

**KRİTİK SICAKLIKLAR ARASINDAN SU VERİLMİŞ VE
TEMPERLENMİŞ YAPI ÇELİKLERİNİN MEKANİK
ÖZELLİKLERİ İLE KIRILMA TOKLUĞUNA (K_{IC})
FERRİT MORFOLOJİSİNİN VE HACİM ORANININ
ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

Sinan ULU

**DANIŞMAN
Prof. Dr. Galip SAİD**

METAL EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

MAYIS 2009

Bu tez çalışması 07.TEF.03 numaralı proje ile AKÜ BAPK tarafından desteklenmiştir.

AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DOKTORA TEZİ

KRİTİK SICAKLIKLAR ARASINDAN SU VERİLMİŞ VE
TEMPERLENMİŞ YAPI ÇELİKLERİNİN MEKANİK
ÖZELLİKLERİ İLE KIRILMA TOKLUĞUNA (K_{IC}) FERRİT
MORFOLOJİSİNİN VE HACİM ORANININ ETKİSİ

Sinan ULU

DANIŞMAN

Prof. Dr. Galip SAİD

METAL EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

MAYIS 2009

ONAY SAYFASI

Prof. Dr. Galip SAİD danışmanlığında

Sinan ULU tarafından hazırlanan

KRİTİK SICAKLIKLAR ARASINDAN SU VERİLMİŞ VE TEMPERLENMİŞ YAPI

ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ İLE KIRILMA TOKLUĞUNA

(K_{1C}) FERRİT MORFOLOJİSİNİN VE HACİM ORANININ ETKİSİ

başlıklı bu çalışma lisansüstü eğitim öğretim yönetmeliğinin ilgili maddeleri

uyarınca

28 / 05 / 2009

Tarihinde aşağıdaki jüri tarafından

Metal Eğitimi Anabilim Dalında

Doktora tezi olarak oybirliği / oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

Ünvanı, Adı, SOYADI

İmza

Başkan Prof. Dr. Süleyman TAŞGETİREN

Üye (Danışman) Prof. Dr. Galip SAİD

Üye Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

Üye Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Üye Prof. Dr. Ömer Faruk EMRULLAHOĞLU

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun

...../...../..... tarih ve

.....sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Doç. Dr. Zehra BOZKURT

Enstitü Müdürü

ÖZET

Doktora Tezi

KRİTİK SICAKLIKLAR ARASINDAN SU VERİLMİŞ VE TEMPERLENMİŞ YAPI ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ İLE KIRILMA TOKLUĞUNA (K_{IC}) FERRİT MORFOLOJİSİNİN VE HACİM ORANININ ETKİSİ

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Bu çalışmada kimyasal kompozisyonları farklı 16MnCr5, 17CrNiMo6 ve Ck22 çeliklerinden üretilen çift fazlı numunelerde ferrit morfolojisi ve hacim oranının mekanik özellikler ile kırılma tokluğuna (K_{IC}) etkileri incelenmiştir.

Haddelenmiş çelik malzemelerdeki bantlı yapının giderilmesi için çeliklere öncelikle homojenleştirme ısı işlemi uygulanmıştır. Daha sonra tam tavlama ve ostenit bölgesinden su verme ısı işlemleri gerçekleştirilerek, kritik sıcaklıklar arası ısı işlemler öncesi numunelerde iki farklı başlangıç yapısı oluşturulmuştur. Daha sonra farklı ara kritik sıcaklıklarından soğutulan numunelerde % 40, % 20, % 10 ferrit hacim oranlarında, başlangıç mikroyapılarına bağlı olarak kaba ve ince tane yapısına sahip çift fazlı çelik numuneler elde edilmiştir. Benzer mikroyapılar ısı işlem rejimleri ve temperleme işlemi uygulanarak mekanik deney numunelerinde de üretilmiştir.

Mekanik deney numunelerine, çekme ve darbe testleri uygulanmıştır.

Sonuç olarak çift fazlı çelik numunelerde ferrit hacim oranları azaldıkça akma mukavemeti, kırılma tokluğu (K_{IC}), yüzde uzama ve darbe tokluğu azalırken, çekme mukavemeti ve pekleşme katsayıları artmıştır. Temperlenen numunelerde ise akma ve çekme mukavemetleri, kırılma tokluğu (K_{IC}), yüzde uzama ve darbe tokluğu değerleri artış gösterirken pekleşme katsayıları azalmıştır. İnce taneli çift fazlı çelik numunelerin

mukavemet değerleri kaba taneliye göre iyi sonuçlar sergilemiştir. Temperlenmiş % 10 ferrit hacim oranına sahip numunelerin kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri, diğerlerine göre yüksek çıkmıştır. Numuneler genelde gevrek kırılma, temperlenmiş numuneler ise sünek kırılma sergilemişlerdir.

2009, 189 sayfa

Anahtar Kelimeler: Kritik sıcaklıklar arası ısıl işlem, Temperleme, ift faz, Mikroyapı, Ferrit hacim oranı, Kırılma tokluğu.

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

THE EFFECT OF FERRITE MORPHOLOGY AND VOLUME FRACTION ON MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE TOUGHNESS (K_{IC}) OF INTERCRITICALLY ANNEALED AND TEMPERED STRUCTURAL STEELS

Afyon Kocatepe University

Institute for the Natural and Applied Sciences

In this study, the effect of ferrite morphology and the volume fraction on the mechanical properties and fracture toughness values (K_{IC}) have been investigated for 16MnCr5, 17CrNiMo6 and Ck22 steels with varying chemical compositions.

Firstly, homogenization heat treatment have been applied to remove bands in as received steel bars. Then, two different starting microstructures were obtained by carrying out full annealing and quenching from austenite before intercritical temperature annealing in austenite region. Following this process, pre-heat treatment was performed on small specimen in different temperatures between A_{C1} - A_{C3} Inter-critics temperatures. Dual phase steels that have two kinds of morphology as coarse and fine have been obtained and heat treatments regimes at % 40, % 20, % 10 ferrite volume fraction depending on starting microstructures. Similar microstructures were produced in mechanical test specimens by applying heat treatment regimes and tempering.

Tensile and impact tests were employed for mechanical test specimens.

Yield strength, tensile strength, fracture toughness, Elongation (%), strain hardening coefficient values and fracture surfaces were obtained from single axis tensile testing and various conclusions on impact toughness were also drawn from impact tests.

The yield strength, fracture toughness, Elongation (%), impact toughness of steels showed lower values with decreasing amount of ferrite volume ratio while tensile strength and work hardening coefficient values have increased. In tempered specimens, yield strength, fracture toughness, Elongation and impact toughness values showed an increase while strain hardening coefficient value showed a decrease. Strength values of fine grained dual phase steels yielded better properties as opposed to coarse grained steels. The tempered specimens with % 10 ferrite also yielded improved fracture toughness values compared to other steels. Specimens showed brittle fracture while tempered ones showed ductile fracture.

2009, 189 p.

Keywords: Intercritical Annealing, Tempering, Dual Phase, Microstructure, Ferrite Volume Fraction, Fracture Toughness (K_{IC}).

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanması esnasında fikir, bilgi ve tecrübelerinden fazlasıyla faydalandığım, bana öncülük ve rehberlik eden, danışmanım ve değerli hocam Prof. Dr. Galip SAİD' e en derin teşekkür ve şükranlarımı sunarım.

Tezin deneysel çalışmaları sırasında düşüncelerini benimle paylaşan, tez izleme komitesi üyesi değerli hocam Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN'a, çalışmalarımı ilgiyle takip eden değerli hocam Prof. Dr. Ömer Faruk EMRULLAHOĞLU'na, XRD ve mikroyapı analizlerinde yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Şükrü TALAŞ'a, sabır ve desteklerinden dolayı sevgili eşime ve canım oğluma, moral ve manevi desteklerinden dolayı canım aileme, tezin yazılımında ve kontrol edilmesinde emeği geçen tüm hocalarıma ve mesai arkadaşlarıma, proje kapsamında sağladığı maddi imkanlar nedeniyle üniversiteme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iii
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vii
İÇİNDEKİLER	viii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	x
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
RESİMLER DİZİNİ	xviii
1. GİRİŞ	1
1.1 Güncel Çalışmalar	2
1.2 Amaç ve Kapsam	7
2. GENEL BİLGİLER	9
2.1 Çift Fazlı Çelikler ve Mekanik Özellikleri	9
2.1.1 Ticari Amaçlı Çift Fazlı Çelik Üretim Yöntemleri	9
2.1.1.1 Sıcak veya Soğuk Haddelenmiş Sacın Sürekli Tavı	10
2.1.1.2 Soğuk Haddelenmiş Sacın Kutu Tavı	11
2.1.1.3 Haddelenmiş Durumda Kullanılmak Üzere Sıcak Sac Haddesi	11
2.1.2 Kritik Sıcaklıklar Arası Isıl İşlem İle Çift Fazlı Çelik Üretimi	15
2.1.2.1 Kritik Sıcaklıklar Arasına Isıtma (Kısmi Ostenitleme)	18
2.1.2.2 Kritik Sıcaklıklar Arasında Tutma	20
2.1.2.3 Soğutma	21
2.1.2.4 Çift Fazlı Çeliklerin Temperlenmesi	25
2.1.3 Çift Fazlı ve Ferritik Perlitik Çeliklerin Karşılaştırılması	28
2.1.4 Çift Fazlı Çeliklerde Bulunan Fazlar	30
2.1.4.1 Ferrit	30
2.1.4.2 Martensit	35
2.1.4.3 Kalıntı Ostenit	39
2.1.4.4 Çift Fazlı Çeliğin Mikroyapısında Oluşabilen Diğer Fazlar	42
2.1.5 Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri	43
2.1.5.1 Akma Mukavemeti	43
2.1.5.2 Çekme Mukavemeti	46
2.1.5.3 Kopma	49
2.1.5.4 Süneklik	50
2.1.5.5 Pekleşme (Deformasyon Sertleşmesi)	52
2.1.5.6 Çift Fazlı Çeliklerin Kırılma Tavrırları	53
2.1.6 Alaşım Elementlerinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi	54
2.1.6.1 Karbonun Etkisi	56
2.1.6.2 Manganın Etkisi	57
2.1.6.3 Silisyumun Etkisi	58
2.1.6.4 Niyobyumun Etkisi	58
2.1.6.5 Molibdenin Etkisi	59
2.1.6.6 Vanadyumun Etkisi	59
2.1.6.7 Kromun Etkisi	60
2.1.6.8 Alüminyumun Etkisi	61
2.1.7 Çift Fazlı Çeliklerin Avantaj, Dezavantaj ve Uygulama Alanları	61
2.1.7.1 Çift Fazlı Çeliklerin Avantajları	62

2.1.7.2 Çift Fazlı Çeliklerin Dezavantajları.....	65
2.1.7.3 Çift Fazlı Çeliklerin Uygulama Alanları	65
2.2 Kırılma Mekaniğinde Temel Kavramlar ve ASTM E399 Standardı.....	71
2.2.1 Griffith Enerji Denge Yaklaşımı ve Gerilim Konsantrasyonları.....	71
2.2.2 Kırılma Çeşitleri	75
2.2.2.1 Gevrek Kırılma	77
2.2.2.2 Sünek Kırılma.....	77
2.2.3 Düzlemsel Gerilim ve Düzlemsel Deformasyon Durumları	79
2.2.4 ASTM E-399 Standardı	81
2.3 ASTM E399 Standardına Alternatif Çalışmalar.....	88
2.3.1 Kırılma Tokluğunun Malzemenin Mekanik Özellikleri ile İlişkisi.....	88
2.3.2 Düzlemsel Deformasyon Şartında Kırılma Tokluğu Formülünün Elde Edilmesi.....	93
2.3.3 Oda Sıcaklığında Yapılan Tek Eksenli Çekme Testinden Elde Edilen Verilerle Kırılma Tokluğunun Bulunması.....	95
2.3.4 Kuvvet-Uzama Diyagramından Pekleşme Katsayısının Çıkarılması.....	98
3. MATERYAL VE METOD	100
3.1 Çalışmada Kullanılan Çelikler.....	100
3.2 Isıl İşlem Fırınları	102
3.3 Metalografi	104
3.3.1 Mikroyapı Analizleri	104
3.3.2 Tane Boyutu ve Faz Oranları Analizi.....	106
3.4 Mekanik Testler.....	106
3.4.1 Tek eksenli çekme testi	106
3.4.2 Darbe Testi	107
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE BULGULAR	109
4.1 Kimyasal Kompozisyonlar	109
4.2 Homojenleştirme Isıl İşlemi	111
4.3 Kritik Sıcaklıkların Belirlenmesi.....	112
4.4 Ferrit Hacim Oranlarının Kritik Sıcaklıklar Arası Tavlama Sıcaklıklarına Bağlılığı.....	113
4.5 Deney Rejimleri ve Kodlama	127
4.6 X - Işınları Difraksiyon Analizi (XRD).....	142
4.7 Tek Eksenli Çekme Testi.....	143
4.8 Darbe Testi	155
4.9 Kırılma Tokluğu (K_{IC})	158
4.10 Kırılma.....	163
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	172
6. KAYNAKLAR.....	174

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

1. Simgeler

K_{1C}	Kırılma tokluğu
α (F)	Ferrit
γ (O)	Ostenit
M	Martensit
P	Perlit
Fe_3C	Sementit
n	Pekleşme katsayısı
$\sigma_{max.}$	Maksimum gerilme
$\sigma_{ort.}$	Ortalama gerilme
E	Elastisite (Young) modülü
P	Kuvvet
σ_y	Akma mukavemeti
K_c	Kritik gerilim şiddet katsayısı
σ_1	En yüksek normal gerilim
σ_i	Eşdeğer gerilim
S_{kop} ($S_{fr.}$)	Akma, Çekme ve Kopma mukavemet değerlerinin belirli bir sıcaklıkta eşit olduğu değer
σ_0	Akma mukavemetinin sıcaklıktan bağımsız değeri
A	Akma mukavemetinin 0 °K'deki etkili değeri
α	Akma mukavemetinin belirli bir deformasyon hızında sıcaklığa hassasiyetini ifade eden parametre
K_{1C}^0	Kırılma tokluğunun 0 °K'deki değeri
m	Kırılma tokluğunun sıcaklığa hassasiyetini ifade eden parametre
P_a	Akma kuvveti
$P_{\checkmark}$	Çekme kuvveti
P_k	Kopma kuvveti
σ_a	Akma mukavemeti
$\sigma_{\checkmark}$	Çekme mukavemeti
σ_k	Kopma mukavemeti

δ	Uzama
ψ	Daralma

2. Kısaltmalar

DP	Çift faz
MHO	Martensit hacim oranı
FHO	Ferrit hacim oranı
STH	Sürekli tavlama hattı
SSD	Sürekli soğuma diyagramı
Mn _{Eş}	Mangan eşdeğeri
YMDA(HSLA)	Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı
M _s	Martensit dönüşümü başlangıç noktası
M _f	Martensit dönüşümü bitiş noktası
TRIP	Dönüşümle plastikliği arttırılmış çelik
ASTM	Amerikan standartları
PM	Toz metalürjisi
BH	Fırında sertleşebilen çelikler
HMK	Hacim merkezli küp kafes
YMK	Yüzey merkezli küp kafes
DIN	Alman standartları
TTT	Zaman sıcaklık dönüşüm

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1 Sürekli tavlama hattının şematik gösterimi	10
Şekil 2.2 Sıcak haddelenmiş levhadan çift fazlı çelik üretiminin şematik gösterimi	13
Şekil 2.3 Ferrit (açık renk) martensit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift fazlı bir çelik	15
Şekil 2.4 Çift faz ısıtma işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi,	16
Şekil 2.5 Farklı çift faz ısıtma işlem teknikleri sonucu elde edilen mikroyapılar.....	17
Şekil 2.6 Isıtma hızının dönüşüm sıcaklıkları üzerine etkisi	19
Şekil 2.7 Ferit-Perlit mikroyapısına sahip düşük karbonlu çeliği kritik sıcaklıklar arasına ısıtma esnasında ostenitin oluşumu	19
Şekil 2.8 Kritik sıcaklıklar arasında az alaşımlı çeliklerde zamana bağlı olarak ostenit oluşum grafiği.....	21
Şekil 2.9 Çift fazlı çeliklerde mangan eşdeğeri ile kritik soğuma hızı arasındaki ilişki	22
Şekil 2.10 Çift fazlı çeliklerde soğuma hızının a) çekme deneyi özelliklerine b) mikroyapı haritası üzerine etkisi.....	23
Şekil 2.11 Çift faz mikroyapısında dislokasyonların yerleşimi.....	24
Şekil 2.12 %0,55 C, %1 Cr, %3 Ni, %0,3 Mo içerikli SIS 2550 (Bofors HRO 1243) çeliğinin sertlik ve darbe mukavemetinin temperleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi (Thelning 1984).	26
Şekil 2.13 H13 (Bofors 19) çeliğinde temperleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik ve darbe tokluğunun değişimi (Thelning 1984).	27
Şekil 2.14 YMDA, Çift fazlı, Düşük karbonlu alaşımsız çelikler için gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri	29
Şekil 2.15 Çift fazlı ve ferritik-perlitik (YMDA ve düşük karbonlu alaşımsız) çeliklerde çekme mukavemeti-toplam uzama ilişkisi	29
Şekil 2.16 Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem ile elde edilmiş ferrit (Açık renk), Martensit (Koyu renk) mikroyapısı	31
Şekil 2.17 Ferrit fazı mikrosertliğinin kritik sıcaklıklarda yapılan ısıtma işlemlere göre değişimi	32
Şekil 2.18 Değişik ferrit oranlarında tane boyutu ve yüzde uzama arasındaki ilişki	33
Şekil 2.19 Çift fazlı bir çelikte silisyum oranıyla akma mukavemetinin değişimi.....	33

Şekil 2.20 Çift fazlı bir çelikte ferrit tane boyutunun gerilme ve yüzde uzama değerlerine olan etkisi.....	34
Şekil 2.21 Ferrit hacim oranının yüzde uzama üzerine etkisi.....	35
Şekil 2.22 Alaşımsız bir çelikte karbon miktarının M_S ve M_F sıcaklıkları ile martensitin türüne etkisi	36
Şekil 2.23 Yüzde MHO'ya bağlı olarak martensit fazlarının mikro sertlik değişimi.....	36
Şekil 2.24 Değişik kritik sıcaklıklar arasından tavllanmış çeliklerde karbon içeriğine bağlı olarak yüzde martensit değişimi	37
Şekil 2.25 Martensit fazının içerdiği yüzde karbon oranına bağlı olarak yüzde martensit ile gerilmeler arasındaki ilişki	38
Şekil 2.26 Düşük karbonlu ve alaşımsız bir çelikte orantılı ve toplam uzama değerlerinin martensit hacim oranıyla değişimi	39
Şekil 2.27 Kalıntı ostenit hacim oranının deformasyon miktarına bağlı olarak değişimi	40
Şekil 2.28 Kritik tavlama sıcaklıklarının değişimi ile kalıntı ostenit miktarı arasındaki ilişki	42
Şekil 2.29 Fe-Mn-C alaşımlı bir çift fazlı çelikte değişik martensit hacim oranlarıyla akma mukavemetinin değişimi	44
Şekil 2.30 Değişik martensit hacim oranlarının çekme mukavemeti ile ilişkisi	46
Şekil 2.31 Düşük alaşımlı bir çelikte MHO üzerine karbon ve ısıtma işlem sıcaklığının etkisi	47
Şekil 2.32 Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri üzerine MHO'nun etkisi.....	48
Şekil 2.33 Çift fazlı çeliklerin akma ve çekme mukavemetleri üzerine MHO'nun etkisi	49
Şekil 2.34 %1 Karbonlu bir çelikte alaşım elementlerinin M_s sıcaklığına etkisi.....	55
Şekil 2.35 750°C'den su verilen numunelerin içerdikleri karbon oranına göre oluşan martensit miktarı.....	57
Şekil 2.36 Değişik çeliklerin akma mukavemeti ve MHO arasındaki ilişki	60
Şekil 2.37 Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift fazlı çeliğe ait mukavemet – yüzde uzama grafikleri.....	63
Şekil 2.38 Kimyasal bileşim ve tavlama sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi	63

Şekil 2.39 Çift fazlı çeliklerin pekleşme katsayılarının diğer çelik sac türleri ile karşılaştırması.....	64
Şekil 2.40 Taşıt ağırlığının yakıt tüketimine etkisi.....	66
Şekil 2.41 Yüksek mukavemetli çeliklerde mukavemet artışı ve bunun sonucu olarak taşıt ağırlığında yapılan tasarruf miktarının yıllara göre dağılımı.....	67
Şekil 2.42 Çift fazlı çeliğin bir otomobil üzerindeki uygulama kısımları.....	70
Şekil 2.43 Bir çentik ve çatlağın ucundaki gerilme yığılması.....	72
Şekil 2.44 Makine elemanlarında bulunan bazı gerilim konsantrasyonu şekilleri.....	73
Şekil 2.45 a) Eliptik çatlak tipindeki gerilim konsantrasyonu, b) Romb çatlak tipindeki gerilim konsantrasyonu.	73
Şekil 2.46 a) Taneleri keserek (transkristalit) kırılma, b) Tane sınırları arası (interkristalit) kırılma, c) Karışık kırılma.....	76
Şekil 2.47 a) Sünek kırılma b) Gevrek kırılma.....	78
Şekil 2.48 a) Gevrek kırılma için çatlak ucundaki plastik deformasyon bölgesi b) Sünek kırılma için çatlak ucundaki plastik deformasyon bölgesi	78
Şekil 2.49 a) Düzlemsel gerilim durumu b) Düzlemsel gerilim durumu c) Her iki durumunda gerçekleşmesi	79
Şekil 2.50 Kırılma modları	80
Şekil 2.51 Kritik gerilim şiddet katsayısının, numune kalınlığı ile değişim grafiği.....	81
Şekil 2.52 Kırılma tokluğunun saptanması için gerekli eğme numunesi	82
Şekil 2.53 Dinamometrenin numuneye montajı ve klips ölçüleri	83
Şekil 2.54 Üç tip kuvvet-çatlak açılma (P - V) grafiği.....	83
Şekil 2.55 ASTM E399 Standardına göre I. tip numune.....	84
Şekil 2.56 ASTM E399 Standardına göre II. tip numune	85
Şekil 2.57 ASTM E399 Standardına göre III. tip numune	86
Şekil 2.58 ASTM E399 Standardına göre IV. tip numune.....	87
Şekil 2.59 HMK ve YMK kafesli metal ve alaşımlarında akma mukavemetinin sıcaklıkla değişimi	88
Şekil 2.60 HMK kafesli metal ve alaşımları için P- Δl grafiklerinin sıcaklıkla değişimi	89
Şekil 2.61 HMK kafesli metal ve alaşımların tek eksenli çekme deneyinden elde edilen mekanik özelliklerin sıcaklıkla değişimi	89
Şekil 2.62.....	93

Şekil 2.63 Kırılma tokluğunun sıcaklığa göre değişimi	94
Şekil 2.64 Akma mukavemetinin β_y ile ilişkisi.....	96
Şekil 2.65 Akma geriliminin atermik (σ_0) kısmını ve α parametresini değerlendirme üzerine bir şema.....	97
Şekil 2.66 Çekme Deneyinde Elde Edilen Kuvvet-Deformasyon (P- Δl) Grafiğ	98
Şekil 2.67 Gerçek gerilim – Gerçek gerinim diyagramından pekleşme katsayısının elde edilme yöntemi	99
Şekil 3.1 Çeliklerin zaman sıcaklık dönüşüm (TTT) diyagramları	102
Şekil 3.2 Tek eksenli çekme testi numune ölçüleri	107
Şekil 3.3 Darbe deneyi numunesi	108
Şekil 4.1 Numunelere uygulanan ısıt işlemlerin özeti.....	110
Şekil 4.2 Isıt işlem uygulanmamış çeliklerin kesitten alınmış mikroyapıları.....	111
Şekil 4.3 Homojenleştirme ısıt işlemi sonrası mikroyapılar	111
Şekil 4.4 Çeliklerin tam tavlama ısıt işlemi sonrası oluşan mikroyapıları	114
Şekil 4.5 Çeliklerin $Ac_3 + 20^\circ C$ sıcaklığından su verilmesinin ardından oluşan mikroyapıları	114
Şekil 4.6 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 16MnCr5 çeliğinin a) $720^\circ C$ b) $730^\circ C$ c) $740^\circ C$ d) $750^\circ C$ e) $760^\circ C$ f) $770^\circ C$ sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	115
Şekil 4.7 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 16MnCr5 çeliğinin a) $780^\circ C$ b) $790^\circ C$ c) $800^\circ C$ d) $810^\circ C$ sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	116
Şekil 4.8 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) $720^\circ C$ b) $730^\circ C$ c) $740^\circ C$ d) $750^\circ C$ e) $760^\circ C$ f) $770^\circ C$ sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	117
Şekil 4.9 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) $780^\circ C$ b) $790^\circ C$ c) $800^\circ C$ d) $810^\circ C$ sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	118
Şekil 4.10 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan Ck22 çeliğinin a) $720^\circ C$ b) $730^\circ C$ c) $740^\circ C$ d) $750^\circ C$ e) $760^\circ C$ f) $770^\circ C$ sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	119

Şekil 4.11 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan Ck22 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası.....	120
oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).....	120
Şekil 4.12 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 16MnCr5 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	121
Şekil 4.13 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 16MnCr5 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).....	122
Şekil 4.14 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).....	123
Şekil 4.15 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	124
Şekil 4.16 Başlangıç mikroyapısı martensit olan Ck22 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).	125
Şekil 4.17 Başlangıç mikroyapısı martensit olan Ck22 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası.....	126
oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).....	126
Şekil 4.18 a) Başlangıç mikroyapısı ferrit-perlit b) Başlangıç mikroyapısı martensit olan numunelerde, ısıtma işlem sıcaklığıyla ferrit hacim oranları arasındaki ilişki...	128
Şekil 4.19 Deney rejimlerinin kodlanması ve açılımı.	129
Şekil 4.20 Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	130
Şekil 4.21 Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	131
Şekil 4.22 Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	132
Şekil 4.23 Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	133

Şekil 4.24 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	134
Şekil 4.25 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	135
Şekil 4.26 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	136
Şekil 4.27 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	137
Şekil 4.28 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.	138
Şekil 4.29 Numunelerin XRD analizi.	143
Şekil 4.30 16MnCr5 çeliğinin ısıt işlem rejimlerine göre kuvvet-uzama diyagramları	146
Şekil 4.31 17CrNiMo6 çeliğinin ısıt işlem rejimlerine göre kuvvet-uzama diyagramları	147
Şekil 4.32 Ck22 çeliğinin ısıt işlem rejimlerine göre kuvvet-uzama diyagramları	148
Şekil 4.33 Çeliklerin işlemsiz durumlarının kuvvet-uzama diyagramları	149
Şekil 4.34 Çeliklerin akma mukavemet değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi.	150
Şekil 4.35 Çeliklerin çekme mukavemet değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi	151
Şekil 4.36 Çeliklerin toplam uzama değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi	152
Şekil 4.37 Çeliklerin darbe tokluk değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi	157
Şekil 4.38 Çeliklerin kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi.	162
Şekil 4.39 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)	165
Şekil 4.40 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)	167
Şekil 4.41 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)	168
Şekil 4.42 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)	169
Şekil 4.43 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)	170
Şekil 4.44 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)	171

RESİMLER DİZİNİ

Resim 3.1 Isıl işlem fırını.....	104
Resim 3.2 Harici sıcaklık ölçer.....	104
Resim 3.3 Metalografik numune zımparalama ve parlatma cihazı.....	105
Resim 3.4 Optik mikroskop.....	106
Resim 3.5 Taramalı elektron mikroskobu.....	106
Resim 3.6 Tek eksenli çekme deneyi cihazı.....	107
Resim 3.7 Sarkaçlı darbe deney cihazı.....	109

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1 Ticari çift fazlı çelik kompozisyonları	9
Çizelge 2.2 Çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenit üzerine değişik çalışmalar	41
Çizelge 2.3 Otomobillerde kullanılan değişik çelik kalitelerinin bazı mekanik özellikleri	68
Çizelge 2.4 Çift Fazlı Çeliklerin Uygulama Alanları	69
Çizelge 3.1 Çeliklerin standart karşılıkları ve kompozisyon aralıkları	101
Çizelge 3.2 Su vermede kullanılan ortamların, düşük hız ile sirkülasyonunda nispi soğutma kabiliyeti	104
Çizelge 4.1 16MnCr5 Çeliğinin Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık).	109
Çizelge 4.2 17CrNiMo6 Çeliğinin Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık).	109
Çizelge 4.3 Ck22 Çeliğinin Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık).	109
Çizelge 4.4 Homojenleştirme ve tam tavlama ısı işlemleri sonrası ortalama tane boyutları.....	112
Çizelge 4.5 Çeliklerin kritik sıcaklıkları.....	112
Çizelge 4.6 Başlangıç mikroyapısı ferrit-perlit ve martensit olan numunelerde, kritik sıcaklıklar arası ısı işlemleri sonrası elde edilen yüzde ferrit hacim oranları.....	128
Çizelge 4.7 Mekanik testler için seçilen deney rejimleri.....	129
Çizelge 4.8 Deney rejimlerine ait ortalama tane boyutları	141
Çizelge 4.9 Deney rejimlerine ait tek eksenli çekme testi sonuçları (ortalama değerler)	145
Çizelge 4.10 Deney rejimlerinin darbe testi sonuçları (ortalama değerler).....	156
Çizelge 4.11 Deney rejimlerine ait kırılma tokluğu ve diğer kriterlerin sayısal değerleri.	160
Çizelge 4.12 Deney rejimlerine ait kırılma tokluğu ve diğer kriterlerin sayısal değerleri.	161

1. GİRİŞ

Metalürjinin temellerinden biri mukavemetin artmasıyla, sünekliğin ve şekillendirilebilirliğin azalmasıdır. Bu durumu bir eksiklik olarak gören araştırmacılar çelikler üzerinde yaptıkları çalışmalarda süneklikten taviz vermeden mukavemeti arttırmaya çalışmışlardır. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (High strength low alloy), mikro alaşımlı (Micro alloy), çift fazlı (Dual phase) çelikler, mukavemet-uzama ilişkisini geliştirmeye yönelik üzerlerinde çalışılan çelikler olmuştur.

1970' li yıllarda yaşanan petrol krizinden dolayı Ar-Ge çalışmalarına önem veren otomotiv sektörü otomobillerde hem hafiflik hem de yakıttan tasarruf sağlayacak yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler grubuna katılan çift fazlı çelikleri geliştirmeye başlamıştır. Çift fazlı çelikler sünek ve küçük taneli ferrit matriste %10–30 arasında sert martenzit parçacıkları ile beraber az miktarlarda kalıntı ostenit ve beyrit fazlarını içermektedir. Çift (iki) faz terimi de birbirine zıt özellik taşıyan fazların bir arada bulunmasından ileri gelmektedir. Geleneksel karbonlu çeliklerin mikroyapıları genellikle plastik şekil vermeye elverişli değildir. Plastik şekil verilmek istendiğinde ise, mukavemetten taviz verilmesi söz konusudur. Fakat çift fazlı çeliklerde, plastiklik ve mukavemet özellikleri optimum seviyede tutulabilmekte ve bu özellikler uygulanan ısıt işlemlerle geniş aralıkta değiştirilebilmektedir.

Çift fazlı çelik kavramı, 1937 yılında Grabe, yeni bir yatak malzemesinin üretimi için % 0,25 karbonlu bir çeliği kritik sıcaklıklar arasındaki bölgeden soğutması sonucunda çift fazlı yapıyı elde etmesi ve patent almasıyla tanınmıştır. Grabe'nin ardından Herres ve Lorig, çift fazlı çelik üretimini kısmi ostenitleştirme işlemi olarak nitelemiş bu işlemin yüksek alaşımlı ostenit adalarının oluşumuna ve ardından martensit oluşumuna yol açtığını 1947 yılında söylemişlerdir (Speich 1981). 1960'larda ise Williams ve Davies (1978) tarafından yapılan kalay kaplamalarda çift fazlı şerit yapının geliştirilmesi bu alandaki ilk ciddi çalışmalar sayılmaktadır. 1970'lere kadar çok az sayıda araştırmacının ilgisini çeken çift fazlı çelikler, bu yıldan sonra özellikle yaşanan ekonomik darboğazların ardından bilim adamlarının otomotiv endüstrisine sunduğu alternatif çözümler olarak üzerinde etraflıca çalışılan bir alan olmuştur.

Tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri, şasi gibi presle biçimlendirilen otomobil parçaları ve bazı bağlantı elemanları yapımında kullanılan çift fazlı çelikler, 1980 yılından sonra ticari olarak büyük tonajlarda üretilmeye başlanmıştır. Günümüzde ticari olarak çift fazlı çelik üreten ülkeler üretimlerini genellikle sürekli tavlama hatlarında yapmaktadırlar.

Çift fazlı çelik yapısı esas olarak, söz konusu çeliklerin Fe-Fe₃C faz diyagramında A₁-A₃ sıcaklık aralığında (ferrit-ostenit bölgesinden) herhangi bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, bir süre tutulup ostenitin martensite dönüşebileceği hızlarda soğutulmasıyla üretilirler.

1.1 Güncel Çalışmalar

Son 35 yılda çift fazlı çelikler üzerinde bilim insanları çeşitli çalışmalar gerçekleştirmiştir. Çift fazlı çeliklerin, yapılan ısıl işlemlerle süneklilik ve mukavemet özelliklerinin değiştirilmesi, farklı martensit hacim oranlarıyla mikroyapı ve diğer temel mekanik özelliklerinin değiştirilmesi, değişik kritik sıcaklıklar arası tavlama teknikleriyle farklı morfolojilerde mikroyapıların elde edilmesi, aşınma davranışları, yorulma davranışları korozyon dirençleri, fiziksel özellikleri, makine parçası olarak üretilebilirliği üzerine çok sayıda araştırmalar yapılmıştır.

Bu bölümde son yıllarda çift fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmalara yer verilmiştir. Konunun temelini teşkil eden araştırmalar ise Bölüm 2’de detaylı olarak sunulmaktadır.

Çift fazlı çeliklerde önemli nokta mikroyapıdır. Çelik türüne göre çift faz mikroyapısına değişik morfolojiler kazandırılabilir. Dolayısıyla literatürdeki çalışmalar, değişik mikroyapı kombinasyonlarının merak edilen özellikler üzerine olan karakterizasyonları üzerine olmuştur.

Mondal and Dey (1991), vanadyum ile mikro alaşımlandırılmış bir çelikte, ince ve arınmış (saf) bir mikroyapı elde etme üzerinde çalışmışlardır. Numuneleri 910°C’de 6 dk. bekletip havada soğutmuşlar, ardından 750 ve 800°C’de su ve havada soğutulan çift

faz ısıtma işlemini gerçekleştirmişlerdir. Elde edilen mikroyapılarla çeliğin mekanik özelliklerini, fazların sertlik, tane boyutu, hacim oranları gibi özelliklerine arındırılmış (saf) mikroyapının etkilerini incelemeye çalışmışlardır. Sonuçta saf ferritin homojen dağılmış martensit parçacıklarının pekleşme katsayısı, yüzde uzama gibi mekanik özelliklere olumlu etkilerinin daha fazla olduğunu belirtmişlerdir.

Jiang *et al.* (1995), çift fazlı çeliğin deformasyon tavrı üzerine mikroyapı varyasyonlarının etkisini çalışmışlar. Odaklandıkları nokta, martensitin mukavemetini etkileyecek martensit hacim oranı (MHO), ferrit tane boyutu, martensit parçacık boyutu ve pekleşme olayını göz önüne alan bir çalışma üzerine olmuştur. Sonuçta Crussad-Jaoul yönteminin düzenlenmesi niteliğini taşıyan teorik bir model geliştirmişlerdir. Martensitin plastik deformasyonunu geometrik ve matematiksel ifadelerle açıklamaya çalışmışlardır.

