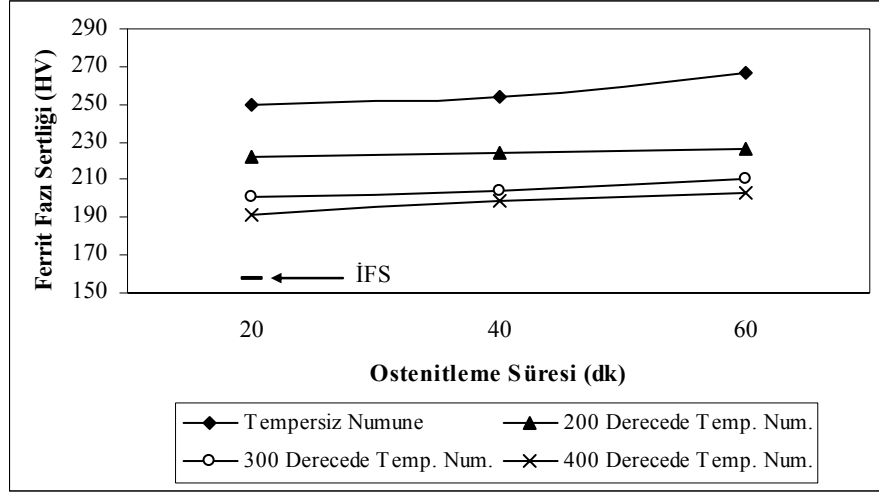
Tablo 6.2'den görüleceği gibi, martenzit fazının sertliği, uygulanan ısı işleme bağlı olarak değişmektedir. Bu değişiklikler grafik olarak Şekil 6.11 de gösterilmektedir.



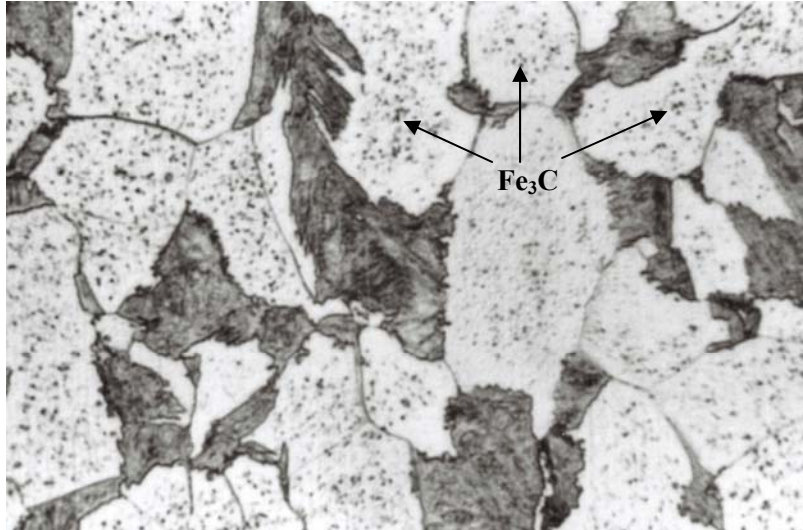
Şekil 6.11 Isıl İşlem Şartlarının Martenzit Fazının Sertliğine Etkisi

Şekilden görüleceği gibi, ostenitleme süresinin artması ile martenzit fazının sertliği azalmaktadır. Şekil 6.10'da görüldüğü gibi, ostenitleme süresi arttıkça MHO artmaktadır. Dolayısıyla, martenzit fazı içerisindeki karbon oranı azalmaktadır. Bu durum martenzit fazının sertliğinin düşmesine sebep olmaktadır.

Temperlenmiş numunelerde temper sıcaklığının artmasına karşılık, hem ferrit hem de martenzit fazının sertliği azalmaktadır. Martenzit fazının sertliğinin azalması beklenen bir sonuçtur. Şekil 6.12’de verildiği gibi temper sıcaklığına bağlı olarak ferrit fazının sertliğinin azalmasının sebebi, temper işleminin ferrit fazındaki iç gerginlikleri azaltması ve bu faz içerisindeki karbon atomlarının fazdan ayrılmasına bağlanabilir. Şekil 6.13’de ferrit fazları içerisine çökelmiş olan Fe_3C fazları görülmektedir.



Şekil 6.12 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak MHO-Ferrit Fazı Sertlik İlişkisi İFS (İşlemsiz numunenin ferrit fazı sertliği)

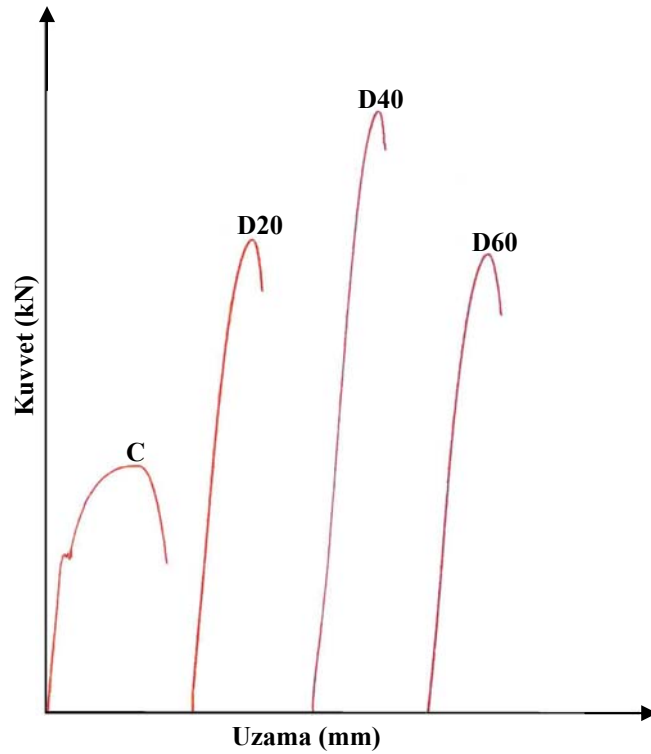


Şekil 6.13 D23 Numunesinin Optik Mikroskop Görüntüsü (500x)

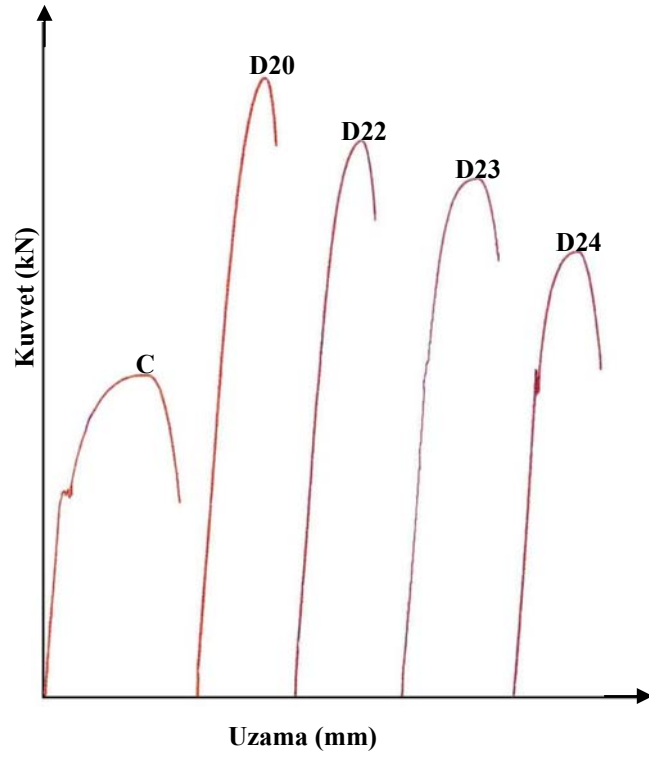
6.2.2. Çekme Deneyi Sonuçları

Çekme deneyi neticesinde elde edilen kuvvet-uzama eğrileri Şekil 6.14–6.17’de verilmiştir. Kuvvet-uzama eğrileri üzerinden, çekme dayanımı (σ_{max}), akma dayanımı ($\sigma_{0.2}$), rezilyans modülü (R) ve tokluk (W) değerleri ile kopan numuneler üzerinden hesaplanan kopma uzaması (K.U) ve kopma büzülmesi (K.B) değerlerinin ortalamaları alınarak elde edilen sonuçlar Tablo 6.3’de çizelge halinde, Şekil 6.18–6.22’de ise grafik olarak verilmiştir.

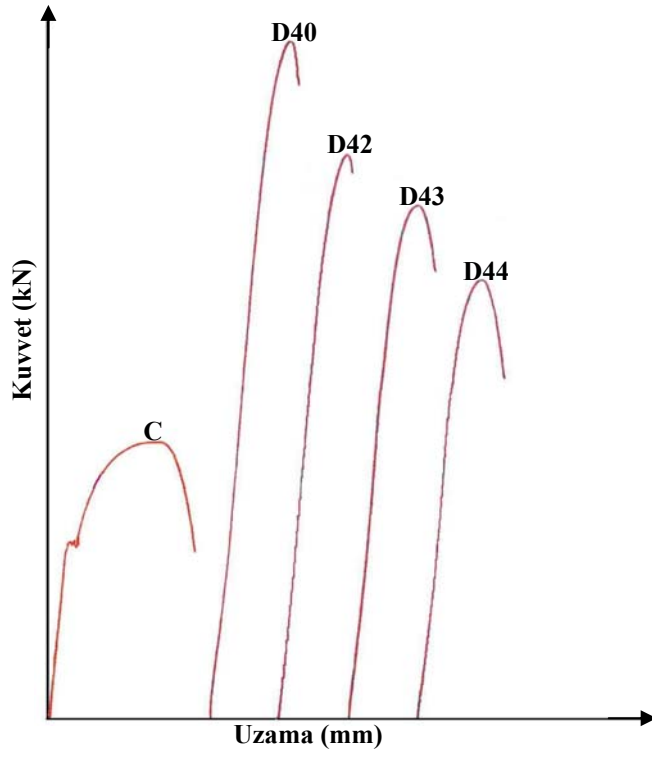
Şekil 6.14–6.17’den görüleceği üzere, elde edilen dual-faz çeliklerinde çekme deneyi esnasında sabit akma noktası (üst ve alt akma noktası) görülmemiştir. Bu durum, dual-faz çelikleri için karakteristik bir özelliktir. Ferrit-ostenit bölgesindeki sıcaklık aralığında oluşan ostenitin martenzite dönüşümü sırasında meydana gelen %2–4 oranındaki hacim genişmesi, ferrit fazının plastik deformasyonuna sebep olduğundan, ferrit tanelerinin ferrit-martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerinde serbest dislokasyonlar ve kalıntı gerilmeler oluşmaktadır. Bu serbest dislokasyonlar, kalıntı gerilmelerin tesiri ile dislokasyon yoğunluğu düşük olan ferrit tanelerinin iç bölgelerine kolayca ilerleyebildiklerinden, dual-fazlı çeliklerde sürekli akma meydana gelmektedir [107]. Temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak iç gerginlikler azalmaktadır. Bu nedenle, özellikle 400 °C’de temperlenen dual-faz çeliklerinde akma bölgelerinde süreksizlik meydana gelmiştir. Bu durum, elde edilen kuvvet-uzama eğrilerinden görülmektedir.



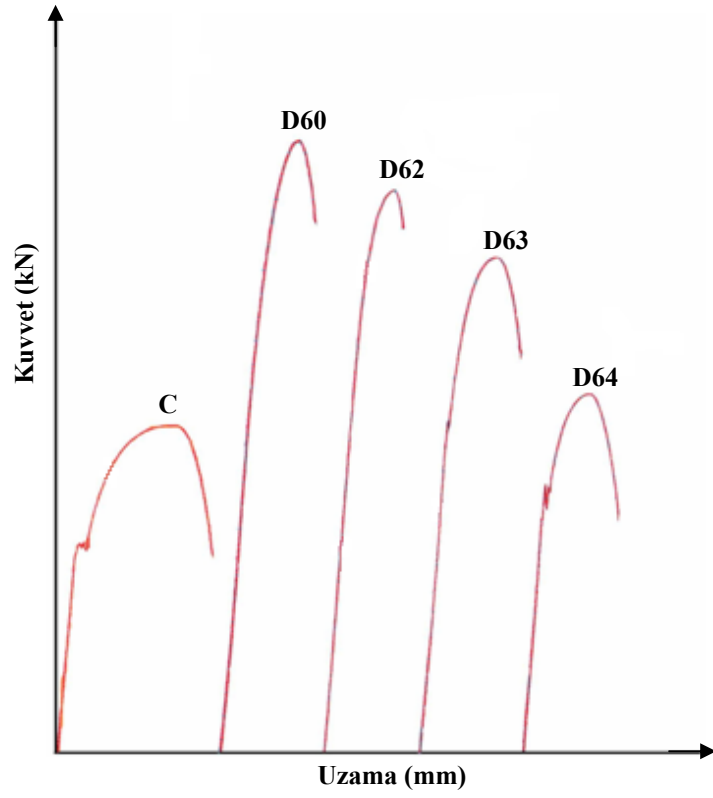
Şekil 6.14 C-D20-D40-D60 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri



Şekil 6.15 C-D20-D22-D23-D24 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri



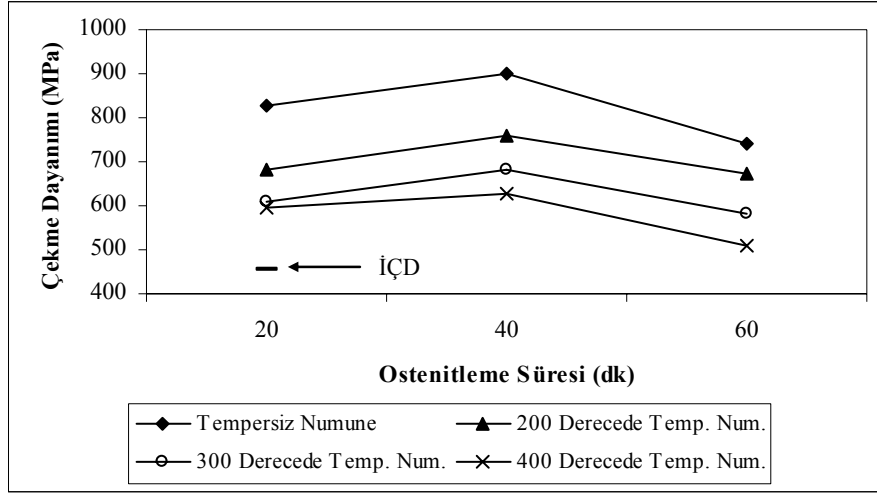
Şekil 6.16 C-D40-D42-D43-D44 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri



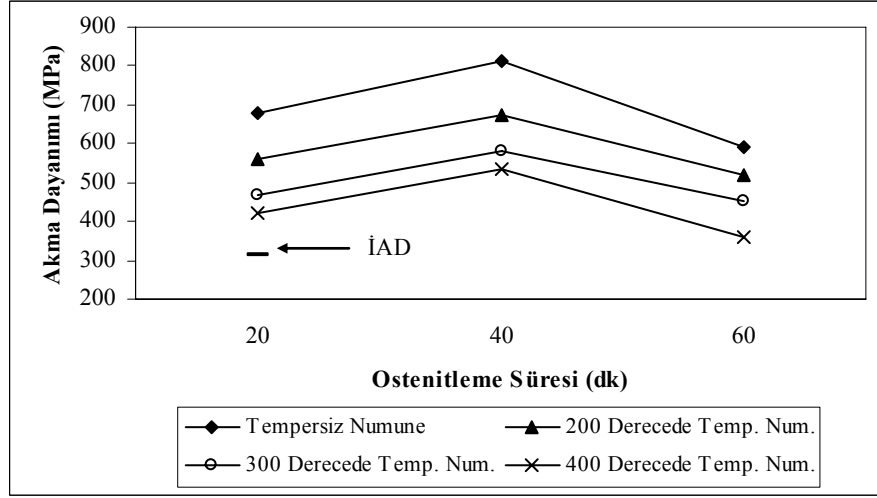
Şekil 6.17 C-D60-D62-D63-D64 Numunelerinin Kuvvet-Uzama Eğrileri

Tablo 6.3 Numunelerin Mekanik Özellikleri

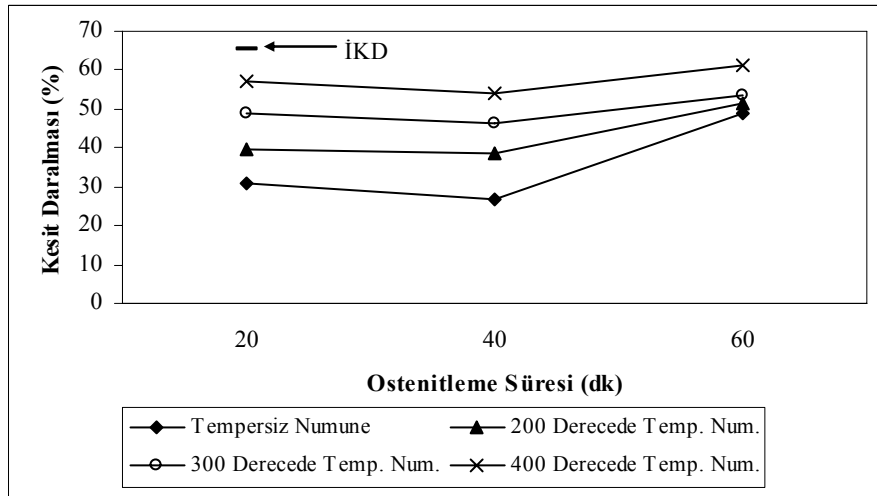
Numune	$\bar{\sigma}_{max}$ (N/mm ²)	$\bar{\sigma}_{0,2}$ (N/mm ²)	K.U (%)	K.B (%)	R (N/mm ²)	W (N/mm ²)
C	455	313	30.66	65.21	0.245	118
D20	827	681	8.56	30.79	1.159	65
D22	681	561	11.72	39.72	0.786	73
D23	611	466	15.96	48.68	0.542	86
D24	594	423	17.90	57.20	0.447	91
D40	900	812	7.16	26.74	1.648	61
D42	758	675	9.32	38.81	1.139	67
D43	680	582	11.9	46.08	0.846	75
D44	627	534	13.94	54.04	0.712	81
D60	739	591	11.72	48.77	0.873	78
D62	672	519	13.57	51.26	0.673	80
D63	580	452	15.02	53.73	0.510	81
D64	507	358	19.56	61.27	0.320	85