Qixun and Ruzeng (1997) yaptıkları çalışmada, fazları, ostenit ve ferrit hacim oranlarını (FHO), ısıtma işlem sıcaklığını dikkate alan bir bilgisayar programı yardımıyla FHO'nu bulan formül geliştirmişlerdir. Çift fazlı bir çelik elde etmek için ideal ısıtma işlem sıcaklık rejimini de içeren formülde, alaşım elementlerinin de belirli oranlarda etkisi bulunmaktadır.

Tavares *et al.* (1999) % 0,12 C–0,82 Mn içeren bir çelikte ferrit-perlit başlangıç mikroyapısıyla, çift faz ısıtma işlemi gerçekleştirmişlerdir. % 10-37-55 MHO'lardaki numuneleri 100-200-300°C sıcaklıklarda 30 dk. süreyle temperlemişlerdir. Oda sıcaklığında yapılan çekme ve darbe testlerinde kalıntı gerilmelerin temperleme sonrası mekanik özellikler üzerine olan etkilerini incelemişlerdir. Sonuç olarak akma ve çekme mukavemetlerinin temperleme sıcaklığıyla değişimini ifade eden matematiksel bir formülasyon elde ettiklerini belirtmişlerdir.

Uğuz vd. (1999), kompozisyonu C = 0,097; Si = 0,06; Mn = 0,49; S = 0,04; P = 0,01 yüzdelere sahip olan bir çeliği üç farklı interkritik tavlama rejiminde ısıtma işlemi tabii tutmuşlar ve oluşan mikroyapıların K_C kırılma tokluğu üzerine olan etkilerini araştırmışlardır. Testler oda sıcaklığında yapılmış ve K_C kırılma tokluğu değerleri

Dieter'in (1988) teorik formülü uyarınca hesaplanmıştır. Araştırmacılar sonuç olarak daha büyük çentik derinliğine sahip numunelerin çentik mukavemeti ve kırılma tokluğunun, 1 mm çentik derinliğine sahip numunelere göre daha yüksek olduğunu ileri sürmüşlerdir. Bu durumu plastik davranışın ince kesitli parçalarda sınırlı olması ile açıklamışlardır. Bütün malzemelerin çentik mukavemeti ve kırılma tokluğunun, çentik açısı ve derinliğinin artmasıyla arttığını belirtmişler, bunun nedenini ise çentik açısının artmasıyla çatlak ucunun körlenmesi olarak açıklamışlardır.

Sudhakar and Drawakadasa (2000), C = 0,14; Mn= 1,36; Si = 0,50; S= 0,007; P= 0,028; Mo=0,115; V=0,062 kompozisyonuna sahip C1003 çeliğinde kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemi ile % 32'den % 76'ya kadar değişen MHO'larda çift fazlı çelik elde etmişlerdir. Numuneleri ASTM E647 ve E 399' a göre test edip, yorulma çatlaklarının başlamasını ve büyümesini gözlemlemişlerdir. Çatlak büyüme karakteristikleri üzerine mikroyapının etkisini incelemeye çalışmışlardır. MHO arttıkça yorulma çatlak büyüme hızında bir azalma tespit etmişler ve bunu artan martensit hacmindeki karbonun azalmasına bağlamışlardır. Özellikle kritik sıcaklığın artmasıyla martensitteki karbon içeriği çalışmaya olan ilgiyi arttırmış hatta az karbona sahip değişik morfolojideki ve çatlak içeren martensitli numunelerde mikro çatlakların ilerleme değil kapanma özelliği sergilediğini belirtmişlerdir. Ayrıca çalışmalarında yorulma çatlaklarının artan MHO ile doğrusal ilerlemeden ziyade daha çok zigzaglı bir ilerleme tavrı sergilediğini ve ilerleme yolu olarak da daha çok ferrit-martensit ara yüzeylerini seçtiğini tespit etmişlerdir. Aynı zamanda bu çalışmada söz konusu çeliklerin ASTM E399'a göre K_Q ve P_Q değerleri üzerinde de durulmuştur.

Erdoğan (2002), yaptığı bir çalışmada değişik yeni ferrit oranlarına sahip çift fazlı numunelerin genelde kırılma yapısında mikro boşluk birleşmesinin baskın olduğunu gözlemiştir. Kırılma yüzeylerinde yoğun olarak sünek çukurcukların olduğunu ve bu çukurcukların martensit ya da inklüzyonların kırılması neticesinde oluşabileceğine işaret etmiştir. Çukurcukları çevreleyen ferritin geriniminin kırılmaya kadar deforme olduğunu çukurcuk duvarlarının dalgalı olmasıyla yorumlamıştır. Mikro boşlukların martensit üzerinde çekirdeklenmesinin nedenini ise bitişik martensit parçacıklarının

ayrışması ve martensit parçacıklarının bölgesel deformasyonu veya ferrit-martensit ara yüzeyinin ayrışması olarak açıklamıştır.

Erdoğan (2003), “Çift fazlı çelikte faz dönüşümü üzerine ostenit dağılımı” isimli çalışmasında % 0,065 C, % 1,58 Mn, % 0,5 Ni içeren bir çelikte iki başlangıç mikroyapısıyla kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri gerçekleştirmiştir. Kaba ve ince dağılmış mikroyapılarda MHO’ları %18-25’de sabit tutup yeni ferritin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine olan etkilerini araştırmıştır. Sonuç olarak sabit martensit hacim oranlarında, ince çift fazlı mikroyapıların kaba yapılardan daha iyi çekme özelliklerine sahip oldukları ve yeni ferrit oranını arttırmakla her iki yapıda çekme dayanımının azaldığı ve sünekliğin arttığını gözlemlemiştir.

Maleque *et al.* (2004), çalışmalarında, AISI 3115 alaşımlı çeliğin mekanik özellikleri üzerine çift faz ısıtma işleminin etkisini araştırmışlardır. Çeliği 730–830 °C arasından değişik sıcaklıklarda ısıtma işlemi tabii tutup takiben suda hızla soğutmuşlar ardından çekme mukavemeti, yorulma, sertlik ve mikroyapı özelliklerini mekanik deneylerden ve metalografik çalışmalardan alınan sonuçlara göre değerlendirmişlerdir. Sonuç olarak ısıtma işlem sıcaklığının artmasıyla çelikteki martensit hacmi ve çekme mukavemetinin arttığını fakat darbe tokluğunun ise azaldığını söylemişlerdir. Mikroyapı sonuçlarının çoğunlukla martensit-ferritten ibaret olduğunu belirtmişlerdir. Literatürle uyumlu bir şekilde çeliğin sürekli akma tavrı sergilediğini gözlemlemiştir. Aynı zamanda kırılma yüzeyi özellikleri de makalelerinde tartışmışlardır. Satın alındığı durumdaki numune, ısıtma işlemi uğramış numunelerden yorulma hasarı açısından daha yüksek yorulma sınırına sahip olduğunu, fakat düşük devir ömrü için, yüksek sıcaklıkta test edilen numunelerin yorulma özelliklerinin iyi olduğunu ifade etmişlerdir.

Ekrami (2005), farklı MHO ve morfolojisine sahip çift fazlı çeliklerde hazırladığı numuneleri 25-550°C arasında değişik sıcaklıklarda çekme testine tabi tutmuştur. Numunelerin akma ve çekme mukavemetleri 400°C’ye kadar, oda sıcaklığında yapılan testten çok farklılık göstermemiş, ancak 450°C’den sonra keskin bir düşüş sergilemiştir. Ağ morfolojiye sahip martensitten, lifli martensite geçişte, artan MHO ile yüksek

sıcaklıklarda yapılan testlerde akma, çekme mukavemetleri ve pekleşme katsayısında bir miktar artış gözlemlemişlerdir.

Chao *et al.* (2005), “Çift faz 590 Çeliğinin Charpy Darbe Enerjisi, Kırılma Tokluğu ve Sünek-Gevrek Geçiş Sıcaklığı” isimli çalışmalarında DP 590 ve AISI 1018 marka çelikleri kullanarak farklı sıcaklıklarda çentik darbe testleri yapmışlar ve bu test için plakalardan farklı yönlerde çıkarılmış numuneleri kullanmışlardır. AISI 1018 çeliğini, DP 590 ile kıyaslama açısından çalışmada kullandıklarını ifade etmişlerdir. Testler -120°C’den 90°C’ye olan sıcaklık aralığında yapılmış ve DP 590 çeliğinin sünek-gevrek geçiş sıcaklığı aşağı yukarı -95°C iken bu değerin AISI 1018 çeliği için 5°C olduğunu ifade etmişlerdir. çentik darbe ve tek eksenli çekme testlerinden elde ettikleri verileri ampirik formüller kullanarak K_{IC} değerlerine çevirmişler ve DP 590’nın kırılma tokluğunun 160–200 $MPa\sqrt{m}$ arasında olduğunu iddia etmişlerdir.

Sarwar *et al.* (2007), Çekme özellikleri üzerine martensitin sabit hacminde epitaksiyel ferritin etkisini çalışmışlardır (epitaksiyel ferrit: interkritik tavlama sıcaklığından soğutma esnasında kalan ferrit üzerinde epitaksiyel büyümeyle gerçekleşen Ostenitin dönüşümü tarafından biçimlenen ferrit, kalan ferrit: interkritik tavlama sıcaklığında mevcut olan ferrit). Elde ettikleri sonuçlara göre % 20-25 epitaksiyel ferrite sahip numuneler, epitaksiyel ferritten bağımsız numunelerle karşılaştırıldığında; düşük akma ve çekme mukavemeti, fakat üstün süneklik sergilemiştir. Çekme numunesinin boyun vermiş kısmının kesitini alarak yaptıkları çalışmalarda, mikro boşlukların bu alandaki yoğunluğunun daha yüksek olduğunu gözlemlemişler ve kırılma formunun epitaksiyel ferritin varlığında dimple (gamze çukuru) tipinde gerçekleştiğini belirtmişlerdir. Epitaksiyel ferrit barındırmayan numunelerde ise mikro boşlukların daha az olduğuna işaret etmişler, kırılma karakterinin de ağırlıklı olarak düzgün yüzey ayrılması (klivaj) şeklinde olduğunu ifade etmişlerdir.

Chatterjee *et al.* (2008), sıvı haldeki çelikten katılaşma esnasında doğrudan çift faz yapısını elde etme üzerine çalışmışlardır. Kısmen başarılı olduklarını iddia ettikleri çalışmada, düşük karbonlu ve alaşımsız çelikte ferrit etrafında martensitin meydana geldiğini gözlemlemişlerdir. Bu çalışmayı teorik olarak da ifade etmeye çalışmışlardır.

Kumar *et al.* (2008), düşük karbonlu çift fazlı çeliklerin çekme özellikleri üzerine beynit-martensit içeriğinin etkisini araştırmışlardır. %20-90 arasında değişen hacim oranlarında bir seri ferrit-beynit çift faz çeliği bir seri de ferrit-martensit çift faz çeliği elde etmişlerdir. Numuneleri çekme testlerine tabi tutmuşlar ve aralarında belirgin farklılıklar gözlemlemişlerdir. Ferrit- beynit çift fazlı çelikte optimum çekme testi verilerini %60-70 beynit hacim oranına sahip numunelerde elde ettiklerini belirtmişlerdir.

çift fazlı çeliklerin kırılma tokluğu üzerine yapılan literatür taraması bu konu üzerindeki çalışmaların sınırlı sayıda olduğunu göstermiştir. Çift faz yapısına sahip çeliklerin kırılma tokluğunun hesaplanması ASTM-E399 standardınca yapılmaktadır. Fakat bu standarda göre HMK kafes yapısına sahip çeliklerin kırılma tokluğunu (K_{IC}) bulmak numunelerin sünek gevrek geçiş sınırını elde etmekle mümkündür. Eğer test oda sıcaklığında yapılacaksa sünek gevrek geçiş sınırını sağlamak için test numunelerinin ebatları büyütülmektedir. Dolayısıyla standarda göre bu testi gerçekleştirmek maliyeti yüksek test cihazlarını gerektirmektedir. Büyük boyutlarda numune hazırlama zorunluluğu ve bu numunelere çift fazlı yapıyı kazandırma zorluğu çift fazlı çeliklerin kırılma tokluğu (K_{IC}) üzerine literatürde yapılan çalışmaları da sınırlı kılmaktadır.

1.2 Amaç ve Kapsam

Tez çalışmasında, endüstride geniş alanda kullanılan yapı çeliklerinde kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem rejimleriyle birbirinden farklı çift faz mikroyapıları oluşturularak bunların mekanik özelliklere ve kırılma tokluğuna etkileri geniş bir şekilde araştırılmıştır.

Çalışmada DIN normuna göre Ck22, 16MnCr5 ve 17CrNiMo6 çelikleri seçilmiştir. Tedarik edilen çeliklerden küçük numuneler çıkarılarak homojenleştirme ısıtma işlemi uygulanmıştır. Daha sonra 1. grup numuneler tam tavlama, 2. grup numuneler ise ostenit bölgesinden su verme işlemine uğratılmıştır. Bu durum, iki farklı başlangıç mikroyapısı kazandırmıştır. Ardından her iki gruptaki numunelerin kritik sıcaklıklar

(720°C, 730°C, 740°C, 750°C, 760°C, 770°C, 780°C, 790°C, 800°C, 810°C, 820°C) arasından ön ısıtım işlem deneyleri gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı görüntülerinden 1. gruptaki numunelerin kaba, 2. gruptaki numunelerin ise ince dağılmış ferrit-martensit çift faz yapısına sahip olduğu görülmüştür. Mikroyapılar MicroCAM 4.1 yazılımıyla analiz edilerek faz oranları ve ortalama tane boyutları hesaplanmıştır. Her üç çelikte ve iki grupta ortak olan % 40-% 20 ve % 10 FHO'ların sağlandığı ısıtım işlem rejimleri tespit edilmiş ve bu rejimler ile 650°C'de 1 saat temperleme işlemi tek eksenli çekme ve darbe testi numunelerine uygulanmıştır. Isıtım işlemlerin ardından mekanik test numuneleri deneylere tabi tutulmuştur. Mikroyapı karakterizasyonu yapılan numuneler üzerinde XRD, çekme testinden alınan numuneler üzerinde ise SEM analizleri gerçekleştirilmiştir. Mekanik test sonuçlarından kırılma tokluğu (K_{IC}) hesaplamaları yapılmıştır. Sonuç olarak elde edilen korelasyonlar yorumlanmaya çalışılmıştır.

2. GENEL BİLGİLER

2.1 Çift Fazlı Çelikler ve Mekanik Özellikleri

Bu bölümde çift fazlı çeliklerin yapı ve özellikleri yapılan çalışmalar hakkında bilgiler verilmektedir.

2.1.1 Ticari Amaçlı Çift Fazlı Çelik Üretim Yöntemleri

Ticari olarak çift fazlı çelik üretimi Japonya, ABD, ve bazı Avrupa ülkelerinde (Almanya, İtalya, İngiltere ve Fransa) yapılmaktadır. Ancak üretilen çift fazlı çeliklerin özellikleri ülkelerin ekonomik ve teknolojik durumlarına göre birbirinden farklılıklar göstermektedir (Coldren and Eldis 1980, Arıdağ 2001).

Ticari olarak çift fazlı çelik üretimi üç yöntemle yapılmaktadır;

1. Sıcak veya soğuk haddelenmiş sacın sürekli tavlı
2. Soğuk haddelenmiş sacın kutu tavlı
3. Haddelenmiş durumda kullanılmak üzere sıcak sac haddesi (Coldren and Eldis 1980, Tither and Boussel 1980, Toktaş 1998).

Çizelge 2.1’ de farklı kompozisyonlara sahip ürünler için uygun olan ticari üretim yöntemleri gösterilmektedir.

Çizelge 2.1 Ticari çift fazlı çelik kompozisyonları (Speich 1997).

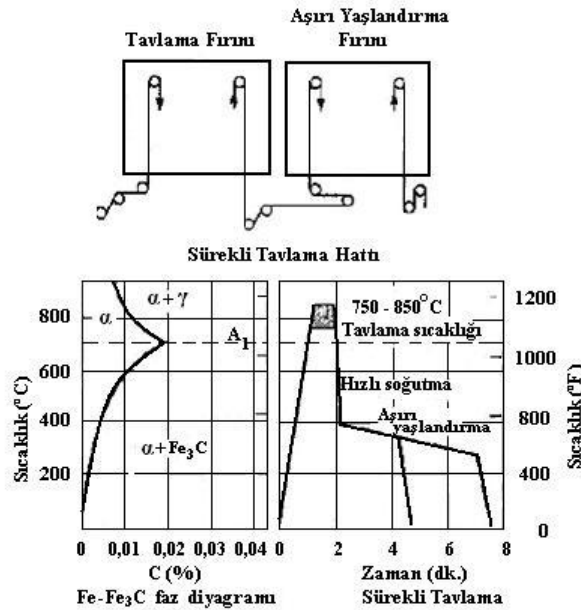
Üretim Yöntemi	Kimyasal Kompozisyon (%)						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S
Sıcak haddelenmiş sacın sürekli tavlı	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Soğuk haddelenmiş sacın sürekli tavlı	0,11	1,2	0,4	-	-	-	-
Soğuk haddelenmiş sacın kutu tavlı	0,12	2,1	1,4	-	-	-	-
Haddelenmiş durumda kullanılmak üzere sıcak sac haddesi	0,06	0,9	1,35	0,5	0,35	-	-

2.1.1.1 Sıcak veya Soğuk Haddelenmiş Sacın Sürekli Tavlama

Sürekli tavlama metodunda, sıcak veya soğuk haddelenmiş saclar rulo olarak sarılmadan önce, sürekli tavlama fırınlarında Fe-Fe₃C faz diyagramına göre “ferrit+ostenit” faz bölgesindeki sıcaklıklarda 1–2 dakika tavllanır ve uygun bir hızla soğutulur. Özel durumlarda aşırı yaşlandırma ünitesi de sisteme dahil edilir. Bu yöntem ile üretilen çift fazlı çeliklerin özellikleri, fırın sıcaklığının yanı sıra sacın fırın içerisindeki hareket hızına da bağlı olmaktadır.

Japonya’da, alaşımsız az karbonlu çeliklere uygulanan sürekli tavlama yöntemi geliştirilmiştir. Bu yöntemde sac “ferrit+ostenit faz bölgesinde tavlانیp, özel olarak tasarlanmış bir cihazda üzerine su püskürtülerek hızla soğutulduktan sonra, 200–300°C’ de temperlenir. Bu yöntem ile alaşımlama masrafı en düşük seviyede tutulabilmekte ve kalın kesitli çeliklerde de çift faz yapısı oluşturulabilmektedir. Bunun yanında enerji sarfiyatının azaltılması, ısıl işlem süresinin kısaltılması, personel sayısının azaltılması da yöntemin avantajları arasındadır (Hayami and Furukawa 1975).

Şekil 2.1’de Betlehem şirketinin kullandığı sürekli tavlama hatları (STH) şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.1 Sürekli tavlama hattının şematik gösterimi (Pradhan 1997).

Bu hatlarda aşağıda belirtilen elik sac çeşitlerinin etimi yapılabilir (Demir 2003);

- a) Katı eriyikle mukavemetlendirilmiş saclar,
- b) ökeltme ile mukavemetlendirilmiş elik saclar,
- c) Düşük alaşımlı çift fazlı çelikler,
- d) Yüksek alaşımlı çift fazlı çelikler,
- e) Toparlanma tavlamaı uygulanmış elikler.

2.1.1.2 Soğuk Haddelenmiş Sacın Kutu Tavı

Kutu tavı yöntemi çok dar bir kullanım alanına sahiptir. İnce sacların üretiminde kullanılan bu yöntemde, malzeme soğuk haddelenerek istenilen kalınlığa getirildikten sonra rulo olarak sarılır. Rulo diğer bir tabirle kangal sac “ferrit+ostenit” faz bölgesindeki sıcaklıklar arasında uzun süre tavllanır. Çeliğin bileşimine göre havada veya suda soğutulmaktadır. Isıl işlem üniteleri açısından işlemin az maliyetli olması önemli avantajıdır. Yavaş soğumalarda iyi sertleşebilirlik için yüksek alaşımlama işleminin gerekliliği ve mekanik özelliklerin soğuma esnasında rulonun merkezinden dış kısma doğru sıcaklık farkı meydana gelmesi nedeniyle homojen olmaması bu yöntemin dezavantajlarındandır.

Soğuk haddelenmiş sacın kutu tavı yöntemiyle çift fazlı mamul elde etmeyi soğuma hızına göre 3 sınıfa ayırmak mümkündür (Yükler 1983);

- a) ok yavaş soğutma,
- b) Yavaş soğutma,
- c) Hızlı soğutma.

2.1.1.3 Haddelenmiş Durumda Kullanılmak Üzere Sıcak Sac Haddesi

Sıcak şerit haddeleme yönteminde, kimyasal bileşimin ve üretim koşullarının dikkatli kontrolü ile sıcak haddeleme işlemi sırasında çift faz mikroyapısı oluşur. Bu yöntemin

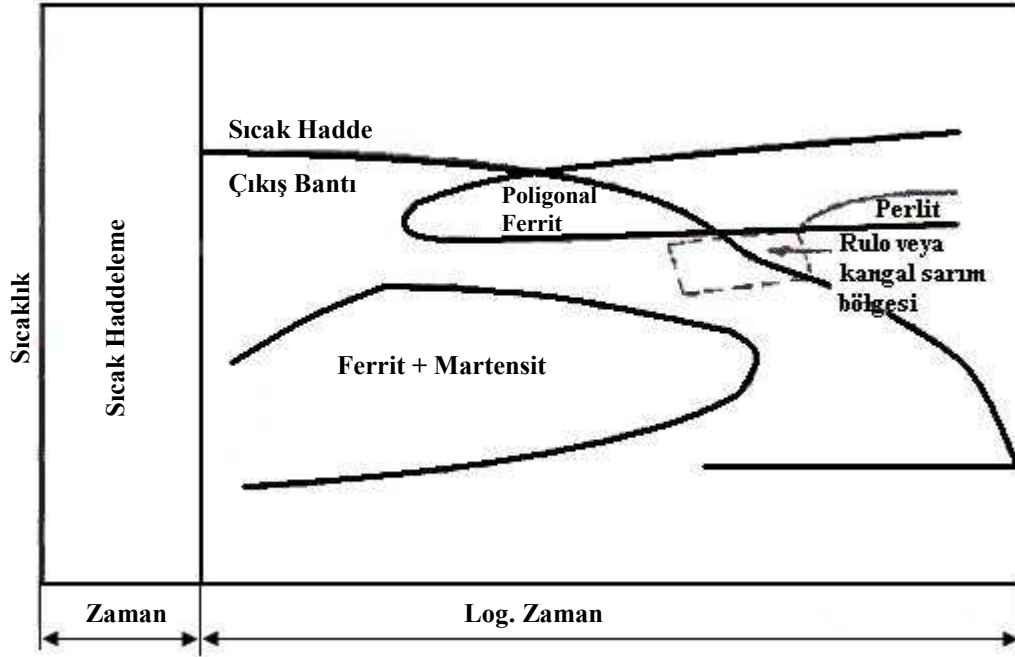
avantajları büyük yatırım masrafı ve ek işlem gerektirmemesi, işçilik, enerji ve zamandan tasarruf sağlamasıdır. Ancak sıcak haddeleme miktarının sınırlı olması, gerekli alaşımlama için büyük miktardaki ek masraf bu yöntemin dezavantajlarıdır. Sıcak haddeleme ile 2mm' den ince sacların çift faz mikroyapısıyla üretilmesi mümkün değildir (Çimenoglu ve Kayalı 1986, Coldren and Eldis 1980).

Sıcak hadde esnasında çift fazlı yapı üretimi Climax Molybdeneum şirketi tarafından geliştirilmiştir. Bu teknikle arzu edilen yapıyı elde etmenin yolu perlitten kaçınmak ve beynit oluşumunun % 5 'den daha az olmasını sağlamaktır (Llewellyn and Hillis 1996).

Sıcak haddeleme sonrasında malzemenin soğuma hızı, sade karbonlu çeliklerden normal çift fazlı çelik üretebilmek için gerekli hızlardan çok düşüktür. Hadde sonrasındaki yavaş soğuma hızlarında normal çift fazlı çelik yapısının elde edilebilmesi için çeliğin uygun elementler ile alaşımlandırılması gerekmektedir. Önerilen alaşım elementleri karbon miktarının düşük olmasının yanında Mn, Cr, Si ve Mo'dir (Al 1996).

Bu yöntemde sıcak haddelenmiş çeliğe iki kademeli soğutma uygulanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan haddelemenin son pasosundan sonra, hadde çıkışında çelik, mikroyapıda % 80–90 ferrit oluşacak bir hızda soğutulur. Mikroyapının geriye kalan % 10-20'si ise, rulo sarma işleminden sonraki soğutma ile martensite dönüştürülür. Ancak haddeleme yöntemi ile üretilecek çeliklerde, birinci soğuma kademesinde perlit, ikinci soğuma kademesinde ise beynit oluşumunu engellemek amacıyla ferrit dönüşümü hızlı, perlit ve beynit dönüşümleri yavaş olmalıdır. Sıcak haddelemede deformasyon oranının sınırlı olması ve alaşımlama için ek masrafa gerek duyulması, bu yöntemin dezavantajlarından (Çimenoglu ve Kayalı 1986).

Sıcak hadde sırasında çift fazlı çelik üretiminde takip edilmesi zor olmakla birlikte sürekli soğuma diyagramlarından (SSD) yararlanılır. Örnek bir üretim prensip olarak Şekil 2.2'deki SSD'da gösterilmiştir. Günümüzde Avrupa, Amerika ve uzak doğunun gelişmiş ülkelerinde çift fazlı çelikler sıcak hadde ile üretilmektedir.



Şekil 2.2 Sıcak haddelenmiş levhadan çift fazlı çelik üretiminin şematik gösterimi (Avtar et al. 1986).

Rulo veya kangal sarım bölgesi yeterli miktarda (% 80-85) poligonal ferrit oluşumunun gerçekleştiği kritik soğuma hız aralığı olarak ifade edilmektedir. Bu bölge son hadde sıcaklığı veya kompozisyon farklılaşmalarının sebep olduğu SSD diyagramındaki yatay hareketlerin izin verilebilir limitlerini tanımlayan bir bölge olarak da ifade edilebilir. Bölgenin alanı ne kadar büyük olursa son hadde sıcaklığı ve ısıdan ısıya kompozisyon farklılıkları o kadar tolere edilebilir. İdeal çift fazlı çelik özelliklerini elde edebilmek için uygun büyüklükte bir soğuma alanına ihtiyaç vardır. Dolayısıyla sıcak hadde sırasında çift fazlı çelik üretmek için çeliğe soğuma bölgesini genişleten alaşım elementleri ilave edilmesi gerekmektedir. Bölgeyi genişleten en önemli alaşım elementi Mo'dir. Bunun yanında Cr, Mn, ve Si gibi alaşım elementlerinin rulo veya kangal sarım bölgesi üzerindeki etkileri pek fazla değildir. Bu alaşım elementlerinin esas etkileri ostenitin sertleşebilirliğini arttırmalarıdır.

Sürekli tavlama ve haddeleme yöntemleri ile üretilmiş aynı mukavemetteki ticari çift fazlı çelikler ile yapılan çalışmalar, sıcak haddelenmiş çift fazlı çeliklerin daha az

karbon içerdığını ve mikroyapıdaki martensit miktarının daha az olduğunu ortaya çıkarmıştır. Bunun sonucu olarak, haddeleme yöntemiyle üretilen çift fazlı çeliklerin daha yüksek kaynak kabiliyetine sahip oldukları söylenebilir (Hayami and Furukawa 1975).

Hansen and Pradhan (1981), % 0,04-0,11 C, % 0,8-1,2 Mn, % 0,51-1,45 Si, % 0,05-0,65 Cr, % 0,27-0,62 Mo kimyasal kompozisyonuna sahip çelikten kritik tavlama ısı işlemi ve sıcak hadde sırasında olmak üzere iki farklı şekilde çift fazlı çelik üretmişlerdir. Ürettikleri çift fazlı çelikler akma mukavemetleri hariç benzer çekme özellikleri göstermiştir. Sıcak haddelenmiş çeliklerde akma mukavemeti daha yüksek çıkmıştır. Artan akma mukavemetinin bir sonucu olarak akma oranı da artmıştır. Buna sebep olarak bu çeliklerin mikroyapısında tespit ettikleri poligonal ferrit ve martensit haricinde üçüncü fazı oluşturan küresel beynit (küresel beynit, üst beynit yapıya benzediği için bu şekilde isimlendirilmiştir) göstermişlerdir. Ayrıca perlit oluşmadan martensit üretebilmek için mikroyapıda küresel beynit de olmakla birlikte, rulo sarımının 610°C'nin altında yapılması gerektiğini belirtmişlerdir.

Goel *et al.* (1983), % 0,15 C, % 1,5 Mn, % 0,5 Si, % 0,015 P, % 0,017 S ve % 0,02 Al kullandıkları çalışmalarında ostenitin deformasyon miktarı ve soğuma hızının, sıcak hadde ile üretilen çift fazlı çeliklerin mikroyapı ve çekme özellikleri üzerine etkisini araştırmışlardır. Yüksek miktarlardaki ostenitin deformasyonunda poligonal ferrit oluşması için gerekli limitleri arttırdığını belirtmişlerdir. Uyguladıkları üç farklı soğutma yönteminden (Hava, buz ve kaynar su) kaynar su ile soğutmanın çift fazlı çelik özellikleri için daha uygun olduğu sonucuna varmışlardır. Buz ortamında soğutma neticesinde ostenitin yüksek miktarlardaki deformasyonunun, mikroyapı ve çekme özellikleri üzerindeki etkisinin belirsiz olduğunu iddia etmişlerdir.

Demir (2003), ingot malzemeden sıcak hadde sırasında çift fazlı çelik üretebilmek için yaptıkları çalışmada, % 0,065 C, % 1-1,2 Mn, % 0,9-1,1 Mo ve % 0,05 Al kimyasal kompozisyonuna sahip çelik kullanmışlardır. Sonuç olarak büyük miktarlarda martensit mikroyapısı oluşan numuneler normal çift fazlı çelik özellikleri göstermemiştir. Beklenenin aksine, ürettikleri çelikler % 70-90 poligonal ferrit, % 0-25 beynitik ferrit

ve % 10'un üzerinde martensit miktarlarında dahi çift fazlı çelik özellikleri göstermiştir. Uygun soğuma şartları sağlandığında belirtilen sonuçların alınabileceğini ifade etmişlerdir. Ayrıca kalıntı ostenit ile mekanik özellikler arasında belirgin bir ilişki kuramamışlardır.

2.1.2 Kritik Sıcaklıklar Arası Isıl İşlem İle Çift Fazlı Çelik Üretimi

Çift fazlı çelik üretim ısıl işlemi, otektoid altı çeliklere uygulanmaktadır. Bu nedenle çift fazlı çeliklerde arzu edilen mekanik özellikleri elde edebilmek için sertleşebilirlikleri sade karbonlu çeliklere oranla daha iyi olan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı veya alaşımsız çelikler tercih edilir (Rashid 1977, Davies and Magee 1979).

Çift fazlı mikroyapı esas olarak söz konusu çeliklerin Fe-Fe₃C faz diyagramında A₁-A₃ sıcaklık aralığında (ferrit-ostenit bölgesinde) herhangi bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, bir süre tutulup ostenitin martensite dönüşebileceği hızlarda soğutulmasıyla üretilir.

Çift fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içerisinde adacıklar biçiminde dağılmış % 10–30 dolayında martensit fazı içeren çeliklerdir. Çift faz terimi bu çeliklerin ferrit ve martensit fazlarından dolayı kullanılmaktadır. Çift fazlı çelikler üstün özelliklerini metalografik yapısından almaktadır. Yani bir fazın üstün özelliklerinden yararlanırken, aynı fazın istenmeyen özelliklerinin başka bir faz yardımı ile denetim altına alınmasıdır. Şöyle ki fazlardan biri sert olup (martensit) gerekli dayanımı sağlarken, diğeri yumuşak faz olup (ferrit) süneklik sağlar. Her iki özelliğin bir arada bulunması ile dayanım ve süneklik özelliği yüksek olan bir mikroyapı elde edilmiş olur (Bolvadin ve Tekin 1991, Davies 1978). Şekil 2.3'de bir çift fazlı çelik mikroyapısı gösterilmektedir.

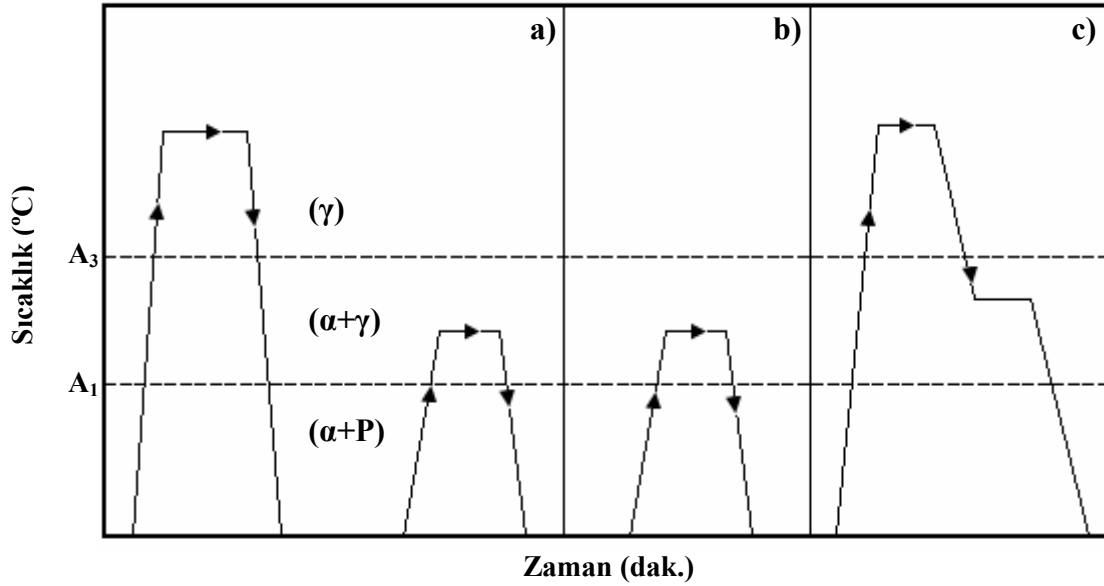


Şekil 2.3 Ferrit (açık renk) martensit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift fazlı bir çelik (int.kayn.1).

Çift fazlı çeliklerin mikroyapıları dönüşüm yoluna bağlı olduğundan, değişik ısıt işlemlerle elde edilen mikroyapılar arasında önemli farklar mevcuttur. Çift faz elde etmek için uygulanan başlıca ısıt işlemler;

- Ara su verme (Intermediate Quenching)
- Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama (Intercritical Annealing)
- Kademeli (basamaklı) su verme (Step Quenching)

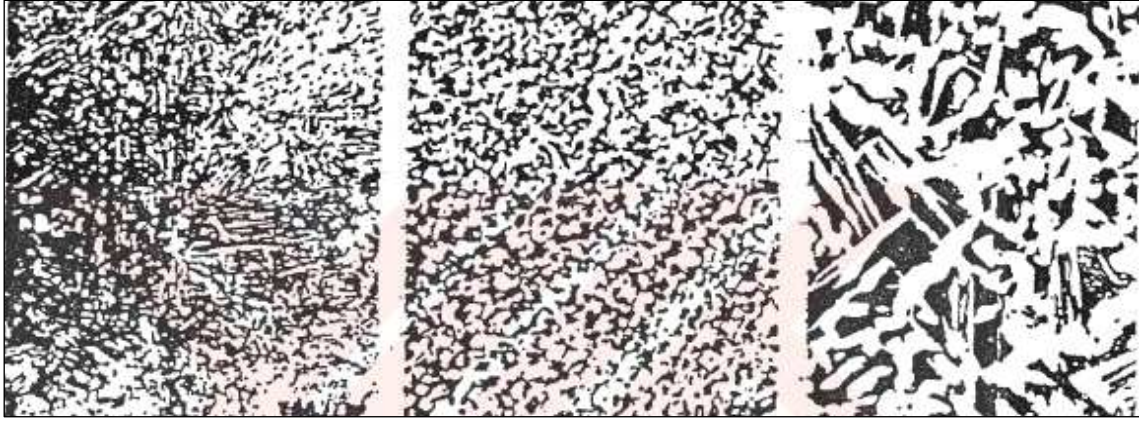
olmak üzere üç grupta incelenmektedir. Şekil 2.4’de bahsedilen aşamaların şematik gösterimi verilmektedir.



Şekil 2.4 Çift faz ısıt işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi,

- a) Ara su verme b) Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama
c) Kademeli (basamaklı) su verme (Kim and Thomas1981).

Şekil 2.4’de gösterilen üç farklı çift faz ısıt işlemi sonucu oluşan mikroyapılar şekil 2.5’de verilmektedir.



(a)

(b)

(c)

Şekil 2.5 Farklı çift faz ısıtım teknikleri sonucu elde edilen mikroyapılar.

a) Ara su verme b) Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama c) Kademeli (basamaklı) su verme
(Kim and Thomas1981).

Şekil 2.4.a' da görülen ara su verme işleminde ostenit bölgesinden su verilmiş malzemenin tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martensit dilim sınırları boyunca ostenitin çekirdeklenmesine neden olur. Bu işlem sonucu fiberli (lifli) martensit, ferrit matris içerisinde dağılmaktadır (Şekil 2.5.a).

Şekil 2.4.b' de $\alpha+\gamma$ bölgesinde tavlama işleminde malzemenin başlangıç mikroyapısı otektoidaltı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. İkili bölgede tavlama ile oluşan ostenit, ferrit-sementit (karbür) ara yüzeyinde çekirdeklenir ve büyür. Su verildikten sonra mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince küresel martensitten oluşmaktadır (Şekil 2.5.b).

Şekil 2.4.c' de görülen kademeli su verme işleminden önce ostenitleme yapılır, sonra $\alpha+\gamma$ bölgesine malzeme soğutulur. Sıcaklık iki fazlı bölgeye düşünce ferrit, primer ostenit tane sınırları boyunca çekirdeklenir ve büyür. Ferrit (α) ve ostenitten (γ) oluşan yapı hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martensit parçacıkları meydana gelmektedir (Şekil 2.5.c).

Değişik ısıtım işlemleriyle elde edilen çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri de mikroyapıları nedeniyle birbirinden farklılıklar gösterir. Örneğin aynı miktarda MHO için ara su verilmiş yapının yüzde uzama değerleri, kademeli su verme sonucu oluşmuş yapıya göre daha yüksektir. Kademeli su verme metodu ile elde edilen mikroyapının,

diğer metodlarla elde edilen mikroyapılara göre sünekliliğinin daha az olmasının sebebi olarak deformasyonun erken safhalarında çatlak oluşması ve hızla ilerlemesi gösterilmektedir (Kim and Thomas 1981).

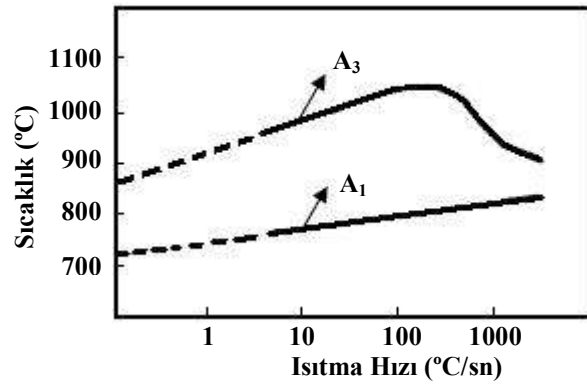
2.1.2.1 Kritik Sıcaklıklar Arasına Isıtma (Kısmi Ostenitleme)

Kritik sıcaklıklar arasına ısıtma neticesinde oluşan ostenit dönüşümü, normal ostenitleme işleminden iki açıdan farklıdır. Birincisi; çift faz ısıl işleminde ostenit hacim oranı ve ostenitin karbon içeriği kritik tavlama sıcaklığı ve teorik olarak da terazi kuralına göre belirlenmektedir. Kısa süreli kritik tavlama şartlarında dönüşümü, karbon difüzyonu kontrol etmekte ve dolayısıyla faz oranları ve kompozisyonlarını karbon difüzyonu belirlemektedir. Kısmi ostenitlemede perlitin ostenite dönüşümü söz konusudur. İkincisi; ostenitleme işleminde ise ferrit ve ostenitin tamamen ostenite dönüşümü gerçekleşmektedir. Sonuç olarak kısmi ostenitleme ile ostenitleme dönüşüm olayları açısından birbirinden farklıdır.

Kısmi ostenitleme sırasındaki mikroyapısal dönüşümler ve sonuç mikroyapısı, kimyasal kompozisyon, tavlama sıcaklığı ve başlangıç mikroyapısına bağlı olarak değişmektedir. Çift fazlı çeliklerin gelişmesi ile birlikte kısmi ostenitleme işlemi de araştırmacıların ilgisini çekmiştir (Rashid 1977, Davies 1978). Kısmi ostenitleme iki önemli aşamada ele alınabilir;

1. Ostenitin çekirdeklenmesi,
2. Ostenitin büyümesi.

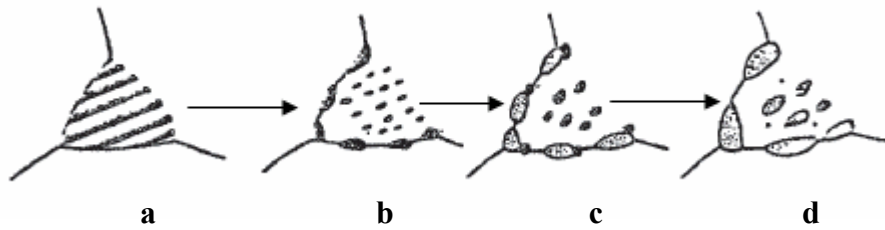
Soğuk şekil verilmiş bir çelikte kritik sıcaklıklar arasına ısıtma hızının A_1 dönüşüm sıcaklığı üzerine etkisi bulunmaktadır. Şekil 2.6'da görüldüğü gibi ısıtma hızı arttıkça A_1 yükselmektedir. A_1 sıcaklığı ostenit fazının oluşmaya başladığı sıcaklıktır. Ostenit çekirdeklerinin meydana gelmesi zamana bağlı bir dönüşüm olduğu için ısıtma hızının artırılması dönüşüme etki etmekte ve dönüşüm başlangıç sıcaklığını arttırmaktadır.



Şekil 2.6 Isıtma hızının dönüşüm sıcaklıkları üzerine etkisi (Yükler 1983).

Isıtma aşamasında ferrit yeniden kristalleşir. Soğuk şekil verilmiş yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip ferrit, iç gerilmeleri giderilmiş dislokasyon yoğunluğu çok az olan ferrite dönüşmektedir (Yükler 1983).

Yong *et al.* (1985) %0,08 C, %0,45 Mn ve %2 Si içeren çelik üzerinde yaptıkları çalışma ile çelikten aldıkları numuneleri 800°C’de 15 dakikalık bir süre için tavladıktan sonra su+buz+tuz (NaCl) ortamında soğutmuşlardır. Bu çift fazlı çelik üretimi esnasında ısıtma sırasında ostenitin çekirdeklenmesi ve büyümesini Şekil 2.7’de görüldüğü gibi şematik olarak açıklamışlardır.



Şekil 2.7 Ferit-Perlit mikroyapısına sahip düşük karbonlu çeliği kritik sıcaklıklar arasına ısıtma esnasında ostenitin oluşumu (Yong vd. 1985).

Şekil 2.7;

- a) ferrit-perlit başlangıç mikroyapısı görülmektedir,
- b) ferrit-ferrit tane sınırlarında bulunan sementit küreselleşir ve sementit parçacıkları büyümeye başlar,
- c) ferrit-ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde ostenit çekirdeklenmeye başlar,

d) küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıklarının üzerinde ostenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında büyümesi gerçekleşir (Yong *et al.* 1985).

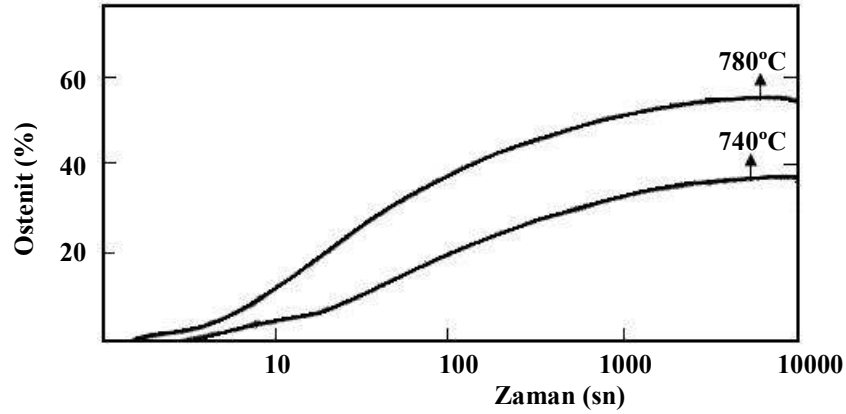
Kritik sıcaklıklarda ostenitin çekirdeklenmesi için muhtemel yerler aşağıdaki gibi sıralanabilir (Thompson *et al.* 1984, Jeong *et al.* 1985);

- Ferrit (α)-Perlit ara yüzeyleri,
- Perlit-Perlit ara yüzeyleri,
- Tane sınırlarında bulunan Sementit (Fe_3C)-Ferrit (α) ara yüzeyleri,
- Perlit kolonileri içinde bulunan Sementit (Fe_3C)-Ferrit (α) ara yüzeyleri,
- Ferrit taneleri içindeki atomik diziliş hataları,
- Ferrit ana fazında homojen çekirdeklenme yerleri,
- Ferrit taneleri içindeki Sementit (Fe_3C)-Ferrit (α) ara yüzeyleri,
- Ferrit tane sınırları

2.1.2.2 Kritik Sıcaklıklar Arasında Tutma

Ostenitin çekirdeklenmesi kadar büyüme karakteristiği de önemlidir. Büyüme hızı yüksek sıcaklığa bağlıdır. Sıcaklık ise difüzyon katsayısını ve gradyanını etkilemektedir (Demir 2003).

Meydana gelen ostenit çekirdekleri zamanla perlitin aleyhine karbonun difüzyonu ile büyürler. Sıcaklık derecesi yayınma hızını arttıracığı için A_3 sıcaklığına yaklaştıkça dönüşüm hızlanır, A_1 'e yaklaştıkça perlitin ostenite dönüşümü yavaşlar. Şekil 2.8'de az alaşımlı çelikte kritik sıcaklıklar arasında ostenitin meydana gelme süresinin sıcaklığa göre değişimi gösterilmektedir.



Şekil 2.8 Kritik sıcaklıklar arasında az alaşımlı çeliklerde zamana bağlı olarak ostenit oluşum grafiği (Speich *et al.* 1981).

Karbon çeliklerinde perlitin ostenite dönüşmesi, alaşımlı çeliklerden daha hızlı olmaktadır. Soğuk şekil verilmiş çeliklerde perlit en fazla 15 saniye içerisinde ostenite dönüşmektedir. Meydana gelen ostenit daha sonra dengeli olarak büyümektedir. Bu aşama oldukça yavaş gerçekleşir. Bunun nedeni yayınma hızı karbondan daha düşük olan manganın ferrit içerisine yayınması bu aşamaya etki etmektedir (Speich *et. al.* 1981).

Aynı karbon oranına sahip çeliklerden mangan oranı yüksek olanı, Fe-Fe₃C faz diyagramında bazı farklılıklar göstermektedir. Mangani fazla olan çeliğin otektoid noktası sola doğru kayar ve ferrit içerisindeki çözünen karbon miktarı az olur. Bu sebeple alaşımlı çelik sabit bir sıcaklıkta, aynı karbon oranına sahip alaşımsız bir çelikle birlikte eşit sürede tavlandığında elde edilen ostenit miktarı alaşımlı çelikte daha fazla olmaktadır. Ayrıca alaşımlı çelikte ferrit içerisinde çözünen karbon miktarı daha düşüktür (Yükler 1983).

2.1.2.3 Soğutma

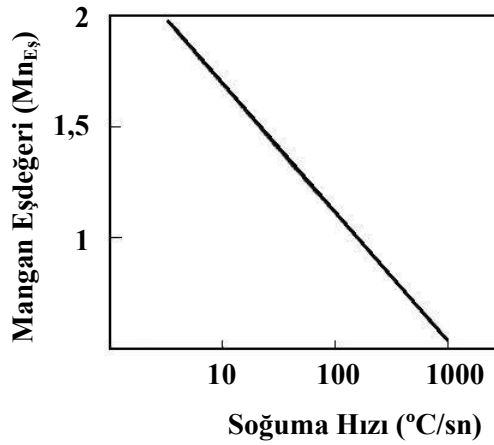
Ostenit tanelerinin martensite dönüşmesi, yani çift faz mikroyapısının elde edilmesi için kritik soğuma hızına ihtiyaç vardır. Ostenitin karbon içeriği arttıkça kritik hızda bir düşme olsa da etkisi oldukça azdır. Kritik hıza asıl etki eden çelikteki alaşım

elementleridir. Kritik soğuma hızıyla çeliğin mangan eşdeğeri ($Mn_{Eş}$) arasında bir bağıntı olduğu yapılan çalışmalar sonrası ortaya çıkarılmıştır (Hashiguchi *et al.*1980). Mangan eşdeğerine mangan elementinin yanı sıra krom ve molibdenin de etkisi vardır;

$$\text{Log (KSH } ^\circ\text{C/sn)} = 1,73 Mn_{Eş} + 3,185$$

$$\% Mn_{Eş} = \% Mn + 2,67 \% Mo + 1,3 \% Cr$$

Şekil 2.9, mangan eşdeğerine bağlı olarak kritik soğuma hızının doğrusal değişimini göstermektedir.



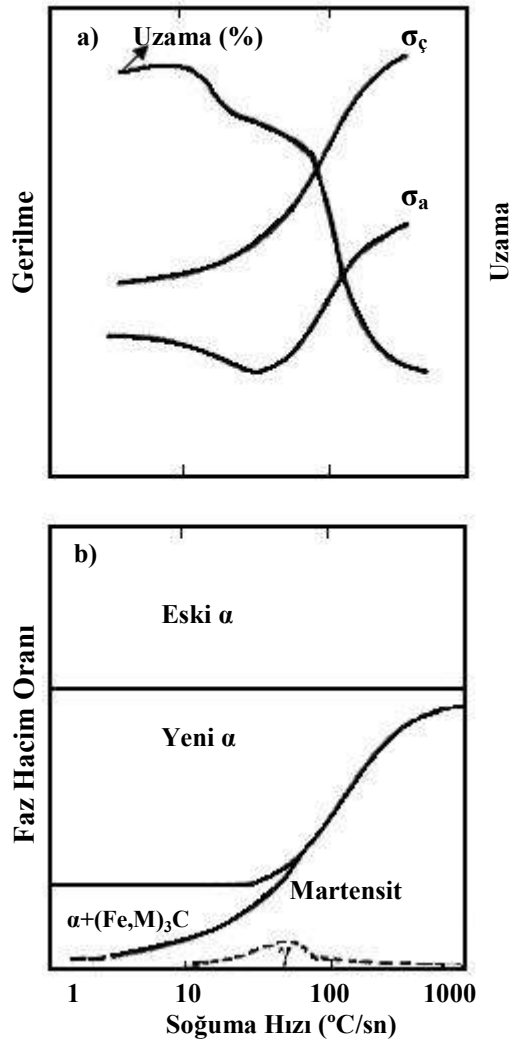
Şekil 2.9 Çift fazlı çeliklerde mangan eşdeğeri ile kritik soğuma hızı arasındaki ilişki (Hashiguchi *et al.* 1980).

Şekil 2.9’da doğrunun solunda kalan bölge perlit, sağında kalan bölge ise çift faz mikroyapısına sahiptir. Soğuma hızına bağlı olarak ostenitte farklı dönüşümler meydana gelmektedir. Soğuma çok hızlı ise ostenitin hemen hepsi martensite dönüşür ve mikroyapıda %2 kadar kalıntı ostenit bulunmaktadır. Soğuma yavaş ise ostenitten hem ferrit hem de martensit fazları meydana gelmektedir. Yavaş soğuyan çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenit miktarı %9’a kadar çıkabilir.

Yavaş soğuma sonunda elde edilen mikroyapıyı Lawson *et al.*(1980) görüntülemişlerdir. Ostenit tane sınırlarında soğuma sırasında ferrit meydana gelmektedir. Lawson daha önceden varolan ferrite “eski ferrit”, son oluşan ferrite ise “yeni ferrit” ismini vermiştir.

Yeni ferrit miktarı arttıkça ostenitin hacim oranı azalmakta ve karbon oranı yükselmektedir. M_s sıcaklığına ulaştıktan sonra ostenit martensite dönüşmektedir.

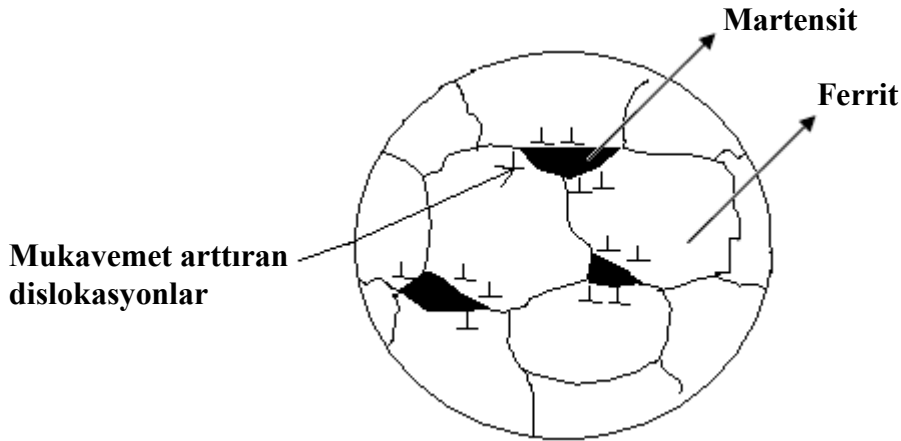
Matlock *et al.*(1979), soğuma hızına bağlı olarak mikroyapıdaki dönüşümleri gösteren mikroyapı haritalarını çizmişlerdir. Oström *et al.* (1981), mikroyapının çekme deneyine etkilerini belirtmek için çekme deney özelliklerini de araştırmışlardır. Elde edilen diyagramlar Şekil 2.10'da verilmektedir.



Şekil 2.10 Çift fazlı çeliklerde soğuma hızının a) çekme deneyi özelliklerine b) mikroyapı haritası üzerine etkisi (Matlock *et al.* 1979, Oström *et al.* 1981).

Hızlı soğutmada, ostenitten karbon yayınması için yeterli süre kalmadığından ostenitin hemen hepsi martensite dönüşürken çok az miktarda yeni ferrit mikroyapıda meydana gelir. Martensitin karbon oranı, su verme sıcaklığındaki ostenitin karbon oranına çok yakın olur. Çift fazlı çeliklerde son mikroyapıya bağlı olarak mukavemet ve süneklik değişir. Yavaş soğutulan çift fazlı çeliklerde mukavemet düşük, süneklik yüksek olurken, hızlı soğutulan çift fazlı çeliklerde mukavemet yüksek, süneklik ise düşük olmaktadır.

Meydana gelen martensit, ostenitin karbon oranına bağlı olarak ya plaka martensit veya lath martensit olmaktadır. Martensitin oluşması sırasında % 2–4 hacimsel artış olacağından Şekil 2.11’de görüldüğü gibi martensitin çevresindeki ferritte kalıntı gerilmeler ve yüksek bir hareketli dislokasyon yoğunluğu meydana gelmektedir (Moyer and Ansell 1975).



Şekil 2.11 Çift faz mikroyapısında dislokasyonların yerleşimi (Moyer and Ansell 1975).

Yavaş soğutulan çift fazlı çeliklerde ferritin martensite komşu kısımlarında hareketli (mobil) dislokasyonlar oluşmaktadır. Buna karşılık ferritin diğer kısımlarında dislokasyonlar çok azdır. Hızlı soğutulan çift fazlı çeliklerde ise ferritin hem martensit çevresinde dislokasyonlar meydana gelmekte, hem de su verme gerilmeleri nedeniyle diğer kısımlarda da dislokasyonlar var olmaktadır (Furukawa *et al.* 1979).

Soğuma hızı, son mikroyapıdaki ferritin karbon oranına da etki etmektedir. Silisyum yavaş soğuma sırasında karbonun ostenite difüzyonuna yardımcı olmaktadır. Ayrıca yavaş soğutmada ferrit içerisinde ince taneler halinde sementit çökmesi meydana

gelebilmekte ve ferriti karbon açısından fakirleştirebilmektedir. Hızlı soğutmada ise karbon yayınması için yeterli zaman olmadığından ferritin karbon oranı su verme sırasında değişmez aynı kalır. Alaşımlı çelikler kritik sıcaklıklar arasına ısıtıldığında, ferritte çözünen karbon miktarı az olduğundan soğutma hızının etkisi azdır. Alaşımsız çeliklerde ise ferritin karbon oranı yüksek olduğundan soğuma hızının etkisi daha fazladır (Yükler 1983).

2.1.2.4 Çift Fazlı Çeliklerin Temperlenmesi

Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri, düşük sıcaklıklarda ısıtma veya çelikte çeşitli mikroyapı değişiklikleri meydana getiren temperleme ile değiştirilebilir. Kritik sıcaklıklar arasından hızlı soğutulmuş (su ortamında) çift fazlı çeliklere temperleme ısıtma işlemi, ferrit fazındaki aşırı doymuş karbon miktarını azaltarak sünekliği arttırmak amacıyla yapılır. Ayrıca temperleme sonucu martensit dilim sınırlarına karbürlerin çökeldiği ve temperleme sıcaklığı arttıkça bu karbürlerin irileştiği tespit edilmiştir. 200–400°C arasındaki temperleme sıcaklıklarında çift fazlı çeliğin mikroyapısında bulunan kalıntı ostenit, ferrit-karbür karışımına dönüşmektedir (Çimenoglu ve Kayalı 1984).

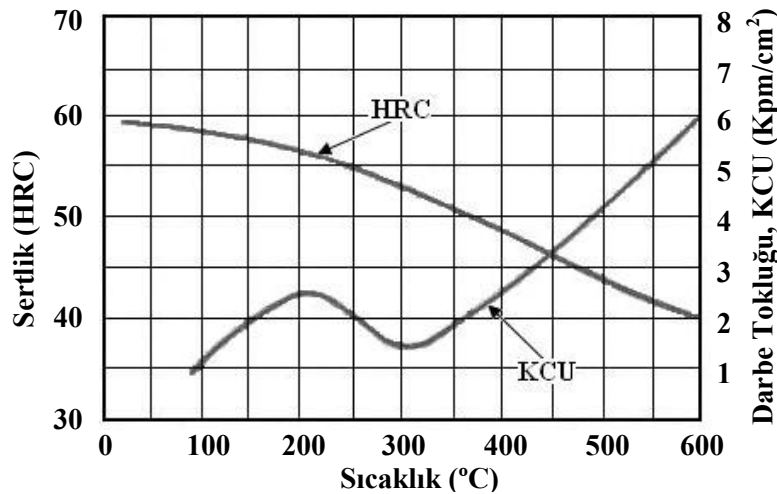
Temperleme sıcaklığı arttıkça, çift fazlı çeliklerin çekme mukavemeti azalmakta ve sünekliği artmaktadır. Çekme mukavemetindeki düşme, bir katı eriyik olan martensit içerisindeki karbonun sementit halinde çökeltilmesine bağlanabilir. % 9 kalıntı ostenit içeren % 1,7 Mn-Si-V'lu çeliğin yaklaşık 400°C' de 1 saat temperlenmesi ile yüzde toplam uzama değerinin azalması bu çeliğin mikroyapısında bulunan kalıntı ostenitin beynite dönüşmesinden kaynaklanmaktadır (Speich *et al.* 1981).

Temperleme ısıtma işleminin çift fazlı çeliklerde akma mukavemeti üzerine olan etkisi sabit değildir. 200°C' de 60 saniye temperlenmiş % 17 martensit fazı içeren, % 0,06 C'lu alaşımsız çift fazlı çeliğin akma mukavemetinin, su verilmiş haldeki çift fazlı çeliğin akma mukavemetinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Buna ferrit fazında yerleşen partiküller ve iç gerilmelerin azalması sebep olmaktadır. 200–300°C sıcaklıkları arasında yapılan temperleme ile martensitin sertliğinin azalmasına bağlı

olarak akma mukavemetinde düşme görülmektedir. 300 °C’ den itibaren çift fazlı çelikte karbon atomlarının dislokasyonlara yayınması ile akma uzamasında hızlı bir artış olmaktadır (Çimenoglu ve Kayalı 1984, Toktaş 1998).

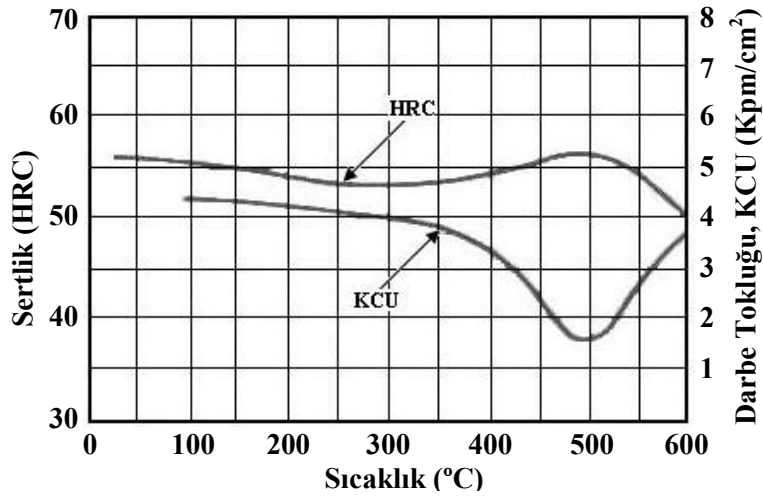
Çelik temperlendiğinde, sadece sertliğine değil aynı zamanda tokluğuna da etki eden bir seri dönüşümlere uğrar. Belli bir sıcaklık aralığında temperleme sonucu, toklukta göze çarpıcı bir azalma meydana gelmesi olayına “Temper Gevrekliği” adı verilir. Bu gevreklik kısmen çeliğin bileşimine bağlı olarak farklı temperleme sıcaklıklarında görülmektedir. Çeşitli sıcaklıklardaki gevrekliğin ortaya çıkışı göz önünde tutulmak suretiyle, aşağıda verilen sıcaklık aralıkları temper gevrekliği bölgeleri olarak birbirinden ayırt edilebilir.

1. 270–350°C sıcaklık aralığındaki gevreklik; bu tür gevreklik bölgesi birçok alaşımsız ve az alaşımlı çeliklerde, hem takım çeliklerinde, hem de yapı çeliklerinde görülmektedir. Gevreklik bölgesini temsil eden temperleme sıcaklık aralığı, kalıntı ostenitin beynite dönüştüğü sıcaklık aralığıyla çakışır. Dolayısıyla bu dönüşüme ilişkin bir mekanizma tokluğun azalmasında etkili olabilir. Çok düşük oranlarda P ve N içeren çelikler üzerinde yapılan deneyler sonucu söz konusu elementlerin temper gevrekliği üzerine rol oynadığı tahmin edilmektedir. 300°C sıcaklıktaki gevrekliğe örnek olarak Şekil 2.12’de SIS 2550 çeliğinin darbe testi değerleri verilmektedir.



Şekil 2.12 %0,55 C, %1 Cr, %3 Ni, %0,3 Mo içerikli SIS 2550 (Bofors HRO 1243) çeliğinin sertlik ve darbe mukavemetinin temperleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi (Thelning 1984).

2. 400–500°C sıcaklık aralığındaki gevreklik; genel olarak alaşımlı yapı çeliklerinde görülen bu tür bir gevrekliğin gelişmesi hem temperleme sıcaklığına hem de temperleme süresine bağlıdır. Bu sıcaklıklar arasında oluşan gevreklik, temperleme sonrası soğuma hızından bağımsız olan gevreklikten farklıdır. Çelik yüksek bir sıcaklıkta temperlense bile, bu temper gevrekliğinin görüldüğü kritik bölgeden yavaş soğutulursa darbe tokluğunda azalma meydana gelir. Bu nedenle ısıtım işlem uygulanabilir kalın kesitli çelikler bu tür bir temper gevrekliğine karşı hassasiyet gösterirler. Böyle bir durumdan çeliğin temperlenmesi sonrası, su veya yağda soğutulmasıyla kaçınılabilir. Temper gevrekliği sergileyen bir çelik bu kritik bölgenin üzerinde tekrar ısıtılırsa tok haline geri dönebilir. Fosfor, çelik içerisinde % 0,015’den fazla ise temper gevrekliğini teşvik edici elementlerin başında gelir. Fosforla birlikte krom ve manganın bulunması da kötü etki yapar. Bu etki söz konusu elementlerin bir arada bulunmasıyla ve her birinin % 1 oranından fazla olmasıyla daha da artmaktadır. Bu elementlerle beraber çelik içerisinde nikelin bulunması da darbe tokluğunu düşürmektedir. Temper gevrekliğinin giderilmesi için çeliğin % 0,5–1,5 oranlarında molibden ile alaşımlandırılması gerekmektedir. Şekil 2.13’de H 13 çeliği için temperleme sıcaklığına göre sertlik ve darbe tokluğundaki değişim gösterilmektedir.



Şekil 2.13 H13 (Bofors 19) çeliğinde temperleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik ve darbe tokluğunun değişimi (Thelning 1984).

3. 475°C sıcaklıktaki gevreklik; krom oranı %13’den fazla olan ferritik ve yarı ferritik krom çeliklerinde sertlik artışıyla beraber meydana gelen gevreklik türüdür. Bu çeşit bir

gevreklik, çeliğin 400–500 °C arasında temperlenmesi sonucu oluşur. Bu sıcaklık aralığı içinde 475 °C’ deki kırılganlık en fazla fark edilir özelliğidir. % 25’den daha fazla krom içeren çeliklerde gevreklik 475°C’ de birkaç dakika ısıtmayla ortaya çıkabilir. Gevrekliğin, çeliğin 600°C üzerine ısıtılmasıyla ortadan kalkabileceği ileri sürülmektedir.

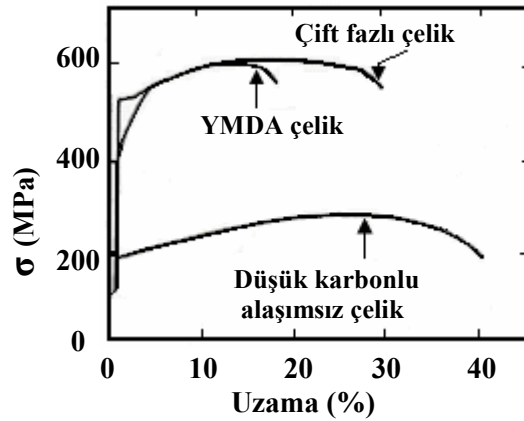
4. 500–570°C sıcaklık aralığındaki gevreklik; sıcak iş çelikleri ve yüksek hız çelikleri gibi yüksek alaşımlı çeliklerde, çok ince dağılmış karbürler, 500–575 °C arasında çökelişirler. Bu sıcaklık aralığından soğuma sırasında martensit oluşur. Hem çökeltme olayı hem de martensitin teşekkülü gibi etkenler sertliğin artmasına ve aynı zamanda darbe mukavemetinin azalmasına neden olurlar (Thelning 1984).

2.1.3 Çift Fazlı ve Ferritik Perlitik Çeliklerin Karşılaştırılması

Uzun zamandan beri bilindiği gibi, çeliğin karbon miktarındaki artış, mukavemeti artırırken şekil verme kabiliyetini düşürür. Karbon miktarını düşük tutup, Mn ve Ni gibi alaşım elementlerini arttırarak, mukavemet ve tokluk arttırılabilir. Bu metotla birçok yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA-HSLA) çelik üretilmiştir. YMDA çelikleri, katı eriyik sertleştirilmesiyle çok küçük taneli ferrit içerisinde ince V, Ti ve Nb nitrokarbürler çökelmiş olan perlitik çeliklerdir. Söz konusu mikro alaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu arttırmaktadır. Bu çeliklerde ferritin mukavemeti yüksek olmasına rağmen sünekliği düşüktür. Ayrıca perlitte bulunan sementit şekil değiştirme kabiliyetine sahip değildir. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeleme ile üretildiklerinden çok ekonomiktirler. Fakat şekillenebilme kabiliyetlerinin arzu edilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını sınırlı kılmaktadır (Piplani and Raghavan 1981).

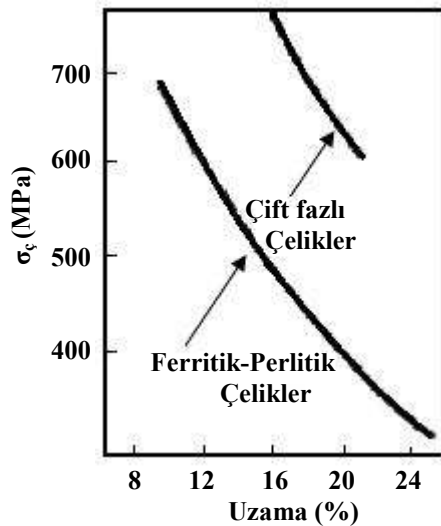
Çift fazlı mikroyapının üretimi sırasında martensit, ostenitten dönüşümü sonucu hacimce büyümekte ve çevresindeki matris durumunda bulunan ferrit fazını zorlayarak, bölgesel gerilmeler oluşturmaktadır (Magnabosco and Rosetto 2003).

Bu yapı nedeniyle genel olarak Şekil 2.14’ de görüldüğü gibi eşit çekme mukavemetindeki ferrit + perlit mikroyapısındaki çeliklerden (YMDA ve düşük karbonlu alaşımsız çelikler) daha yüksek sünekliliğe sahip olan çift fazlı çeliklerin gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinde elastik deformasyondan plastik deformasyona geçerken süreksiz akma görülmez (Sun and Paugh 2002, Nam and Bae 1999). Düşük birim şekil değiştirme hızlarında, deformasyon şekil değiştirme değerleri daha yüksektir (Baudin and Quesne 2001).



Şekil 2.14 YMDA, Çift fazlı, Düşük karbonlu alaşımsız çelikler için gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri (Piplani and Raghavan 1981).

Şekil 2.15’de, ferritik perlitik çeliklerle çift fazlı çeliklerin çekme mukavemeti ve toplam yüzde uzaması açısından bir karşılaştırma grafiği gösterilmektedir.



Şekil 2.15 Çift fazlı ve ferritik-perlitik (YMDA ve düşük karbonlu alaşımsız) çeliklerde çekme mukavemeti-toplam uzama ilişkisi (Rashid and Rao 1981).

Çift fazlı çeliklerde ferritin sünekliği çok yüksektir. Deformasyon sırasında önce ferrit şekil değiştirir ve sertleşir. Ferritin mukavemeti belli bir sınırı aşınca hem su verme ile oluşan, hem de kalıntı ostenitten oluşan martensit deformasyona uğramaktadır. Martensit ile perlit arasındaki sertlik farkından ziyade çift fazlı çelikteki ferritin daha sünek olması, YMDA ve çift fazlı çelikler arasındaki farkı doğurur. Ayrıca çift fazlı çeliklerde plastik şekil verme, bir miktar mikroyapı elemanları arasında dağıldığı için plastik deformasyon YMDA çeliklere göre daha geç olmaktadır. Sünekliğin yüksek olması ve çekme testi esnasında boyun verme olayının geç olmasından dolayı çift fazlı çeliklerin şekillendirilmeleri YMDA çeliklere göre daha iyidir. Sürekli akma olayı sergilemesi ve deformasyon sertleşmesi hızının yüksek olması çift fazlı çeliklerin belirgin özelliklerindendir (Rashid and Rao 1981).