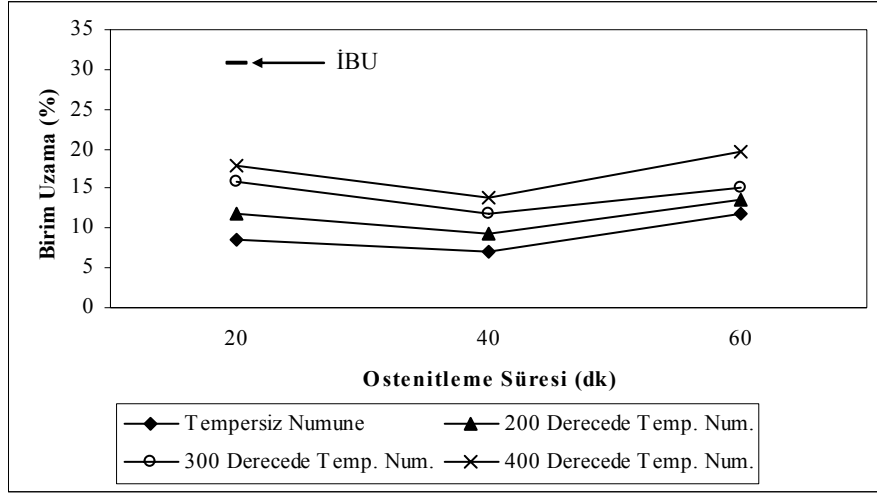
Şekil 6.18 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi Çekme Dayanımı İlişkisi
İÇD (İşlemsiz Numunenin Çekme Dayanımı)



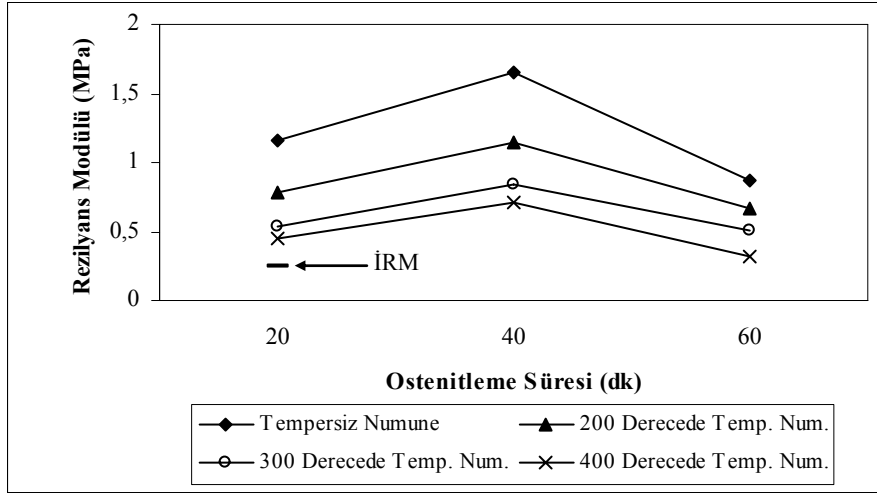
Şekil 6.19 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi Akma Dayanımı İlişkisi
İAD (İşlemsiz Numunenin Akma Dayanımı)



Şekil 6.20 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi Kesit Daralması İlişkisi
İKD (İşlemsiz Numunenin Kesit Daralması)



Şekil 6.21 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi Birim Uzama İlişkisi
İBU (İşlemsiz Numunenin Birim Uzaması)

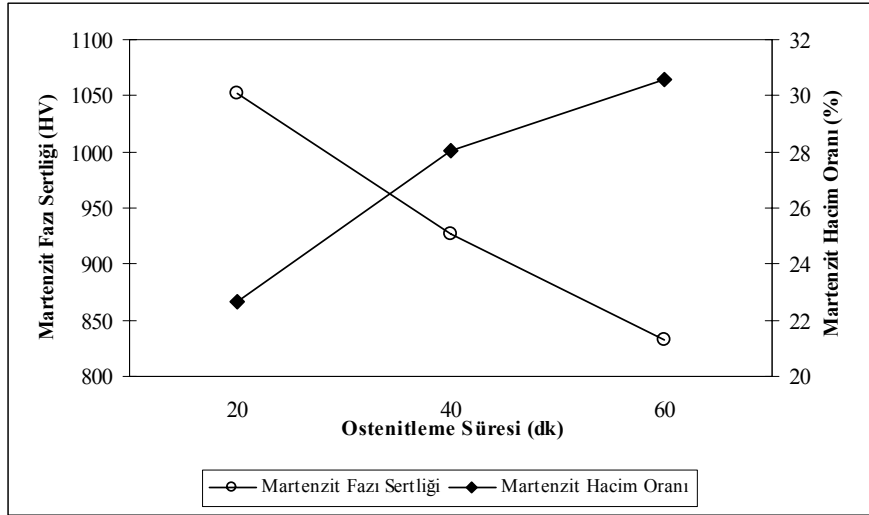


Şekil 6.22 Temperleme Sıcaklığına Bağlı Olarak Ostenitleme Süresi Rezilyans Modülü İlişkisi
İRM (İşlemsiz Numunenin Rezilyans Modülü)

Şekil 6.18–6.22’den anlaşılabacağı üzere, bütün numunelerin çekme dayanımı, akma dayanımı ve rezilyans modülü değerleri işlemsiz numuneden yüksektir. Uzama ve kesit daralması değerleri ise düşüktür. Bu durum, ısıtılmış numunelerde, perlit fazı yerine martenzit fazının bulunmasına bağlanır [37, 42, 43].

Dual-faz yapısı kazandırılmış numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında, temperleme sıcaklığının artmasına bağlı olarak akma, çekme, rezilyans modülü değerlerinin azaldığı, uzama ve kesit daralması değerlerinin arttığı gözlenmiştir. Bu değerler, ostenitleme süresine göre karşılaştırılacak olursa, akma, çekme, rezilyans modülü değerlerinin en yüksek, birim uzama ve kesit daralması değerlerinin en düşük olduğu ostenitleme süresi 40 dakikadır.

20 dakika ostenitleme süresinde martenzit fazı sertliğinin en yüksek olmasına karşılık, MHO düşüktür, 60 dakika ostenitleme süresinde ise MHO'nın artmasına karşılık martenzit fazı sertliği düşmüştür. Hâlbuki 40 dakika ostenitleme süresinde, fazların sertlik ve oranları, mukavemet değerlerini en yüksek olacak şekilde etkilemiştir. Şekil 6.23'de ostenitleme süresine bağlı olarak martenzit hacim oranı ve martenzit fazı sertliğinde meydana gelen değişim gösterilmiştir.



Şekil 6.23 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO ve Martenzit Fazı Sertliği Değişimi

Ayrıca, 40 dakika ostenitleme süresi sonunda martenzit tane boyutunda meydana gelen küçülmenin, bu ostenitleme süresindeki çekme dayanımının yüksek çıkmasının bir diğer sebebi olabileceği düşünülmektedir.

6.3. Kırık Yüzey İncelemeleri

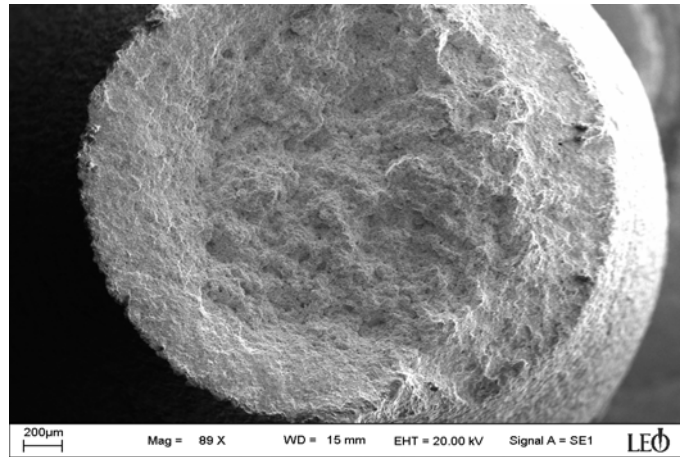
Su verilmiş fakat temperlenmemiş D40 numunesi ile su verildikten sonra temperlenmiş D42, D43 ve D44 numuneleri çekme deneyi sonucu en yüksek dayanımı göstermişlerdir. Bu numuneler ile işlemsiz numunenin kırık yüzey SEM fotoğrafları Şekil 6.24–6.34'de verilmiştir. Bu resimlerin incelenmesi sonucu elde edilen kırılma özellikleri Tablo 6.4'de özetlenmiştir.

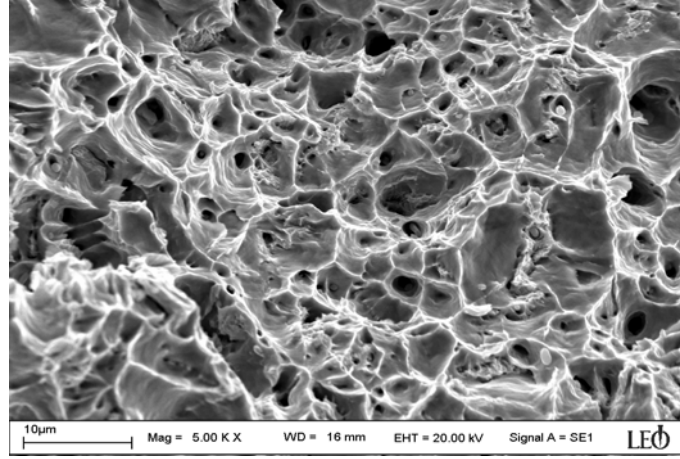
Tablo 6.4 Numunelerin Kırılma Özellikleri

Numune	Mikroyapı	Kırık Yüzey Görüntüsü	Kırılma Tipi
C	Ferrit + Perlit	Tane içi, çukurcuk, yüksek oranda boyun verme	Sünek
D40	Ferrit + Martenzit	Tane içi, düzlemsel görüntü, ikincil çatlaklar, klivaj, çok düşük oranda boyun verme	Gevrek
D42	Ferrit + Temp. Martenzit	Tane içi, düşük oranda düzlemsel görüntü+çukurcuk, çok düşük oranda boyun verme	Sünek+Gevrek
D43	Ferrit + Temp. Martenzit	Tane içi, çukurcuk, yüksek oranda boyun verme	Sünek
D44	Ferrit + Temp. Martenzit	Tane içi, çukurcuk, yüksek oranda boyun verme	Sünek

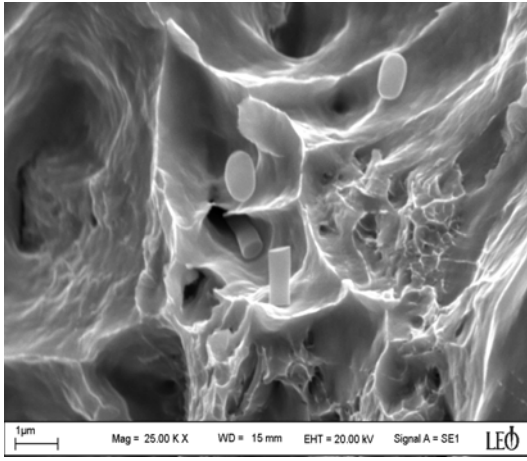
Tablo 6.4'den anlaşılabacağı üzere, incelenen bütün numunelerde kırılmanın tane içi kırılma ile gerçekleştiği görülmektedir.

İşlemsiz numune sünek tarzda kopmuştur ve kopma meydana gelmeden önce numunede yüksek oranda plastik akış meydana gelmiştir. Bu durum, Şekil 6.24'den açıkça görülmektedir. Şekil 6.25'deki gibi, kırık yüzeyinde görülen çukurcuklar, kırılmanın sünek olduğunu doğrulamaktadır. Bu kırılma davranışı, düşük karbonlu bir çelikten beklenen kırılma şeklidir [108]. Sünek kırılmada, plastik akış süresince bu çukurcuklar büyür ve büyüyen bu çukurcuklar birleşerek kırılmayı gerçekleştirirler. Çelik içerisinde bulunan uzayamayan kalıntılar, Şekil 6.26(a) ve 6.26(b)'de görüldüğü gibi bu çukurcuklar içerisinde bulunurlar. Şekil 6.26(a) ve 6.26(b)'de görülen kalıntıların sülfür olduğu, Şekil 6.26(c)'de verilen EDX analizi sonucundan anlaşılmaktadır.

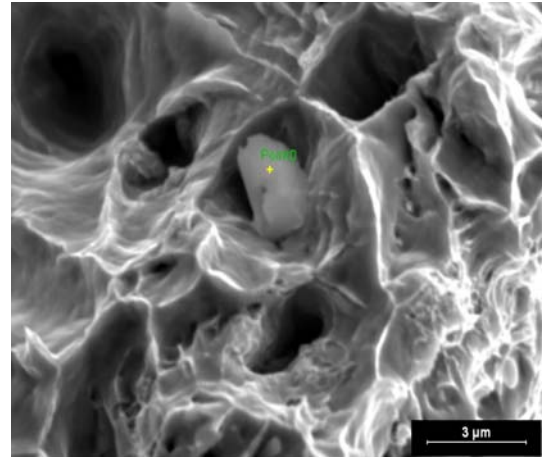
**Şekil 6.24** C Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü



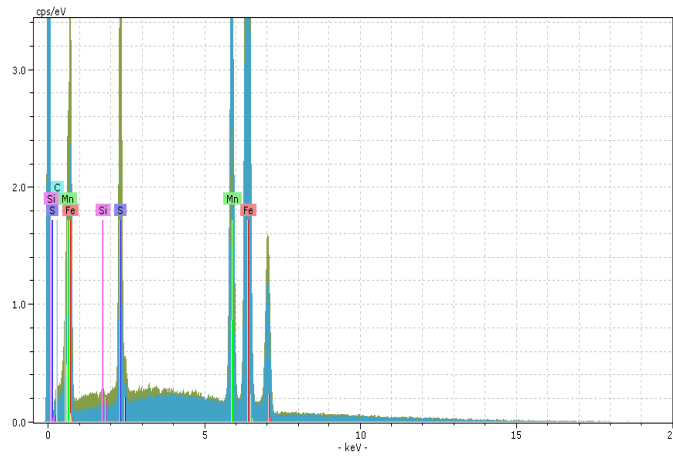
Şekil 6.25 C Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafi



(a)



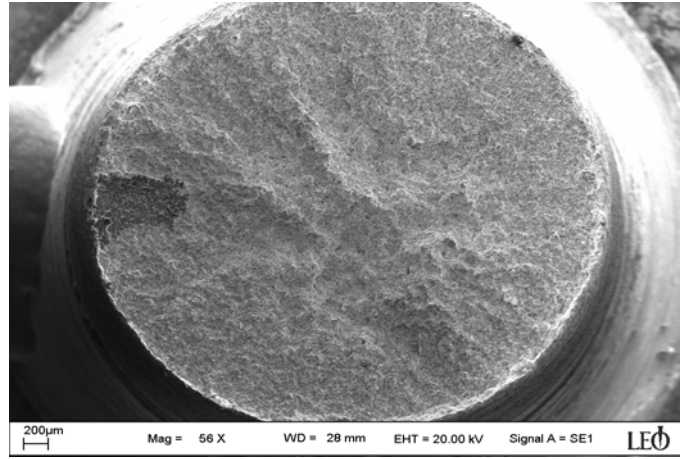
(b)



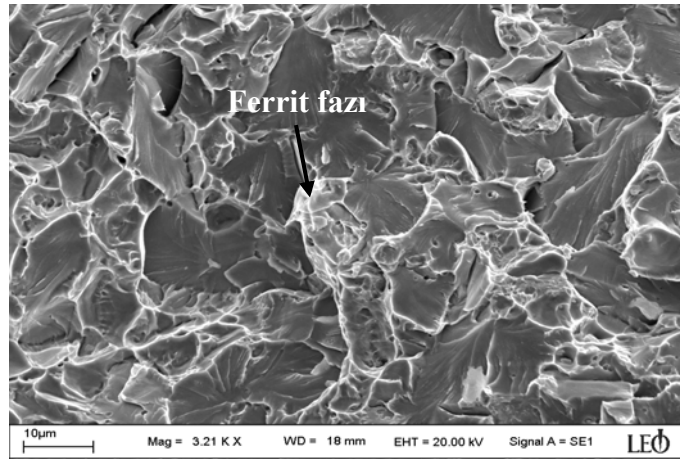
(c)

Şekil 6.26 C Numunesindeki Kalıntılar (25000x) (a), C Numunesinin EDX Analiz Bölgesi (b), C Numunesinin EDX Analiz Sonucu (c)

Su verilmiş fakat temperlenmemiş D40 numunesinde, Şekil 6.27’de gösterildiği gibi, kırılmadan önce plastik akış meydana gelmemiştir. Şekil 6.28’da görüldüğü gibi, klivaj kırılma yüzeyleri meydana gelmiştir. Bu durum gevrek kırılmanın bir göstergesidir. Bilindiği gibi klivaj kırılması, kristalografik düzlem boyunca bir çatlağın çok hızlı bir şekilde yayılması ile meydana gelmektedir [108]. Ancak, yapıda ferrit fazının bulunmasından dolayı, ferrit fazının bulunduğu bölgelerde nispeten sünek kırılmanın olduğu Şekil 6.28’den görülmektedir. Buna karşılık numune gevrek kırılmıştır.