2.1.4 Çift Fazlı Çeliklerde Bulunan Fazlar

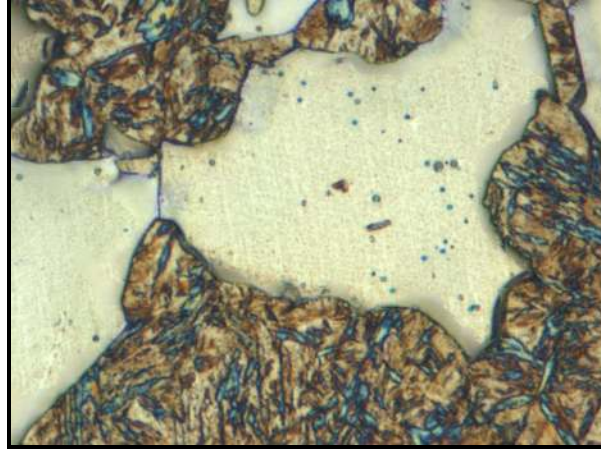
Çift fazlı çelikler ana faz olarak ferrit ve martensitten oluşmaktadır. Bunların yanında mikroyapıda değişik sebeplerden dolayı farklı fazlar bulunabilmektedir. Bunlar; kalıntı ostenit, yeni ferrit, beynit ve perlit olabilmektedir (Avtar *et al.* 1986).

2.1.4.1 Ferrit

Çift fazlı çeliklerin özelliklerine, ferrit fazının mikroyapıdaki dağılımı, ferrit tane boyutu, ferrit matriste bulunan çökeltiler ve ferrit matris içerisinde ara yer ve yer alan atomlarının bulunması gibi önemli parametreler etki etmektedir.

Ferrit, çift fazlı çeliklerin mukavemet değerlerini, süneklik özelliklerini belirlemektedir. Sünekliği yüksek bir çift fazlı çeliğin elde edilmesi için yüksek süneklik ve düşük dayanıma sahip ferrit fazının mikroyapıda bulunması gerekmektedir. Çift fazlı çeliklerde ferrit tanelerinin eşeksensiz olması istenir. İğnesel ferrit morfolojisine sahip mikroyapının mukavemet özellikleri iyidir fakat sünekliği azdır. Yine ferrit fazının dayanımının artırılması, ara yer atomları (karbon gibi) veya ferrit fazı içerisinde

çökelen karbür ve nitrokarbürlerle sağlanmakta, buna karşılık süneklik büyük ölçüde düşmektedir (Rizk and Bourrel 1982, Toktaş 1998). Şekil 2.16, SAE1020 çeliğinde kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemiyle elde edilen ferrit, martensit mikroyapısını göstermektedir.

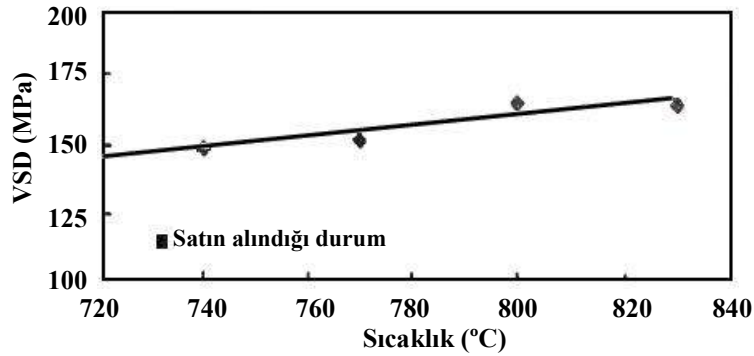


Şekil 2.16 Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemiyle elde edilmiş ferrit (Açık renk), Martensit (Koyu renk) mikroyapısı X1000 (int. Kayn.2).

Ferrit matris içerisinde çok ince dağılmış karbür ve karbonitrür parçacıklarının bulunması çeliğin sünekliğini azaltmaktadır. Piplani and Raghavan (1981), yaptıkları çalışmada ferritte 100–200Å boyutundaki çökeltilerin, çeliğin mukavemetini arttırdığını, sünekliğini ise düşürdüğünü gözlemlemişlerdir. Ferrit içerisinde 20Å boyutunda ince karbür veya karbonitrürler bulunabilmekte, hatta SAE1010 çeliğinde dahi ferrit içerisinde ince karbür çökeltileri oluşabilmektedir. Çeliğin bileşiminde karbür yapıcı elementlerin bulunması, çökeltme hızını artırır. Ferrit- ostenit bölgesinde tavlama sonrası soğutma hızının düşük olması ferrit fazında sementit parçacıklarının çökmesine sebep olmaktadır. Bu nedenle sünekliğin yüksek olması için ferritin temiz olması istenmektedir (Speich *et al.* 1981).

Ferrit fazının dayanımına soğutma sonunda oluşan martensit taneleri de etki etmektedir. Soğutma sonunda martensit tanelerinde meydana gelen % 2-4'lük hacim genişlemesi, ferrit tanelerinde kalıntı gerilmelerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu nedenle ferrit tanelerinin dayanımı artmaktadır. Şekil 2.17'de, % 0,2 karbonlu alaşımsız çelikten

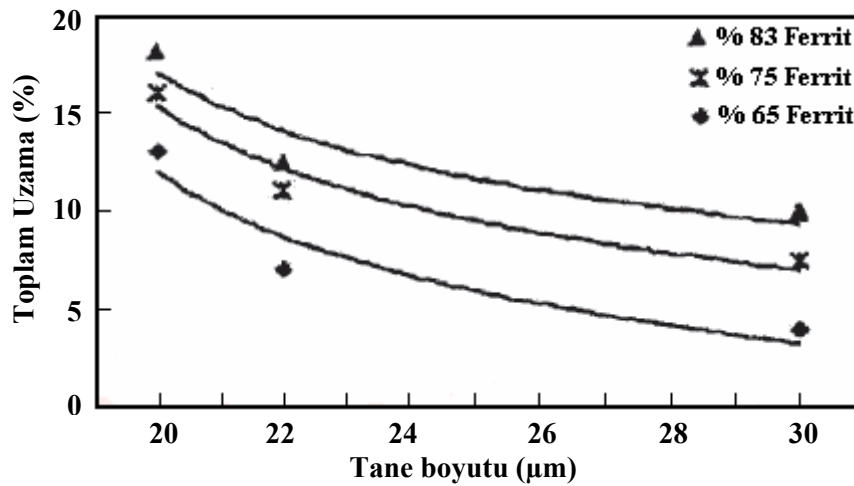
üretilmiş çift fazlı çelikte ostenitleme sıcaklığına bağlı olarak ferrit fazının mikro sertlik değişimi görülmektedir (Rizk and Bourrel 1982).



Şekil 2.17 Ferrit fazı mikrosertliğinin kritik sıcaklıklarda yapılan ısıtma işlemlerine göre değişimi (Rizk and Bourrel 1982).

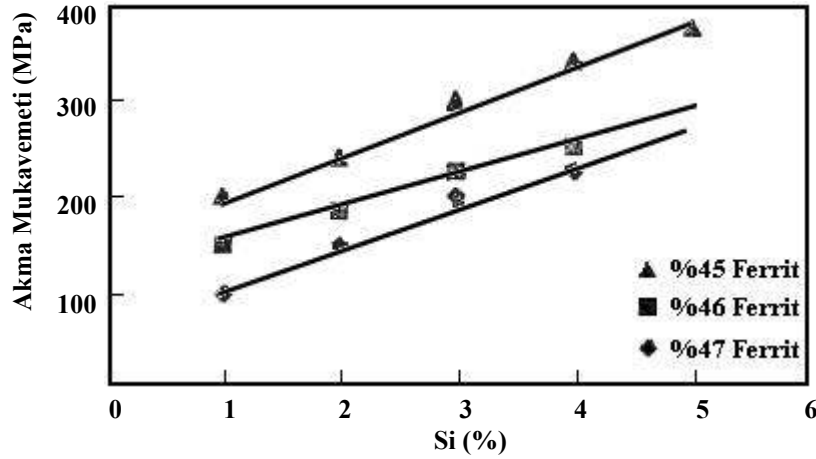
Şekilden de anlaşılacağı gibi ferrit fazının mikro sertliği kısmi ostenitleme sıcaklığının artmasıyla artmaktadır. Bu durum, ferrit fazında hapsolan karbon atomlarının yanında martensit fazının, ferrit fazına etki düzeyine de bağlıdır (Rizk and Bourrel 1982).

Ferritin akma mukavemeti tane boyutuna da bağlıdır. Düşük alaşımlı çeliklerde ferrit tane boyutunun azalması akma dayanımını artırırken, sünek-gevrek geçiş sıcaklığını düşürmektedir. Optimum özellikler için çift fazlı çeliklerin ortalama tane boyutu mümkün olduğu kadar küçük ($<10\mu\text{m}$) olmalıdır (Rizk and Bourrel 1982). Ferrit tane boyutu azaldıkça çift fazlı çeliklerde mukavemet ve süneklik artmaktadır (Aksoy 1989). Şekil 2.18'de alaşımsız az karbonlu bir çelikte değişik ferrit hacim oranlarında yüzde uzamanın tane boyutuna göre değişimi verilmektedir.



Şekil 2.18 Değişik ferrit oranlarında tane boyutu ve yüzde uzama arasındaki ilişki (Rizk and Bourrel 1982).

Ferrit tanelerinin boyutunu çelik içerisine silisyum ve fosfor ilavesi yaparak küçültmek mümkündür. Şekil 2.19, silisyumun akma mukavemetine olan etkisini göstermektedir.



Şekil 2.19 Çift fazlı bir çelikte silisyum oranıyla akma mukavemetinin değişimi (Rizk and Bourrel 1982).

Rizk and Bourell (1982), çift fazlı çeliğin dayanımına; MHO'nun, martensit ve ferritin mukavemet özellikleri gibi faktörlerin yanı sıra, martensitik dönüşüm nedeni ile martensit tanelerine komşu ferrit tanelerinde meydana gelen yüksek dislokasyon yoğunluğunun da etki ettiğini ileri sürerek teorik bir formülle çift fazlı çeliğin dayanımını hesaplamışlardır.

$$\sigma_C = V_F \sigma_F \left[\varepsilon + (\rho_{dm} / C)^{1/a} \right]^{n_f} + V_m \sigma_m \varepsilon^{n_m} \quad (2.1)$$

σ_C = Çift fazlı çeliğin plastik gerilmesi

V_F = Ferit hacim oranı (%)

σ_F = Ferritin mukavemeti

ε = Birim şekil değiştirme

ρ_{dm} = Martensitik dönüşüm nedeni ile ferritte meydana gelen dislokasyon yoğunluğu

n_f = Ferritin pekleşme parametresi

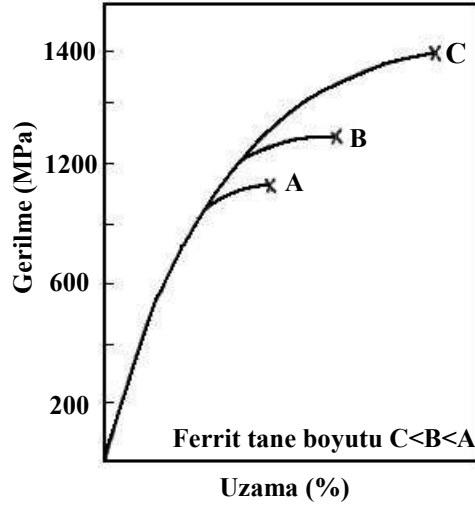
V_m = Martensit hacim oranı

σ_m = Martensitin mukavemeti

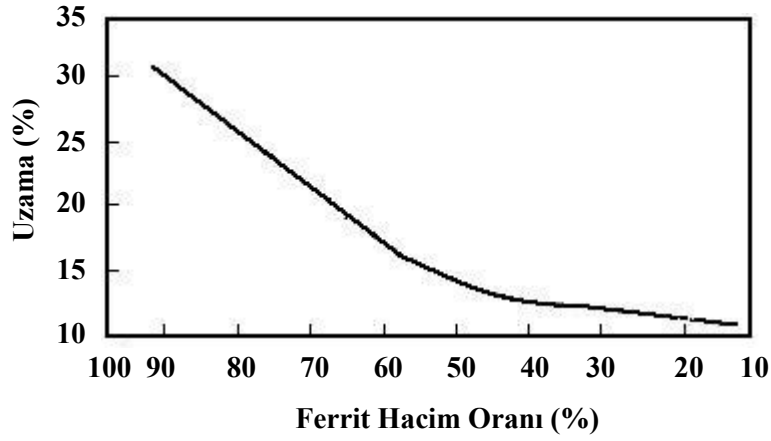
n_m = martensitin pekleşme parametresi

a ve C = sabit (alaşım elementlerine göre)

Ferrit tane boyutunun, çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine olan etkisini incelemek amacıyla yapılan bir çalışmada ferrit ve martensit hacim oranları sabit tutulurken ferrit tanelerinin boyutları uygulanan ısıt işlemlerle değiştirilerek çekme deneyi yapılmıştır. Sonuç olarak ferrit tane boyutu en küçük olan numunelerin kopma mukavemeti ve uzama değerlerinin diğer numunelere oranla daha iyi olduğu görülmektedir. Şekil 2.20’de yapılan çalışma sonrası elde edilen sonuçlar doğrultusunda ferrit tane boyutuna göre mukavemet ve yüzde uzama değerlerinin değişimi verilmektedir (Aksoy 1989).



arası ısıt işlemler sonrası FHO'ya bağlı olarak süneklik değerlerindeki değişim Şekil 2.21'de gösterilmektedir (Demir 2003).



Şekil 2.21 Ferrit hacim oranının yüzde uzama üzerine etkisi (Demir 2003).

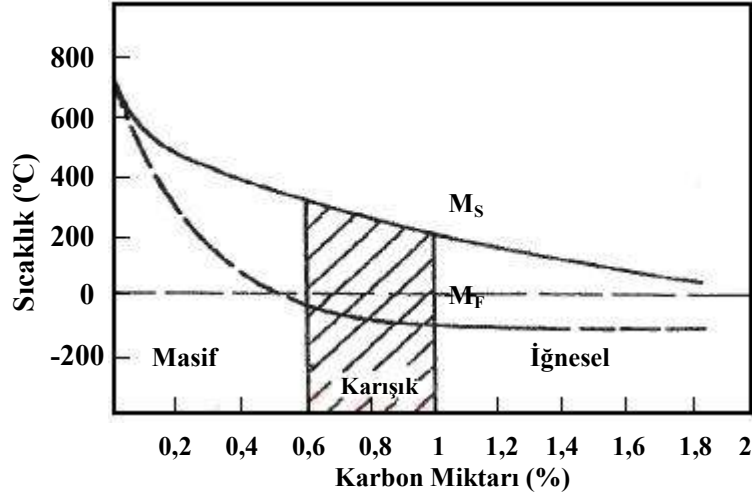
2.1.4.2 Martensit

Çift fazlı çeliklerin dayanım özellikleri büyük oranda martensit fazı özelliklerine bağlıdır. Martensit fazını karakterize eden en önemli özellikler, MHO ve martensit morfolojisidir. Martensit özellikleri çift fazlı çeliklerin süneklik değerlerini de etkilemektedir (Grange 1970, Davies and Magiee 1979, Pradhan 1997, Nabil and Chin 1989, Speich 1997, Erdoğan 1993). Martensitin mukavemeti ve hacim oranı aşağıdaki unsurlara bağlı olarak değişmektedir;

- Çeliğin karbon içeriği
- Tavlama sıcaklığı
- Ostenitin sertleşebilirliği (Davies 1978).

Ancak kritik tavlama sıcaklığının artması martensit fazının karbon içeriğinin azalmasına sebep olmaktadır. Martensitin karbon içeriği bu fazın morfolojisini kontrol eden bir faktör olup, karbon miktarı arttıkça yapı dilim (lath) martensitten plakalı martensite dönüşmekte ve martensitin sertliği artmaktadır (Tomas and Koo 1979). Bu da, mukavemeti arttırırken sünekliği azalttığından çift fazlı çeliklerde arzu edilen martensit morfolojisi dilim martensittir (Piplani and Raghavan 1981).

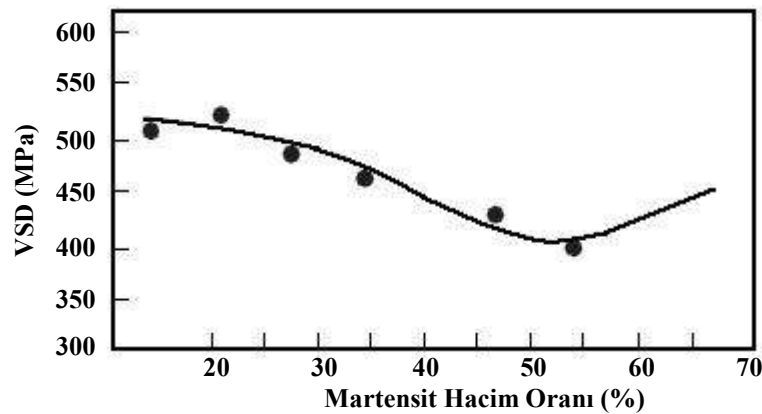
Şekil 2.22, martensit başlangıç ve bitiş sıcaklığının karbon miktarına bağlı olarak değişimini göstermektedir.



Şekil 2.22 Alaşımsız bir çelikte karbon miktarının M_S ve M_F sıcaklıkları ile martensitin türüne etkisi (Kayalı ve Ensari 1991).

Martensit mukavemetinin veya sertliğinin yüksek olması, dislokasyonlara karşı büyük engellerin olduğunu göstermektedir. Yapılan araştırmalarda martensitin mukavemetinin yüksek olmasında martensit morfolojisinin rolü yüksektir (Kayalı ve Ensari 1991).

Şekil 2.23, düşük karbonlu alaşımsız bir çelikte, MHO'nun martensitte meydana gelen sertlik değişimine olan etkisini göstermektedir.



Şekil 2.23 Yüzde MHO'ya bağlı olarak martensit fazlarının mikro sertlik değişimi (Aksoy 1989).

Martensit fazındaki karbon miktarı aşağıdaki ampirik formülle bulunabilmektedir (Kim and Thomas 1981);

$$C_m = C_T + \frac{\rho_f}{\rho_m} - \left(\frac{100}{V_m} - 1 \right) (C_T - C_f) \quad (2.2)$$

C_m = Martensitteki karbon miktarı

C_T = Toplam karbon miktarı

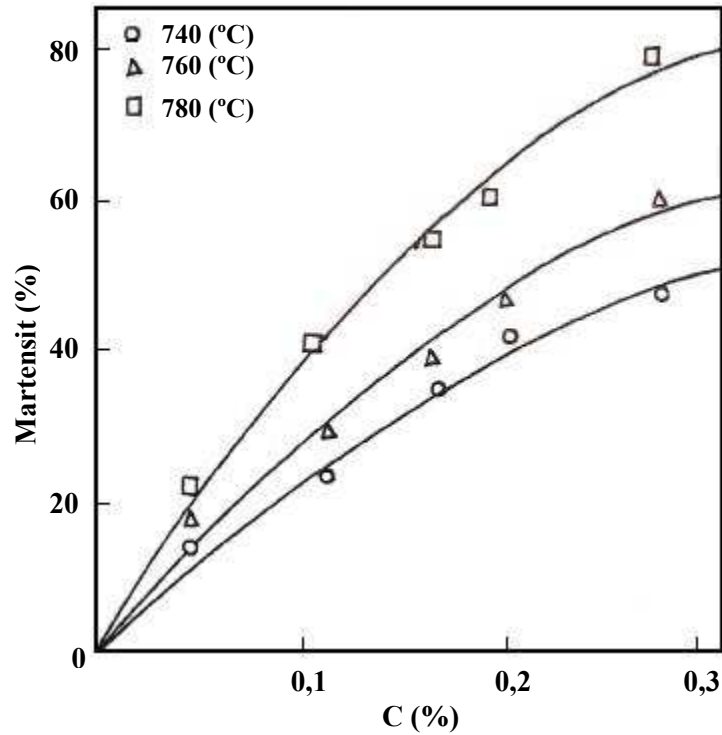
ρ_f = Ferrit yoğunluğu

ρ_m = Martensit yoğunluğu

V_m = Martensit hacim oranı

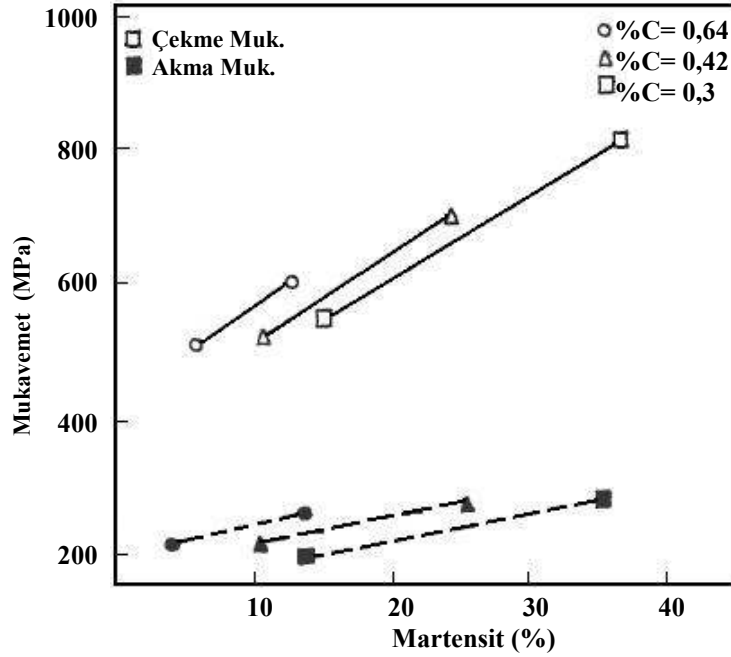
C_f = Ferritteki karbon miktarı

Şekil 2.24, %1,5 Mn içeren değişik karbon oranlarına sahip çeliklerin 3 farklı tavlama sıcaklığı sonucu elde edilen yüzde martensit oranlarını vermektedir.



Şekil 2.24 Değişik kritik sıcaklıklar arasından tavllanmış çeliklerde karbon içeriğine bağlı olarak yüzde martensit değişimi (Davies 1979).

Martensit parçacıklarının içerdiği karbon oranına bağlı olarak yüzde martensit miktarının gerilmelere olan etkisi Şekil 2.25’de görülmektedir.



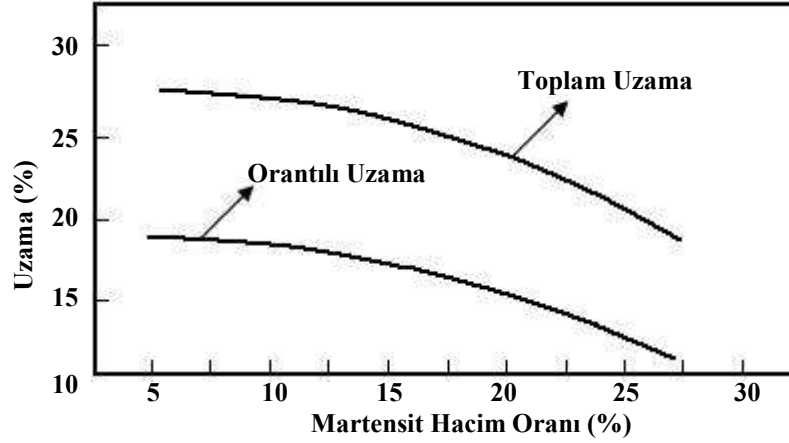
Şekil 2.25 Martensit fazının içerdiği yüzde karbon oranına bağlı olarak yüzde martensit ile gerilmeler arasındaki ilişki (Kim and Thomas 1981).

Martensit fazının miktarını etkileyen diğer bir parametre olan ostenit tanelerinin sertleşme kabiliyeti, soğuma hızı ile kontrol edilebilmektedir. Yüksek soğuma hızlarında ostenit martensite dönüşmekte, artan soğuma hızı ile martensit miktarı da artmaktadır. Düşük soğuma hızlarında ostenit, ferrit-karbür karışımına dönüşmektedir.

MHO sabit iken martensit fazının karbonca zenginleşmesi çeliğin akma ve çekme mukavemetini arttırmaktadır. Fakat akma mukavemetindeki artma, çekme mukavemetine kıyasla daha azdır.

Martensit parçacıklarının çapı da çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen bir faktördür. Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan martensit adalarının çapı 5–10µm arasında olup ideal mukavemet-süneklik kombinasyonu mümkün olduğu kadar düşük çaplı martensit parçacıklarıyla elde edilmektedir (Demir 2003).

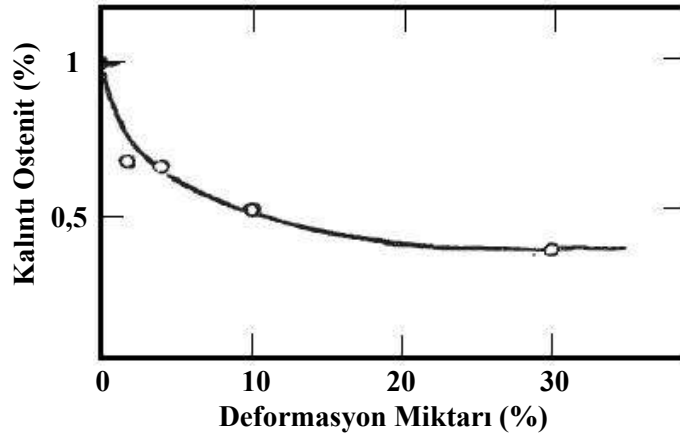
Martensit miktarının mukavemet üzerine olduğu gibi süneklik üzerine de etkisi vardır. MHO' nun artmasıyla sünekliğin azaldığını gösteren grafik Şekil 2.26'da gösterilmiştir.



Şekil 2.26 Düşük karbonlu ve alaşımsız bir çelikte orantılı ve toplam uzama değerlerinin martensit hacim oranıyla değişimi (Speich and Miller 1979).

2.1.4.3 Kalıntı Ostenit

Kritik sıcaklıklar arasından su verme sonrasında ostenitin tamamı martensite dönüşmemektedir. Yapıda bir miktar (% 2–9) ostenit dönüşmeden kalmaktadır. Kalan bu ostenit “kalıntı ostenit” olarak adlandırılmaktadır (Gordion *et al.* 1991). Kalıntı ostenit oranını en düşük seviyede tutmak için çelik -70°C ’ ye kadar soğutulur veya temperleme uygulanır ya da uygulanacak deformasyonla kalıntı ostenitin martensite dönüşümü sağlanabilmektedir (Thelning 1984). Yapılan bir çalışmada uygulanan deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı ostenitin martensite dönüşümü Şekil 2.27’de gösterildiği gibidir.



Şekil 2.27 Kalıntı ostenit hacim oranının deformasyon miktarına bağlı olarak değişimi (Gordion *et al.* 1991).

Ostenitin kararlılığı içerdiği karbon ve mangan miktarına bağlı olarak değişir. Ostenit içerisindeki karbon ve mangan miktarı arttıkça ostenitin kararlılığı da artmaktadır. Ostenitin kararlılığının artması, M_s sıcaklığının daha düşük değerlere kaymasına neden olmaktadır (Yükler 1983, jiang *et al.* 1992). Çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenit üç değişik şekilde bulunmaktadır (Çimenoglu 1988);

- a) Ferrit taneleri etrafında küçük adacıklar şeklinde veya ferrit taneleri içerisinde,
- b) Martensit ile birlikte (X ışınları metodu ile tespit etmek mümkündür. Çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenitin büyük bir bölümü bu şekilde bulunmaktadır),
- c) Martensit parçacıkları arasında ince bir tabaka halinde (Bu oran % 1 civarındadır).

Kalıntı ostenit süneklik değerini artırır. Fakat çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenit hacim oranı çok düşük seviyede olduğu için oluşturacağı etkilerde düşük olacaktır (Gordion *et al.* 1991).

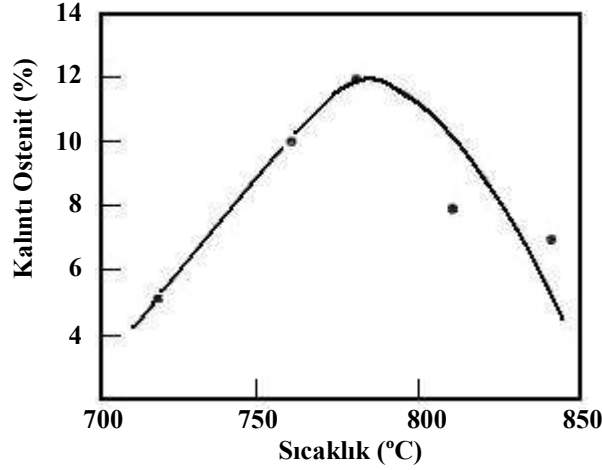
Sakuma *et al.* (1990), çift fazlı çeliklerdeki kalıntı ostenit morfolojisi ve miktarı üzerine yaptıkları çalışmaların sonucu Çizelge 2.2’de sunulmaktadır.

Çizelge 2.2 Çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenit üzerine değişik çalışmalar (Sakuma *et al.* 1990).

Çeliğin Kimyasal İçeriği (%)	Başlama Şartları	Tavlama Sıcaklığı	Soğutma	Kalıntı Ostenit Morfolojisi ve Miktarı
0,1-0,12C● 1,3-1,5Mn 0,5-0,6Si● 0,06-0,11V	B	790°C	YS	Martensit fazında önemli bir bölümü, % 5
0,07-0,11C● 1,3Mn 0,3Si●0,07-0,08V	SÇ	843°C	YS	Mikrondan küçük partiküller halinde, % 7
0,12C● 2Mn 0,3Si	So.Ç	750°C	HS	2µm'dan küçük ferrit tanecik sınırlarında veya ferrit içerisinde, % 10
0,05C●1,1-1,6Mn 1,5Si●Cr-Mo	(Sıcak Çekme Olarak)			Adacık halinde, % 1-3
0,12C●1,5Mn 0,6Si	B	790°C	TS	1µm' dan küçük küresel parçacıklar, % 8
0,11C● 1,4Mn 0,6Si● 0,06V	B	790°C	HS	1µm' dan küçük küresel parçacıklar, % 7
0,12C● 1,4Mn 0,5Si	B	780°C	YS	Yaklaşık 0,16µm civarı küçük parçacıklar, % 10
0,07C● 1,8Mn 1,4Si	So.Ç	780°C	5°C/sn	% 8
0,07C● 2,5Mn	So.Ç	790°C	HS	1µm' dan küçük adacıklar halinde, % 7
0,07C● 1,6Mn	SÇ	792°C	HS	Küçük ve büyük parçacıklar, % 2
0,1Si	SÇ	792°C	HS	Küçük ve büyük parçacıklar, % 4
V●Nb●Cu●Mo	SÇ	820°C	HS	İnce parçacıklar, % 4
0,07C● 1,6Mn 0,1Si●V●Nb	So.Ç	790°C	HS	İzole parçacıklar, % 12
Not: SÇ: Sıcak Çekme, So.Ç: Soğuk Çekme, YS: Yağda soğutma, HS: Havada soğutma, TS: Tuzlu suda soğutma, SS: Suda soğutma, B: Bilinmiyor.				

Hillis *et. al.* (1998), silisyumun kalıntı ostenit oranını arttırdığını bildirmişlerdir. Furukawa *et. al.* (1979), % 0,1 C-2 Mn-0,2 Si içeriğine sahip çeliğin 750°C' de 2 dk. tavlama sonrasında ardından farklı hızlarda soğutulması sırasında soğuma hızına bağlı olarak kalıntı ostenit miktarının değiştiğini; suda soğutma sırasında % 2 civarında kalıntı ostenit oluşurken, havada soğutma sırasında % 8 civarında kalıntı ostenit oluştuğunu bildirmişlerdir.

Long *et. al.* (1987), % 0,07 C, % 1,63 Mn'lı bir çelikte 790°C' ye kadar olan tavlama sıcaklıklarında Şekil 2.28'de görüldüğü gibi kalıntı ostenit miktarının arttığını ve bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda ise düştüğünü tespit etmişlerdir.



Şekil 2.28 Kritik tavlama sıcaklıklarının değişimi ile kalıntı ostenit miktarı arasındaki ilişki (Long *et. al.* 1987).

2.1.4.4 Çift Fazlı Çeliğin Mikroyapısında Oluşabilen Diğer Fazlar

Fe-Fe₃C faz diyagramının ferrit (α)-ostenit (γ) bölgesinde bulunan ferrit fazı hızlı soğutma ile yapısını aynen korumaktadır. Bu ferrite “eski ferrit” de denilebilir. Ancak yavaş soğuma hızlarında ise eski ferrit üzerinde tekrar yeni ferrit oluşumu görülebilmektedir. Bu ferrite ise “yeni ferrit veya epitaksiyel ferrit” adı verilmektedir. Yeni ferrit ve eski ferrit arasında tane sınırı olmamaktadır. Yeni ferrit eski ferritin aynı düzlemler üzerindeki uzantısıdır. Jeaong and Kim (1985), yeni ferritin çekirdeklenerek farklı bir büyüme mekanizması ile oluştuğunu belirtmişlerdir. Ancak Huppi *et al.* (1980) ise bu durumun tersini savunmaktadırlar. Bu konuda araştırmacılar tarafından net ifadeler belirtilmemektedir.

Çift fazlı çeliklerde ferrit, martensit, kalıntı ostenit, yeni ferrit fazlarının yanında yavaş soğuma neticesinde beynit, az miktarda perlit gibi fazların da oluşma ihtimali bulunmaktadır.

2.1.5 Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Çift fazlı çelikler genel olarak düşük akma, yüksek çekme mukavemeti, yüksek pekleşme hızı, yüksek orantılı deformasyon ve toplam uzama gibi çekme özellikleri ile tanımlanmaktadır. YMDA çelikler ile karşılaştırıldıklarında aynı çekme mukavemeti değerlerinde orantılı ve toplam uzama değerleri daha fazla olmaktadır. Bu özellikler çift fazlı çeliklere YMDA çeliklerine göre iyi şekillendirilebilme ve şekillendirme sonrası yüksek mukavemet özellikleri kazandırmaktadır (Davies 1978, Hayami and Furukawa 1975, Avtar *et al.* 1986, Rashid 1976, 1977, Hayami *et al.* 1977, Mold and Skena 1977).

Çift fazlı çeliklerin benzer sınıftaki çeliklerle karşılaştırıldıklarında sahip oldukları üstün çekme ve plastiklik özellikleri, mikroyapılarını oluşturan ferrit ve martensit fazlarından kaynaklanmaktadır. Sert ve mukavemetli martensit ile yumuşak ve sünek olan ferritin karışımından oluşan çift fazlı çeliğin çekme özelliklerine bakıldığında mukavemet özelliklerini martensitin, sünekliği ise daha çok ferrit fazı özelliklerinin belirlediği anlaşılmaktadır (Lewellyn and Hillis 1996, Speich 1981, Huppi *et al.* 1979)

Kim and Thomas (1981), çift fazlı çeliklerin çekme testi sonuçlarına etki eden özellikleri aşağıdaki gibi ifade etmiştir;

- Ferrit ve martensitin özellikleri,
- Ferrit ve özellikle martensit morfolojisi,
- Martensitin hacim oranı ve karbon içeriği.

Bunları ise şu değişkenler belirlemektedir;

- Alaşım elementleri,
- Kritik tavlama sıcaklığı ve süresi,
- Soğutma hızı.