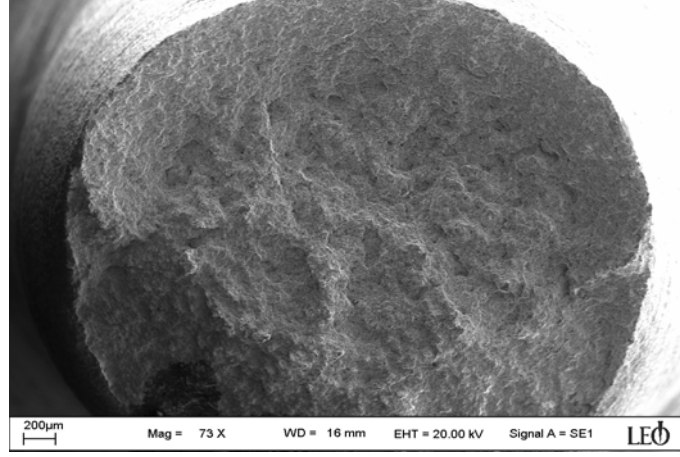
Şekil 6.27 D40 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü



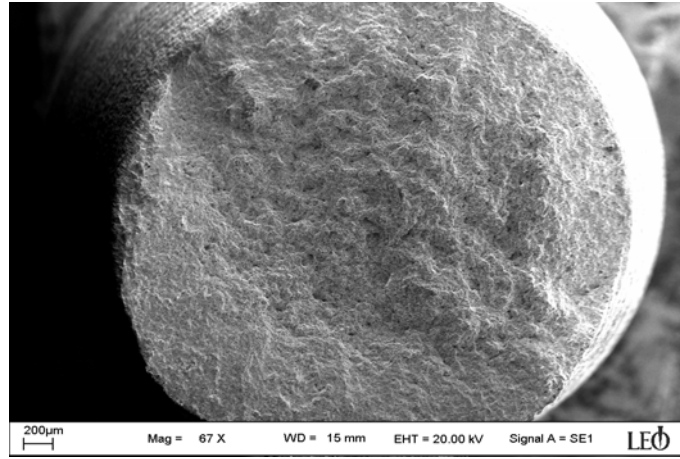
Şekil 6.28 D40 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafi

Tüm temperlenmiş numuneler sünek tarzda kopmuştur. Sünek kopmanın göstergesi olarak, temperlenmiş numunelerde, boyun verme meydana gelmiştir. Şekil 6.29, 6.30 ve 6.31’den görüldüğü gibi, temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak boyun verme artmıştır. Bu durum, Şekil 6.16’da yer alan kuvvet-uzama eğrilerinden de görülmektedir. Eğrilerden

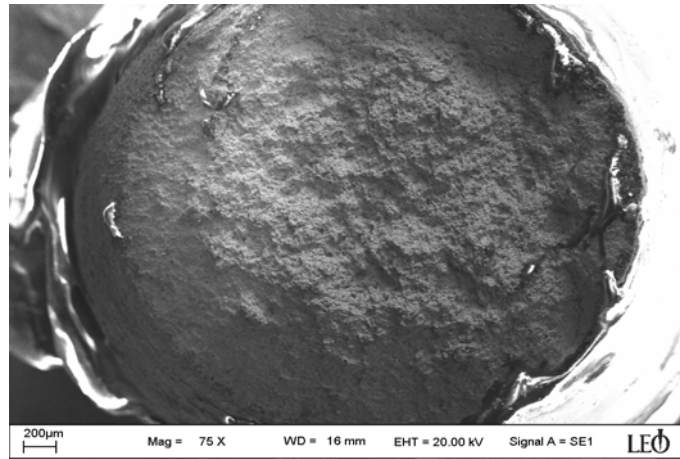
görülebileceği üzere, temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak çekme dayanımı düşmüş fakat süneklik artmıştır.



Şekil 6.29 D42 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü

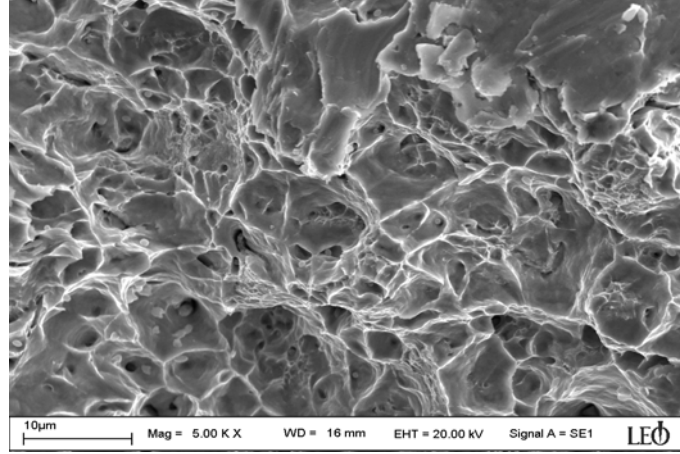


Şekil 6.30 D43 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü

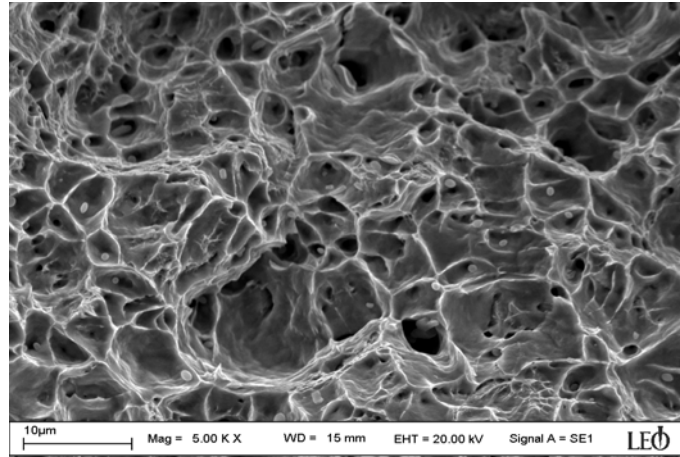


Şekil 6.31 D44 Numunesinin Kırık Yüzeyinin Genel Görünüşü

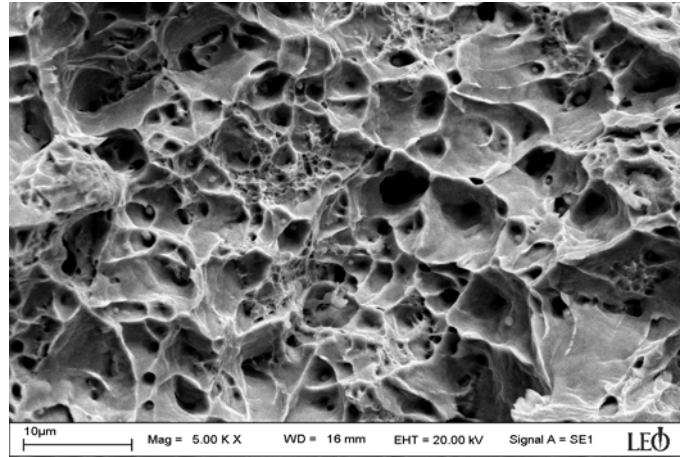
Temperlemenin süneklığe etkisi, temperlenmiş numunelerin Şekil 6.32, 6.33 ve 6.34’de verilen kırık yüzey fotoğraflarında da açıkça görölmektedir. Bu resimlerden anlaşılacağı gibi, süneklik arttıkça, kırık yüzeyinde meydana gelen boşlukların çapı artmaktadır.



Şekil 6.32 D42 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafi (5000x)



Şekil 6.33 D43 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafi (5000x)

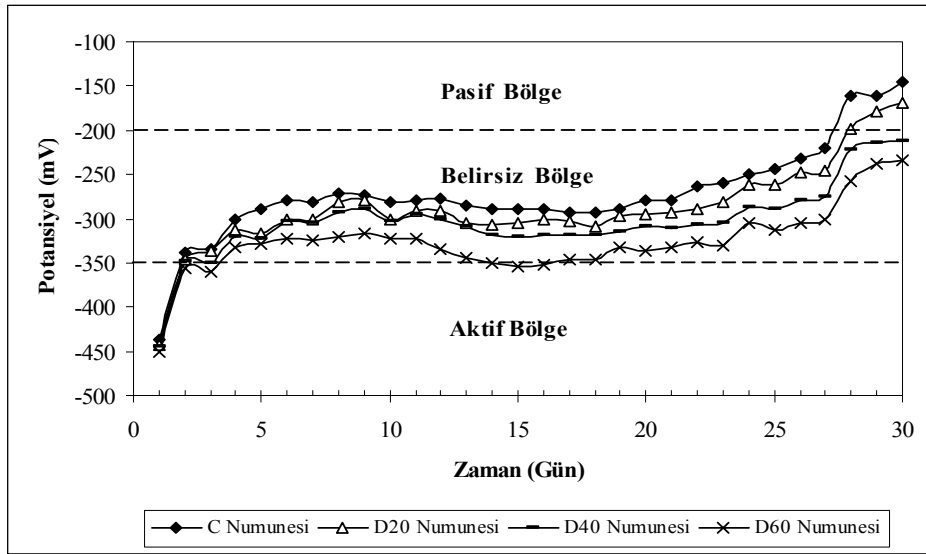


Şekil 6.34 D44 Numunesinin Kırık Yüzeyinin SEM Fotoğrafi (5000x)

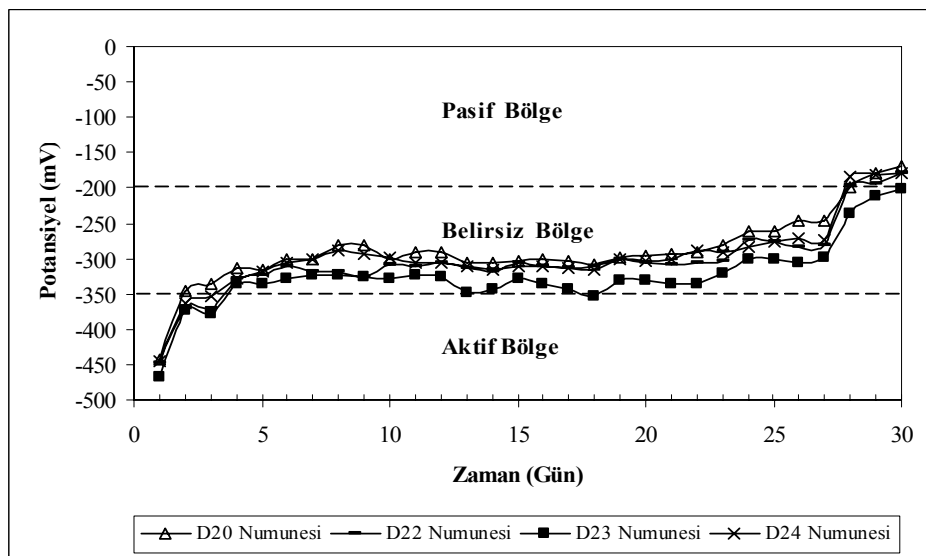
6.4. Korozyon Deney Sonuçları

6.4.1. Korozyon Potansiyeli Ölçüm Sonuçları

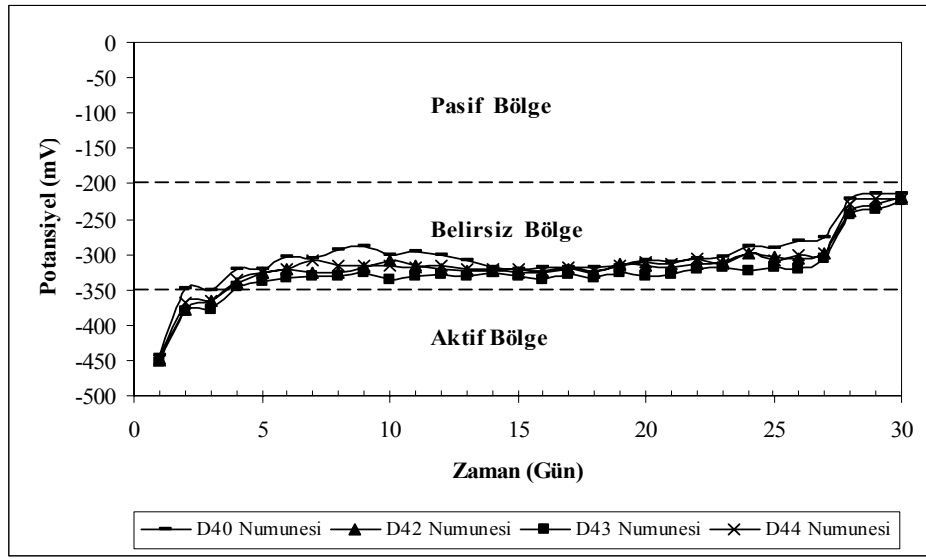
Betona gömülü çeliklerin korozyon potansiyeli değişimleri 30 gün süresince izlenmiştir. Günlük olarak elde edilen verilerin ortalaması tablo halinde EK 1’de verilmiştir. Bu veriler, Şekil 6.35–6.38’de grafik olarak verilmiştir.



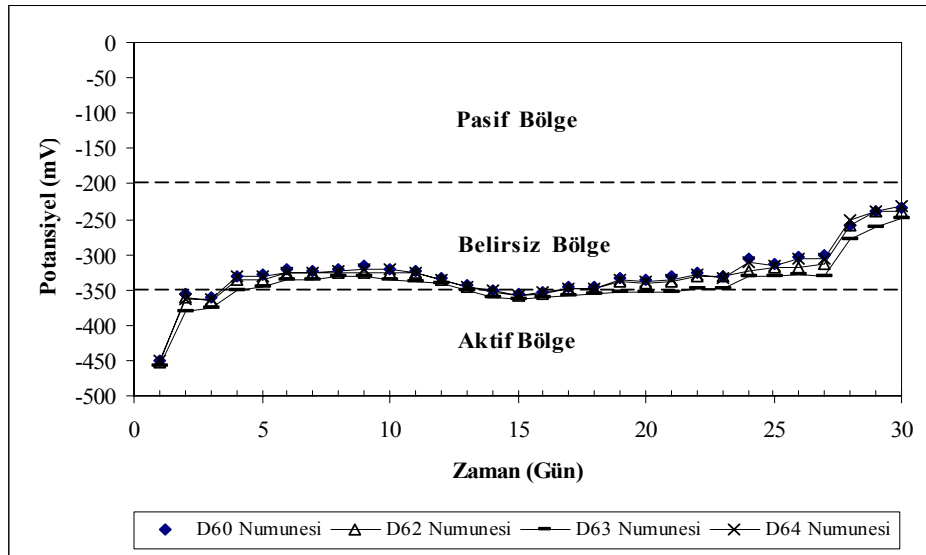
Şekil 6.35 C, D20, D40, D60 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi



Şekil 6.36 D20, D22, D23, D24 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi



Şekil 6.37 D40, D42, D43, D44 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi



Şekil 6.38 D60, D62, D63, D64 Numunelerinin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimi

ASTM C-876 deney metodunda potansiyel ölçüm sonuçlarının aşağıdaki şekilde değerlendirilmesi önerilmektedir [64].

1. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.20 Volt CSE den daha pozitif ise, demirlerin %90 olasılıkla korozyona uğramadığı kabul edilebilir.
2. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.20 Volt ile -0.35 Volt CSE arasında ise, betonarme demirlerinin korozyona uğrayıp uğramadığı belirsizdir.

3. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.35 Volt CSE den daha negatif ise, demirlerin %90 olasılıkla korozyona uğradığı kabul edilebilir.
4. Betonarme demiri potansiyeli eğer -0.50 Volt CSE den daha negatif ise, demirlerin şiddetli korozyona uğradığı söylenebilir.

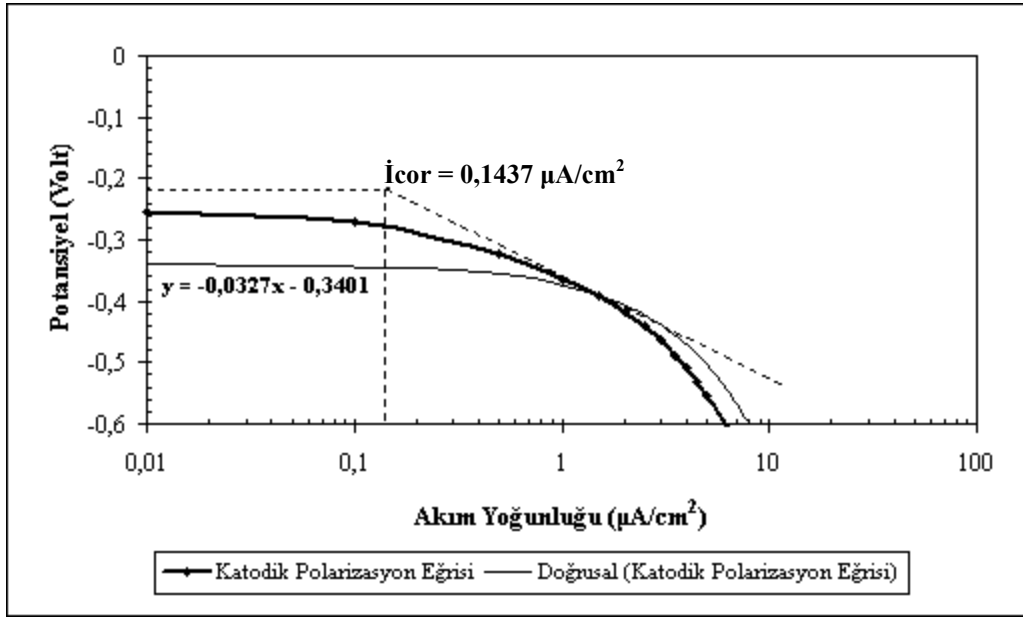
Elde ettiğimiz deney sonuçlarına göre; işlemsiz numunenin, elde edilen dual-faz çeliklerine göre daha hızlı pasifleşerek 27. günden sonra tamamen pasif hale geldiği Şekil 6.35’den anlaşılmaktadır. Bu durum, dual-faz yapısı kazandırılmış inşaat çeliklerinin elde edildikleri ferritik-perlitik yapıya sahip çeliğe göre daha düşük korozyon direncine sahip olduklarının bir göstergesidir. Aynı şekilde görüleceği üzere, D20 numunesi 27. günden sonra işlemsiz numune ile beraber pasif bölgeye geçerken, D40 ve D60 numuneleri 30. günün sonunda dahi belirsiz bölgede kalmışlardır. Bu durum, D20 numunesinin su verilmiş fakat temperlenmemiş dual-faz çelikleri içerisinde en yüksek korozyon direncine sahip olduğunu göstermektedir. Temperleme ısı işlemi uygulanmamış dual-faz çelikleri içerisinde, en düşük pasifleşme hızını D60 numunesi göstermiştir.

Elde edilen dual-faz çeliklerine uygulanan temperleme ısı işleminin, numunelerin pasifleşme hızını yavaşlattığı Şekil 6.36–6.38’den anlaşılmaktadır. Ayrıca, en düşük pasifleşme hızının 300 °C sıcaklıkta temperlenen numunelerde meydana geldiği de bu şekillerden görülmektedir. Bu durumda, temperleme ısı işlemi uygulanmış dual-faz çeliklerinin, tempersiz dual-faz çeliklerine göre daha düşük korozyon direncine sahip oldukları söylenebilir.

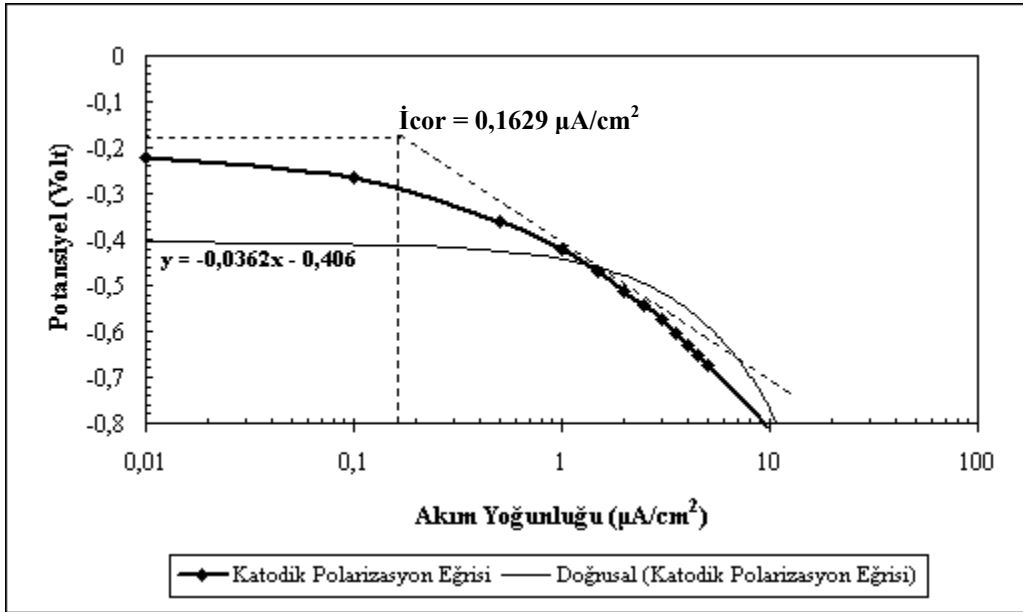
Beton içerisine gömülü çeliklerin zamana göre korozyon potansiyeli değişimleri neticesinde, işlemsiz numunenin dual-faz çeliklerine göre daha yüksek korozyon direncine sahip olduğu ve temperleme ısı işleminin dual-faz çeliğinin korozyon direncini düşürdüğü anlaşılmıştır.

6.4.2. Korozyon Hızı Ölçüm Sonuçları

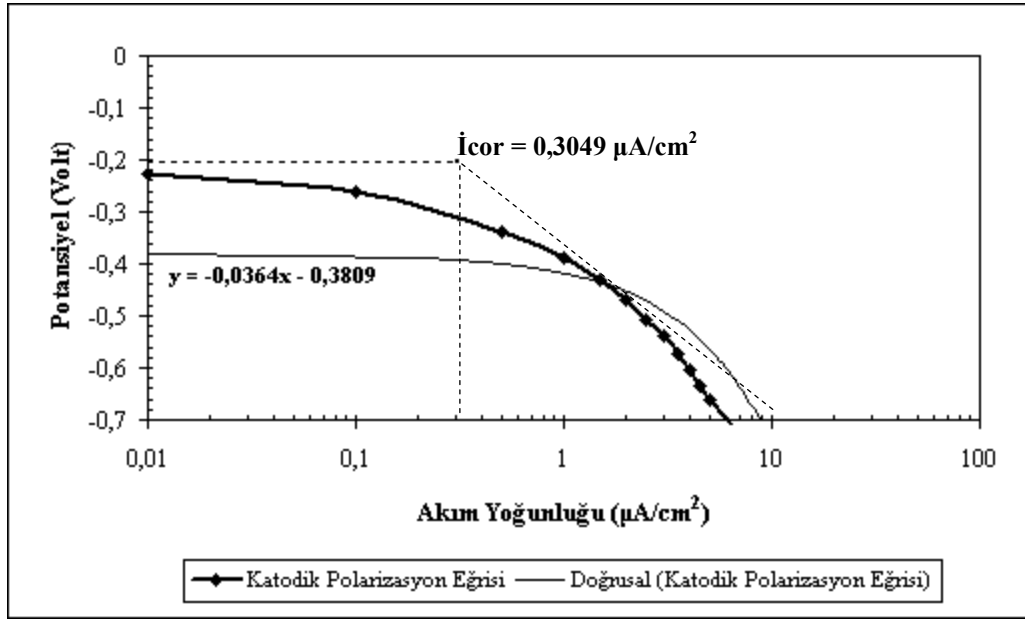
Korozyon potansiyeli değerleri, betona gömülü çeliklerin korozyon olasılıkları hakkında fikir vererek kalitatif sonuçlar sağlamıştır. Ancak bu çeliklerin korozyonu hakkında kantitatif ve güvenilir bilgiler, korozyon akım yoğunluğu ölçülerek elde edilebilir [109]. Bu sebeple galvanostatik polarizasyon tekniği ile hücrenin korozyon akım yoğunlukları belirlenmiştir. Elde edilen galvanostatik polarizasyon ölçüm sonuçları tablolar halinde EK 2’de verilmiştir. Akım yoğunluğu-potansiyel ilişkisi Şekil 6.39–6.51’de gösterilmiştir. Korozyon akım yoğunlukları, tafel bölgesi korozyon potansiyeline ekstrapolasyon yapılarak belirlenmiştir.



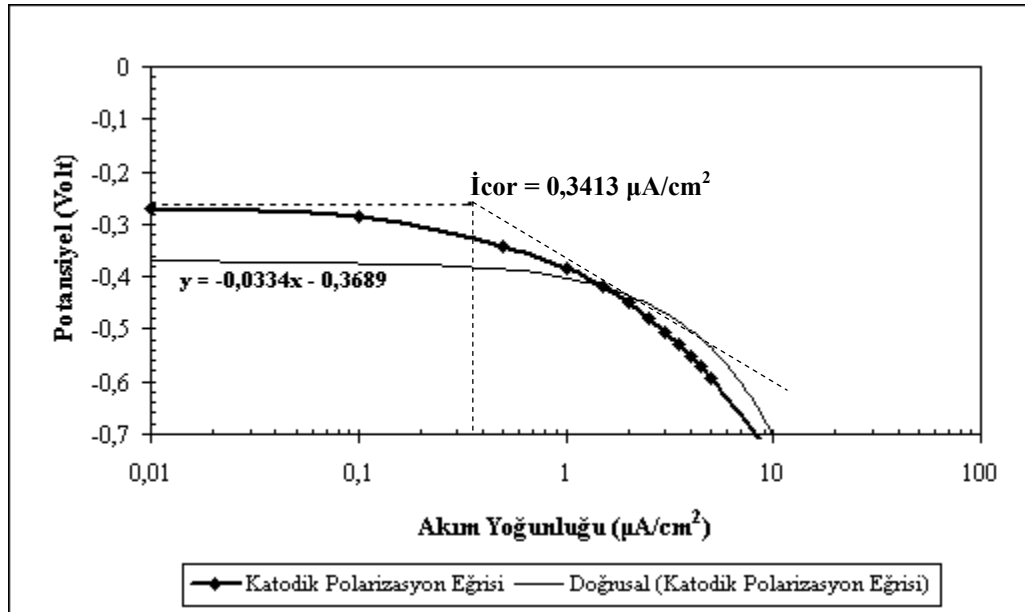
Şekil 6.39 C Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



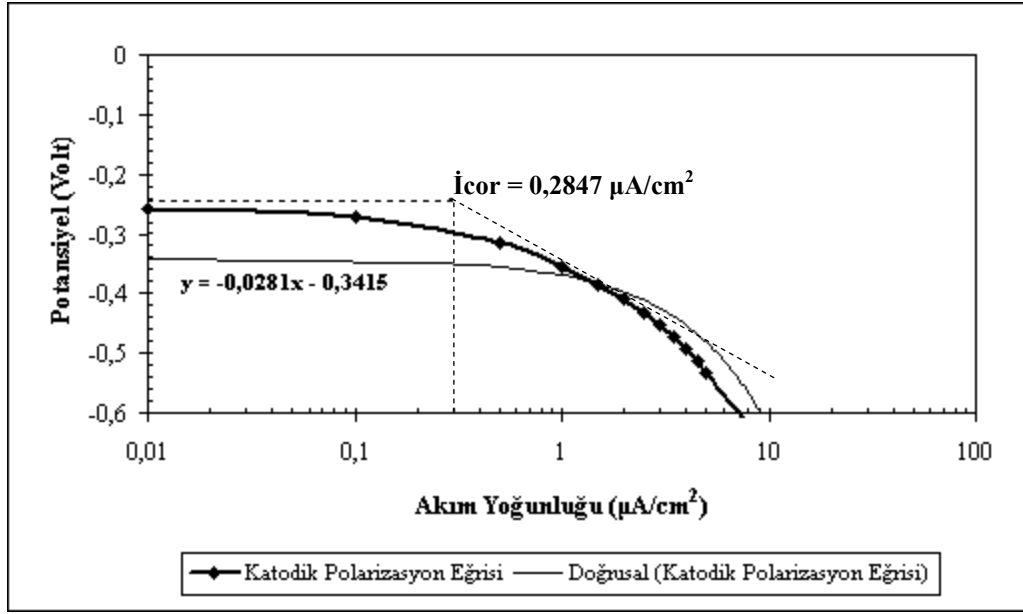
Şekil 6.40 D20 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



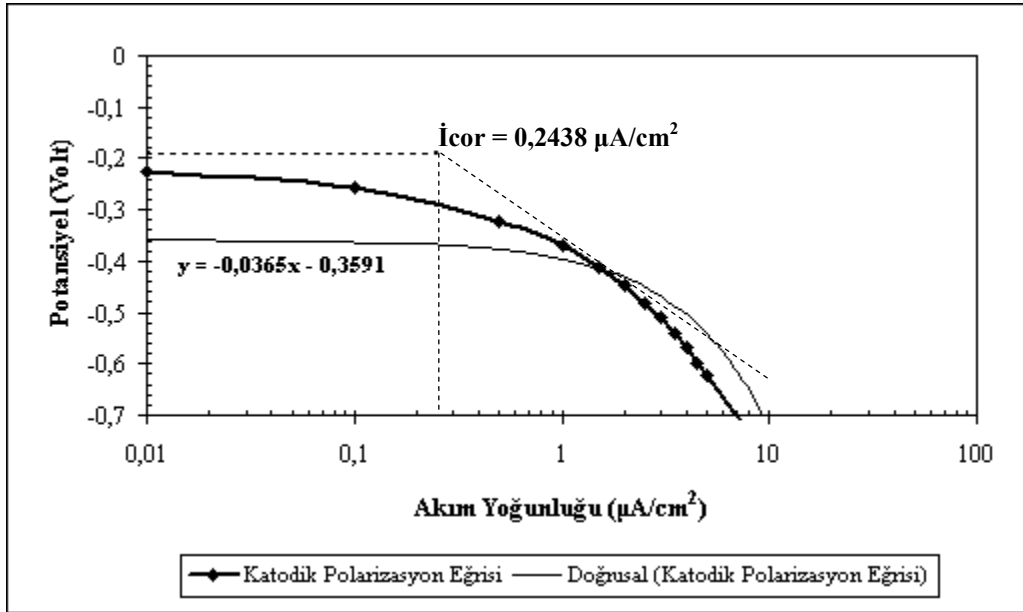
Şekil 6.41 D22 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



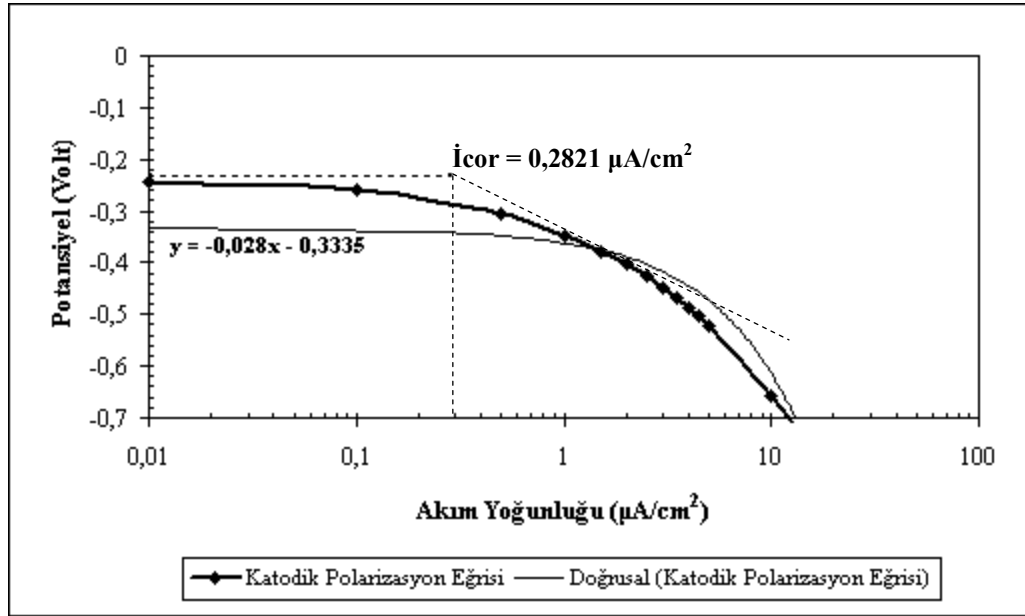
Şekil 6.42 D23 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



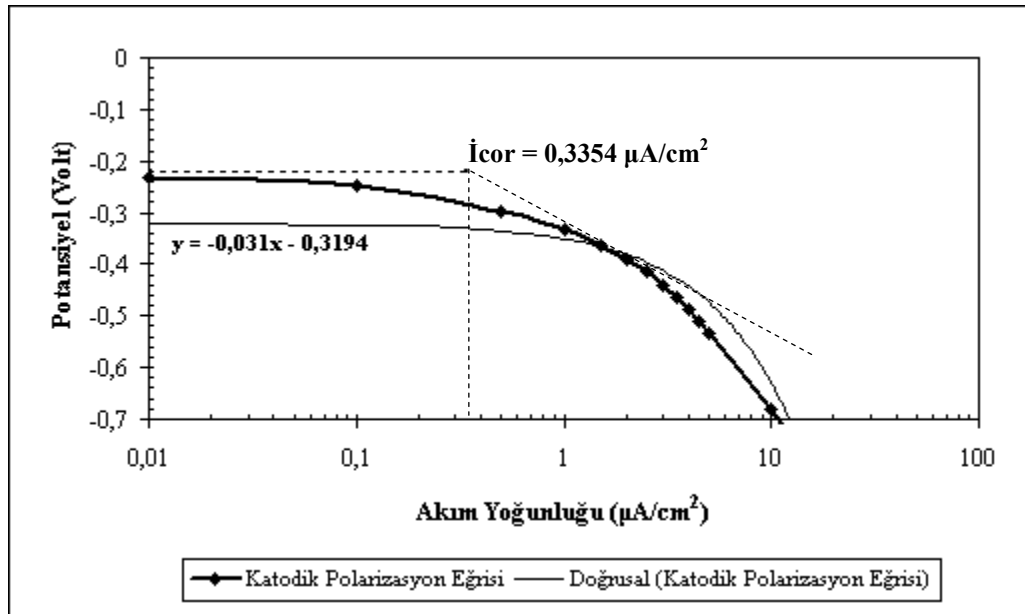
Şekil 6.43 D24 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