2.1.5.1 Akma Mukavemeti

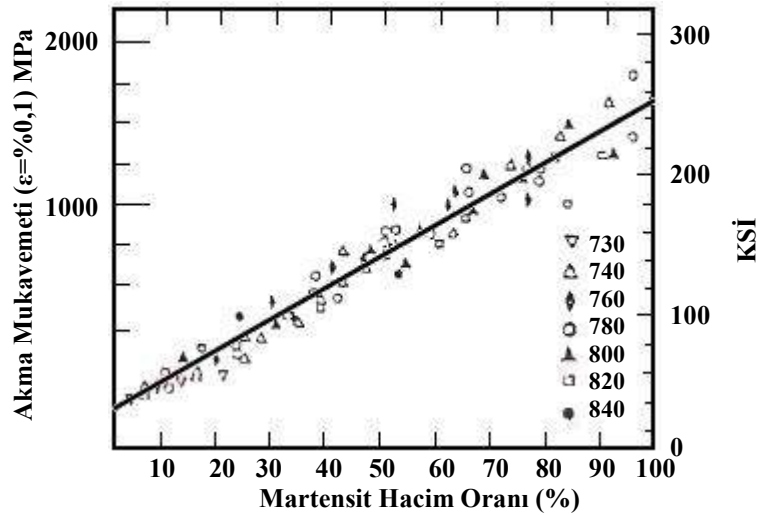
Çift fazlı çeliklerin akma mukavemetleri YMDA ve sade karbonlu çeliklere göre daha düşüktür. Aynı zamanda belirgin bir akma noktası göstermeyip sürekli akma özelliğine

sahiptirler. Sürekli akmanın nedeni, ostenitin martensite dönüşümü sırasında kimyasal kompozisyona bağlı olarak % 2–4 oranında hacimce büyümesinden dolayı ferrit matrisin deformasyona maruz kalması sonucu martensit parçacıklarının çevresinde hareketli dislokasyon yoğunluğunun artmasına ve kalıntı iç gerilmelere bağlanmaktadır (Sarwar and Priestner 1996, Rashid 1979, Marder 1981).

Çift fazlı çeliklere temperleme, ön deformasyon sonrası temperleme veya deformasyon yaşlanması işlemleri uygulandığında, sürekli akma durumu süreksiz akmaya geçmekte ve mukavemet değerleri de artmaktadır (Çimenoglu ve Kayalı 1990, Speich 1981).

Çimenoglu ve Kayalı (1990), %10 martensit hacim oranına sahip çift fazlı çelikler üzerine yapmış oldukları çalışmada, plastik deformasyona geçiş sırasında gerilim gevşetilmesi, uzama oranının değiştirilmesi ve uygulanan yükün boşaltılıp tekrar uygulanması işlemlerinin her birinin sonucunda akma noktasının belirginleştiğini gözlemlemişlerdir.

Çift fazlı çeliklerde MHO' ya bağlı olarak akma mukavemetindeki değişim Şekil 2.29'da gösterilmektedir.



Şekil 2.29 Fe-Mn-C alaşımlı bir çift fazlı çelikte değişik martensit hacim oranlarıyla akma mukavemetinin değişimi (Joeng and Kim 1985).

Ferrit ve martensit fazlarındaki şekil değişiminin, eşit olduğu kabul edilerek akma ve çekme mukavemetleri “karışımlar kanunu” gereğince (Speich *et al.* 1981);

$$\sigma_a = \sigma_{a,f}^0 \left(\frac{V_f}{100} \right) + \sigma_{a,m}^0 \left(\frac{V_m}{100} \right) \quad (2.3)$$

$$\sigma_{\zeta} = \sigma_{\zeta,f}^0 \left(\frac{V_f}{100} \right) + \sigma_{\zeta,m}^0 \left(\frac{V_m}{100} \right) \quad (2.4)$$

bağıntıları ile hesaplanabilmektedir.

Burada;

σ_a = Çift fazlı çeliğin akma mukavemeti,

$\sigma_{a,f}^0$ = %100 ferritik yapının akma mukavemeti,

$\sigma_{a,m}^0$ = %100 martensitik yapının akma mukavemeti,

σ_{ζ} = %100 Çift fazlı çeliğin çekme mukavemeti,

$\sigma_{\zeta,f}^0$ = %100 ferritik yapının çekme mukavemeti,

$\sigma_{\zeta,m}^0$ = %100 martensitik yapının çekme mukavemeti,

V_f = Çift fazlı çelikte yüzde ferrit hacim oranı,

V_m = Çift fazlı çelikte yüzde martensit hacim oranı.

Martensit fazının akma mukavemeti, bu fazın karbon içeriğine bağlıdır;

$$\sigma_{a,m} = 620 + 2585C_m \quad (2.5)$$

Martensitin karbon miktarı olan C_m ise;

$$C_m = 100 \left(\frac{C_0}{V_m} \right) \quad (2.6)$$

bağıntısı ile hesaplanabilmektedir.

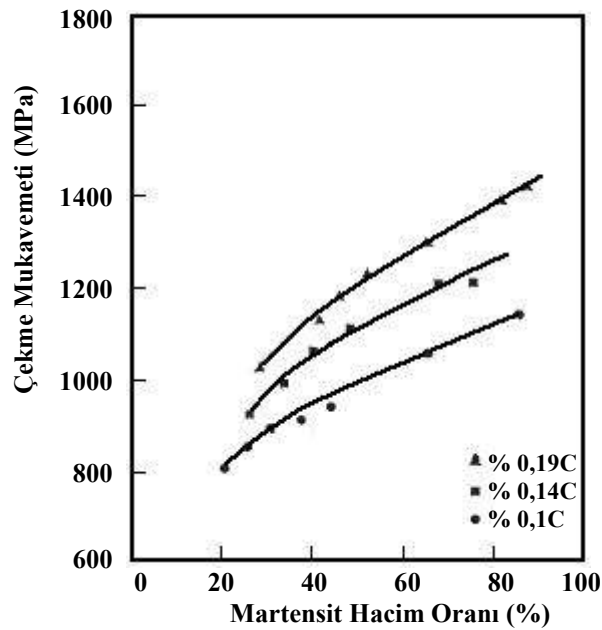
C_0 = Çeliğin karbon miktarıdır.

2.1.5.2 Çekme Mukavemeti

Çift fazlı çeliklerin çekme mukavemeti, MHO'ya bağlıdır. MHO arttıkça çekme mukavemeti de martensit parçacık boyutuna bağlı olmaksızın artması değişik araştırmacıların deney sonuçlarıyla da kanıtlanmıştır (Mould and Skena 1977). Çekme mukavemeti ile martensit hacim oranı arasındaki ilişkiyi gösteren bir formül aşağıdaki gibidir.

$$\sigma_{\phi} = 235 + 3,8(MHO) \quad (2.7)$$

Şekil 2.30, değişik karbon içeriğine sahip çift fazlı çeliklerde MHO ile çekme mukavemeti arasındaki ilişkiyi göstermektedir.



Şekil 2.30 Değişik martensit hacim oranlarının çekme mukavemeti ile ilişkisi
(Chen and Cheng 1989).

Tane boyutu artışıyla beraber çekme mukavemet değerleri de düşmektedir. Aşağıdaki denklemlerde, çift fazlı çelikler için tane boyutuyla (d) çekme mukavemeti arasındaki ilişki verilmiştir (Davies 1978, Trent 1984);

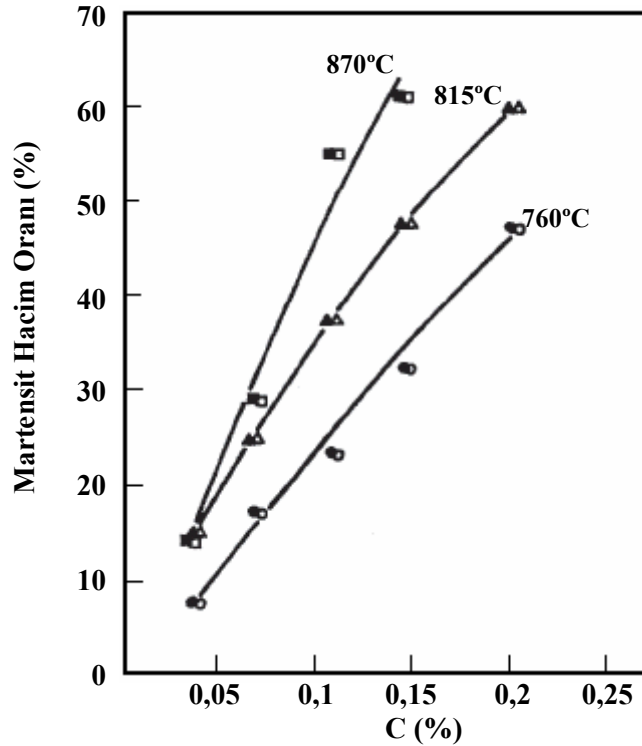
$$\sigma = 82,7\sqrt{d} \quad (2.8)$$

$$\sigma = 72,4\sqrt{d} \quad (2.9)$$

Davies and Magiee (1979), tane boyutu açısından optimum çekme mukavemetinin sağlanması için ferrit tane boyutunun $\approx 5-10\mu\text{m}$ olması gerektiğini belirtmektedir.

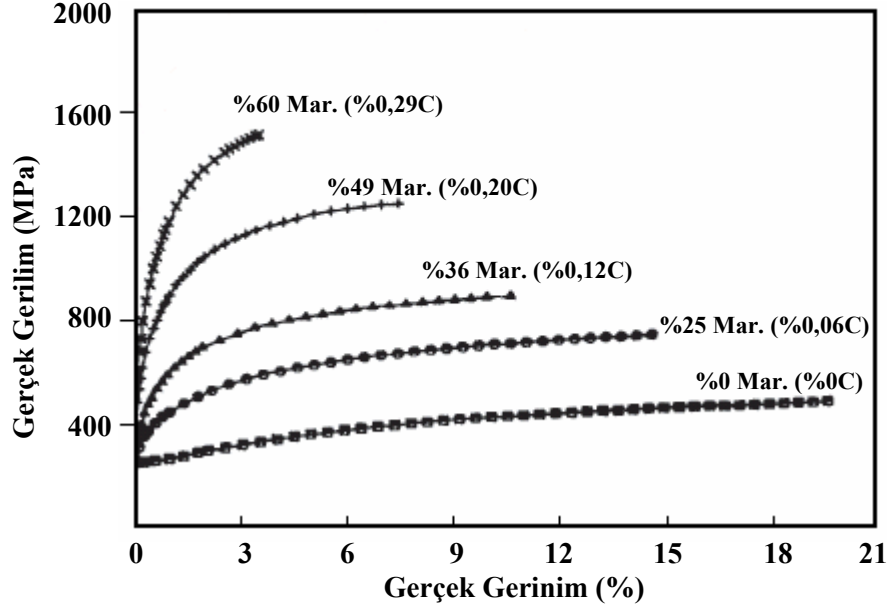
Huppi (1979), 1,4 Mn ve 0,3 Si içeren çeliklerde soğuma hızının, mekanik özellikler üzerine etkilerini incelemiştir. Yüksek soğuma hızları ile elde edilmiş çift fazlı yapıya sahip dört farklı çeliğin yüzde uzaması düşerken, çekme ve akma mukavemetleri artmıştır.

Hansen and Pradhan (1979), yaptıkları bir çalışmada kullandıkları çeliklerde karbon oranı ve tavlama sıcaklıklarının artmasıyla MHO'nun değiştiğini ifade etmişlerdir. Yapılan çalışmanın grafiksel sonuçları Şekil 2.31'de gösterilmektedir.

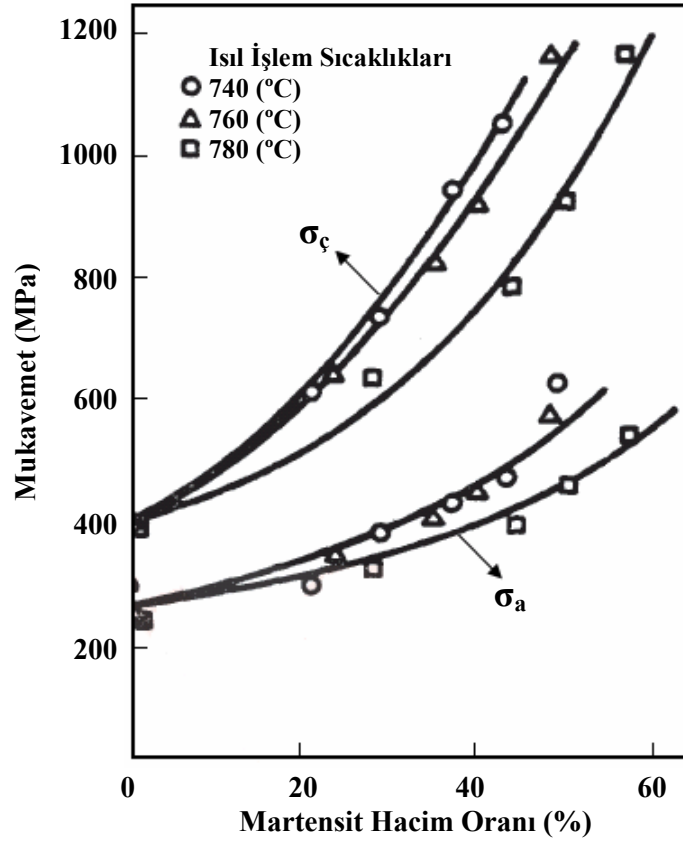


Şekil 2.31 Düşük alaşımlı bir çelikte MHO üzerine karbon ve ısıtım sıcaklığının etkisi (Hansen and Pradhan 1981).

Speich and Miller (1979), değişik karbon ve martensit oranlarına sahip düşük alaşımlı ve alaşımsız bir çelik üzerinde yaptıkları çalışma sonrası elde ettikleri gerçek gerilim ve gerinim grafikleri Şekil 2.32’de, yüzde martensitle, akma ve çekme mukavemetlerinin değişimi ise Şekil 2.33’de gösterilmektedir.



Şekil 2.32 Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri üzerine MHO’nun etkisi (Speich and Miller 1979).



Şekil 2.33 Çift fazlı çeliklerin akma ve çekme mukavemetleri üzerine MHO'nun etkisi (Speich and Miller 1979).

2.1.5.3 Kopma

Çift fazlı çeliklere uygulanan tek eksenli çekme testlerinde boyun vermenin başladığı bölgede yüksek bir şekil değişimi oluşmakta ve mikro boşlukların meydana gelmesi çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Bu nedenle çift fazlı çeliklerde kopma iki aşamada meydana gelmektedir. İlki çatlak başlangıcı olan mikro boşlukların oluşumu, ikincisi çatlağın ilerlemesi ile kopmanın gerçekleşmesidir (Güral 1999).

Çatlak oluşumuna neden olan mikro boşluklar martensitik parçacıklar üzerinde veya metalik olmayan inklüzyonlarda oluşmaktadır. Mikro boşlukların martensit üzerinde çekirdeklenmeleri martensit-ferrit ara yüzeylerinin ayrışmasına veya martensitin gevrek kırılmasına neden olmaktadır (Güral 1999).

Kim and Thomas (1981), iri taneli çift fazlı çeliklerde deformasyonun ilk aşamalarında çatlak oluşumunun başladığını belirtmişler ve bunun nedeni olarak da ilk çatlak başlangıcının martensit üzerinde oluşmasını ve ferrit içerisine doğru ilerlemesini göstermişlerdir.

2.1.5.4 Süneklik

Çift fazlı çelikler, aynı mukavemet değerlerinde YMDA çeliklerine göre daha iyi sünekliğe sahiptirler (Bernard *et al.* 1981). YMDA çeliklerinin toplam uzama değerleri % 18 kadar arttırılabilirken çift fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri % 28'e ulaşabilmektedir. Bu durum çift fazlı çelikleri ticari açıdan da cazip kılmıştır (Rashid 1977).

Çift fazlı çeliklerde süneklik büyük oranda FHO ve morfolojisine bağlıdır. İyi süneklik değerleri için ferritin saf ve hacim oranının %70'den fazla olması gerekmektedir (Thomas and Koo 1979, Marder 1977). Düşük karbon içerikli martensit fazı da sünekliğin yüksek olmasını sağlamaktadır. Çünkü düşük karbonlu martensitin çatlaması ve ferrit-martensit ara yüzeyinin ayrılması zordur (Speich and Miller 1979).

Speich and Miller (1979), çift fazlı çeliklerde toplam birim şekil değişimini aşağıdaki bağıntıyla ifade etmişlerdir;

$$\frac{e_t}{e_{t,f}} = 1 - 2,5C_m \sqrt{\frac{V_m}{100}} \quad (2.10)$$

Burada;

e_t = Çeliğin toplam mühendislik birim şekil değişimi,

$e_{t,f}$ = Ferritin mühendislik şekil değişimi,

C_m = Martensitin yüzde karbon içeriği,

V_m = Martensitin yüzde hacim oranı.

Speich and Miller (1979), toplam ve orantılı yüzde uzama arasındaki farkın, martensit fazının karbon içeriği ve/veya MHO arttıkça, azaldığını ileri sürmüşlerdir. Çünkü bu durumda martensit-ferrit ara yüzeyinde boşluklar kolayca oluşmakta ve aralarındaki mesafe kısa olduğundan kolaylıkla birleşebilmektedirler. Bu nedenle orantılı olmayan yüzde uzama, martensit fazı parçacıkları etrafında boşluk oluşumuna ve boyun bölgesinde hidrostatik gerilmelere bağlı olmaktadır.

Piplani and Raghavan'a (1981) göre, çift fazlı çeliklerde ferrit fazındaki karbon (C) ve azot (N) miktarının artması sünekliğin azalmasına sebep olmaktadır. Bu nedenle arayer elementi içermeyen ferritin çift fazlı çeliklerde bulunması istenmektedir.

Thomas and Koo'ya (1977) göre ise eğer bir çift fazlı çelik mikroyapısında % 20 kalıntı ostenit varsa orantılı uzama % 20 oranında artmaktadır.

Çift fazlı çeliklerin deformasyonu esnasında maksimum şekil değişimi ferrit fazı içerisinde meydana gelmektedir. Ferritin plastik gerilmesi (flow stress), martensitin plastik gerilmesinden çok düşük olduğu için plastik deformasyon yumuşak ferrit fazında başlamaktadır. Bu esnada martensitte elastik deformasyon olmaktadır (Kim and Thomas 1981, Balliger and Gladman 1981).

Ferrite komşu martensit parçacıkları, ferrit fazındaki gerilme konsantrasyonunu arttırmaktadır. Ferrit fazındaki lokal deformasyonlar ve/veya gerilme konsantrasyonları, morfolojik farklılıklara göre ferritin düzgün yüzey ayrılmasıyla kırılmasına veya boşlukların oluşmasına sebep olmaktadır. İnce taneli çift fazlı mikroyapıya sahip çeliklerde kırılma, boşlukların çekirdeklenmesi ve birleşmesi ile meydana gelmektedir. Çünkü ince taneli çift fazlı mikroyapı, düzgün yüzey ayrılmalı çatlak oluşumu ihtimalini azaltmaktadır (Kim and Thomas 1981).

Marder (1977) yaptığı araştırmalarda MHO az olan çift fazlı çeliklerde boşlukların inklüzyonların etrafında oluştuğunu ileri sürmüştür. Ayrıca Marder çift fazlı çeliklerde boyun verme direncinin yüksek olmasını, deformasyon esnasında şekil değişiminin yapıda homojen dağılmasına bağlamaktadır. Çünkü büyük şekil değişimlerinde, ferrit

şekil değiştirdikten sonra, şekil değişimini ferrit-martensit ara yüzeyine ileterek martensitin de şekil değişimini sağlamaktadır.

Balliger and Gladman'a (1981) göre çift fazlı çeliklerde optimum mukavemet-süneklik kombinasyonu için belirli bir MHO'da, martensit parçacıklarının çapının mümkün olduğu kadar küçük olması gerekmektedir.

2.1.5.5 Pekleşme (Deformasyon Sertleşmesi)

Çift fazlı çelikler, düşük deformasyon değerlerinde pekleşme özelliği sergilerler (Tomita 1990). Bunun nedeni, Ostenitin martensite dönüşümü sonucu, martensit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içerisinde bulunan hareketli dislokasyonlardan kaynaklanmaktadır (Paruz and Edmants 1983). Çekme testi sırasında, deformasyonun ilk aşamalarında mikroyapıda kalıntı gerilmeler ortadan kalkarken dislokasyonların birbirleri ile kesişmesi sonucu birbirlerinin hareketini engellemektedirler. Ancak deformasyonun devamı ve yeni dislokasyonların oluşumu için gerilmenin artırılması gerekmektedir. Artan gerilmeyle beraber birim şekil değiştirme de artmaktadır (Cribb and Rigsbee 1979).

Bazı araştırmacılar (Ramos *et al.* 1979, Wycliffe *et al.* 1981) tarafından, çift fazlı çeliklerin yüksek pekleşme davranışlarını, Holloman denklemine uyan aşağıdaki formüllerle açıklamışlardır;

$$\sigma = k \cdot \varepsilon_p^n \quad (2.11)$$

veya

$$\log \sigma = \log k + n \cdot \log \varepsilon_p \quad (2.12)$$

Burada;

σ = Gerçek Gerilme,

ε_p = Gerçek Gerinim,

k = Mukavemet katsayısı,

n = Pekleşme katsayısı.

2.1.5.6 Çift Fazlı Çeliklerin Kırılma Tavrı

Çift fazlı çeliklere uygulanan çekme deneylerinde boyun vermenin başladığı bölgede yüksek bir şekil değişimi oluşmakta ve mikro boşlukların meydana gelmesi çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Bu nedenle çift-fazlı çeliklerde kopma iki aşamada meydana gelmektedir. Bunlar çatlak başlangıcı olan mikro boşluk oluşumu ve çatlağın ilerlemesi ile kopmanın gerçekleşmesidir (Güral 1999).

Kırılma davranışı üzerine martensit fazı ve morfolojisi etkilidir. Çift-fazlı çeliklerde çatlak oluşumuna neden olan mikro boşluklar martensitik parçacıklar üzerinde veya metalik olmayan inklüzyonlarda oluşmaktadır. Mikro boşlukların martensit üzerinde çekirdeklenmeleri martensit-ferrit ara yüzeylerinin ayrışmasına veya martensitin gevrek kırılmasına neden olmaktadır (Kim and Thomas 1981).

Çift-fazlı çelikler, yorulma dayanımları açısından incelendiğinde, çatlak ilerlemesinin çatlak oluşumu kadar önem taşıdığı ortaya çıkar. Çatlak oluşumu genelde fazların ara yüzeylerinde olmaktadır. Yorulma çatlakları sert fazın içinden, sert fazın etrafından veya fazların ara yüzeylerinden dolaşarak ilerlemektedir. Bu olay, sert faz ile yumuşak faz arasındaki dayanım farkının, sert fazın şeklinin, fazların hacim oranlarının ve ara yüzey dayanımının önemini arttırmaktadır. Bu faktörler, çatlağın ilerleme yolunu, kırılma mekanizmasını ve çatlak büyüme hızını doğrudan etkilemektedir (Akay 2005).

Kim and Thomas (1981), iri taneli çift-fazlı çeliklerde deformasyonun ilk aşamalarında çatlak oluşumunun başladığını belirlemişler ve bunun nedeni olarak da ilk çatlağın başlangıcının martensit üzerinde oluşmasını ve ferrit içerisine doğru ilerlemesini göstermişlerdir.

Speich and Miller (1979), yüksek MHO'da mevcut martensitlerin düşük karbon içermesi durumuyla, düşük MHO'da martensitlerin yüksek karbon içermesi durumunu karşılaştırmış ve düşük MHO'da yüksek karbon içeriği olan martensitli yapının daha kolay kırıldığını tespit etmişlerdir. Buradan martensitin karbon miktarının artması ile malzemenin sünekliğinin azalabileceği ve sünek kopmadan gevrek kopmaya geçişin gerçekleşebileceği sonucuna varılabilmektedir.

Erdoğan (2002), sabit MHO'larda yeni ferrit hacim oranının artmasının çift-fazlı çeliklerin kırılma davranışını etkilediğini bildirmiştir. Yeni ferrit hacim oranının artmasına bağlı olarak mikro boşluk yoğunluğunun arttığını, ince yapıya sahip çift-fazlı yapıda çekme özellikleri üzerinde yeni ferritin daha etkili olduğunu ileri sürmüştür. Martensit morfolojisinin martensitin kırılması üzerinde etkili olduğunu ifade etmiş ve ferrit sınırları boyunca dağılmış, iri ve bağlantılı martensitin kolaylıkla kırıldığını belirtmiştir. Mikro boşlukların birleşmesinin, ince ve kaba dağılımlı çift fazlı çelik yapıların her ikisinde de baskın olduğunu gözlemlemiştir. Ayrıca ince yapıda martensitin kırılmasının daha az sıklıkla gerçekleştiğini ve mikro boşlukların daha küçük boyutlarda oluştuğunu bildirmiştir.

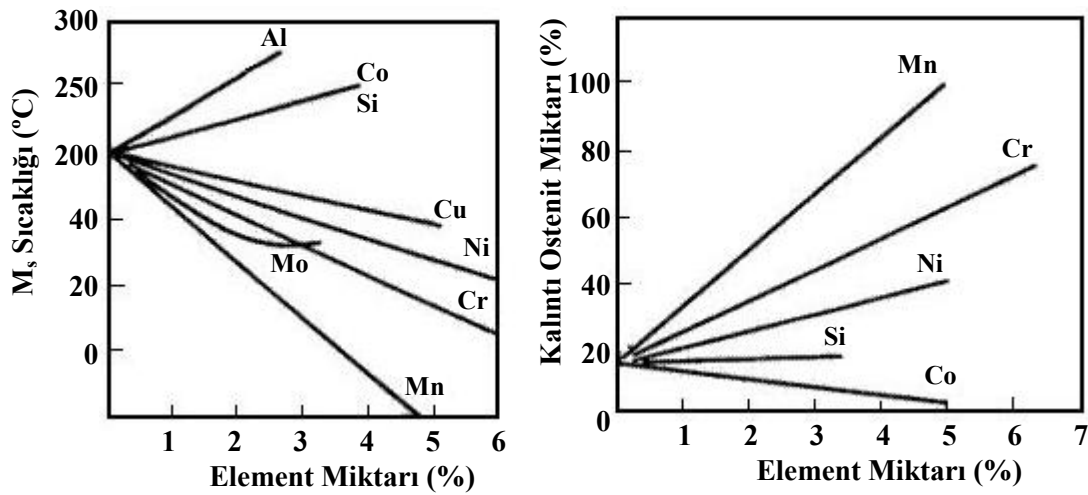
Genel olarak karşılaştırıldığında çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerine oranla daha sünek bir kırılma karakterine sahiptirler (Kim and Thomas 1981).

2.1.6 Alaşım Elementlerinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi

Alaşım elementleri çift fazlı çeliklerde yeralan ve arayer halinde bulunur. Yeralan atomunun sağlayacağı mukavemet değeri, alaşım elementi ile ana metalin atom çapları arasındaki fark ve alaşım elementi ile ana metalin atomları arasındaki elektron uyumu ile bağıntılıdır. Yeralan atomları büyük bir sertleşme sağlayamazlar. Arayer atomları yeralan atomlarına göre daha yüksek sertleştirme sağlarlar. Dolayısıyla alaşım elementlerinin ilavesi genelde ostenit hacim alanını genişletmekte ve ostenitin dönüşüm hızını arttırmaktadır (Güral 1999).

Alaşım elementlerinin su verme derinliğine etkisi açısından sayısal veriler olarak farklılıklar vardır. Su verme derinliğini en fazla Cr, Ni, Mo, Mn elementleri artırır. Bundan dolayı bu elementler çoğu alaşımlı yapı (konstrüksiyon) eliklerinin bileşimine eklenmektedir. Özellikle birkaç elementle (Ni ve Cr gibi) alaşımlama yapılarak su verme derinliği önemli derecede arttırılabilir.

Alaşım elementleri martensit dönüşümünün kinetiğini etkilemez fakat martensitin dönüşüm sıcaklık aralığına etki eder. Bu ise su verilmiş çelikte kalıntı ostenit miktarına yansımaktadır. Bazı elementler (Al, Co) M_s sıcaklığını yükseltir ve kalıntı ostenit miktarını azaltır. Diğerleri (Si) M_s noktasına etki etmez. şekil 2.34’de görüldüğu gibi çoğu elementler M_s sıcaklığını azaltmakta ve kalıntı ostenit miktarını arttırmaktadır. Diyagramdan görülmektedir ki, %5 Mn içeren bir eliğin M_s sıcaklığını 0°C ’ e kadar düşürür.



şekil 2.34 %1 Karbonlu bir çelikte alaşım elementlerinin M_s sıcaklığına etkisi (Said, 2003).

Mn ve B dışındaki diğer alaşım elementleri ostenit tanesinin büyüme yeteneğini azaltmaktadır. Ni, Co, Si, Cu (karbür oluşturmayan elementler) tane büyümesine önemsiz derecede etki eder. Cr, Mo, W, V, Ti taneyi etkili bir şekilde küçültmektedir. Elementlerin tane büyümesine etki edip etmemesi oluşturdukları karbürlerin (nitrürlerinin) kararlılığı ile ilgilidir. Ostenitte erimemiş olan aşırı karbürler, ostenit tanesinin büyümesini engellemektedir. Erimeyen karbürlerin miktarı az olsa da elik yüksek sıcaklıklara kadar ufak taneli yapısını korumaktadır (Said, 2003).

Çift fazlı çeliklere alaşım elementlerinin etkileri şunlardır;

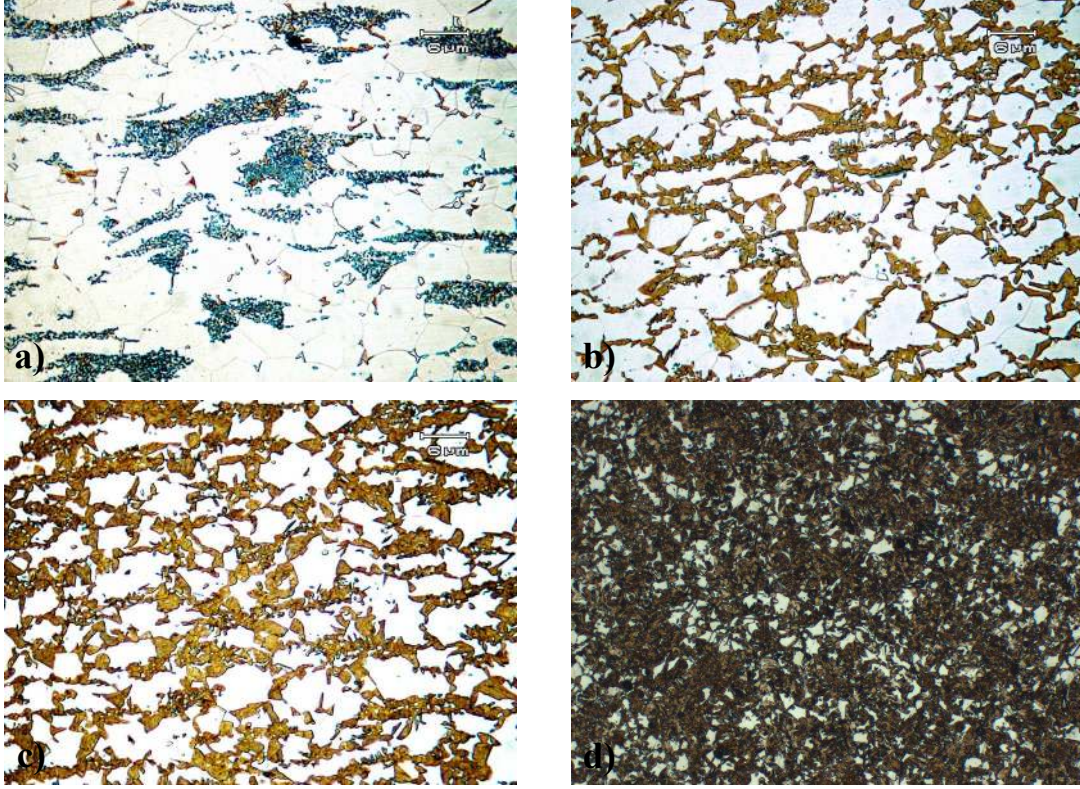
- a) Isıl işlem sırasında sertleşme kabiliyetini (su alma yeteneğini) arttırmak, yani martensitik dönüşümü kolaylaştırmak,
- b) Çift fazlı yapıdaki ferriti, katı eriyik sertleşmesi veya çökelme sertleşmesi mekanizmaları ile sertleştirmek,
- c) Artan alaşım elementleri oranı, dayanımı arttırmakla beraber sünekliğin azalmasına sebep olabilirler. Bu yüzden çift fazlı çeliklerde, alaşım elementlerinin dayanım süneklik ilişkisini bozmayacak şekilde mümkün olduğu kadar az miktarda eklenmesi tercih edilir (Güral 1999). Bu bölümde bazı elementlerin çift fazlı çeliklere etkileri verilmiştir.

2.1.6.1 Karbonun Etkisi

Çift fazlı çelik içerisindeki en önemli alaşım elementi karbondur (C). Karbon çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerini en fazla etkileyen alaşım elementidir (Savaşkan 2004). Çift fazlı çeliklerde ferrit ve martensit fazlarındaki karbon miktarını kontrol etmek için karbon oranının % 0,3 veya daha az olması istenir. Martensit fazının gevrek olmaması, bu faz içerisindeki karbon miktarının düşük olması (% 0,3-0,4'den daha az) ile sağlanır (Piplani and Raghavan 1981). Çift fazlı çeliklerin sünekliği mikroyapıda %80 ferritin bulunması halinde yükselir (Marder 1977). Bilindiği üzere Fe-Fe₃C faz diyagramının Ferit-ostenit bölgesinde, tavlama sıcaklığı arttırıldığında terazi kuralına göre ostenit fazının miktarı artmaktadır. Fakat ostenit içerisindeki karbon elementinin miktarı azalmaktadır, ostenitin karbon içeriği açısından dönüşümün daha dikkatli kontrol edilmesi gerekir (Rigsbee 1977). Çünkü ostenitteki karbon miktarının azalması sertleşme kabiliyetini azaltmaktadır. Ayrıca çeliğin karbon miktarının artması, kaynak kabiliyetini ve darbe direncini azaltır (Ensari ve Kayalı 1979).

Martensit dönüşümünün başlangıç sıcaklığını düşürmek ostenitin kararlılığını artırır. Şekil 2.35'de çeliğin karbon miktarındaki artışa bağlı olarak meydana gelen çift faz mikroyapıları görülmektedir. Görüldüğü gibi karbon yüzdesi arttıkça martensit oranları

da büyümektedir. Bu durum darbe direncini ve kaynak kabiliyetini azaltmaktadır (Marder 1977, Davies 1977).



Şekil 2.35 750°C'den su verilen numunelerin içerdikleri karbon oranına göre oluşan martensit miktarı a) % 0,07C b) % 0,15C c) % 0,3C d) % 0,45C (Marder 1977).

2.1.6.2 Manganın Etkisi

Mangan, çeliğin A_1 ve A_3 sıcaklıklarını düşürür ve dönüşüm ürünlerinin tane boyutunu küçültür (Thomas and Koo 1979). Manganın çözeltide bulunması, mukavemeti artırırken sünekliği azaltmaz. Ostenitin sertleşme kabiliyetini arttırdığı için çift fazlı çeliklerde istenen alaşım elementidir, M_s sıcaklığını düşürerek osteniti kararlı yapar. Çeliklerin korozyon ve darbe dirençlerinin artmasına yardımcı olan mangan, kaynak kabiliyeti açısından sınırlı olarak kullanılmaktadır (Ensari ve Kayalı 1979). Mangan miktarındaki artış, deformasyon yaşlanmasını geciktirici bir etken olan ince karbür dağılımına yol açar ancak çeliklerde mangan ve karbonun segregasyonu bandlaşmaya

sebeptir. Çift fazlı çeliklerde bulunan mangan miktarı % 1–1,5 seviyelerindedir (Piplani and Raghavan 1981).

2.1.6.3 Silisyumun Etkisi

Silisyum çeliğin dönüşüm sıcaklıklarını arttırdığından, tavlama işlemlerinde ferrit tanelerinin irileşmesine yol açar. Silisyum katı eriyik sertleşmesine katkıda bulunarak mukavemet - süneklik ilişkisini geliştirir. Çift fazlı çeliklerde sünekliğin artması, silisyumun ferritteki karbon miktarını azaltarak ferriti temizlemesi ile sağlanır (Piplani and Raghavan 1981). Ancak genel olarak silisyumun sünek gevrek geçiş sıcaklığını arttırdığı bilinmektedir. Silisyum çeliklerde, ostenitin sertleşme kabiliyetini artırarak martensitik dönüşümü kolaylaştırır. Ayrıca silisyum Fe-Fe₃C faz diyagramında A₃ sıcaklık eğrisinin eğimini artırır (Thomas and Koo 1979). Silisyum, sementit çökeltme hızını ve temperleme sırasındaki yumuşama hızını yavaşlatır ve temperlemeyi engeller. Çift fazlı çeliklerde silisyum miktarı % 0,5-2,0 seviyelerindedir (Piplani and Raghavan 1981).