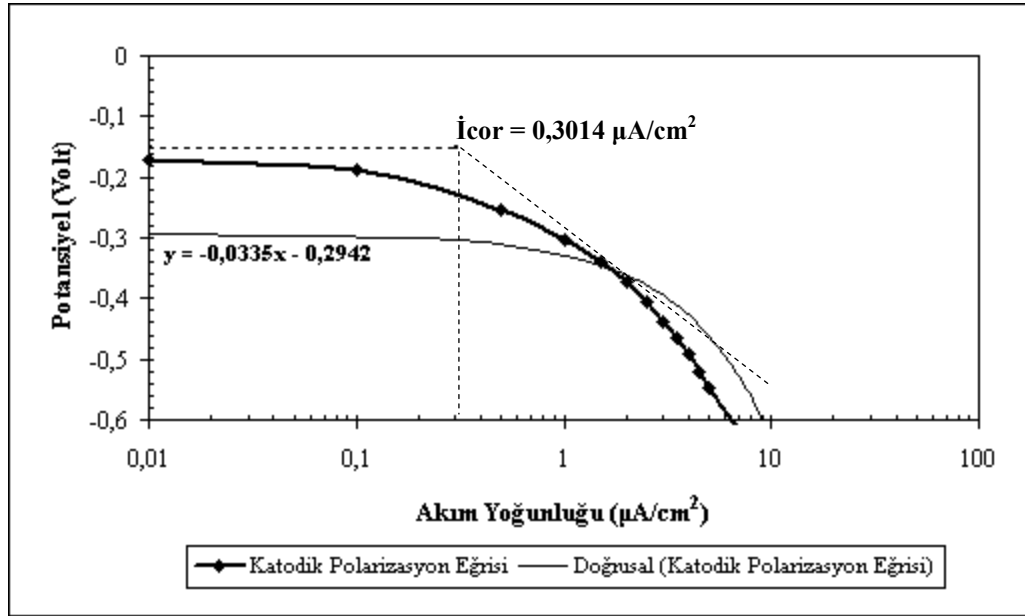
Şekil 6.44 D40 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



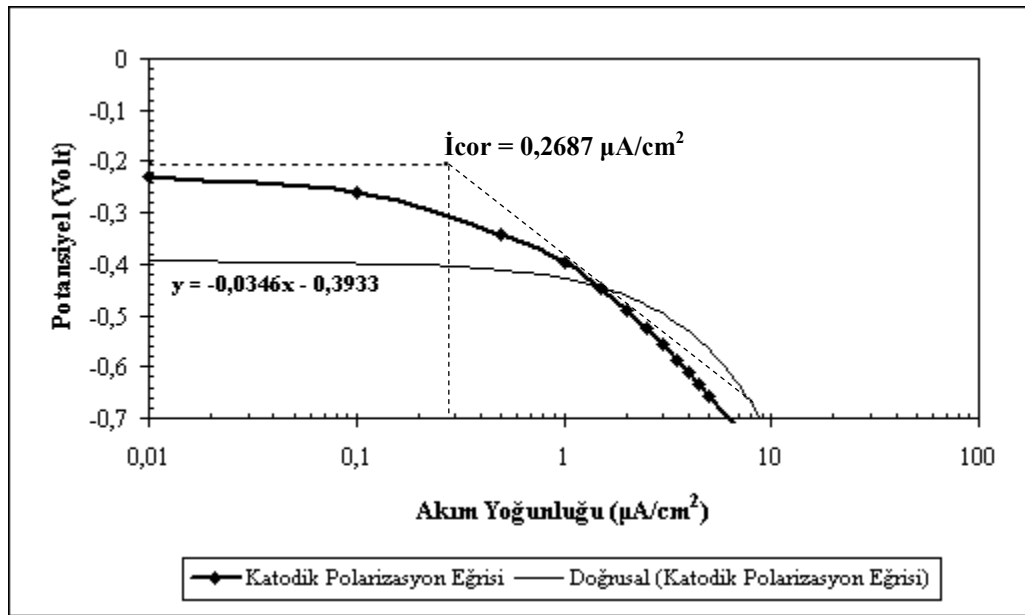
Şekil 6.45 D42 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



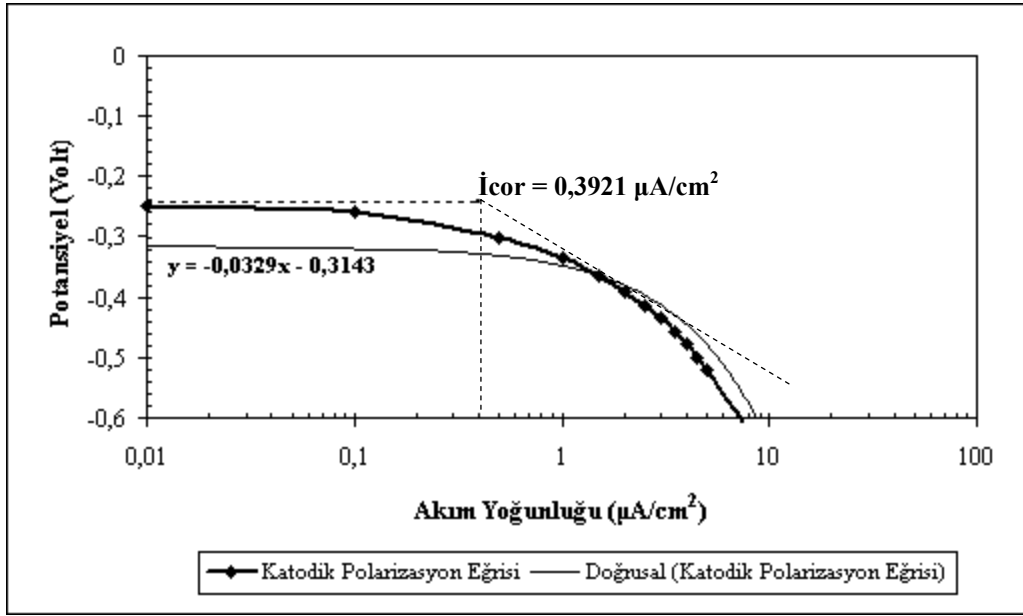
Şekil 6.46 D43 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



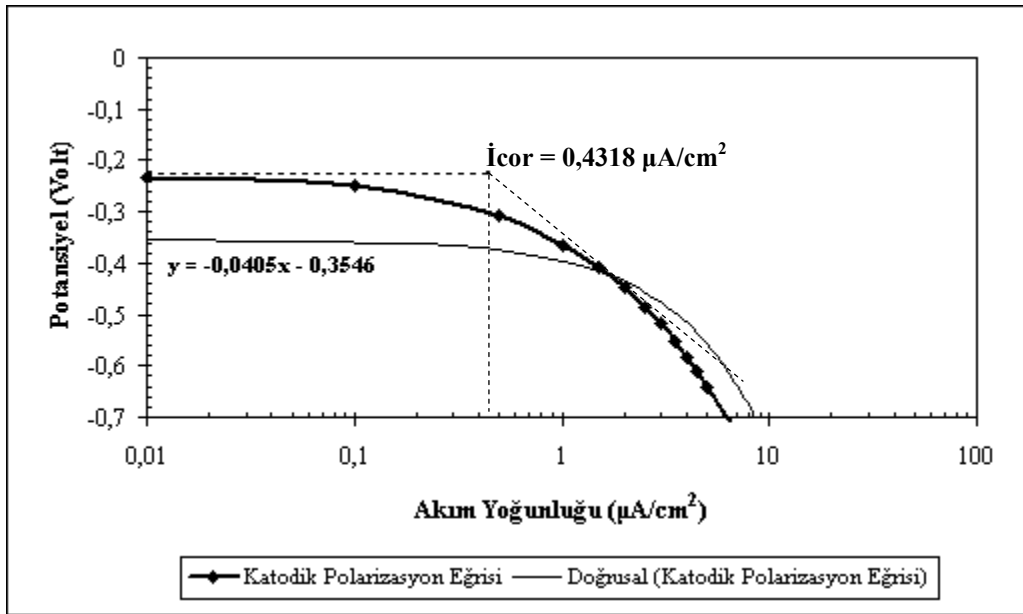
Şekil 6.47 D44 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



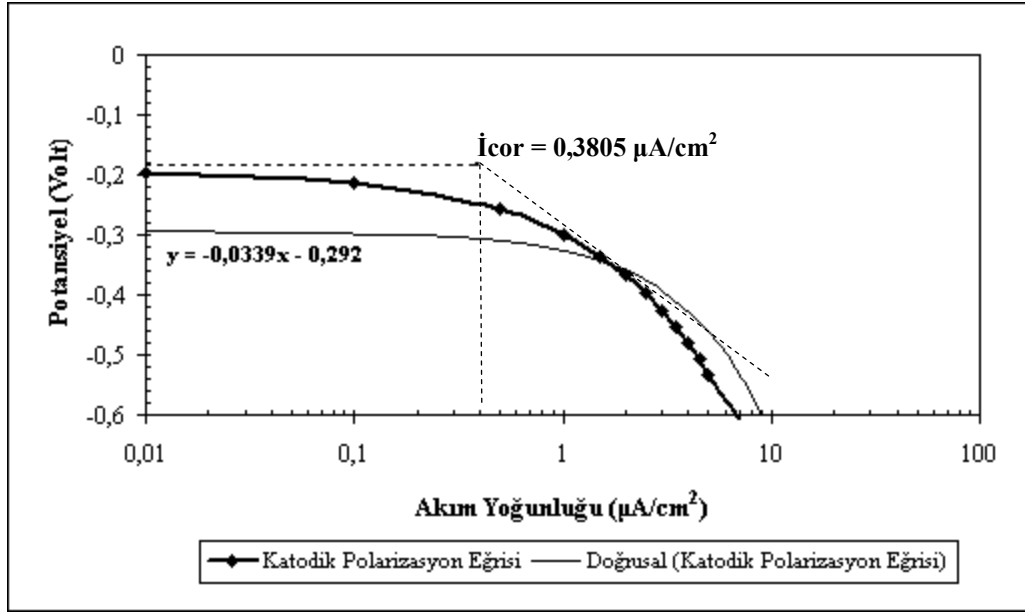
Şekil 6.48 D60 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



Şekil 6.49 D62 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



Şekil 6.50 D63 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi



Şekil 6.51 D64 Numunesinin Katodik Polarizasyon Eğrisi

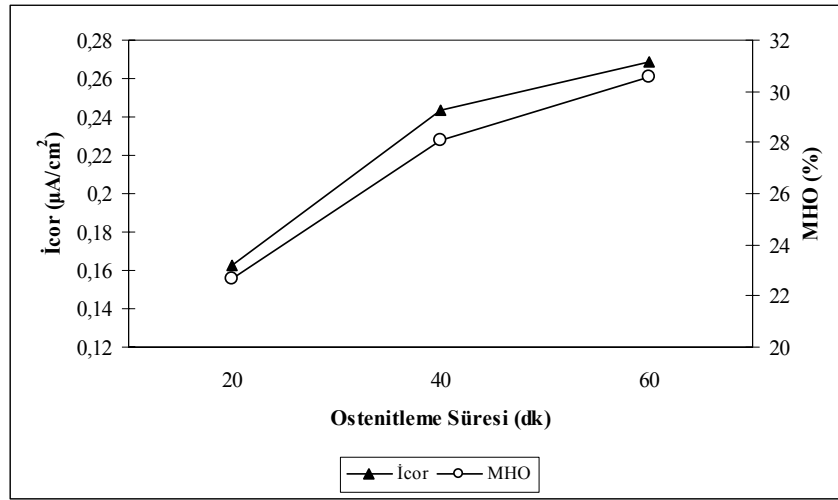
Korozyon hücrelerinin, katodik polarizasyon eğrileri yardımıyla elde edilen korozyon akım yoğunluğu (I_{cor}) değerleri Tablo 6.5’de bir arada verilmiştir.

Tablo 6.5 Numunelerin I_{cor} Değerleri

Numune	MHO (%)	I_{cor} ($\mu A/cm^2$)
C	13.71*	0.1437
D20	22.68	0.1629
D22	-	0.3049
D23	-	0.3413
D24	-	0.2847
D40	28.06	0.2438
D42	-	0.2821
D43	-	0.3354
D44	-	0.3014
D60	30.58	0.2687
D62	-	0.3921
D63	-	0.4318
D64	-	0.3805

* Perlit Hacim Oranı

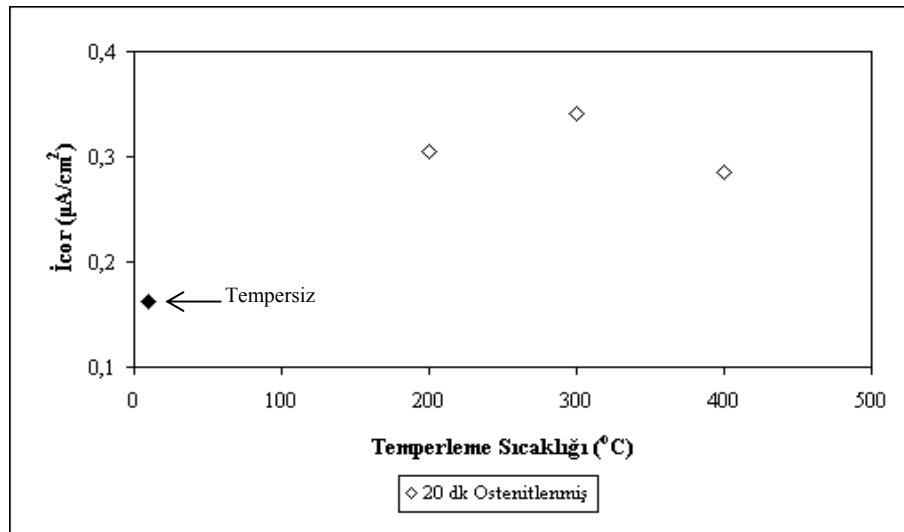
Tablodan görüleceği üzere, dual-faz çeliklerinin korozyon hızı, elde edildikleri işlemsiz numunenin korozyon hızından daha yüksektir. Bu sonuç, korozyon potansiyeli ölçümlerini desteklemektedir. Tablodan anlaşılabacağı üzere, dual-faz çeliğindeki martenzit hacim oranı artışına bağlı olarak korozyon hızı artmıştır. Şekil 6.52’de, ostenitleme süresine bağlı olarak martenzit hacim oranı ve korozyon hızında meydana gelen bu değişim gösterilmiştir.



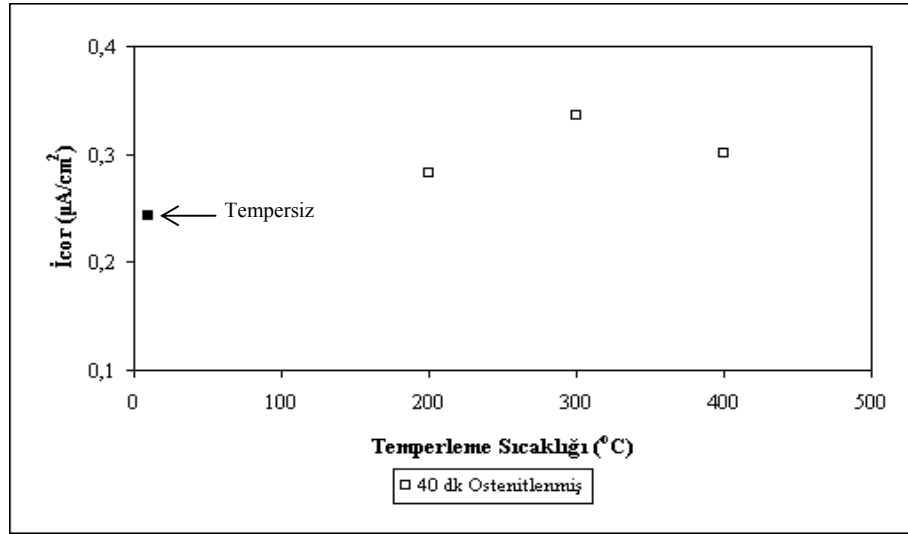
Şekil 6.52 Ostenitleme Süresine Bağlı Olarak MHO ve I_{cor} Değişimi

Bu sonuca göre, dual-faz çeliğinin korozyon davranışı üzerine ikinci faz miktarının etkili olduğu söylenebilir. Dual-faz yapısında bulunan ferrit fazının iç enerjisi martenzit fazından düşük olduğu için ferrit fazı katot, martenzit fazı ise anot olarak yönlenecektir. Dolayısıyla, martenzit fazının artması ile pil sayısı artacak ve korozyon hızı artacaktır. Ayrıca, Tablo 6.1’de verildiği gibi ostenitleme süresi arttıkça, dual-faz yapısının tane boyutu küçülmektedir. Bu durum, taneler arasındaki temas yüzeyinin arttığını gösterir. Temas yüzeyinin artması pil sayısının ve aynı zamanda korozyon akımının artmasına sebep olur.

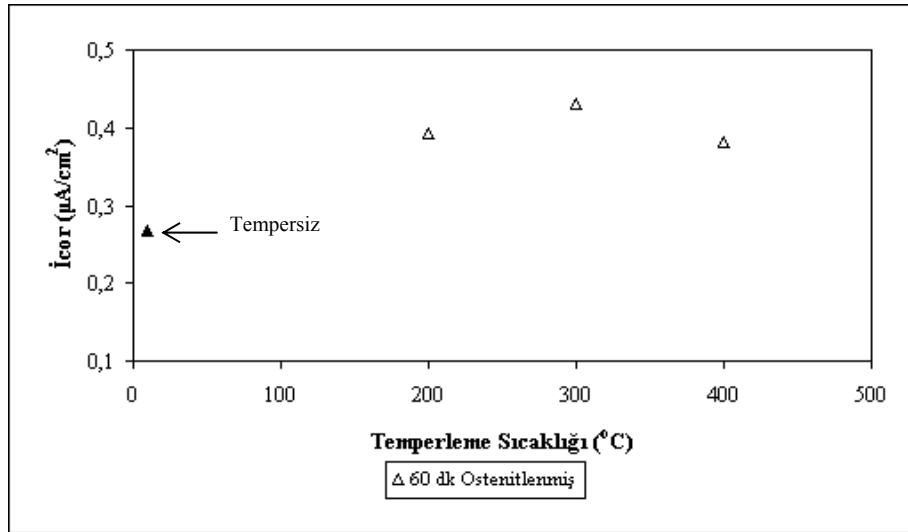
Temperleme sıcaklığına bağlı olarak dual-faz çeliklerinin korozyon hızlarında meydana gelen değişim Şekil 6.53–6.56’de gösterilmiştir.