2.1.6.4 Niyobyumun Etkisi

Niyobyum çeliğin mekanik özelliklerine büyük etkiler yapan bir elementtir. % 0,02 Nb katkısı akma gerilmesinin 70–100 MPa artmasına neden olur. Çünkü akma gerilmesi önemli derecede tane küçülmesi sonucu artar ki, niyobyum ilavesi de A₃ sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak tane küçülmesi etkisi yapar. Ayrıca akma mukavemeti katı eriyik sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi ile de artar. Darbe direncindeki azalma ve geçiş sıcaklığındaki artma alüminyum ilavesi ya da karbon miktarının çok düşük tutulması sayesinde önlenir. Niyobyum karbür oluşturarak ferritin arayer içeriğini azaltır (Güral 1999).

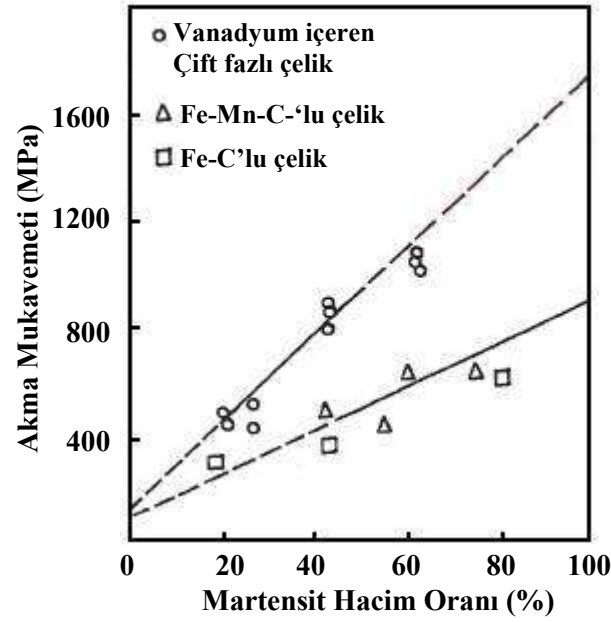
2.1.6.5 Molibdenin Etkisi

Molibden çift fazlı çeliklerde Fe-Fe₃C faz diyagramının A₁-A₃ kritik sıcaklıklar arası ferrit (α) + ostenit (γ) bölgesinde ısıtma ile meydana gelen ostenitin sertleşme kabiliyetini arttırarak martensitik dönüşümü teşvik eder. Aynı zamanda zamana bağlı olarak SSD'de (TTT) perlit oluşum burnunu sağa kaydırarak soğuma esnasında perlit oluşma ihtimalini en az seviyeye indirir. Molibden de A₃ sıcaklık eğrisi eğimini arttırarak ısıtma alanını genişletir. Çift fazlı çeliklerde molibden elementinin tane boyutuna etkisi yoktur fakat sertlik üzerine önemli etkisi olup aynı ısıtma işlem koşullarında molibden içeren çelik vanadyum içeren çelikten daha iyi sertleşme kabiliyetine sahiptir. Çift fazlı çeliklerde molibden %0,1–0,5 civarında bulunur (Nakagawa *et al.* 1981).

2.1.6.6 Vanadyumun Etkisi

Çift fazlı çeliklerde vanadyumun etkisi net değildir fakat ferrit ve perlit oluşumunu engellediği bilinmektedir. Karbonitrür oluşumunu önlemek amacıyla mümkün olduğu kadar az olmalıdır. % 0,03 seviyelerindeki vanadyum ilavesi yaşlanmayı engeller. Vanadyum katkısı ile ostenitin sertleşme kabiliyeti artar ve ferrit tane boyutu küçülür. Ferrit içerisinde ince çökeltilerin oluşmasına ve ferrit martensit ara yüzeyinde süreksiz çökelmeye sebep olur (Nakagawa *et al.* 1981).

Şekil 2.36'da vanadyumlu çift fazlı çelik, vanadyumsuz çeliklerin akma mukavemetlerinin MHO ile değişimini gösteren bir grafik verilmiştir.



Şekil 2.36 Değişik çeliklerin akma mukavemeti ve MHO arasındaki ilişki (Nakagawa *et. al.* 1981).

Terau and Baugnet (1990), içeriğinde diğer elementlerin miktarları aynı fakat V, Cr, Ti ve W elementleri ilave ederek 4 çeşit çelik numune hazırlamışlardır. Bu numuneleri değişik sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlayarak çift fazlı mikroyapı elde etmişlerdir. Çalışmada alaşım elementlerinin (V, Cr, Ti ve W) mekanik özelliklere etkilerini incelenmişlerdir. Vanadyum içeren numunenin elastik gerilme değerleri diğer üç numunenin değerlerinden daha yüksek bulunmuştur. Ayrıca Vickers sertlik değerleri açısından vanadyumlu çeliğin sonuçları diğerlerine göre daha yüksek çıkmıştır. Vanadyumun çekme mukavemetine ve sertlik değerlerine olan etkisinin diğer elementlere göre daha fazla olduğunu saptamışlardır.

2.1.6.7 Kromun Etkisi

Krom zamana bağlı olarak sürekli SSD'deki beynit oluşumunu geciktirici bir etkiye sahiptir. Ostenitin sertleşme kabiliyetini arttırarak martensit tanelerinin birbirine bağlayıcı özelliğini iyileştirir.

Düşük karbonlu çeliklere düşük miktarlarda katılan krom genellikle olumlu yönde etki yapar. Ancak yüksek miktardaki krom katkısı derin çekme özelliğini olumsuz yönde etkiler. Ferrit kararlaştırıcı özelliğinden dolayı çift fazlı çeliklerde uygun oranlarda olması istenir. Çift fazlı çeliklerde krom diğer çeliklerde de olduğu gibi bakır ve fosfor ile kullanıldığında korozyon direncini arttırmaktadır (Thomas and Koo 1979, Piplani and Raghavan 1981).

%0,16 C, %1 Mn ile %0,08 C, %1,2 Mn, %1,78 Cr'lu bir çelik üzerinde yapılan bir araştırmada yüksek soğuma hızlarında karbonun, düşük soğuma hızlarında ise kromun sertleşebilirliğe katkısı olduğu gözlenmiştir. Aynı kompozisyona sahip haddelenmiş çeliklerin düşük sıcaklık uygulamaları sertleşebilirliği ve mukavemet değerlerini düşürmektedir. Çünkü haddeleme ostenit dağılımını arttırırken ferrit-ostenit ara yüzey alanını da arttırmaktadır (Priestner *et al.* 1987).

2.1.6.8 Alüminyumun Etkisi

A₃ sıcaklık eğrisinin eğimini arttırır, dönüşüm sıcaklıklarını yükseltir. Alüminyum, karbonu aktive ederek ferritin sünekliğini arttırır. Tane boyutunu küçülten etkisi olduğundan darbe direncini arttırıp geçiş sıcaklığını düşürür ve akma gerilmesini arttırır. Çift fazlı çeliklerde ferrit içerisindeki azotu alıp bağladığından ferritteki azot atomlarını azaltarak ferritin akma ve çekme mukavemetini azaltmaktadır. Diğer yandan bu azot çöktelleri dislokasyon hareketlerine engel olabileceğinden akma mukavemetinin artmasına da neden olabilmektedir. Bu olaylardan hangisi baskın olursa alüminyumun çeliğe olan etkisi de o yönde gelişmektedir (Thomas and Koo 1979, Davies 1977).

2.1.7 Çift Fazlı Çeliklerin Avantaj, Dezavantaj ve Uygulama Alanları

Çelik üretiminde sık görülen bir durum mukavemetin artmasıyla sünekliğin azalması veya sünekliğin artmasıyla mukavemetin azalmasıdır. Araştırmacıların yoğunlaştığı çalışma alanı süneklikten taviz vermeden mukavemeti arttırmaktır (Demir 2003).

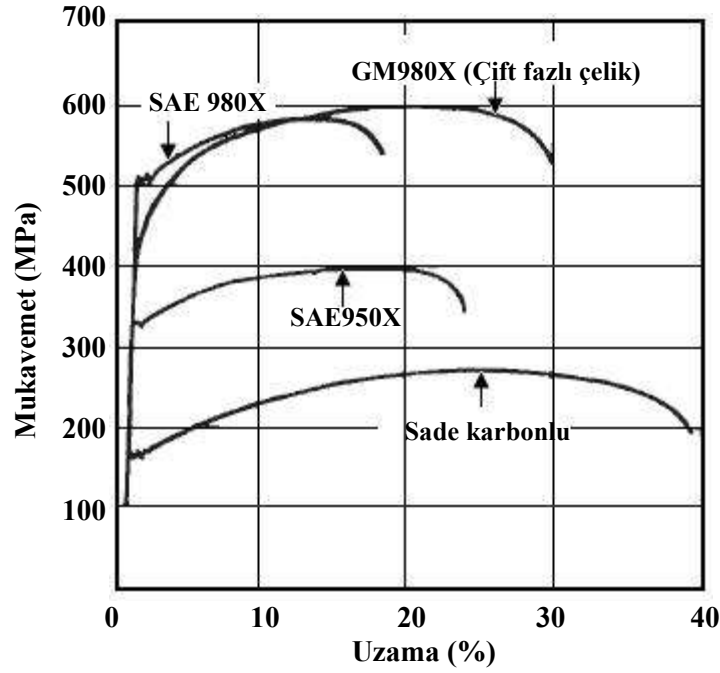
Bir çift fazlı çelikte mikroyapıda bulunan ferrit, yumuşaklığı nedeniyle iyi bir şekillendirme kabiliyeti, martensit ise yüksek mukavemet kazandırır. Yüksek mukavemet-iyi şekillendirme kabiliyeti, aynı mukavemet değerlerinde daha ince ve hafif konstrüksiyonların gerçekleşmesini sağladığı için otomotiv sanayinde ağırlık yoluyla yakıt tasarrufu açısından çok caziptir (Coldren and Eldis 1980, Liu *et al.* 1991).

2.1.7.1 Çift Fazlı Çeliklerin Avantajları

Yumuşak ferrit fazı, mikroyapının % 75-80'ini teşkil ettiğinden sert martensit tanecikleri çift fazlı çeliklerin şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinde ihmal edilebilecek küçük bir etkiye sahiptir. Mikroyapının % 10-30'unu teşkil eden martensit tanecikleri gerilme altında uzamayı azaltırlar. Malzemenin darbeli çalışma, çökme ve eğilme karakterleri ile birlikte genel olarak malzemenin mukavemetini arttıırırlar. Şekil 2.37'de, % 0,2'lik uzamanın meydana geldiği nokta plastik deformasyonun başladığı noktadır. Bu noktanın diğer az karbonlu çeliklere göre daha yukarıda olması iyi şekil değiştirme kabiliyetini ifade eder. İyi şekillendirilebilme kabiliyeti malzemenin elastik deformasyon bölgesinden çok plastik deformasyon bölgesinde uzamaya başlaması anlamındadır (Coldren and Eldis 1980, Liu *et al.* 1991).

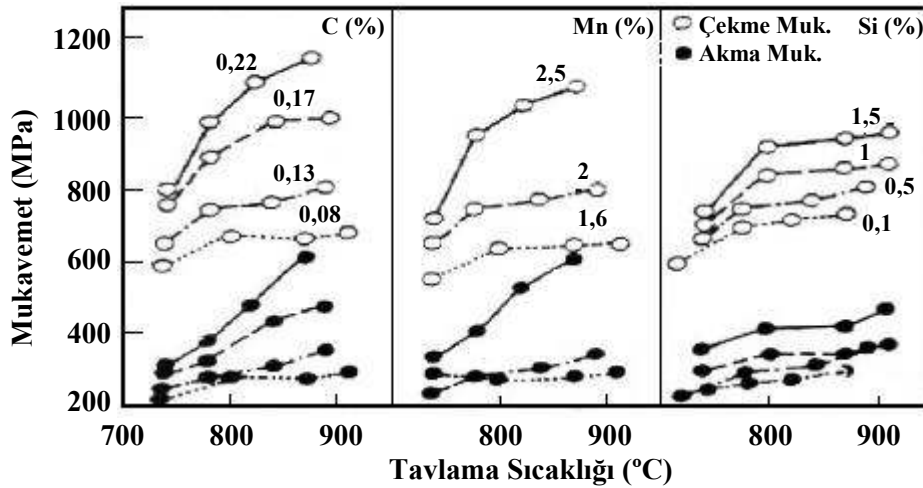
Şekil 2.37'de görüldüğü gibi YMDA ve az karbonlu çeliklere göre mukavemet ve yüzde uzama ile birlikte iyi şekil değiştirme kabiliyetinin kombinasyonu çift fazlı çelikleri otomotiv endüstrisindeki kullanımı açısından çok cazip kılmaktadır. Bahsedilen bu avantajlar sonucu karmaşık parçalar bile bir dizi işlem sonucu optimum seviyede düzenlenebilmektedir.

Kimyasal bileşimi değiştirerek ve kritik sıcaklıktan soğuma hızını kontrol ederek çift fazlı çeliklerde tokluk özellikleri iyileştirilebilmektedir (Tekin 1984).



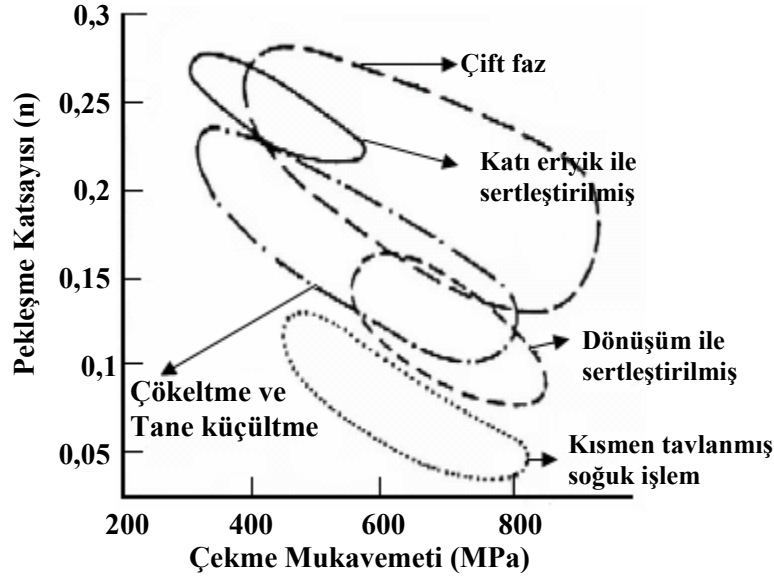
Şekil 2.37 Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift fazlı çeliğe ait mukavemet – yüzde uzama grafikleri (Speich 1997).

Şekil 2.38’de gösterildiği gibi tavlama sıcaklığı, ostenitin hacim oranını belirlemede kritik parametredir ve nihai üründe yüksek bir martensit oranı elde etmek için temel etkindir. Çift fazlı çeliklerde 1500 MPa’a yaklaşan çekme mukavemetine sahip ürünler elde edilebilir ancak % 4-5’i geçmeyen uzama değerleri sergilemeleri kaçınılmazdır (Llewellyn and Hillis 1996).



Şekil 2.38 Kimyasal bileşim ve tavlama sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi (Llewellyn and Hillis 1996).

Çift fazlı çeliklerin pekleşme katsayısı değerleri Şekil 2.39'da diğer yüksek mukavemetli çeliklerle kıyaslanarak verilmiştir.



Şekil 2.39 Çift fazlı çeliklerin pekleşme katsayılarının diğer çelik sac türleri ile karşılaştırması (Llewellyn and Hillis 1996).

Mikroyapıda bulunan martensit fazının çift fazlı çeliğe sağladığı yüksek mukavemet ve ince ferrit tanelerinin sağladığı süneklik özelliği ile şekil verilebilme açısından sağladığı bazı avantajları sıralandığında (Rashid 1976);

- Sürekli akma davranışı,
- Akma mukavemeti / Çekme mukavemeti oranının düşük olması,
- Pekleşme katsayısının optimum düzeylerde olması,
- Yüzde uzama değerlerinin yüksek ve orantılı olması.

Çift fazlı çelikler sürekli akma gösterdikleri için şekillendirilen parçaların yüzeyleri çok düzgün olmaktadır. Akma mukavemetinin düşük olması plastik deformasyonda az bir kuvvetle şekillendirilebilirliği sağlamaktadır. Şekillendirilen parçaların tekrar şekillendirilmesinde aşırı kuvvetler gerekmemektedir. Çekme dayanımlarının yüksek olması ise parçaların hasara uğramasını geciktirmektedir. Akma mukavemeti / Çekme mukavemeti oranının düşük olması çift fazlı çeliklerin derin çekme ile üretilen parçalarda kullanılabilirliğini arttırmaktadır. Derin çekme esnasında iş parçasının kesiti

azalacağından şekil verme işleminin diğer kademelerindeki kuvvetleri karşılayabilmesi için parçanın mukavemet değerlerinin iyi olması gerekmektedir. Mukavemet özelliklerinin yanı sıra süneklik özellikleri de iyi olan çift fazlı çeliklerin optimum pekleşme katsayısına sahip olması bu bakımdan bir avantajdır (Durmuş 2000).

2.1.7.2 Çift Fazlı Çeliklerin Dezavantajları

Çift fazlı çeliklerin bahsedilen avantajlarının yanında bazı sınırlamaları da bulunmaktadır. Sac parçalar da çift fazlı mikroyapı üretmek hatta seri bir üretimle parçalar imal etmek önemli avantajlarından bir tanesi olsa da kalın kesitli sac parçalarda, bazı makine parçalarında ısıl işlemle dahi çift faz yapısı üretmek zordur.

Seri üretim yapmak isteyen tesislerin kurulması maliyeti yükseltir fakat işlem maliyetini düşük tutmaktadır. Dolayısıyla çift fazlı sac parçalar üretmek isteyen işletmelerin kurulması maliyet açısından işletmeciyi her zaman düşündürmüştür.

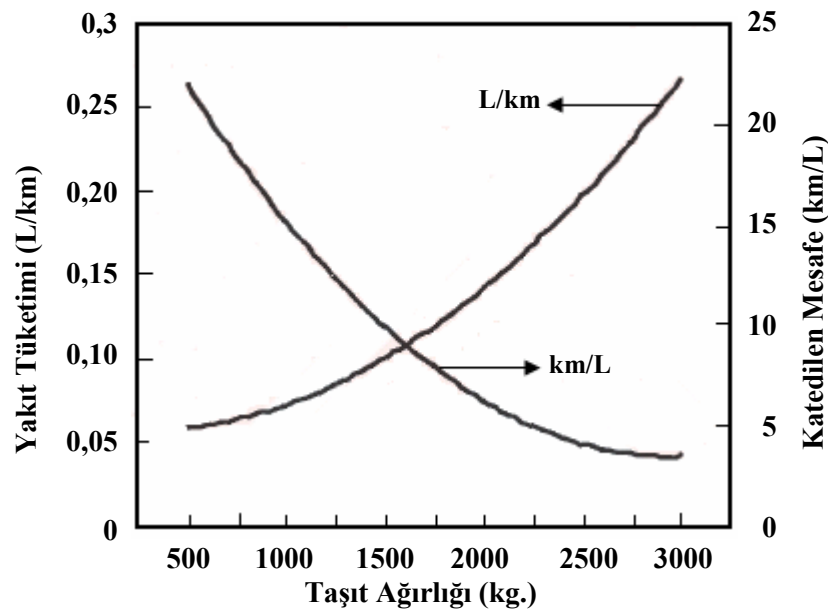
Gerek sürekli tavlama hatları ile gerekse ısıl işlem ile üretilen çift fazlı çeliklerde mikroyapıyı kontrol etmek kolay değildir. Bu olumsuzluğu alaşım elementleriyle gidermeye çalışan araştırmacılar için bu kez de alaşım elementlerinin çift fazlı bir çelikteki davranışları problem olarak ortaya çıkmıştır. Alaşım elementlerinin, çift fazlı bir çelik üretirken mikroyapıdaki tavırları, ostenit+ferrit bölgesine olan etkileri, martensit ve ferrit fazına olan etkileri henüz standart verilere dayanmamaktadır (Zhang 2005, İnt. kayn. 2).

2.1.7.3 Çift Fazlı Çeliklerin Uygulama Alanları

Otomotiv endüstrisi sac parçaların üretiminde öncü olmaktadır ve ticari olarak üretilen çift fazlı çeliklerin büyük çoğunluğu bu sektörde kullanılmaktadır. Bu genel olarak daha ince saclar kullanılarak ağırlıkta azalma sağlamalarına ve eşdeğer çekme mukavemetine

sahip diğer kalite saclara nazaran daha iyi biçimlenebilme özelliğine sahip olmalarına bağlıdır.

Yakıt tüketimini azaltmak, motor veriminin artırılması veya taşıt ağırlığının azaltılması ile mümkün olabilir. Yahut her iki durumunda bir arada olduğu durumlarda mümkün olabilir. Günümüzde motor verimlerinin üst seviyelerde olması otomotiv endüstrisinin ar-ge çalışmalarını taşıt ağırlığına yoğunlaştırmıştır (Çimenoglu ve Kayalı 1985). Şekil 2.40, taşıt ağırlığının yakıt tüketimine olan etkisini göstermektedir.



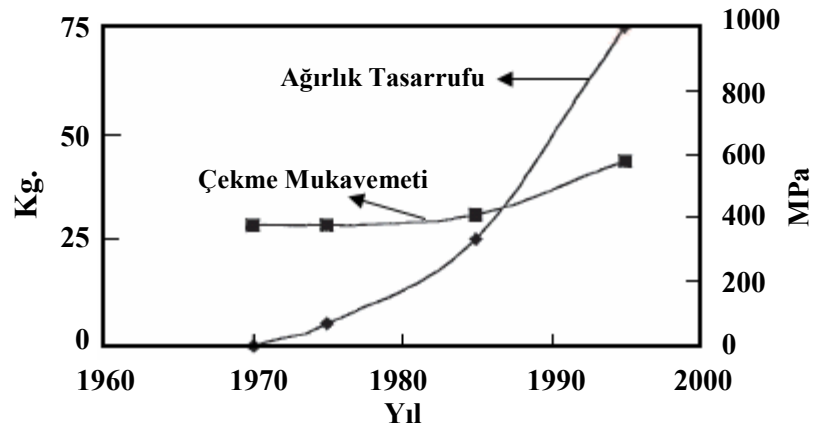
Şekil 2.40 Taşıt ağırlığının yakıt tüketimine etkisi (Çimenoglu ve Kayalı 1985).

Şekil 2.40’da görüldüğü gibi taşıt ağırlığının azalması ile yakıt tüketimi de azalmaktadır. Daha hafif taşıt üretilmesi, taşıt boyutunu küçülterek veya daha yüksek mukavemete sahip fakat daha düşük ağırlığa sahip malzemeler kullanarak mümkün olur (Çimenoglu ve Kayalı 1985).

Taşıt ağırlığının % 50-60’nı çeliklerin oluşturduğu düşünülürse yüksek mukavemetli sacların kullanılması ile hem taşıt ağırlığı azaltılarak yakıt tasarrufu sağlanır hem de çarpmalara karşı taşıtın emniyeti artırılır. Bu nedenlerle 1970’li yılların ortalarından itibaren taşıtlarda karbon içeriği az olan ve katı eriyik ile sertleştirilmiş küçük taneli

ferrit içerisinde karbürlerin (NbC, VC gibi) bulunduğu perlitik çelikler yani YMDA çelikler kullanılmaya başlanmıştır (Toktaş1998).

YMDA çeliklerinin biçimlenebilme kabiliyetlerinin düşük olması nedeniyle 1975 yılı sonlarına doğru çift fazlı çelikler otomobil endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır. Yüksek mukavemet ve yüksek sünekliğin bir arada olması bu çeliklerin tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi presle biçimlendirilebilen çeşitli otomobil parçalarının yapımında kullanılmasını mümkün kılmaktadır. Orta boyuttaki bir taşıta 250 kg. kadar bulunması halinde ağırlıkta 50–80 kg. kadar bir tasarruf sağlanabilmektedir (Çimenoglu ve Kayalı 1985). Şekil 2.41’de taşıtlarda çekme mukavemetine göre ağırlık tasarrufunun zaman içerisindeki değişimi görülmektedir.



Şekil 2.41 Yüksek mukavemetli çeliklerde mukavemet artışı ve bunun sonucu olarak taşıt ağırlığında yapılan tasarruf miktarının yıllara göre dağılımı (Çimenoglu ve Kayalı 1985).

Otomobillerde en çok kullanılan çeşitli türdeki çelikler ve bunların bazı mekanik özellikleri çizelge 2.3’ de belirtilmektedir.

Çizelge 2.3 Otomobillerde kullanılan değişik çelik kalitelerinin bazı mekanik özellikleri
(Erdem ve Arısoy 2003).

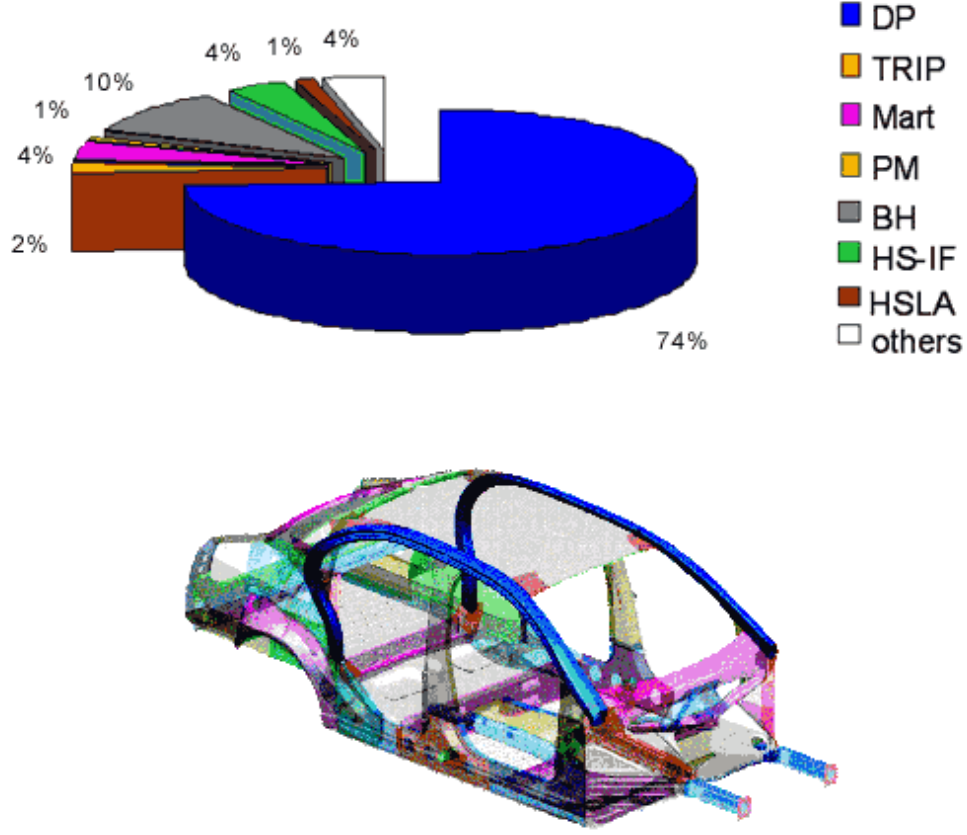
Kalite	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Pekleşme Katsayısı (n)
Düşük karbonlu	187	300	42	0,22
BH210	264	360	36	0,18
BH250	312	384	34	0,17
HSLA340	400	440	26	0,16
DP600	468	610	27	0,16
TRIP	592	610	35	0,23
DP780	520	790	24	0,14
DP980	730	990	21	0,12

Çizelge 2.4’de çift fazlı çeliklerin bazı sektörlerdeki uygulama alanlarıyla ilgili açıklamalar verilmektedir.

Çizelge 2.4 Çift Fazlı Çeliklerin Uygulama Alanları (Arıkan ve Başman 2001).

Üretici Firma	Ürün	Açıklama
General Motors	Tekerlek diskleri ve jantları	Yolcu arabaları ve hafif kamyon tekerlekleri için
	Tampon takviyeleri, yüzey çubukları	-
	Kriko destekleri	
	Su pompası makaraları	
	Direksiyon kaplin takviyeleri	
Hoesch-Estel	Tekerlek diskleri	Takımlar şerit ölçüsüne adaptelidir
	Fren levhası desteği (Girling)	
Inland Steel	Kapı panelleri, bagaj kapakları	Hi-Form 80 çift faz çeliği iyi şekil verilebilirlik göstermiştir ve daha çok alüminyum gövde sacı gibi davranmıştır
	Merkez direkleri, Rüzgarlık çerçeveleri	
	Tekerlek aparatları	-
Jones and Laughlin	Tampon yüzey çubukları, tampon	2,2 mm'lik çift faz çeliği 2,8 mm'lik YMDA çeliğiyle yer değiştirmektedir.
	Arka süspansiyon, tekerlek aparatları	
	Alternatör fan pervaneleri, direksiyon	Daha iyi yorulma özellikleri
	Mil takviyeleri	-
Kawasaki	Stilli tekerlek diskleri	Lider Avrupa araba imalatçıları tarafından kullanılan
	Kapı ve kaput panelleri, çamurluklar	Fosfatlamaya tepkisi AK çeliklerle olduğu kadar iyidir
Nippon Steel	Tampon durdurma, yan kapı darbe çubukları, çerçeve bölümleri	500-700 MPa (Çekme Muk.)
NKK	Dış ve iç paneller, kapı, giriş ve tampon takviyeleri	-
Sumitomo Metal Industries Ltd.	Dış oto gövdesi panelleri	Kutu tavlanmış ürün
US Steel	Araba, kamyon, otobüs, çiftlik ekipmanı	USS DP80
	Ağır konstrüksiyon üniteleri	-
	Endüstriyel kullanım ünitelerindeki parçalar	-

Şekil 2.42’de çift fazlı çeliklerin bir otomobil şasisinde kullanım yerleri gösterilmektedir.



Şekil 2.42 Çift fazlı çeliğin bir otomobil üzerindeki uygulama kısımları (İnt. Kayn. 3, Deana 2001).

2.2 Kırılma Mekaniğinde Temel Kavramlar ve ASTM E399 Standardı

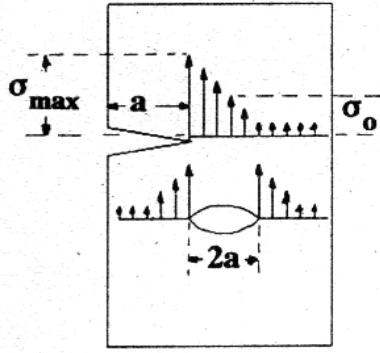
Günümüzde yapısal uygulamalardaki kazaların bazıları metal tasarımından dolayı, önemli bir kısmı ise makine parçasının içerisinde var olan küçük bir çatlakla ileriki bir aşamada büyük bir çatlakla neden olmasından ve parçanın kırılmasından dolayı meydana gelmektedir. Bu kazaların önlenmesine yönelik çalışmalar 1970'li yıllarda endüstri devrimi ile birlikte artış göstermiştir. Geçerli metotların bulunması sonucu malzemelerde meydana gelebilecek yapısal bozuklukların kullanılabilir değerler arasında kalması sağlanmış ve kazalar en aza indirilmeye çalışılmıştır.

Metalik malzemelerde oluşabilecek hataları biraz daha yakından incelersek malzemelerin birçoğu büyük bir oranda şekil değiştirirler veya kırılırlar, katı bir cismin gerilim yükleri altında iki veya daha fazla parçaya ayrılmasına kırılma denmektedir.

Kırılma olayı iki koşulun yerine gelmesiyle gerçekleşmektedir. Bunlar çatlak oluşumu ve çatlakla ilerlemesidir. Kırılmayı temelde sünek ve gevrek tarzda olmak üzere iki kategoride sınıflandırabiliriz. Sünek kırılma çatlakla oluşumu ve ilerlemesi esnasından meydana gelen plastik deformasyonla birlikte metalik malzemenin kırılmasıdır. Gevrek kırılma ise çatlakla oluşumu ve ilerlemesi ile mikron seviyelerinde deformasyonun meydana gelmesiyle oluşan bir kırılma türüdür. Sıcaklığın düşmesiyle gerilim oranının ve üç eksenli gerilimlerin artması, gevrek kırılmalar üzerindeki çalışmalara yönelik ilgiyi arttırmaktadır. Çünkü gevrek kırılmalar uyarıksızın meydana gelmekte ve ciddi hasarlarla sonuçlanmaktadır (Horoz 1993-Said 2003).

2.2.1 Griffith Enerji Denge Yaklaşımı ve Gerilim Konsantrasyonları

Griffith cam malzeme üzerinde yaptığı çalışmalarının sonucu olarak cam yüzeyinde gözle görünmeyen mevcut mikro çatlakların, camın mukavemetini azalttığını belirtmiştir. Şekil 2.43'de görüldüğü gibi yüzeyinde veya içerisinde eliptik bir çatlak içeren malzemenin çatlak ucunda yüksek gerilme yığılmaları oluşmakta ve çatlak ucundaki maksimum gerilme (σ_{max}), ortalama gerilmeden ($\sigma_{ort.}$) çok daha büyük olmaktadır.



Şekil 2.43 Bir çentik ve çatlak ucundaki gerilme yığılması (Uğuz 1996).

Maksimum gerilme değeri;

$$\sigma_{\max} = 2\sigma_0 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (2.13)$$

şeklinde ifade edilmektedir. Burada;

a : çentik derinliği,

ρ : çentik ucu yarıçapını göstermektedir.

Griffith teorisine göre, gerilmeler sonucu çatlak civarında oluşan elastik enerji, yeni oluşacak çatlak yüzeylerinin yüzey enerjisine eşit olunca çatlak ilerlemeye başlar. Birim kalınlıkta ve sonsuz genişlikte bir levha için bu koşulu sağlayan gerilmenin ifadesi;

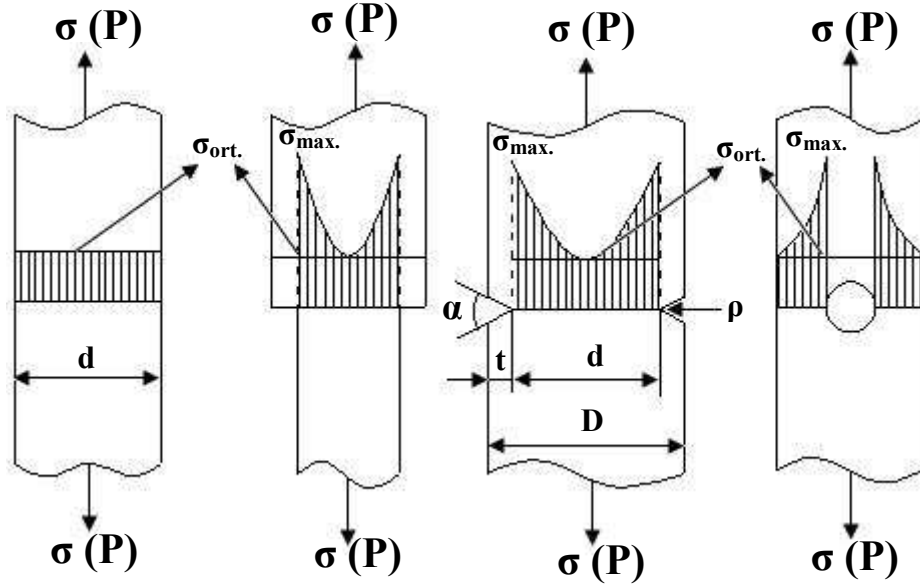
$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma_e \cdot E}{\pi \cdot a}} \quad (2.14)$$

E: Elastisite (Young) modülü

γ_e : Elastik yüzey enerjisini göstermektedir (Broek 1986).