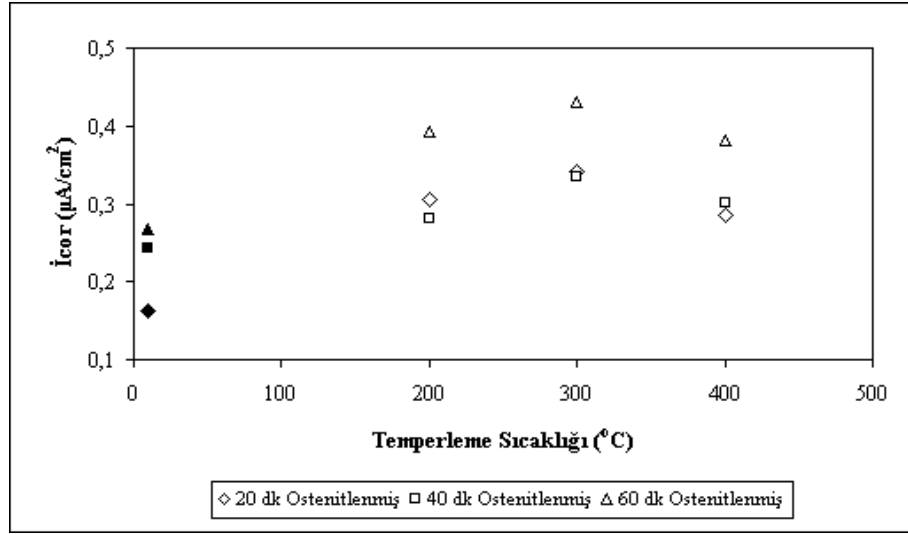
Şekil 6.53 20 dk Ostenitlenmiş Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre I_{cor} Değişimi



Şekil 6.54 40 dk Ostenitlenmiş Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre i_{cor} Değişimi



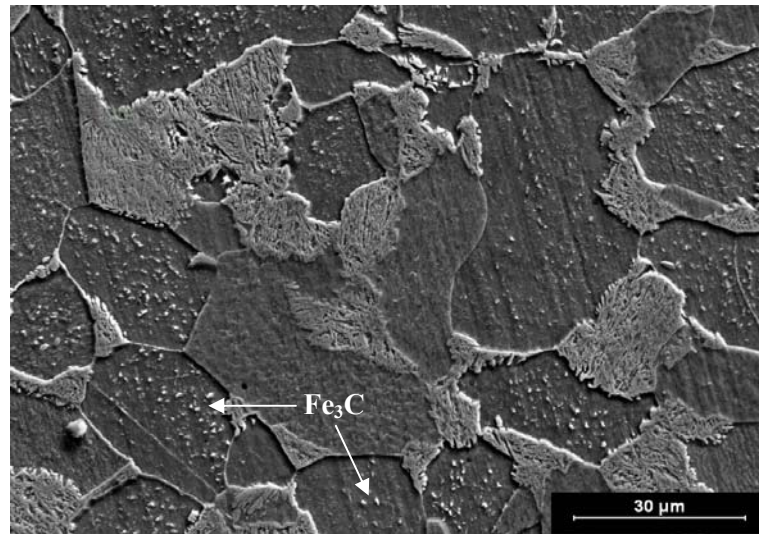
Şekil 6.55 60 dk Ostenitlenmiş Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre i_{cor} Değişimi



Şekil 6.56 Numunelerin Temperleme Sıcaklığına Göre i_{cor} Değişimi

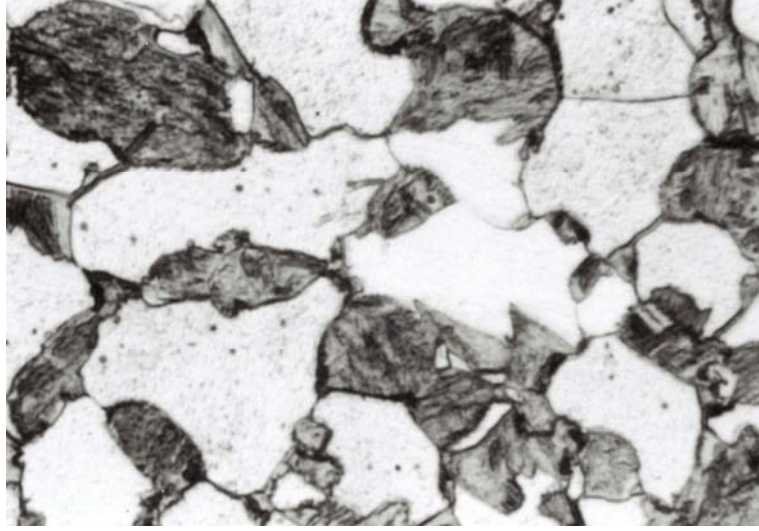
Temperleme ısııl işleminin dual-faz çeliklerinin korozyon hızını artırdığı Şekil 6.53–6.56’den görülmektedir.

Temperleme işlemi, ferrit ve martenzit fazına sahip olan bu çelikleri iki yönden etkilemektedir. Sözü edilen bu iki fazlardan birisi olan ferrit fazı, kritik sıcaklıklar arasından hızlı soğutulduğu için, oda sıcaklığında eritebildiğinden daha fazla karbon içermektedir. Ferrit fazı içerisinde bulunan karbon elementi, temperleme ısııl işleminin etkisiyle ferrit fazı içerisinde sementit olarak çökmektedir. Bu sebeple, Şekil 6.57’de görüldüğü gibi, ferrit fazı içerisinde yeni piller oluşmaktadır.



Şekil 6.57 Sementit Tanelerini Gösteren SEM Görüntüsü

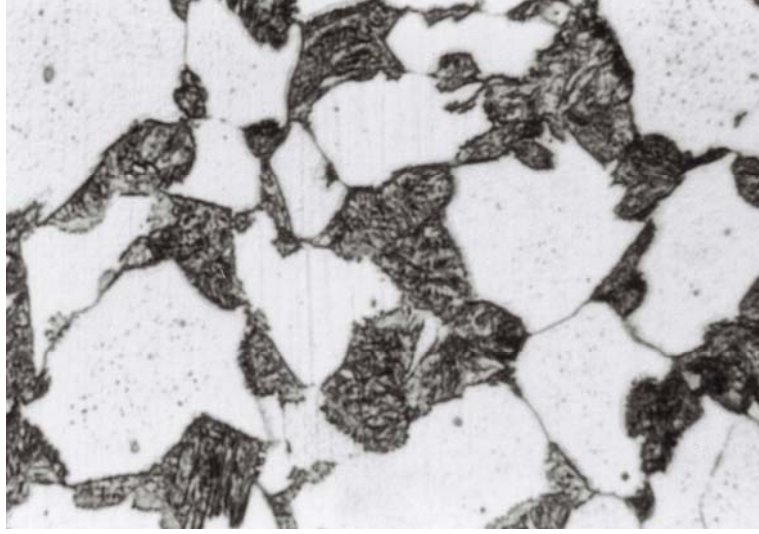
Sementit tanelerinin en yüksek oranda olduğu temperleme sıcaklığının 300 °C olduğu yapılan içyapı incelemeleri sonucunda anlaşılmıştır. Şekil 6.58 (a),(b),(c)'de her üç temperleme sıcaklığının ferrit fazı içerisindeki sementit oranına etkisi gösterilmiştir. Şekillerden görüleceği gibi, ferrit fazı içerisinde en yüksek sementit oranı 300 °C'de temperlenen numunededir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 6.58 Temperleme Sıcaklığının Ferrit Fazı İçerisindeki Sementit Oranına Etkisi
(a) D62 Numunesi, (b) D63 Numunesi, (c) D64 Numunesi

Temperleme işlemi, ikinci faz olan martenzit fazını da benzer şekilde etkilemektedir. 200 °C'ye kadar olan temperleme işlemi, martenzit fazında gerilimi gidermekle birlikte ϵ (karbür) fazını da oluşturmaktadır [34]. Bu faz, temperlenmiş martenzit fazı içerisinde yeni korozyon hücrelerini meydana getirmektedir. Temperleme sıcaklığının artması ile sementit fazları oluşmakta ve ϵ fazının yerini almaktadır. Ancak, sıcaklık artışına bağlı olarak sementit fazının sayısı azalmakta ve taneler küreleşerek irişleşmektedir [34]. Bu nedenle, martenzit fazı içerisindeki pil sayısı temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak azalmaktadır.

Yukarıdaki açıklamalardan anlaşılacağı gibi, dual-faz çeliğinin korozyon davranışı her iki fazın korozyon davranışına bağlı olarak gelişmektedir. Deney sonuçlarına bakıldığında, bu çeliklerin korozyon davranışına ferrit fazı içerisinde oluşan sementit tanelerinin daha fazla etkili olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 6.56'da görüldüğü gibi, sementit fazı miktarı yaklaşık olarak aynı olan 200 ve 400 °C'de temperlenmiş numunelerin, korozyon hızları yaklaşık değerlerde iken, 300 °C'de temperlenmiş numunelerin korozyon hızları daha yüksektir.

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

İnşaat çeliğine dual-faz mikroyapısı kazandırmak ve elde edilen çeliğin mekanik özellikleri ile beton içerisindeki korozyon davranışı üzerine temperleme ısı işleminin etkisini belirlemek amacıyla yapılan bu çalışma neticesinde elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde özetlenmiştir.

- Yapılan çalışma ile inşaat çeliğinden, ($\alpha+\gamma$) bölgesinde ostenitleme ve su verme işlemiyle mekanik özellikleri geliştirilmiş bir dual-faz çeliğinin imal edilebileceği ortaya konmuştur.
- Elde edilen dual-faz yapısındaki fazların hacim oranları ve tane boyutları ostenitleme süresine bağlı olarak değişmiştir. Artan ostenitleme süresi ile martenzit hacim oranı artmış, tane boyutu küçülmüştür.
- Ostenitleme süresi ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak dual-faz yapısındaki fazların sertliği değişmiştir. Artan ostenitleme süresi ile birlikte ferrit fazı sertliği artarken, martenzit fazı sertliği azalmıştır. Ancak, temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak her iki fazın sertliğinde azalma meydana gelmiştir.
- Elde edilen dual-faz çeliklerinde çekme deneyi esnasında sabit akma noktası (üst ve alt akma noktası) görülmemiştir. Ancak, temperleme ısı işlemi sonrasında dual-faz çeliklerinin akma bölgelerinde temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak süreksizlik meydana gelmiştir.
- Elde edilen dual-faz çeliklerinin mukavemeti martenzit fazının sertlik ve oranına bağlı olarak değişmiştir. 20 dk ostenitlenen numunede martenzit fazı sertliğinin en yüksek olmasına karşılık martenzit hacim oranı düşüktür, 60 dk ostenitlenen numunede ise martenzit hacim oranının artmasına karşılık martenzit fazı sertliği düşmüştür. Hâlbuki 40 dk ostenitleme yapılan numunede, martenzit fazının sertlik ve oranı, mukavemet değerlerini en yüksek olacak şekilde etkilemiştir. Bu nedenle, 40 dk ostenitlenerek su verilen numune, akma, çekme ve rezilyans modülü değerlerinin en yüksek, birim uzama, kesit daralması ve tokluk değerlerinin en düşük olduğu numunedir.
- Dual-faz yapısı kazandırılmış numunelerde temperleme sıcaklığının artmasına bağlı olarak akma, çekme, rezilyans modülü değerlerinin azaldığı, uzama, kesit daralması ve tokluk değerlerinin arttığı gözlenmiştir.
- Kırılan yüzeylerin taramalı elektron mikroskopunda çekilen fotoğrafları incelendiğinde, su verilmiş fakat temperlenmemiş dual-faz çeliklerinde klivaj kırılmasının meydana geldiği görülmüştür. Temperleme ısı işleminin uygulanması ile dual-faz çeliklerinin kırılma tarzı

değişmiştir. Temperleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak numuneler sünek tarzda kırılma göstermişlerdir.

- Elde edilen dual-faz çeliklerinin beton içerisindeki korozyon davranışlarını belirlemek üzere yapılan deneyler, dual-faz çeliklerinin korozyon direncinin elde edildiği ferritik-perlitik yapıdaki inşaat çeliğine göre daha düşük olduğunu göstermiştir. Betona gömülü dual-faz çeliklerinin korozyon hızları, martenzit hacim oranındaki artışa bağlı olarak artmıştır. Ayrıca, temperleme ısı işlemi dual-faz çeliklerinin korozyon hızlarını olumsuz yönde etkilemiş ve en yüksek korozyon hızı 300 °C sıcaklıkta temperlenen dual-faz çeliklerinde meydana gelmiştir.
- Dual-faz çeliğinin korozyon davranışı her iki fazın korozyon davranışına bağlı olarak gelişmektedir. Ancak, korozyon davranışına ferrit fazı içerisinde oluşan sementit tanelerinin daha fazla etkili olduğu anlaşılmıştır.

Elde edilen veriler doğrultusunda, dual-faz yapısı kazandırılmış inşaat çeliğinin betonda takviye elemanı olarak kullanılabilmesi için martenzit hacim oranının en düşük seviyede tutulması, ferrit fazının yüksek saflıkta olması ve tane boyutunun mümkün olduğunca küçük olması gerektiği söylenebilir. Bununla birlikte, koroziyon ortamına maruz betonlarda kullanılacak dual-faz çeliklerine temperleme uygulanmasından kaçınılmalıdır.

Yapılmış olan bu çalışmanın sonucunda, konuya daha fazla açıklık getireceği düşünüldükçe, ileride yapılacak çalışmalara yardımcı olması bakımından aşağıdaki öneri yapılmıştır.

Bu çalışma, dual-faz çeliği elde etmek amacıyla uygulanan ara su verme ve kademeli su verme ısı işlem yöntemlerini uygulayarak geliştirilmelidir. Bu sayede, inşaat çeliğinden elde edilmiş farklı faz morfolojilerine sahip dual-faz çeliklerinin mukavemet ve korozyon davranışları birbirleriyle kıyaslanarak kullanım amacına en uygun dual-faz çeliği üretilebilir.

KAYNAKLAR

- [1] Hayami, S., Furukawat, T., 1977, "A Family of High-Strength, Cold Rolled Steels", Micro Alloying 75, Union Carbide, 311-321, New York.
- [2] Cai, X. L., Feng, J. and Owen, W. S., 1985, "The Dependence of Some Tensile and Fatigue Properties of a Dual-Phase Structures from Different Starting Microstructures", Metallurgical Transactions A, 16, p. 543-557.
- [3] Chen, H. C., Cheng, G. H., 1989, "Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual Phase Steels", Journal of Mater. Sci., 24, p. 1991-1994.
- [4] Ishihara, T., 1983, "Microstructural Effect of Fatigue Crack Growth in a Two-Phase Steels", Journal of Mater. Sci., 18, p. 103-108.
- [5] Ball, A., Chauhan, Y. and Schaffer, G. B., 1987, "Microstructure, Phase Equilibria and Transformations in Corrosion Resistant Dual Phase Steel Designated 3CR12", Mater. Sci. Technol., 3, p. 189-196.
- [6] Speich, G. R., 1981, "Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels" Fundamentals of Dual-Phase Steels, Ed. By R. A. Koot and B. L. Bramfit, p. 3-45, AIME, New York.
- [7] Çimenoglu, H., Kayalı, E. S., 1990, "Çift Fazlı Çeliklerde Deformasyon Davranışı Analizi", İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Dergisi, Cilt 48, Sayı 2, Sayfa 59-64.
- [8] Trejo, D., Monteiro, P., Thomas, G. and Wang, X., 1994, "Mechanical Properties and Corrosion Susceptibility of Dual-Phase Steel in Concrete", Cement and Concrete Research, Vol. 24, No. 7, p. 1245-1254.
- [9] Trejo, D., Monteiro, P., Gerwick B. and Thomas G., 2000, "Microstructural Design of Concrete Reinforcing Bars for Improved Corrosion Performance", ACI Journal, 97, p. 78-83.
- [10] Chen, D. L., Wang, Z. G., Jiang, X., Ai, S. H. and Shih C. H., 1987, "Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth in Dual-Phase Steels", Scripta Metallurgica, Vol. 21, No. 12, p. 1663-1667.
- [11] Wang, Z., Ai, S., 1986, "Corrosion Fatigue Behavior of an as-rolled Dual Phase Steel", Scripta Metallurgica, Vol. 20, No. 12, p. 1733-1738.
- [12] Huppi, G. S., Matlock, D. K. and Krauss, G., 1980, "An Evaluation of the Importance of Epitaxial Ferrite in Dual-Phase Steel" Microstructures Scripta Met., vol. 25, p. 1239-1243.
- [13] Priestner, R., Ajmal, M., 1987, "Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual Phase Steel", Mat. Sci. And Tech., vol. 3, p. 360-364.

- [14] Erdoğan, M., 2002, "The Effect of New Ferrite Content on Tensile Fracture Behaviour of Dual Phase Steels", *Journal of Materials Sci.*, 37, p. 3623-3630.
- [15] Cribb, W. R., Rigsbee, J. M., 1979, "Work-Hardening Behaviour and its Relationship to the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels", Ed. By R. A. Koot and J. W. Morris p. 91-117, AIME.
- [16] Tomota, Y., Kroki, G. and Tamura, I., 1975, "On the Tensile Deformation Behaviour of Two-Phase Iron Alloys", *Tetsu to Hagane*, 61, p. 107-118.
- [17] Speich, G. R., Szirmai, A., 1969, "Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates", *Trans. Met. Soc. of AIME*, Vol. 245, 1063–1075.
- [18] Aksoy, M., 1985, "İnşaat Çeliğinin Mekanik Özelliklerinin Dual-Faz Yöntemiyle Geliştirilmesi Üzerine Bir Çalışma", *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi*, Elazığ, 113 s.
- [19] Speich, G. R., 1997, "Dual Phase Steels", *Heat Treating, ASM Handbook*, Fifth Printing, p. 424-429.
- [20] Aksoy, M., Gencer, Y., 1994, "Dual-Faz Çeliğinin Korozyon Davranışının İncelenmesi", 6. Uluslararası Makine Tasarım ve İmalat Kongresi, 275-283, ODTÜ, Ankara.
- [21] Sarkar, P. P., Kumar, P., Mana, K. M., Chakraborti, P. C., 2005, "Microstructural Influence on the Electrochemical Corrosion Behavior of Dual-Phase Steels in 3.5% NaCl Solution", *Materials Letters*, Vol. 59, pp. 2488–2491.
- [22] Sönmez, N., Bakkaloğlu, A., 1989, "Çift Fazlı Çeliklerin Makine Konstrüksiyonlarında Kullanılabilirlik Sınırları", 3. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi, Sayfa 23-32.
- [23] Rigsbee, J. M., Vanderarend, P. J., 1977, "Laboratory Studies of Microstructures and Structure-Property Relationships in Dual-Phase HSLA Steels", Paper Presented at TMS-AIME Fall Meeting, pp. 56–86, Chicago.
- [24] Morrow, J., Tither, G., 1978, "Molybdenum in Interferically Annealed Dual-Phase Steel Strip", *Journal Metals*, 16-19.
- [25] Kim, N. J., Thomas, G., 1981, "Effect of Morphology on the Mechanical Behaviour of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel", *Met. Trans.*, Vol. 12 a, pp. 483–489.
- [26] Park, K. S., Park, K. T., Lee, D. L., Lee, C. S., 2007, "Effect of Heat Treatment Path on the Cold Formability of Drawn Dual-Phase Steels", *Materials Science and Engineering: A*, Volumes 449-451, Pages 1135-1138.
- [27] Koo, J., Bangaru, V., Rao, N. and Thomas, G., 1979, "Designing High Performance Steels", *Metals Progress*, pp. 66–70.

- [28] Speich, R. G., Miller, R. L., 1979, "Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels", Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By. R. A. Kot and J. W. Morris, AIME, pp. 145–181.
- [29] Savaşkan, T., 2000, "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", Eser Ofset Mat. Yay. San. Tic. Ltd. Şti., No.2, Trabzon, 282 s.
- [30] Izar, N., Crafts, W. and Lamond, L. J., 1971, "Çelik Seçimi ve Sertleşebilme", M.M.O Yayın, No:58.
- [31] Hashiguchi, K., Kato, T., Nishida, M., Tanaka, T., 1980, "Effect of Alloying Elements and Cooling Rate After Annealing on Mechanical Properties Dual-Phase Sheet Steel", Kawacaki Steel Technical Report, No:1, pp.70-78.
- [32] Speich, R. G., Demarest, V. A., Miller, R. L., 1981, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels", Met. Trans. IZA.
- [33] Talliger, N. K., Gladman, T., 1981, "Work Hardening of Dual-Phase Steels", Materials Science and Engineering, pp.95-108.
- [34] Thelning, K. E., 1984, "Çelik ve Isıl İşlemi", Bofors El Kitabı, Çeviren: Adnan Tekin, İ.T.Ü., İstanbul.
- [35] Giordano, L., Mutteazzi, P., Tiziani, A. And Zambon, A., 1991, "Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel after Mechanical Stressing and Heat Treatment", Mat. Sci. and Eng., A/31, pp.215-219.
- [36] Tanaka, T., Nishida, M., Hashiguchi, K., Kato, T., 1977, "Formation and Properties of Ferrite Plus Martensite Dual-Phase Structures", Paper Presented at TMS-AIME Annual Meeting, New Orleans.
- [37] Aksoy, M., 1989, "Dual-faz Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Mikroyapının Etkisi", 3.Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi, Sayfa 33-44.
- [38] Aksakal, B., 1988, "Dual-Faz Çelikte Mekanik Özellik-Mikroyapı İlişkisinin İncelenmesi", Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, Ankara, s. 103.
- [39] Kunio, T., Suzuki, H., 1977, "An Effect of the Combined Microstructural Size on the Tensile Fracture Strength of Two Phase Carbon Steel", 4 th Int. Conf. Fracture, Vol. 2, pp. 23–32.
- [40] Rizk, A., Bourrel, D. L., 1982, "Dislocation Density Contribution to Strength of Dual-Phase Steels", Scripta Metallurgica, Vol.16, pp. 1321–1324.
- [41] Ramos, L. F., Matlock, D.K. and Krauss, G., 1979, "On the Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels", Met. Trans. A:10, pp.259–261.

- [42] Tamura, I., Tomata, Y., Akao, A., Yamaoka, Y., 1973, "On the Strength and Ductility of Two Phase Iron Alloys", Transactions of ISIJ, 13, pp. 283–293.
- [43] Davies, R. G., 1978, "The Deformation Behaviour of a Vanadium Strengthened Dual-Phase Steel", Met. Trans., A:9, pp. 41–52.
- [44] Piplani, R. K., Raghavan, G., 1981, "Microstructure and Its Correlation with Processing Properties in Dual-Phase Steels", Steel India, No.1, Vol:4, pp. 1–21.
- [45] Sachdev, A. K., 1983, "Effect of Retained Austenite on the Yielding and Deformation Behavior of Dual-Phase Steel", Acta Met., Vol. 31, pp. 2037–2042.
- [46] Balliger, N. K., Gladman, T., 1981, "Work Hardening of Dual-Phase", Met. Sci., vol. 15, pp. 95–108
- [47] Yi, J. J., Kim, I. S., 1983, "Ferrite Growth During Slow Cooling From the Intercritical Annealing of Dual-Phase Steel", Met. Sci., Vol. 17, pp. 199–309.
- [48] Vander Arend, S. J., 1977, "The Production of Gm 980x Properties in HSLA Steels", Republic Steel Research Publication, pp. 54–76.
- [49] Llewellyn, D. T., Hillis, D. J., 1996, "Dual-Phase Steels Review", Ironmaking and Steelmaking, Vol. 23, pp. 471–478.
- [50] Bolvadin, H., 1990, "Metallographic and Mechanical Studies on Plain Carbon and Vanadium Containing Dual Phase Structural Steels", METU M.S. Thesis, Ankara.
- [51] Rashid, M. S., 1977, "Relationship Between Steel Microstructure and Formability", Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By: A. T. Davenport, AIME, pp. 1–26.
- [52] Furukawa, T., 1983, "Deformation for Manufacture: Forming and Shaping", Strength of Metals and Alloys, Ed. By: R. C. Gifking, Permagon Pres, pp. 1165–1179, New York.
- [53] Rashid, M. S., Rao, B. N. Y., 1981, "Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual-Phase Steel", Fundamentals of Dual-Phase Steels, Ed. By: R. A. Kot and B. L. Bramfit, AIME, pp. 249–264.
- [54] Imamura, J., Furukawa, T., 1977, "Development of High Strength Dual-Phase Steel Sheets", Nippon Steel Technical Report, no. 10, pp. 103–113.
- [55] Toktaş, A., 1998, "Dual-Faz Çeliğinde Martenzit Oranının Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Mak. Müh. Ana Bilim Dalı, Balıkesir, 85 s.
- [56] Yükler, A. İ., Üçışık, A. H., Safoğlu, R. A., 1981, "Çeliklerde Dual-Phase Yapısı ve Mekanik Özelliklere Etkisi", S.D.M.M.A Dergisi, Sayfa 61-72.
- [57] Davies, M. S., 1978, "Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels", Met. Trans., Vol:18a, pp. 671–679.

- [58] Demir, B., 1997, “Çift-Fazlı Çelik Üretimi, Çift-Fazlı Çeliklerde Martenzit Hacim Oranı ve Morfolojisinin Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, G. Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 89 s.
- [59] Baucher, J. H., Hamburg, E. G., 1977, “High Strength Formable Sheet Steel”, Sea Preprint, pp. 730–731.
- [60] Thomas, G., Koo, J. Y., 1979, “Developments in Strong Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels Structure and Properties of Dual-Phase Steels”, Ed. By. R. A. Kott and J. W. Morris, AIME, pp. 183–201.
- [61] Davies, R. G., 1979, “Influence of Silicon and Phosphorous on the Mechanical Properties of Both Ferrite and Dual-Phase Steels”, Met. Trans., Vol: 10A, pp. 113–118.
- [62] Pamuk, Ö., 2001, “Yüzeyi Karbürlenmiş AISI 8620 Sementasyon Çeliklerinin Merkezinde Çift-Fazlı Çelik Yapısının Üretimi ve Bu Yapının Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [63] Marder, A. R., 1977, “Factors Affecting the Ductility of Dual-Phase Steels”, Ed. By. A. T. Devenport, AIME, pp. 87–98.
- [64] Yalçın, H., Koç, T., 2004, “Betonarme Demirlerinin Korozyonu ve Önlenmesi”, CMS Kongre Yönetim Sistemleri Uluslar arası Organizasyon Yayıncılık Bilişim Hizmetleri Limited Şirketi, Ankara, 270 s.
- [65] Yalçın, H., Koç, T., 1999, “Katodik Koruma”, Palme Yayın Dağıtım Pazarlama İç ve Dış Tic. Ltd. Şti., Ankara, 356 s.
- [66] Üneri, S., 1998, “Korozyon ve Önlenmesi”, Korozyon Derneği, Ankara, 413 s.
- [67] Yükler, A. İ., 1983, “Alaşımsız Dual Fazlı Çeliklerin Mekanik ve Nokta Kaynağı Özellikleri”, Doktora Tezi, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, İstanbul, 108 s.
- [68] Rashid, M. S., 1976, “Gm 980xA Unique High Strength Sheet Steel With Superior Formability”, Sae, Prepint 760260.
- [69] Matsuoka, T., Yamomori, K., 1975, “Metalurgical Aspects of Cold Rolled High Strength Steel Sheets”, Met. Trans., Vol. 6A, pp. 1613–1622.
- [70] Araki, K., Nakaoka, K., Abe, M. Et. Al., 1976, “Development of Continuously Annealed High-Strength Cooled Rolled Sheet Steels”, Transactions ISIJ, Vol. 21, pp. 701–709.
- [71] Coldren, A. P., Eldis, G. T., 1980, “Physical Metallurgy of the Dual-Phase Steels”, The Journal of Molybdenum Technology, Vol. 4, No. 3, pp. 3–5.
- [72] Storozheva, L. M., Fonshteyn, N. M., 1984, “Investigation of the Quench-ageing of Low-Carbon Ferrite-Martenzite Steels”, Phys. Met. Metal., Vol. 57, No. 1, pp. 92–97.
- [73] Chang, P. H., 1984, “Retained Austenite in a Brine Quenched 0.08%C-0.96%Mn Dual-Phase Steel”, Scripta Metallurgica, Vol. 18, pp. 1245–1250.

- [74] Chang, P. H., Prebon, A. G., 1985, "The Effect of Ferrite Grain Size and Martensite Volume Fraction on the Tensile Properties of Dual-Phase Steel", *Acta Metallurgica*, Vol. 33, No. 5, pp. 897-903.
- [75] Tomita, Y., Okabayashi, K., 1985, "Tensile Stres-Strain Analysis of Cold Worked Metals and Steel and Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 16A, pp. 831-840.
- [76] Demirkol, M., Aran, A., 1984, "Düşük Karbonlu Yapı Çeliklerini Çift-Fazlı İç Yapı Oluşturarak Kullanma Olanakları", 1. Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi, Sayfa 531-538.
- [77] Aksoy, M., Esin, A., 1988, "İmproving the Mechanical Properties of Structural Carbon Steel by Dual-Phase Heat Treatment", *Journal Mater. Eng.*, Vol. 10, pp. 281-287.
- [78] Aksakal, B., Arıkan, R., 1988, "Dual-Faz Çelikte Mekanik Özellik-Mikroyapı İlişkisinin İncelenmesi", *Gazi Üniversitesi Müh. Mim. Fak. Der.*, Sayı 3, Sayfa 27-50.
- [79] Çimenoglu, H., 1988, "Çift Fazlı Çeliklerin Deformasyon Davranışı", *Doktora Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 98 s.
- [80] Çimenoglu, H., 1991, "Çift Fazlı Çeliklerin Deformasyon Yaşlanması Özelliği", 4. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi, Sayfa 265-269.
- [81] Bakkaloğlu, A., Sönmez, N., 1991, "Çift Faz Isıl İşlemi İle Yalın Karbonlu Yapı Çeliklerinde Mekanik Özelliklerin İyileştirilmesi", 4. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi, Sayfa 201-206.
- [82] Bakkaloğlu, A., 1991, "Çeliklerin Gevrek Kırılmasının Önlenmesi ve Tokluk Özelliklerinin İyileştirilmesi Amacıyla Uygulanan Kritik Sıcaklıklar Arası Isıl İşlem Tekniği", 4. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi, Sayfa 223-232.
- [83] Al, İ., 1996, "Dual Fazlı Çeliklerin Kısa Ömürlü Yorulması", *Yüksek Lisans Tezi*, Osmangazi Üni. Fen Bilimleri Enst. Metalurji Müh. Anabilim Dalı, Eskişehir, 73 s.
- [84] Ula, M., 1999, "Dual Fazlı Çeliklerde İkinci Faz martenzit Morfolojisinin Mekanik Özelliklere Etkisi", *Yüksek Lisans Tezi*, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 63 s.
- [85] Bag, A., Ray, K. K. and Dwarakadasa, E. S., 1999, "Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume: 30A, pp. 1193-1202
- [86] Tavares, S. S. M., Pedroza, P. D., Teodosio, J. R., Gurova, T., 1999, "Mechanical Properties of a Quenched and Tempered Dual Phase Steel", *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 8, pp. 887-892.
- [87] Durmuş, A., 2000, "Dual Fazlı Çeliklerde Gerilme-Şekil Değiştirme Eğrilerinin Analizi", *Yüksek Lisans Tezi*, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 119s.

- [88] Sudhakar, K. V., Dwarakadasa, E. S., 2000, "A Study on Fatigue Crack Growth in Dual Phase Martensitic Steel in Air Environment", *Bull. Mater. Sci.*, Vol. 23, No. 3, pp. 193–199.
- [89] Çelik, H., 2001, "AISI-SAE 4330 Çeliğinde Çift-Fazlı Çelik Yapısının Üretimi ve Bu Yapının Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi", Yüksek Lisans Tezi, G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 83s.
- [90] Arıdağ, K., 2001, "Dual Fazlı Çeliklerde İy yapının Mekanik Özelliklere Etkisi", Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 111s.
- [91] Bayram, A., Uğuz, A., 2001, "Effect of Microstructure on the Wear Behaviour of a Dual Phase Steel", *Mat.-wiss. U. Werkstofftech*, Vol. 32, pp. 249–252.
- [92] Mindivan, H., Baydoğan, M., Çimenoglu, H., Kayalı, E. S., 2002, "Çeliklerin Aşınma Davranışına Çift Fazlı Isıl İşlemin Etkisi", 9. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi, Sayfa 164-171.
- [93] El-Sesy, I. A., El-Baradie, Z. M., 2002, "Influence Carbon and/or Iron Carbide on the Structure and Properties of Dual-Phase Steels", *Materials Letters*, Vol. 57, pp. 580–585.
- [94] Erdoğan, M., 2003, "Effect of Austenite Dispersion on Phase Transformation in Dual Phase Steel", *Scripta Materialia*, Vol. 48, pp. 501–506.
- [95] Das, D., Chattopadhyay, P. P., Bandyopadhyay, N. R., 2003, "On the Modification of Martensite Morphology in High Martensite Dual Phase Steels for the Improvement of Mechanical Properties", *Metalurgical and Materials Engineering*, Vol. 84, pp. 84–92.
- [96] Huang, J., Poole, W. J. And M. Militzer, 2004, "Austenite Formation During Intercritical Annealing", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 35A No. 11, pp. 3363–3375.
- [97] Anijdan, S. H. M., Vahdani, H., 2005, "Room-Temperature Mechanical Properties of Dual-Phase Steels Deformed at High Temperatures", *Materials Letters*, Vol. 59, pp. 1828–1830.
- [98] Ekrami, A., 2005, "High Temperature Mechanical Properties of Dual Phase Steels", *Materials Letters*, Vol. 59, pp. 2070–2074.
- [99] Bahrami, A., Anijdan, S. H. M., Ekrami, A., 2005, "Prediction of Mechanical Properties of DP Steels Using Neural Network Model", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol.392, pp. 177–182.
- [100] Modi, A. P., 2007, "Effects of Microstructure and Experimental Parameters on High Stress Abrasive Wear Behaviour of a 0.19wt %C Dual Phase Steel", *Tribology International*, Vol. 40, pp. 490–497.
- [101] Tayanç, M., Aytaç, A., Bayram, A., 2007, "The Effect of Carbon Content on Fatigue Strength of Dual-Phase Steels", *Materials&Design*, Article in Press.