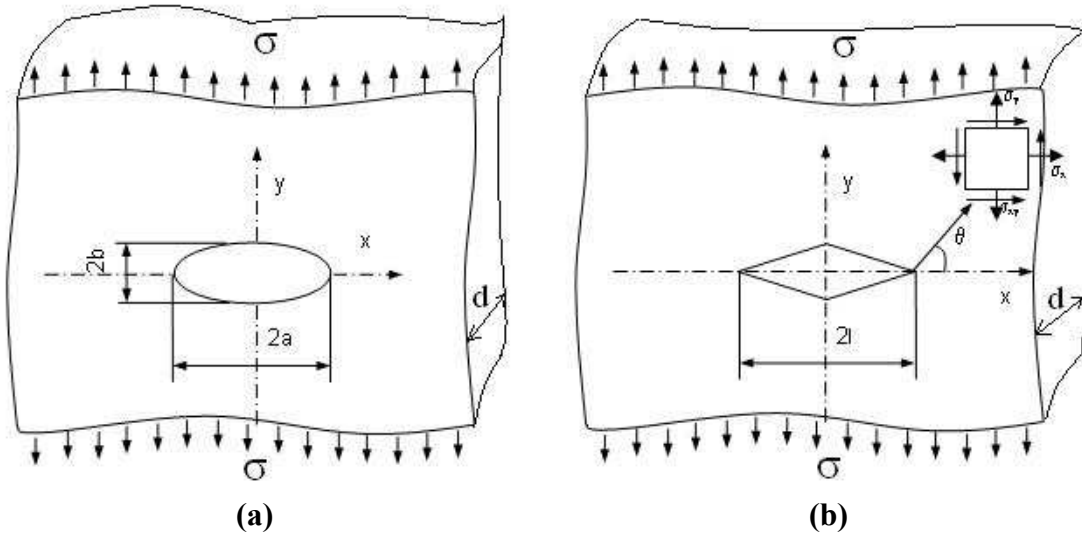
Denklemden, ideal gevrek malzemelerde çatlak ilerlemesinin; uygulanan gerilmeye, çatlak boyunun kareköküne ve sabit malzeme özelliklerine (E , γ_e) bağlı olduğu görülmektedir.

Günümüzde kullanılan makine ve konstrüksiyon parçaları karmaşık geometrilere sahiptir. Bu geometrilere bağlı olarak, malzemelerde bulunabilecek gerilim konsantrasyonu çeşitleri Şekil 2.44’ de gösterilmiştir (Said 2003).



Şekil 2.44 Makine elemanlarında bulunan bazı gerilim konsantrasyonu şekilleri.

Eliptik ve romb çatlak tipindeki gerilim konsantrasyonları Şekil 2.45’de gösterilmektedir (Makhutov 1973).



Şekil 2.45 a) Eliptik çatlak tipindeki gerilim konsantrasyonu, b) Romb çatlak tipindeki gerilim konsantrasyonu.

Şekil 2.45.a' deki elips şeklindeki gerilim konsantrasyonunun x ekseninde, uç kısımlarda meydana gelen $\sigma_y = \sigma_{\max}$ gerilimi İnglis' e göre;

$$\sigma_y = \sigma_{\max} = \sigma_{\text{ort}} \left(1 + 2 \frac{a}{b} \right) \quad (2.15)$$

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad \text{burada;}$$

ρ : elipsin x eksenindeki yarıçapı

$$\sigma_y = \sigma_{\max} = \sigma_{\text{ort}} \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (2.16)$$

Formül 2.16'da, $\sigma_{\max}$ gerilim değeri, elipsin x eksenindeki yarıçapı (ρ) ile bağımlıdır. Eğer $\rho = 0$ olursa, $\sigma_{\max} = \infty$ olmaktadır. Yani gerilim konsantrasyonu elipsten çatlağa dönüşürse, teorik olarak çatlak ucundaki gerilim değeri sonsuz olmaktadır. Bu nedenle kırılma açısından çatlak, en tehlikeli gerilim konsantrasyonudur. Gerilim konsantrasyonunun teorik katsayısı $\alpha_\sigma > 1$ olur. Yani;

$$\alpha_\sigma = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\text{ort}}} = \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (2.17)$$

Makine parçalarında bulunan delikler gerilim konsantrasyonu olarak alınırsa ($a = \rho$) formül 2.17'e göre $\alpha_\sigma = 3$ ve $\sigma_{\max} = 3 \sigma_{\text{ort}}$ olmaktadır.

Irwin tarafından Şekil 2.45.b' deki şemada, gerilim şiddet katsayısı için geliştirilen formül;

$$K = \sigma \sqrt{\pi l} \quad (2.18)$$

burada;

σ : Dış gerilim,

l : Çatlak uzunluğu,

r : Radius vektörü.

Şekil 2.45.b' deki şemada, θ açısını da içeren ve gerilim altında meydana gelen σ_x , σ_y , τ_{xy} gerilimleri aşağıdaki gibi ifade edilir;

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left(\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right) \quad (2.19)$$

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left(\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right) \quad (2.20)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left(\cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.21)$$

2.2.2 Kırılma Çeşitleri

Plastik şekil değişiminin neden olduğu hatalar, kristal kafes düzlemlerini bozmaya ve dislokasyonlara engel olmaya çalışırlar. Bu durumda malzemenin plastik şekil değişimine karşı dayanımı artar. Bu hatalar, yer alan ve ara yer atomlar, tane sınırları, çökeltiler ve dislokasyon ağlarıdır. Daha büyük hatalara neden olanlar ise inklüzyonlar, porozite, yüzey hataları ve küçük çatlaklardır. Gerilim konsantrasyonları içerisinde en tehlikeli olanı ise çatlaklardır (Horoz 1993).

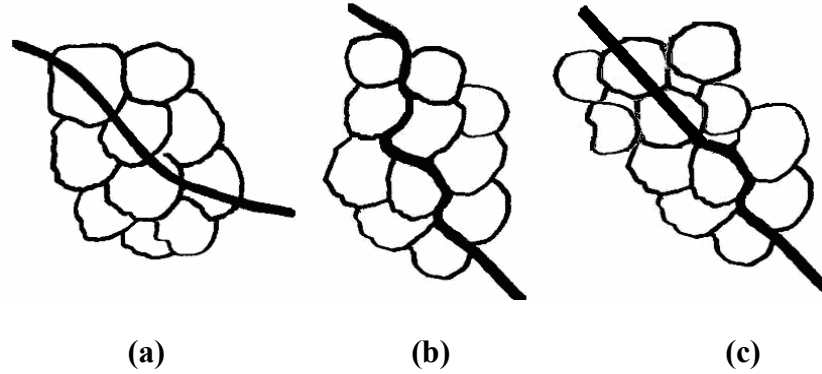
Kırılmanın türü ne olursa olsun kırılma iki aşamada gerçekleşmektedir. İlk aşama “çatlak oluşumu”, bunu takip eden ikinci aşama ise “çatlağın ilerlemesi”dir. Oluşan çatlağın ilerleyebilmesi için gerekli koşullar yüklemenin şekli ve değerine bağlı olmakla beraber, çatlağın gözlenebilme düzeyine, kristal hatalara, dislokasyonlara, yapıda var olan mikro çatlaklara ve yüzey kusurlarına bağlı olmaktadır.

Kırılma, malzeme mikroyapısındaki çatlağın kararlı veya kararsız şekilde yayılmasını içeren bir hata mekanizmasıdır. Ferritik çeliklerde kırılma tavırlarının sıcaklıkla ilişkisi bulunmaktadır. Düşük sıcaklıklarda, gevrek kırılma baskındır ve çatlak çok küçük bir hareketle genişlemeye başladığında çatlak yayılması hızla gerçekleşmektedir. Yüksek

sıcaklıkta bulunan çelikler ve karbon oranı çok düşük ferritik çelikler gibi malzemeler için kırılma davranışı sünektir (Kara 2005, İnt. Kayn. 4).

Kırılma işlemi, malzeme içerisinde genellikle yorulma etkisi ile bir çatlağın meydana gelmesidir. Dış kuvvetler etkisi ile çatlaklar, birleşerek mikro çatlağa, mikro çatlaklarında birleşmesi ile makro çatlağa dönüşmektedir. Sonunda makro çatlakların birleşmesi ile malzemenin kopma veya kırılma ile hasara uğraması gerçekleşmektedir.

Kırılma mikroyapı açısından taneleri keserek, taneler arası veya her ikisinin de bulunduğu karışım tipinde gerçekleşmektedir. Eğer çatlak metal tanelerinin gövdesinden geçerek ilerlerse buna transkristalit kırılma denmekte ve genellikle kırılma yüzeyi lifli, fincan görünümünde olmaktadır. Çatlak tane sınırları arasından ilerleyerek geçerse bu duruma interkristalit kırılma adı verilmekte ve kırılma yüzeyi parlak, düzlemsel görünüşte olmaktadır. Gevrek kırılma interkristalit biçimde gerçekleşmektedir. Bu durumun genel görünüşü Şekil 2.46' da gösterilmiştir.



Şekil 2.46 a) Taneleri keserek (transkristalit) kırılma, b) Tane sınırları arası (interkristalit) kırılma, c) Karışık kırılma (Said 2003).

Bir makine elemanının üzerine gelen zorlama şekli, yani gerilme ve şekil değişimi ile ortam koşulları, oluşacak kırılmanın türünü belirlemektedir. Ancak çok az malzemede bir tek kırılma türü görülmektedir. Aynı malzemede birden fazla kırılma türünü görmek mümkündür. Malzemenin kırılma öncesi durumu ve kırılmaya neden olan yükleme koşullarına göre kırılma türleri gevrek ve sünek kırılma olarak iki şekilde incelenebilir (Said 2003).

2.2.2.1 Gevrek Kırılma

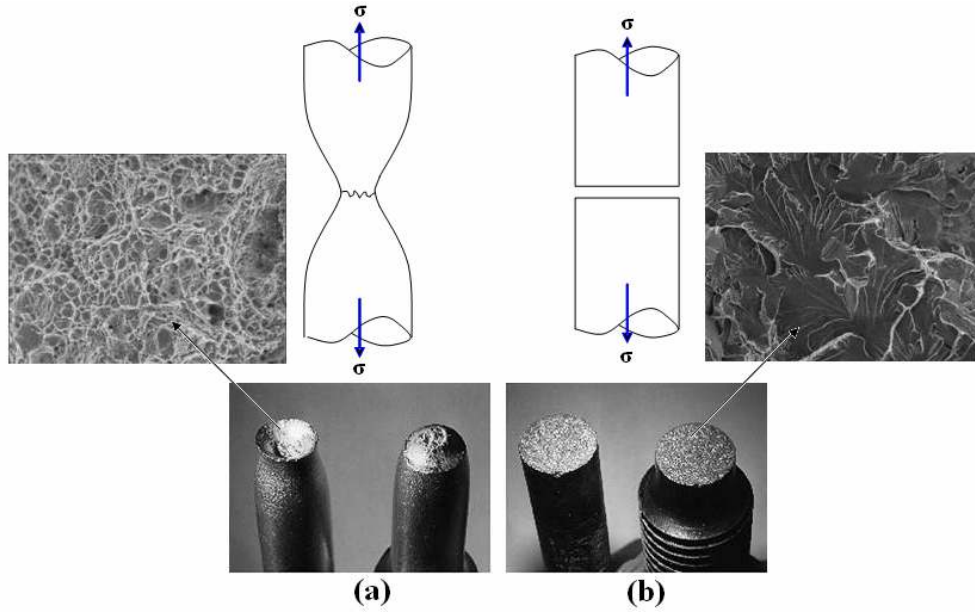
Gevrek kırılma, yükleme işlemi esnasında yok sayılabilecek kadar az, ya da hiç plastik deformasyon etkisi göstermeden aniden meydana gelen kırılma türüdür. Sünek kırılmaya nispeten daha az enerji absorbe eden bir kırılma türüdür. Çatlak ilerlemesi çok hızlı olup, bu ilerleme çevre yüzey enerjisi ile oluşmaktadır. Diğer bir deyimle, çatlak oluşuktan sonra, ilerlemesi için sürekli dış gerilime ihtiyaç yoktur. Birçok durumda gevrek olarak kırılan malzemelerde, sadece kırılmış yüzey civarında çok az oranda kalıcı şekil değişikliği olduğundan, kırılan yüzeyin görünümü parlak ve düzgündür. Bu tür kırılmanın nerede ve ne zaman oluşacağı önceden bilinmediği için çok tehlikeli olabilmektedir. Bu tür kırılmalar geçmişte önemli kazalara, büyük can ve mal kayıplarına yol açtığı için üzerinde yoğun araştırmalar yapılmış ve halen de yapılmaktadır. Genellikle camlar, seramikler, bazı metaller gibi gevrek yapıya sahip malzemelerde bu duruma oldukça sık rastlanmaktadır (Said 2003).

2.2.2.2 Sünek Kırılma

Kırılmadan önce malzemede plastik deformasyon meydana gelirse bu tip kırılmalara sünek kırılma adı verilir. Sünek kırılma belirgin ölçüde plastik şekil değiştirme ve büzülmeden sonra oluşur ve büyük oranda enerji sönümler. Kalıcı şekil değişikliklerinin miktarı, kırılma sonrasında malzemedeki kesit azalması veya gerilme yönünde oluşan boy uzaması ölçülerek saptanmaktadır. Kırılma kalıcı şekil değişikliği oluşturabilecek gerilme ile doğru orantılı olup, yavaş oluşmaktadır. Kırılma sonucu kırılma yüzeylerinin görünümü liflidir. Sünek kırılmada, gevrek kırılmaya göre hasarın nerede oluşacağı önceden görülebildiği için gerekli önlemler alınarak zararın büyümesi önlenabilmektedir (Said 2003).

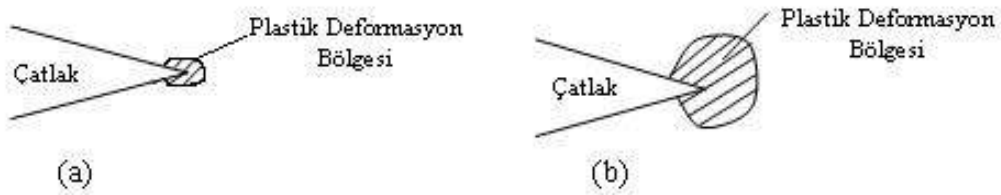
Gevrek malzemeler elastik sınırın sonunda kırılır ve elastik sınırla çekme mukavemeti değerleri birbirine çok yakındır. Bütün gevrek malzemelerin mukavemet hesaplarında kritik gerilme olarak çekme mukavemeti değeri dikkate alınır. Sünek kırılmada ise kritik gerilme olarak akma sınırı seçilir. Şekil 2.47' de gevrek ve sünek kırılma için tek

eksenli gerilim-gerinim diyagramındaki numunelerin şematik gösterimi verilmektedir (İnt. Kayn. 5,6).



Şekil 2.47 a) Sünek kırılma b) Gevrek kırılma (İnt. Kayn. 5,6,7,8).

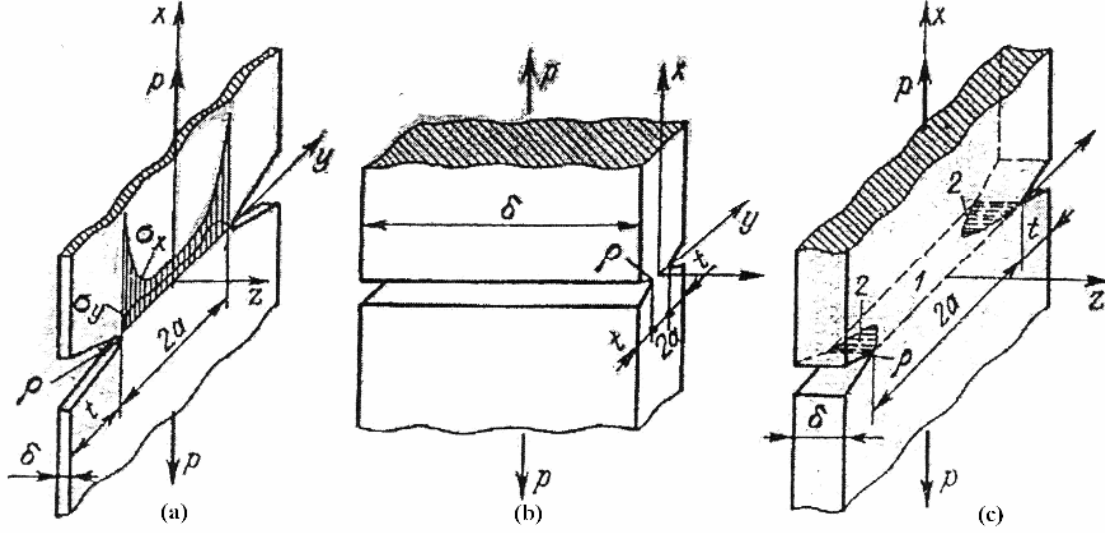
Bunun yanı sıra gevrek ve sünek kırılmalar gerilim konsantrasyonu ucundaki plastik deformasyonu bölgelerinden fark edilir. Gevrek kırılmalarda çatlak ucundaki plastik deformasyon bölgesi sünek kırılmalarındaki plastik deformasyon bölgesinden küçüktür. Sünek kırılmalarda plastik deformasyon bölgesinin büyük olması çatlak ucunun körleşmesine neden olmaktadır bu durumun genel görünüşü Şekil 2.48’ de gösterilmiştir.



Şekil 2.48 a) Gevrek kırılma için çatlak ucundaki plastik deformasyon bölgesi b) Sünek kırılma için çatlak ucundaki plastik deformasyon bölgesi (Said 2003).

2.2.3 Düzlemsel Gerilim ve Düzlemsel Deformasyon Durumları

Düzlemsel gerilim ve düzlemsel deformasyon durumlarının şematik gösterimi Şekil 2.49' da verilmiştir (Kopelman 1978).



Şekil 2.49 a) Düzlemsel gerilim durumu b) Düzlemsel gerilim durumu c) Her iki durumunda gerçekleşmesi (Kopelman 1978).

Şekil 2.49.a' da çentik ucunun yarıçapı (ρ) levhanın kalınlığı (δ), 'dan büyük olduğu için malzeme üç ekseninde de deformasyona uğrayabilir. Şekil 2.49.b' de ise çentik ucunun yarıçapı, levhanın kalınlığından küçüktür ve malzemenin z ekseninde deformasyonu gerçekleşmez, σ_z gerilimi meydana gelir.

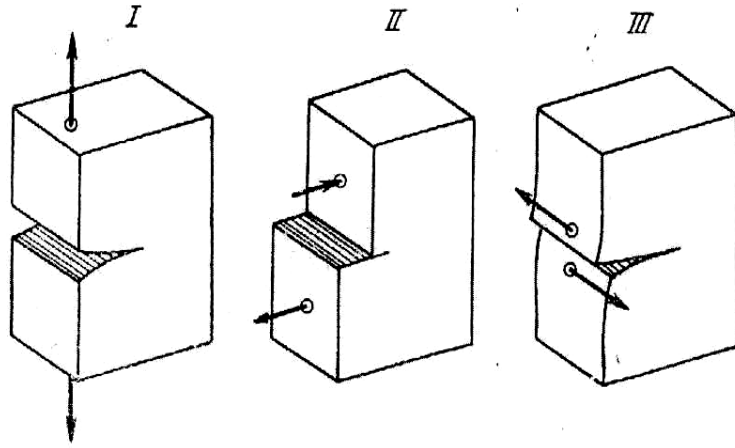
Şekil 2.49.c' de 1. bölge düzlemsel deformasyonu, 2. bölgeler ise düzlemsel gerilimi yani her ikisinin de bir arada olduğu durumu ifade etmektedir.

Şekil 2.50, kırılma mekaniğinde en çok rastlanan üç çeşit kırılma modunu göstermektedir (Makhutov 1973).

Mod I- Açılma modu (K_I)

Mod II- Kayma Modu (K_{II})

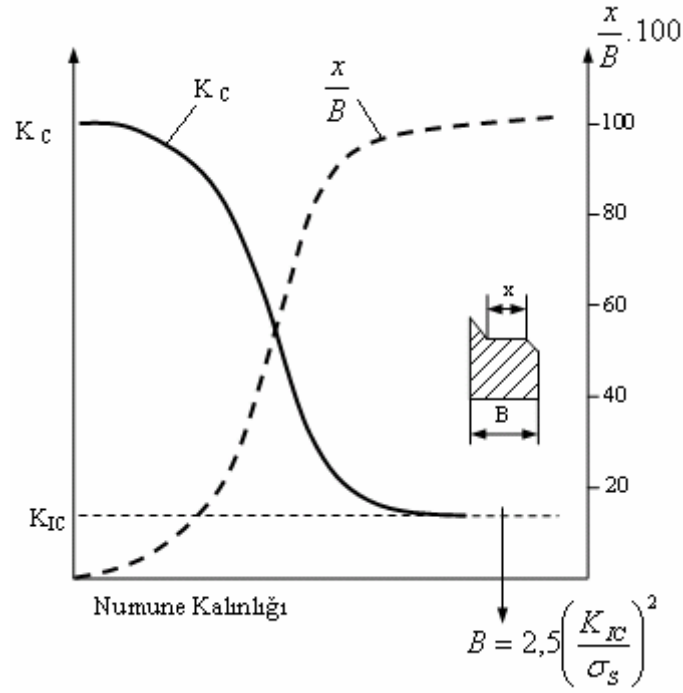
Mod III- Yırtılma Modu (K_{III})



Şekil 2.50 Kırılma modları (Makhutov 1973).

Çatlak ucunda meydana gelen ve çatlağın ilerlemesine etkisi olan kritik gerilim durumu, kritik gerilim şiddet katsayısı (K_C) ile ifade edilmektedir. K_c numunenin veya parçanın kalınlığı ile bağlıdır. Şekil 2.51, K_C ' nin, numune kalınlığı ile bağlılığını göstermektedir (Broek 1974).

Numune kalınlığı arttıkça, K_c değeri azalmakta ve numune kalınlığı belirli bir kalınlığa eriştiğinde $K_C = K_{IC}$ olmaktadır. Belli bir kalınlık değerinden sonra K_C değişim göstermemektedir. Buna göre K_{IC} malzemenin bir sabiti sayılmaktadır (Broek 1974).



Şekil 2.51 Kritik gerilim şiddet katsayısının, numune kalınlığı ile değişim grafiği (Broek 1974).

Düzlemsel deformasyon durumundaki kesit kalınlığında tam gevrek kırılma gerçekleşmekte ve kırılma tokluğu K_{IC} ile ifade edilmektedir. Düzlemsel deformasyon durumunun (gevrek kırılma) gerçekleşmesi için ($K_C = K_{IC}$ olması için) numune kalınlığı aşağıda belirtilen formüldeki eşitlikle ifade edilir (Broek 1974).

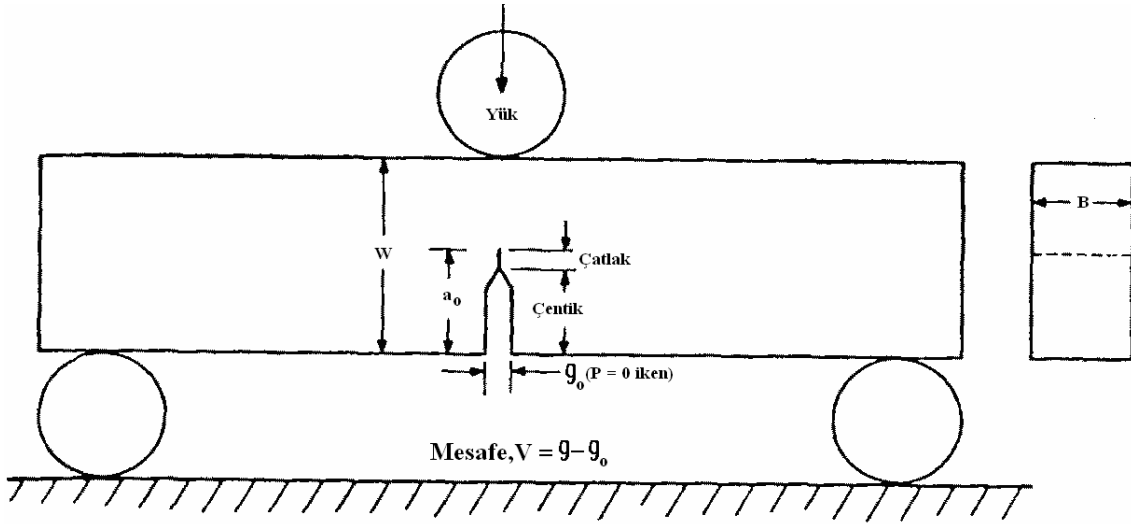
$$B, l \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{ag}} \right)^2 \quad (2.22)$$

2.2.4 ASTM E-399 Standardı

HMK kafesli çeliklerde kırılma tokluğu, K_{IC} 'yi tayin etmek için ASTM E-399 standardı geliştirilmiştir. Bu standarda göre, düşük akma gerilmesine sahip çeliklerin kırılma tokluğunun belirlenebilmesi için Bölüm 2.2.3'de de ifade edildiği gibi düzlemsel deformasyon (gevrek kırılma) şartını sağlayan büyük numunelerin deneye tabi tutulması gerekmektedir (ASTM 2003, Said 2003).

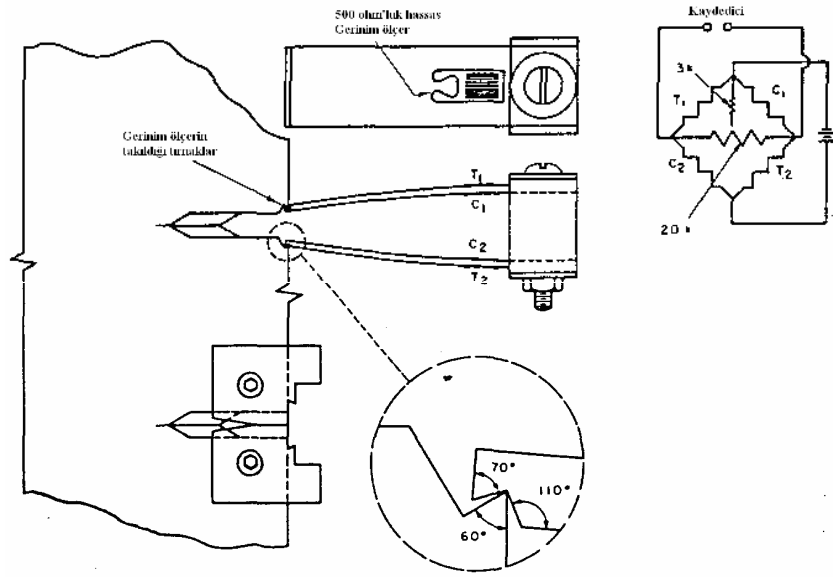
ASTM E-399 standardı uyarınca deneylere tabi tutulan numunelerde oluşturulan çatlaklar, gerilim konsantrasyonu ile başlar ve titreşim makinelerinde elde edilir. Çatlak, gerilim konsantrasyonunun ucundan itibaren ilerlemeye başlar ve istenen çatlak uzunluğu elde edilir. Deneyden sonra kırılmış numune üzerinden gerçek çatlak uzunluğu ölçülür (Liebowitz 1969).

Şekil 2.52, deneyi yapılan numuneyi göstermektedir.



Şekil 2.52 Kırılma tokluğunun saptanması için gerekli eğme numunesi (ASTM 2003).

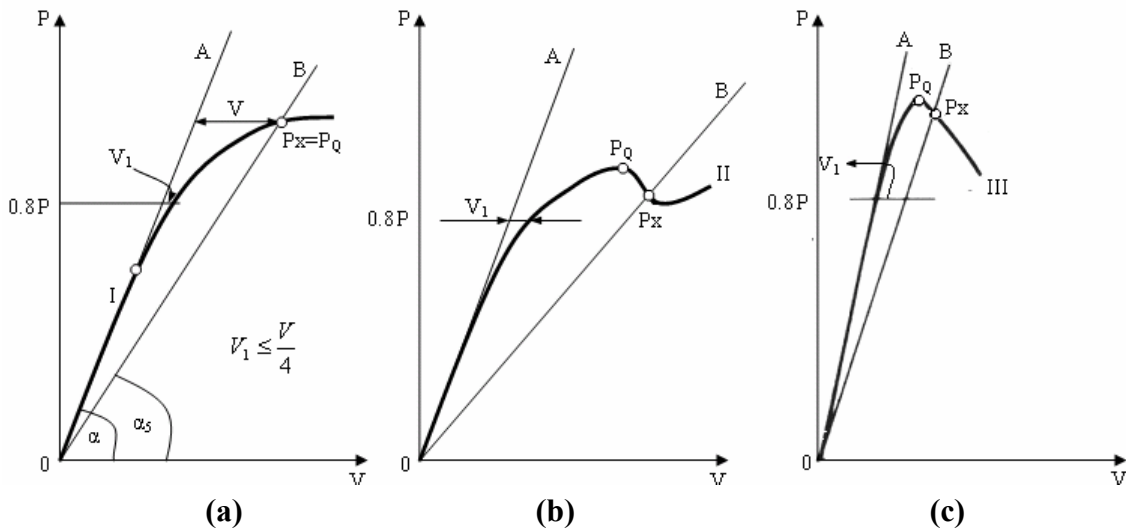
Şekil 2.52'deki numunenin çentik ucuna bir ölçme aleti (gage) takılmaktadır. Deney esnasında kuvvet (P)-çatlak açılma (V) grafiklerinin çizilmesinde kullanılan düzenek ve dinamometre Şekil 2.53'de gösterilmektedir (ASTM 2003).



Şekil 2.53 Dinamometrenin numuneye montajı ve klips ölçüleri (ASTM 2003).

Deney esnasında kuvvet-çatlak açılma (P - V) grafikleri çizilmektedir. Şekil 2.54’de malzeme özellikleriyle bağımlı olan 1., 2. ve 3. tip eğriler ve bu grafikler üzerinde yapılan işlemler gösterilmektedir.

Standarda göre, Şekil 2.54’ daki grafiklerle K_{IC} ’yi değerlendirmek için kullanılan P_Q kuvveti bulunmalıdır (ASTM 2003).



Şekil 2.54 Üç tip kuvvet-çatlak açılma (P - V) grafiği (ASTM 2003).

Şekil 2.54'deki grafiklerde elastik bölgedeki doğru devam ettirilir ve bu doğrunun açısından % 5 daha küçük bir açıyla OB doğrusu çizilir.

$$\text{Burada } V_1 \leq \frac{V}{4} \text{ olmalıdır.} \quad (2.23)$$

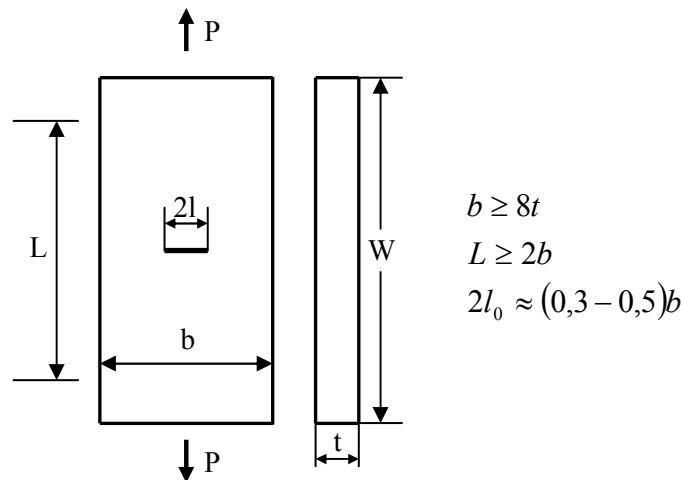
Formül 2.23 sağlanırsa, düzlemsel deformasyon gerçekleşmiş ve numune kalınlığı yeterli sayılır. Bu şart yerine getirildiğinde P_Q kuvveti Şekil 2.54' deki gibi kabul edilir. Şekil 2.54.b ve 2.54.c' de ise 2. ve 3. tip eğride P_Q kuvveti gösterilmiştir. Elde edilen P_Q kuvvetine göre aşağıdaki şart sağlanırsa, kırılma tokluğu $K_Q = K_{IC}$ olarak kabul edilmektedir.

$$B, l \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_a} \right)^2 \quad (2.24)$$

σ_a : Akma gerilimini ifade etmektedir.

ASTM E399 standardına göre, aşağıdaki şekillerdeki 4 tip çentikli numune, K_Q parametresini değerlendirmek için deneye tabi tutulmaktadır (ASTM 2003).

Şekil 2.55'deki I. tip numunenin orta kısmında bir gerilim konsantrasyonu ve daha sonra çatlak oluşturulmaktadır. Bundan sonra numune eksenel çekmeye tabi tutulmaktadır.



Şekil 2.55 ASTM E399 Standardına göre I. tip numune.

burada;

b : Numune genişliğini,

W : Numune uzunluğu,

l : Gerilim konsantrasyonu,

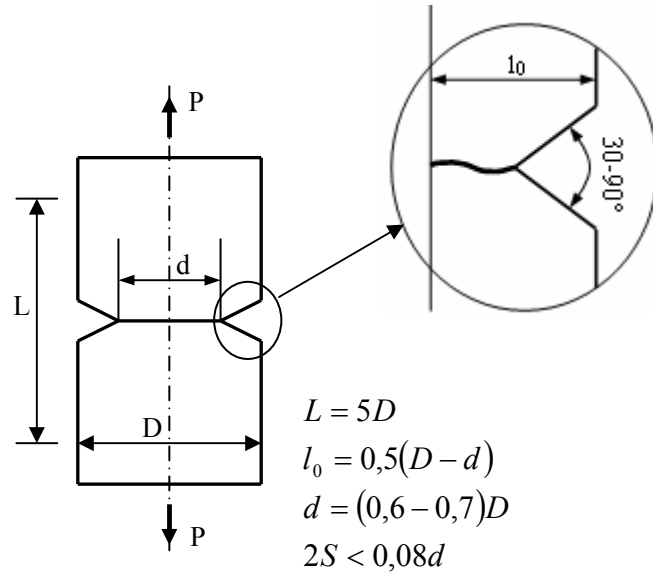
L : Numunenin deney esnasındaki dikkate alınan uzunluğunu ifade etmektedir.

I. tip numune için,

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} Y_1 \quad (2.25)$$

$$Y_1 = 0,380 \left[1 + 2,308 \left(\frac{2l_0}{b} \right) + 2,439 \left(\frac{2l_0}{b} \right)^2 \right] \quad (2.26)$$

Şekil 2.56'daki II. tip numune silindiriktir.



Şekil 2.56 ASTM E399 Standardına göre II. tip numune.

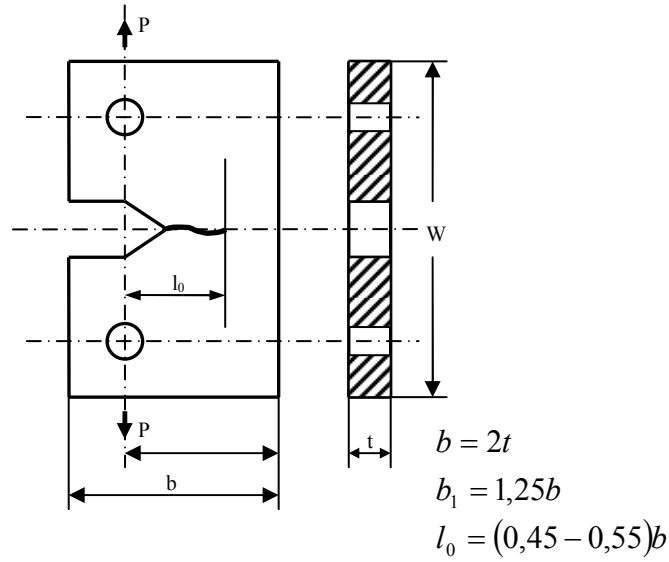
II. tip numune için,

$$K_Q = \frac{P_Q}{\sqrt{D^3}} (Y_2' + Y_2'') \quad (2.27)$$

$$Y_2' = 6,53 \left[1 - 1,8167 \left(\frac{d}{D} \right) + 0,9167 \left(\frac{d}{D} \right)^2 \right] \quad (2.28)$$

$$Y_2'' = 3,1 \left(\frac{2S}{d} \right) \quad (2.29)$$

Şekil 2.57' deki III. tip numune eksenel kaçık (eksantrik) numunedir.



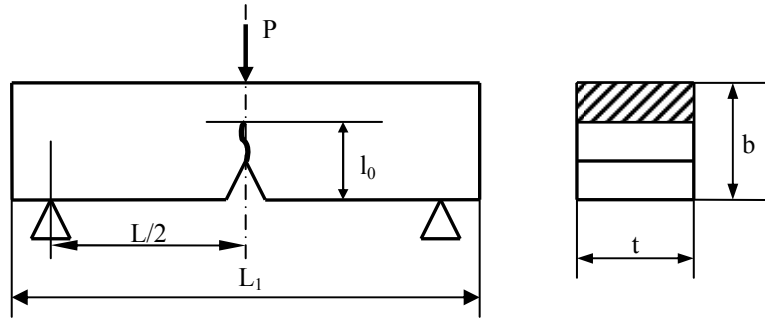
Şekil 2.57 ASTM E399 Standardına göre III. tip numune.

III. tip numune için,

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} Y_3 \quad (2.30)$$

$$Y_3 = 13,74 \left[1 - 3,38 \left(\frac{l_0}{b} \right) + 5,572 \left(\frac{l_0}{b} \right)^2 \right] \quad (2.31)$$

Şekil 2.58' deki IV. tip numuneye üç nokta eğme deneyi yapılmaktadır.



$$b = 2t$$

$$l_0 = (0,45 - 0,55)b$$

$$L = 4b = 8t$$

$$L_1 = 4b + 0,5b$$

Şekil 2.58 ASTM E399 Standardına göre IV. tip numune.

IV. tip numune için,

$$K_Q = \frac{P_Q L}{t \sqrt{b^3}} Y_4 \quad (2.32)$$

$$Y_4 = 3,494 \left[1 - 3,396 \left(\frac{l_0}{b} \right) + 5,839 \left(\frac{l_0}{b} \right)^2 \right] \quad (2.33)$$

Burada;

Y - numunenin sınırlı boyutunu göz önünde tutan parametre,

t - numune kalınlığı,

b - numune genişliği,

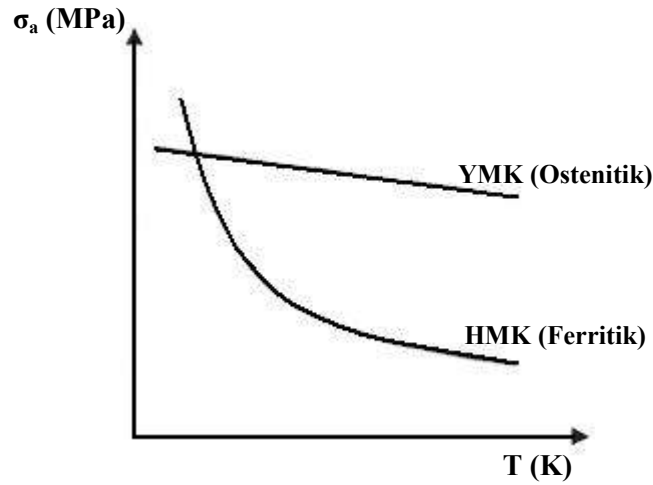
l_0 - çatlak uzunluğu.

2.3 ASTM E399 Standardına Alternatif Çalışmalar

Bu bölümde açıklanan çalışmalar, metal ve alaşımlarda akma mukavemetinin sıcaklıkla değişimi dikkate alınarak HMK kafes yapısına sahip metal ve alaşımları üzerinde geçerli olmaktadır.

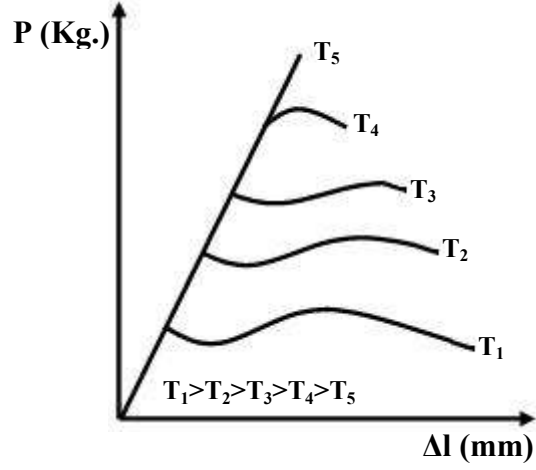
2.3.1 Kırılma Tokluğunun Malzemenin Mekanik Özellikleri ile İlişkisi

Şekil 2.59, HMK ve YMK kafes sistemlerine sahip metal ve alaşımlarının akma mukavemetlerinin sıcaklıkla değişim grafiğini göstermektedir.

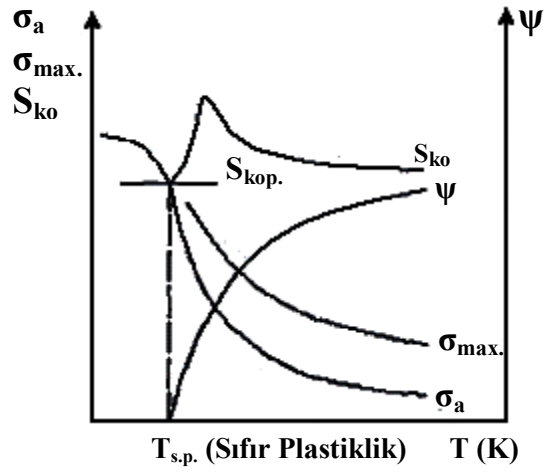


Şekil 2.59 HMK ve YMK kafesli metal ve alaşımlarında akma mukavemetinin sıcaklıkla değişimi (Saidov 1989).

Tek eksenli çekme deneyleri esnasında elde edilen kuvvet (P)-uzama (Δl) grafiklerinin sıcaklıkla değişimi şekil 2.60' da, grafiklerden elde edilen mekanik özelliklerin sıcaklıkla değişimi ise şekil 2.61'de gösterilmektedir.



Şekil 2.60 HMK kafesli metal ve alaşımları için P- Δl grafiklerinin sıcaklıkla değişimi (Saidov 1989).



Şekil 2.61 HMK kafesli metal ve alaşımların tek eksenli çekme deneyinden elde edilen mekanik özelliklerin sıcaklıkla değişimi (Saidov 1989).

HMK kafesli metal ve alaşımların gevrek kırılması için aşağıdaki şartların yerine getirilmesi gerekmektedir (Kopelman 1978).

$$\sigma_1 \geq S_{kop.} \quad (2.34)$$

$$\sigma_i \geq \sigma_a \quad (2.35)$$

σ_1 : En yüksek normal gerilim değeri,

σ_i : Gerilim konsantrasyonu bölgesindeki eşdeğer gerilim değeri (Von Mizes kriterine göre hesaplanmaktadır).

$S_{kop.}$: akma mukavemeti (σ_a), çekme mukavemeti (σ_c) ve kopma mukavemetinin (S_{k_0}) belirli bir sıcaklıkta eşit olduğu değer.

$S_{kop.}$ değeri; deformasyon hızı, gerilim konsantrasyonu ve sıcaklıkla değil sadece malzemenin tane boyutuyla değişmektedir.

Yarashevich (1970), “dislokasyonların çiftli eğilerek hareketi modeli”ni geliştirmiş ve çalışmalarında Becker’in (1925) formüllerini temel alarak akma mukavemeti için aşağıdaki teorik formülü elde etmiştir;

$$\sigma_a = \sigma_0 + Ae^{-\alpha T} \quad (2.36)$$

Burada;

σ_0 : Akma mukavemetinin sıcaklıktan bağımsız (atermik) değeri,

σ_a : Akma mukavemeti değeri,

A : Akma mukavemetinin $T = 0$ K’deki etkili değeri,

α : Akma mukavemetinin belirli bir deformasyon hızında sıcaklığa hassasiyetini ifade eden parametre.

Saidov (1989) tarafından az karbonlu düşük alaşımlı çelikler için kırılma tokluğunun, çatlak ucunda meydana gelen plastik deformasyonun termoaktivasyon enerjisi ile eksponensiyel olarak bağıllığıyla ilgili bir varsayım ortaya atılmıştır. Kabul edilen varsayıma göre kırılma tokluğu (K_{IC});

$$K_{1C} = K_{1C}^0 \exp(\alpha m T) \quad (2.37)$$

Formülde;

K_{1C}^0 : K_{1C} 'nin $T = 0$ K 'deki değeri,

m : Kırılma tokluğunun sıcaklığa hassasiyetini ifade eden katsayı.

Az karbonlu düşük alaşımlı çelikler için K_{μ} kırılma modeli bulunmaktadır. Bu modele göre çatlak ucundan belirli bir mesafe (ρ_c) ileride meydana gelen kritik gerilim (σ_c) etkisi altında mikro çatlak meydana gelir. Mikro çatlaklar zamanla ana çatlağı oluşturur ve sonuçta ana çatlak ilerler. Bu modele göre bir kırılma tokluğu formülü geliştirilmiştir (Krasovsky 1983).

$$\frac{K_{1C}}{K_{\mu}} = \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_a} \right)^{\frac{1-n}{2n}} \quad (2.38)$$

Formülde;

$$K_{\mu} = \sigma_c \sqrt{\pi \rho_c} \quad (2.39)$$

σ_c = Çatlak ucundan ρ_c mesafe ileride meydana gelen kritik gerilim değeri,

n = Pekleşme katsayısı.

Formül 2.38'de bulunan K_{μ} ve σ_c değerleri sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı değildir (Krasovsky 1983).

Formül 2.37'nin logaritması alınırsa;

$$\ln \frac{K_{1C}}{K_{1C}^0} = \alpha m T \quad (2.40)$$

Formül 2.38'deki σ_c ve K_μ 'nün sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olmadığı durum dikkate alınarak K_{1C} için formül 2.41'deki eşitlikler kabul edilmiştir (Saidov 1989).

$$\begin{aligned} \text{a) } K_\mu &= K_{1C}^0 \\ \text{b) } \sigma_c &= \sigma_a(0) - \sigma_0 = A \\ \text{c) } \rho_c &\approx d \end{aligned} \tag{2.41}$$

Burada;

$\sigma_a(0)$: T= 0 K 'deki akma mukavemeti değeri

Formül 2.41' deki (a) ve (b) eşitlikleri formül 2.38'de geçerli olduğunda;

$$\frac{K_{1C}}{K_{1C}^0} = \left(\frac{A}{\sigma_a} \right)^{\frac{1-n}{2n}} \tag{2.42}$$

eşitliğin her iki tarafındaki ifadenin logaritması alınır;

$$\ln \frac{K_{1C}}{K_{1C}^0} = \frac{1-n}{2n} \ln \left(\frac{A}{\sigma_a} \right) \tag{2.43}$$

Bu durumda formül 2.40 ile formül 2.43 birbiri ile karşılaştırılırsa;

$$\alpha_m T = \chi \ln \left(\frac{A}{\sigma_a} \right) \tag{2.44}$$

Burada;

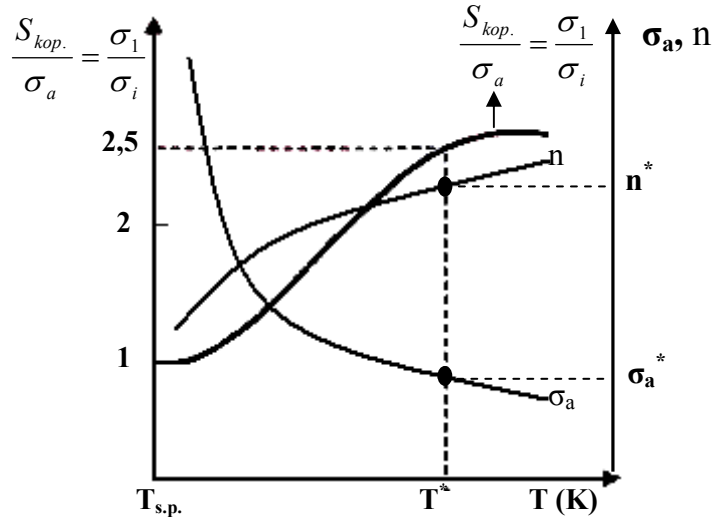
$$\chi = \frac{1-n}{2n} \tag{2.45}$$

2.3.2 Düzlemsel Deformasyon Şartında Kırılma Tokluğu Formülünün Elde Edilmesi

Gevrek kırılma (düzlemsel deformasyon) şartı, çatlaklı numune için aşağıdaki denklik ile ifade edilir (Saidov 1989, Said 1997,1999).

$$\frac{S_{kop.}}{\sigma_a} = \frac{\sigma_1}{\sigma_i} = 2,5 \quad (2.46)$$

Formül 2.46'daki eşitliğin sıcaklıkla değişim grafiği şekil 2.62'de gösterilmektedir.



Şekil 2.62 $\frac{S_{kop.}}{\sigma_a}$, n ve σ_a 'nin sıcaklığa göre değişimi (Saidov 1989, Said 1997,1999).

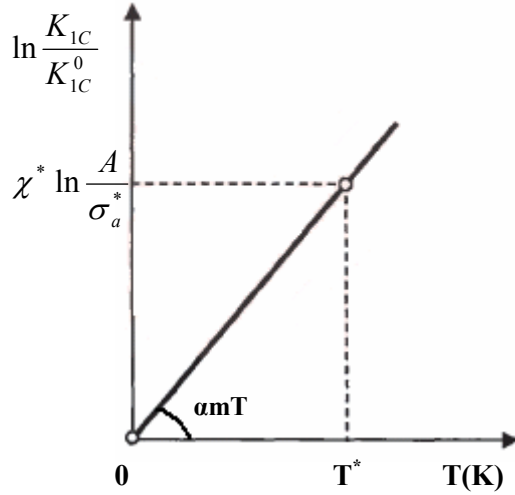
Şekil 2.62'de bulunan T^* , n^* , σ_a^* değerleri formül 2.44'de yerine konulursa;

$$\alpha m = \frac{\chi^*}{T^*} \ln \frac{A}{\sigma_a^*} \quad (2.47)$$

Formül 2.47'deki αm değeri formül 2.44'de yerine konularak formül 2.43 aşağıdaki gibi yazılır;

$$\ln \frac{K_{1C}}{K_{1C}^0} = \frac{T}{T^*} \chi^* \ln \frac{A}{\sigma_a^*} \quad (2.48)$$

Şekil 2.63 $\ln \frac{K_{1C}}{K_{1C}^0} - T$ koordinatlarında αm açısı altında çizilen grafiği göstermektedir.



Şekil 2.63 Kırılma tokluğunun sıcaklığa göre değişimi (Saidov 1989, Said 1997,1999).

Şekil 2.63'deki noktaların koordinatları;

$$T = 0 \text{ K}; \quad \ln \frac{K_{1C}}{K_{1C}^0} = 0 \quad (2.49)$$

$$T = T^* \text{ K}; \quad \ln \frac{K_{1C}}{K_{1C}^0} = \chi^* \ln \frac{A}{\sigma_a^*} \quad (2.50)$$

Burada;

$$\chi^* = \frac{1 - n^*}{2n^*} \quad (2.51)$$

Sonuç olarak kırılma tokluğu ve sıcaklık arasındaki ilişki aşağıdaki formül ile ifade edilmektedir.

$$K_{1C} = K_{1C}^0 \exp \left[\frac{T}{T^*} \chi^* \ln \frac{A}{\sigma_a^*} \right] = K_{1C}^0 \left[\frac{A}{\sigma_a^*} \right]^{\frac{\chi^*}{T^*} T} \quad (2.52)$$

Eğer malzemenin tane boyutu (d) dikkate alınacak olursa;

$$K_{1C} = A\sqrt{\pi d} \left[\frac{A}{\sigma_a^*} \right]^{\frac{\lambda^*}{T^*} T} \quad (2.53)$$

2.3.3 Oda Sıcaklığında Yapılan Tek Eksenli Çekme Testinden Elde Edilen Verilerle Kırılma Tokluğunun Bulunması

Formül 2.53'e göre akma geriliminin sıcaklığa göre değişim grafiğini elde etmek için silindirik numuneleri 293 K'den 0 K'e kadar deneyler yapmak gerekmektedir. Ancak bu testler metot olarak zordur ve maliyet gerektirmektedir. Bundan dolayı tez çalışmasında, literatürde kabul gören ve Makhutov tarafından geliştirilen, oda sıcaklığında yapılan tek eksenli çekme deneyi sonuçları yardımıyla akma gerilmesinin değerlendirilmesi üzerinde işlemler yapılmıştır.

Bu bölümde, bölüm 2.3.1 ve 2.3.2'de anlatılanların ışığında Makhutov (1973), Yarashevich (1970) ve Said'in (1989, 1997, 1999, 2000, 2001, 2004) çalışmalarıyla oda sıcaklığında yapılan çekme deneyinden elde edilen verilerle kırılma tokluğunun bulunmasına yönelik yapılan hesaplamalar yer almıştır.

Akma mukavemetinin farklı sıcaklıklardaki değerleri aşağıdaki formüle göre hesaplanmaktadır (Makhutov 1973).

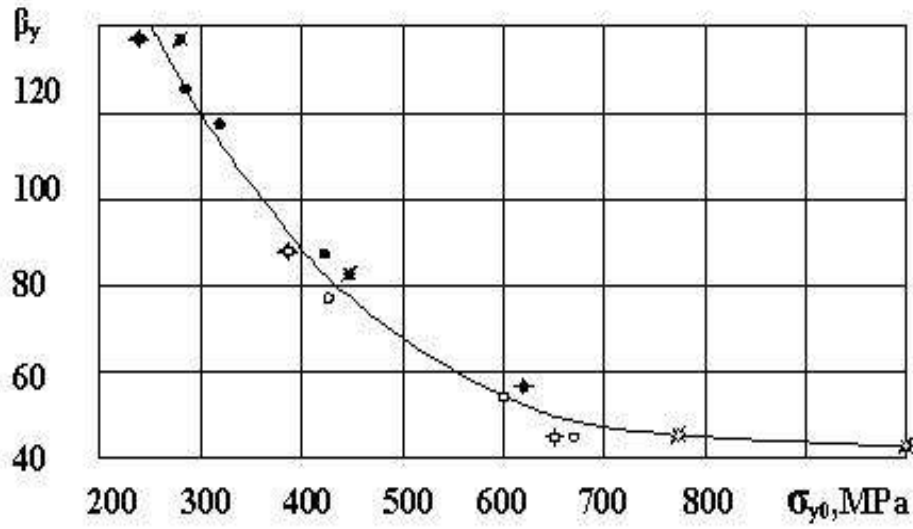
$$\sigma_{a(T)} = \sigma_{ao} \exp\left[\beta_y \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_o}\right)\right] \quad (2.54)$$

Burada;

σ_{ao} : Akma mukavemetinin $T_o=293$ K' deki değeridir,

β_y : σ_{ao} 'a bağlı olarak değişen bir parametredir.

Formül 2.54'de yer alan β_y parametresi aşağıdaki grafikten tayin edilebilmektedir.



Şekil 2.64 Akma mukavemetinin β_y ile ilişkisi (Makhutov 1973).

β_y parametresi çekme testinden elde edilen akma mukavemetinin oda sıcaklığındaki değerine (σ_{a0}) göre tayin edilir. Sünek-gevrek geçiş sıcaklık sınırı T_* , aşağıdaki formüle göre saptanır (Makhutov 1973);

$$T_* = \left[\frac{1}{T_0} + \frac{\ln \left(\frac{S_{k_0}}{\sigma_{a_0}} \right)}{\beta_y} \right]^{-1} \quad (2.55)$$

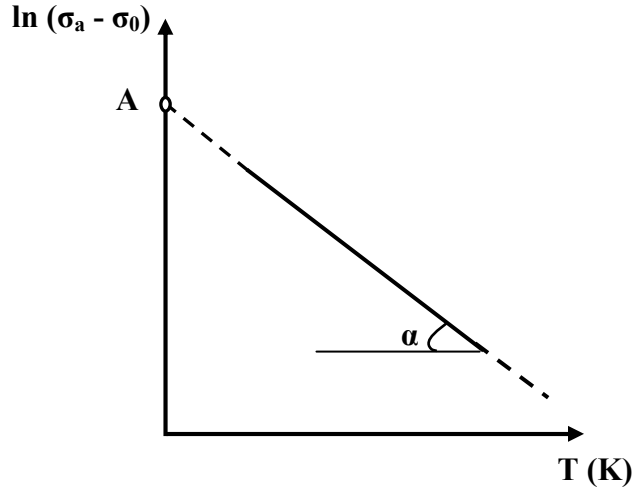
Burada;

S_{k_0} : Oda sıcaklığında yapılan çekme testinden elde edilen kopma mukavemeti değeri.

Formül 2.54'e göre $T = 0 \text{ K}$ ' de, $\sigma_a = \infty$ olur, ancak bu gerçek dışıdır. Dolayısıyla, formül 2.54, $293 \text{ K} - T_*$ sıcaklıkları aralığında geçerlidir. Dislokasyon parçasının eğilip bükülerek hareketi modeli üzerinde elde edilen formülde (2.36) yer alan σ_0 (σ_a 'nu $T = \infty$ 'daki değeri) formül 2.54'den aşağıdaki gibi tayin edilir.

$$\sigma_0 = \sigma_{a0} \exp\left(-\frac{\beta_y}{T_0}\right) \quad (2.56)$$

Formül 2.54 ve 2.56'dan elde edilen sonuçlarla yarı logaritma koordinat alanında $\ln(\sigma_a - \sigma_0)$ -T grafiği oluşturulur. Grafik üzerinden A ve α değerleri bulunur.



Şekil 2.65 Akma geriliminin atermik (σ_0) kısmını ve α parametresini değerlendirme üzerine bir şema.

Bu işlemlerin ardından T_* sıcaklığı göz önünde tutularak $S_{kop.}$ değeri bulunur.

$$S_{kop.} = \sigma_0 + Ae^{-\alpha T_*} \quad (2.57)$$

Sonuçta 293 K - T_* arasındaki sıcaklık değerleri formül 2.36'a göre σ_a değerlendirilir.

Şekil 2.62'de yeralan $\frac{S_{kop.}}{\sigma_a} - T$ grafiği çizilir.

Bu hesaplamaların ve bulunan sonuçların ardından formül 2.58'deki K_{IC}^0 değerlendirilir;

$$K_{IC}^0 = A\sqrt{\pi d} \quad (2.58)$$

Son aşama olarak kırılma tokluğu (K_{IC}), formül 2.53'den bulunmaktadır.

Şekil 2.62’de, $\frac{S_{kop.}}{\sigma_a}$ oranları eğer 2,5 sayısının altında kalırsa aşağıdaki durumlar kabul edilmektedir;

a) $\sigma_a^* = \sigma_{a(o)}$

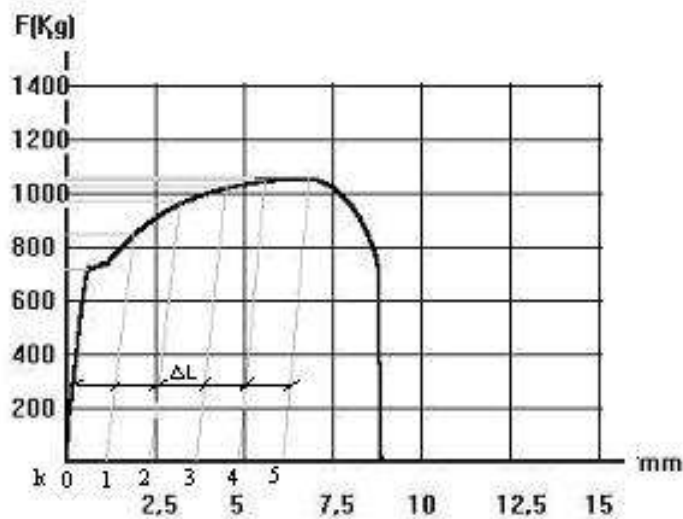
b) $T^* = T_0$

Eğer $\frac{S_{kop.}}{\sigma_a}$ oranları 2,5 sayısının üzerinde kalırsa şekil 2.62’den, 2,5 sayısının kestiği sıcaklık T^* sıcaklığı olarak belirlenir. Formül 2.36’ya göre T sıcaklığı yerine T^* sıcaklığı konulur. Elde edilen $\sigma_a = \sigma_a^*$ olmaktadır.

2.3.4 Kuvvet-Uzama Diyagramından Pekleşme Katsayısının Çıkarılması

Bu bölümde tek eksenli çekme deneyinden elde edilen ve Şekil 2.66’da örnek olarak görülen kuvvet-uzama grafiğinden pekleşme katsayısının bulunması açıklanmaktadır.

Deformasyon esnasında numune hacminin sabit kalması şartından gerçek gerilim (σ_i) ve gerçek gerinim (ε_i) aşağıdaki denklemler aracılığı ile değerlendirilir (Saidov 1989).



Şekil 2.66 Çekme Deneyinde Elde Edilen Kuvvet-Deformasyon (P-Δl) Grafiği.

$$\sigma_i = \frac{P_i}{A_0} \left(1 + \frac{K\Delta}{l_0} \right) \quad (2.59)$$

$$\varepsilon_i = \ln \left(1 + \frac{K\Delta}{l_0} \right) \quad (2.60)$$

Burada;

P_i - Bölünmüş olan kesitlerin kuvvet değeri

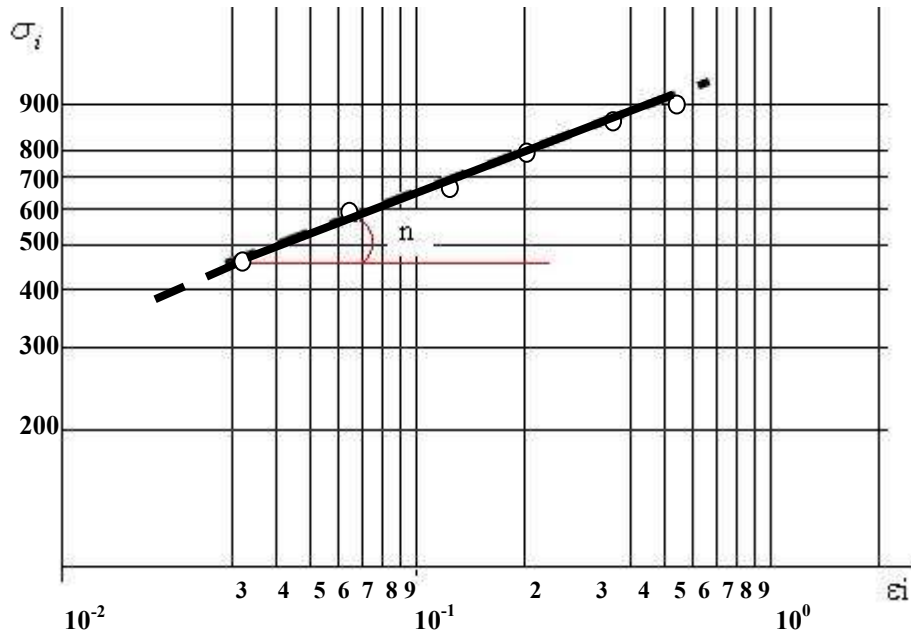
A_0 - Çekme deneyi numunesinin ilk kesit yüzeyi

K - Bölümleme sayısı

Δ - Bölümlenmiş kesitler arasındaki mesafe

l_0 - Çekme deneyi numunesinin ilk uzunluğu

Bulunan σ_i ve ε_i değerlerine göre Şekil 2.67’de gösterildiği gibi logaritmik kağıt üzerinde noktaların yerleştirilmesi ile doğrusal bir çizgi çizilir.



Şekil 2.67 Gerçek gerilim – Gerçek gerinim diyagramından pekleşme katsayısının elde edilme yöntemi.

Logaritmik eksenler üzerinde belirlenen σ_i ve ε_i değerleri ile pekleşme katsayısı (n) hesaplanır.

3. MATERYAL VE METOD

Bu bölümde, deneysel çalışmalarda kullanılan çelikler, deney cihazları ve metotlar hakkında bilgiler verilmiştir.

3.1 Çalışmada Kullanılan Çelikler

Deneysel çalışmalarda 3 farklı çelik tipi kullanılmıştır. Kritik sıcaklıklardan ısıtılma işlemlere cevap vermesi açısından çelikler az karbonlu olarak seçilmiştir. Bölüm 2’de açıklanan bilgilere dayanarak alaşım elementlerinin de etkilerini göz önünde bulundurarak bir adet alaşımsız DIN Ck22, bir adet Mn, Cr alaşım elementleri içeren DIN 16MnCr5 ve bir adet de Cr, Ni, Mo içeren DIN 17CrNiMo6 çeliği seçilmiştir. Alaşımlı çeliklerin seçilmesindeki amaç literatürde bu çelikler üzerine yapılan çalışmaların az olması ve çeliklerin sanayide geniş alanda kullanılmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca alaşımlı ve alaşımsız çeliklerin birbiriyle kıyas edilmesi ve kırılma tokluklarının artırılabilirliğinin araştırılması açısından söz konusu çelikler tez çalışmasında seçilmiştir.

DIN 16MnCr5, orta derecede zorlamalı dişli ile kumanda parçaları, eksantrik miller ve zincirler, dişli çarklar, piston pimleri, burç gibi parçalarda kullanılmaktadır.

DIN 17CrNiMo6 çeliği, aşırı zorlanma ve aşınmaya maruz parçalarda kullanılmaktadır (İnt. Kayn. 9).

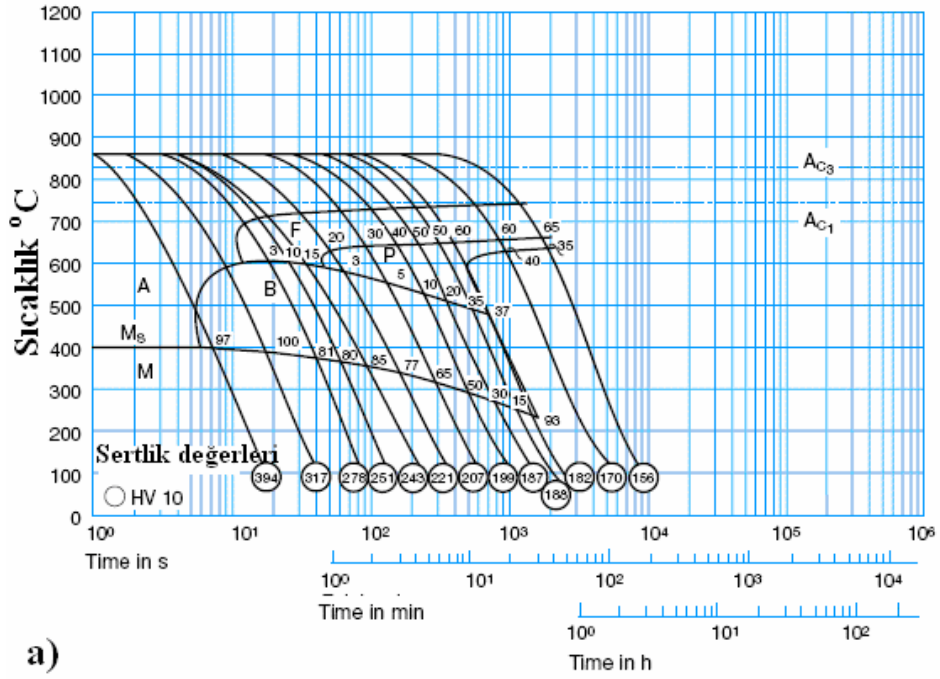
DIN Ck22 çeliği, hafif yükler için yapı parçaları, piston pimleri, dişliler, zincir makaraları ve baklaları, dingil kasnakları, miller gibi yerlerde geniş kullanım alanına sahiptir (İnt. Kayn. 10).

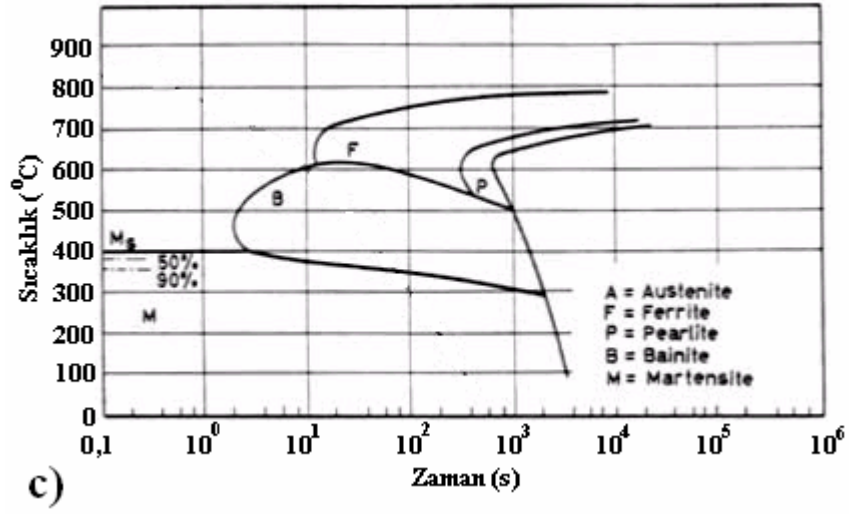
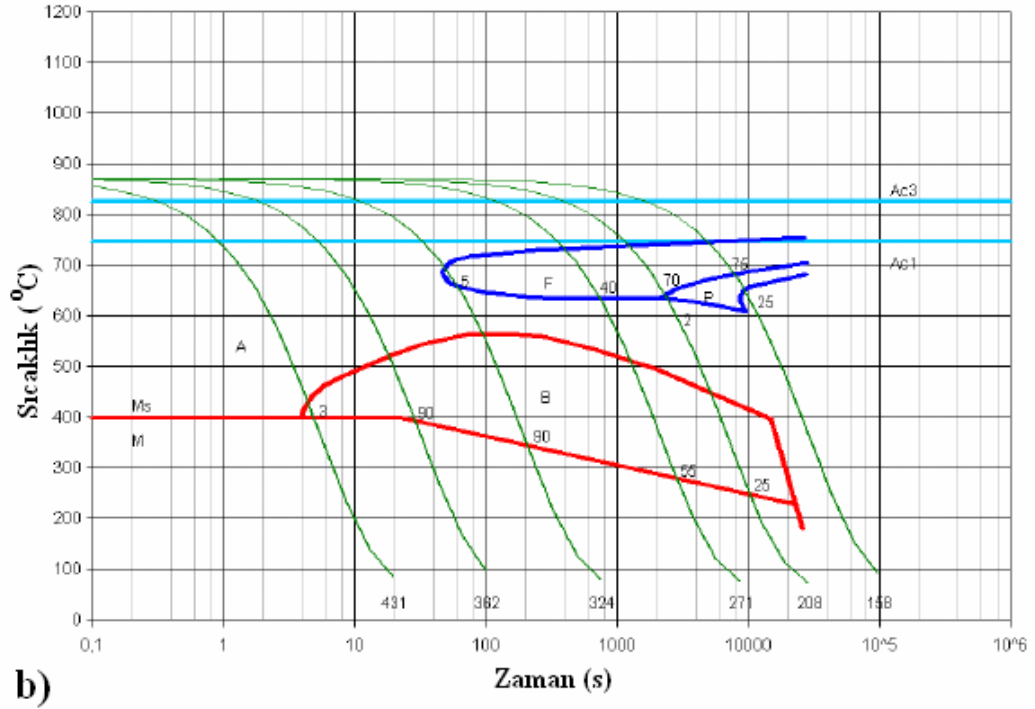
Çizelge 3.1’ de çeliklerin standart karşılıkları ve kompozisyon aralıkları verilmektedir.

Çizelge 3.1 Çeliklerin standart karşılıkları ve kompozisyon aralıkları (İnt. Kayn. 11).

Çelik Türü (DIN)	AISI/SAE	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
16MnCr5	5115