- [102] Demir, B., Candan, Ş., Salıncı, E., Erdoğan, M., 2004, “Çift-Fazlı Çeliklerin Korozyon Davranışı Üzerine Kritik Tavlama Sıcaklığı ve Soğuma Hızının Etkisi”, IX th International Corrosion Symposium and Exhibition, Sayfa 495-501.
- [103] Vander Voort, G. F., 1984, “Metalloraphy Principles and Practice”, McGraw-Hill Book Company, pp. 425–465, New York.
- [104] TS 138 EN 10002–1, 2004, “Metalik Malzemeler-Çekme Deneyi-Bölüm 1: Ortam Sıcaklığında Deney Metodu”, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara.
- [105] TS 802, 1985, “Beton Karışımı Hesap Esasları”, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara.
- [106] ASTM, 1991, “Standard Test Method for Half-Cell Potential of Uncoated Reinforcing Steel in Concrete”, ASTM, C–876.
- [107] Mould, P. R., Skena, C. C., 1977, “Structure and Properties of Cold-Rolled Ferrite-Martensite Steels”, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. By: Devanport A. T. AIME, pp. 128–143.
- [108] Dowling, N. E., 1993, “Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue”, Prentice Hall, Englewood Cliffs, pp. 773, NewJersey.
- [109] Al-Amoudi, O.S.B., Maslehuddin, M., Lashari, A.N. and Almusallam, A.A., 2003, “Effectiveness of Corrosion Inhibitors in Contaminated Concrete”, Cement Concrete Comp., Vol. 25, pp. 439–449.

EKLER

EK 1

Tablo EK 1.1 Betondaki Numunelerin Zamana Göre Korozyon Potansiyeli Değişimleri

Gün	Korozyon Potansiyeli, mV												
	C	D20	D22	D23	D24	D40	D42	D43	D44	D60	D62	D63	D64
1	-437	-442	-448	-467	-445	-444	-448	-452	-450	-450	-452	-457	-451
2	-339	-347	-368	-374	-362	-349	-378	-380	-368	-356	-361	-380	-362
3	-334	-337	-370	-377	-352	-351	-365	-378	-365	-360	-365	-375	-363
4	-301	-313	-329	-336	-328	-320	-341	-345	-337	-332	-336	-350	-330
5	-290	-316	-324	-336	-319	-322	-325	-338	-327	-329	-337	-345	-331
6	-280	-301	-310	-328	-305	-303	-320	-333	-322	-322	-325	-335	-325
7	-281	-301	-318	-324	-300	-305	-327	-330	-308	-324	-326	-336	-325
8	-271	-281	-318	-324	-288	-294	-326	-330	-315	-320	-327	-330	-323
9	-273	-280	-325	-326	-293	-289	-319	-325	-316	-317	-327	-332	-320
10	-282	-300	-309	-329	-299	-302	-309	-335	-315	-322	-326	-335	-322
11	-280	-292	-311	-324	-306	-295	-315	-330	-318	-323	-326	-338	-325
12	-277	-291	-305	-326	-306	-301	-321	-329	-316	-334	-337	-341	-336
13	-285	-305	-313	-349	-310	-309	-324	-332	-321	-344	-347	-350	-347
14	-290	-307	-319	-343	-316	-319	-324	-326	-320	-350	-352	-360	-350
15	-290	-304	-306	-329	-312	-321	-327	-332	-322	-355	-358	-362	-357
16	-290	-301	-310	-337	-310	-319	-327	-335	-323	-353	-355	-361	-354
17	-293	-303	-314	-344	-314	-318	-320	-328	-319	-346	-348	-358	-348
18	-294	-308	-311	-352	-316	-319	-326	-334	-324	-347	-349	-355	-348
19	-290	-298	-300	-332	-302	-315	-314	-326	-317	-333	-338	-352	-335
20	-280	-295	-305	-332	-303	-309	-315	-330	-310	-336	-340	-354	-339
21	-279	-294	-308	-336	-300	-310	-319	-328	-314	-332	-338	-354	-336
22	-264	-290	-306	-336	-289	-306	-313	-321	-307	-326	-331	-349	-328
23	-260	-282	-303	-321	-291	-304	-312	-319	-314	-330	-331	-348	-334
24	-250	-262	-274	-301	-284	-288	-298	-323	-299	-305	-323	-332	-311
25	-243	-262	-276	-302	-275	-290	-303	-319	-308	-313	-319	-331	-316
26	-233	-247	-283	-307	-270	-280	-307	-322	-300	-304	-318	-328	-307
27	-220	-246	-280	-298	-273	-275	-298	-306	-299	-300	-314	-330	-306
28	-161	-198	-197	-236	-184	-222	-238	-245	-228	-258	-259	-278	-252
29	-162	-179	-195	-212	-182	-215	-228	-236	-222	-238	-240	-262	-238
30	-145	-169	-179	-202	-178	-213	-220	-225	-221	-234	-238	-248	-232

EK 2

Tablo EK 2.1 C Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.195	-	-0.220	-
5	0.1	0.01	-0.186	9	-0.253	33
10	1	0.1	-0.137	58	-0.272	52
15	5	0.5	+0.034	161	-0.324	104
20	10	1.0	+0.199	394	-0.365	145
25	15	1.5	+0.286	481	-0.391	171
30	20	2.0	+0.393	588	-0.419	199
35	25	2.5	+0.481	676	-0.440	220
40	30	3.0	+0.576	771	-0.464	244
45	35	3.5	+0.715	910	-0.488	268
50	40	4.0	+0.770	965	-0.508	288
55	45	4.5	+0.807	1002	-0.530	310
60	50	5.0	+0.825	1020	-0.555	335
65	100	10.0	+0.863	1058	-0.704	484
70	150	15.0	+0.895	1090	-0.822	602
75	200	20.0	+0.923	1118	-0.940	720

Tablo EK 2.2 D20 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.162	-	-0.177	-
5	0.1	0.01	-0.066	96	-0.221	44
10	1	0.1	+0.043	205	-0.266	89
15	5	0.5	+0.235	397	-0.359	182
20	10	1.0	+0.361	523	-0.423	246
25	15	1.5	+0.480	642	-0.470	293
30	20	2.0	+0.602	764	-0.512	335
35	25	2.5	+0.720	882	-0.545	368
40	30	3.0	+0.788	950	-0.575	398
45	35	3.5	+0.805	967	-0.605	428
50	40	4.0	+0.812	974	-0.629	452
55	45	4.5	+0.819	981	-0.654	477
60	50	5.0	+0.825	987	-0.676	499
65	100	10.0	+0.866	1028	-0.819	642
70	150	15.0	+0.901	1063	-0.937	760
75	200	20.0	+0.933	1095	-1.029	852

Tablo EK 2.3 D22 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.187	-	-0.205	-
5	0.1	0.01	-0.175	12	-0.228	23
10	1	0.1	-0.156	31	-0.260	55
15	5	0.5	-0.028	159	-0.339	134
20	10	1.0	+0.125	312	-0.387	182
25	15	1.5	+0.266	453	-0.431	226
30	20	2.0	+0.390	577	-0.469	264
35	25	2.5	+0.472	659	-0.506	301
40	30	3.0	+0.567	754	-0.539	334
45	35	3.5	+0.640	827	-0.573	368
50	40	4.0	+0.697	884	-0.603	398
55	45	4.5	+0.743	930	-0.634	429
60	50	5.0	+0.763	950	-0.661	456
65	100	10.0	+0.806	993	-0.803	598
70	150	15.0	+0.835	1022	-0.911	706
75	200	20.0	+0.859	1046	-1.010	805

Tablo EK 2.4 D23 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.260	-	-0.263	-
5	0.1	0.01	-0.245	15	-0.272	9
10	1	0.1	-0.228	32	-0.286	23
15	5	0.5	-0.120	140	-0.343	80
20	10	1.0	-0.010	270	-0.386	123
25	15	1.5	+0.099	359	-0.419	156
30	20	2.0	+0.223	483	-0.449	186
35	25	2.5	+0.325	585	-0.478	215
40	30	3.0	+0.411	671	-0.505	242
45	35	3.5	+0.503	763	-0.529	266
50	40	4.0	+0.589	849	-0.552	289
55	45	4.5	+0.668	928	-0.571	308
60	50	5.0	+0.741	1001	-0.592	329
65	100	10.0	+0.835	1095	-0.740	477
70	150	15.0	+0.875	1135	-0.866	603
75	200	20.0	+0.911	1171	-0.970	707

Tablo EK 2.5 D24 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.178	-	-0.245	-
5	0.1	0.01	-0.163	15	-0.259	14
10	1	0.1	-0.135	43	-0.272	27
15	5	0.5	+0.008	186	-0.316	71
20	10	1.0	+0.150	328	-0.356	111
25	15	1.5	+0.266	444	-0.385	140
30	20	2.0	+0.355	533	-0.410	165
35	25	2.5	+0.441	619	-0.433	188
40	30	3.0	+0.519	697	-0.454	209
45	35	3.5	+0.582	760	-0.474	229
50	40	4.0	+0.664	842	-0.493	248
55	45	4.5	+0.733	911	-0.512	267
60	50	5.0	+0.791	969	-0.532	287
65	100	10.0	+0.853	1031	-0.665	420
70	150	15.0	+0.886	1064	-0.765	520
75	200	20.0	+0.915	1093	-0.840	595

Tablo EK 2.6 D40 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.128	-	-0.190	-
5	0.1	0.01	-0.091	37	-0.227	37
10	1	0.1	-0.008	120	-0.257	67
15	5	0.5	+0.192	320	-0.322	132
20	10	1.0	+0.329	457	-0.370	180
25	15	1.5	+0.451	579	-0.411	221
30	20	2.0	+0.560	688	-0.447	257
35	25	2.5	+0.671	799	-0.481	291
40	30	3.0	+0.766	894	-0.511	321
45	35	3.5	+0.804	932	-0.540	350
50	40	4.0	+0.813	941	-0.569	379
55	45	4.5	+0.818	946	-0.599	409
60	50	5.0	+0.822	950	-0.621	431
65	100	10.0	+0.856	984	-0.786	596
70	150	15.0	+0.884	1012	-0.898	708
75	200	20.0	+0.912	1040	-0.997	807

Tablo EK 2.7 D42 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu (μA/cm²)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.172	-	-0.233	-
5	0.1	0.01	-0.145	27	-0.244	11
10	1	0.1	-0.068	104	-0.259	26
15	5	0.5	+0.119	291	-0.307	74
20	10	1.0	+0.284	456	-0.348	115
25	15	1.5	+0.400	572	-0.379	146
30	20	2.0	+0.527	699	-0.404	171
35	25	2.5	+0.606	778	-0.427	194
40	30	3.0	+0.694	866	-0.448	215
45	35	3.5	+0.785	957	-0.469	236
50	40	4.0	+0.807	979	-0.487	254
55	45	4.5	+0.818	990	-0.504	271
60	50	5.0	+0.822	994	-0.521	288
65	100	10.0	+0.858	1030	-0.656	423
70	150	15.0	+0.887	1059	-0.753	520
75	200	20.0	+0.917	1089	-0.828	595

Tablo EK 2.8 D43 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu (μA/cm²)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.130	-	-0.219	-
5	0.1	0.01	-0.093	37	-0.231	12
10	1	0.1	-0.077	53	-0.246	27
15	5	0.5	+0.042	172	-0.296	77
20	10	1.0	+0.135	265	-0.334	115
25	15	1.5	+0.217	347	-0.364	145
30	20	2.0	+0.315	445	-0.389	170
35	25	2.5	+0.399	529	-0.414	195
40	30	3.0	+0.489	619	-0.440	221
45	35	3.5	+0.580	710	-0.465	246
50	40	4.0	+0.666	796	-0.487	268
55	45	4.5	+0.740	870	-0.509	290
60	50	5.0	+0.805	935	-0.533	314
65	100	10.0	+0.853	983	-0.679	460
70	150	15.0	+0.882	1012	-0.788	569
75	200	20.0	+0.908	1038	-0.865	646

Tablo EK 2.9 D44 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.150	-	-0.153	-
5	0.1	0.01	-0.138	12	-0.170	17
10	1	0.1	-0.115	35	-0.189	36
15	5	0.5	+0.023	173	-0.254	101
20	10	1.0	+0.157	307	-0.303	150
25	15	1.5	+0.263	413	-0.339	186
30	20	2.0	+0.356	506	-0.372	219
35	25	2.5	+0.422	572	-0.405	252
40	30	3.0	+0.502	652	-0.438	285
45	35	3.5	+0.568	718	-0.466	313
50	40	4.0	+0.620	770	-0.491	338
55	45	4.5	+0.686	836	-0.520	367
60	50	5.0	+0.752	902	-0.547	394
65	100	10.0	+0.856	1006	-0.693	540
70	150	15.0	+0.885	1035	-0.792	639
75	200	20.0	+0.912	1062	-0.870	717

Tablo EK 2.10 D60 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.189	-	-0.205	-
5	0.1	0.01	-0.157	32	-0.231	26
10	1	0.1	-0.106	83	-0.260	55
15	5	0.5	+0.078	267	-0.342	137
20	10	1.0	+0.212	401	-0.398	193
25	15	1.5	+0.325	514	-0.447	242
30	20	2.0	+0.437	626	-0.489	284
35	25	2.5	+0.515	704	-0.525	320
40	30	3.0	+0.580	769	-0.555	350
45	35	3.5	+0.660	849	-0.586	381
50	40	4.0	+0.736	925	-0.611	406
55	45	4.5	+0.785	974	-0.634	429
60	50	5.0	+0.800	989	-0.657	452
65	100	10.0	+0.845	1034	-0.794	589
70	150	15.0	+0.876	1065	-0.902	697
75	200	20.0	+0.904	1093	-0.984	779

Tablo EK 2.11 D62 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.220	-	-0.241	-
5	0.1	0.01	-0.208	12	-0.248	7
10	1	0.1	-0.188	32	-0.257	16
15	5	0.5	-0.079	141	-0.300	59
20	10	1.0	+0.040	260	-0.336	95
25	15	1.5	+0.145	365	-0.364	123
30	20	2.0	+0.248	468	-0.390	149
35	25	2.5	+0.335	555	-0.414	173
40	30	3.0	+0.405	625	-0.435	194
45	35	3.5	+0.470	690	-0.458	217
50	40	4.0	+0.531	751	-0.478	237
55	45	4.5	+0.605	825	-0.499	258
60	50	5.0	+0.684	904	-0.519	278
65	100	10.0	+0.852	1072	-0.676	435
70	150	15.0	+0.888	1108	-0.809	568
75	200	20.0	+0.919	1139	-0.921	680

Tablo EK 2.12 D63 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.210	-	-0.227	-
5	0.1	0.01	-0.200	10	-0.233	6
10	1	0.1	-0.184	26	-0.248	21
15	5	0.5	-0.083	127	-0.307	80
20	10	1.0	+0.052	262	-0.365	138
25	15	1.5	+0.200	410	-0.409	182
30	20	2.0	+0.294	504	-0.449	222
35	25	2.5	+0.376	586	-0.488	261
40	30	3.0	+0.441	651	-0.518	291
45	35	3.5	+0.516	726	-0.553	326
50	40	4.0	+0.585	795	-0.584	357
55	45	4.5	+0.709	919	-0.612	385
60	50	5.0	+0.767	977	-0.643	416
65	100	10.0	+0.843	1053	-0.821	594
70	150	15.0	+0.880	1090	-0.977	750
75	200	20.0	+0.912	1122	-1.055	828

Tablo EK 2.13 D64 Numunesinin Galvanostatik Polarizasyon Deney Sonuçları

Zaman (dk)	Uygulanan Dış Akım (μA)	Akım Yoğunluğu ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Anot Potansiyeli E, (Volt)	Anodik Aşırı Voltaj (mv)	Katot Potansiyeli E, (Volt)	Katodik Aşırı Voltaj (mv)
0	0	0	-0.138	-	-0.183	-
5	0.1	0.01	-0.090	48	-0.197	14
10	1	0.1	+0.020	158	-0.213	30
15	5	0.5	+0.152	290	-0.258	75
20	10	1.0	+0.285	423	-0.300	117
25	15	1.5	+0.398	536	-0.337	154
30	20	2.0	+0.477	615	-0.368	185
35	25	2.5	+0.565	703	-0.397	214
40	30	3.0	+0.640	778	-0.425	242
45	35	3.5	+0.704	842	-0.452	269
50	40	4.0	+0.761	899	-0.479	296
55	45	4.5	+0.783	921	-0.507	324
60	50	5.0	+0.789	927	-0.533	350
65	100	10.0	+0.824	962	-0.686	503
70	150	15.0	+0.849	987	-0.805	622
75	200	20.0	+0.877	1015	-0.886	703

ÖZGEÇMİŞ

1975 yılında Ağın'da doğdu. İlkokul tahsilini Adana'da tamamladıktan sonra, ortaokul ve lise tahsilini Gaziantep'te tamamladı. 1993 yılında Fırat Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu İnşaat Programında başladığı ön lisans eğitimini 1995 yılında tamamladıktan sonra, 1996 yılında Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Yapı Eğitimi Bölümünde Lisans eğitimine başladı. 4 yıllık lisans eğitiminin ardından 2000 yılında Teknik Eğitim Fakültesi Yapı Eğitimi Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaya başladı. Aynı yıl Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yapı Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek lisans eğitimine başladı ve 2003 yılında Yüksek Lisans Derecesi aldı. 2003 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yapı Eğitimi Anabilim Dalında doktora eğitimine başladı. Evli olan Oğuzhan KELEŞTEMUR halen Teknik Eğitim Fakültesi Yapı Eğitimi Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır.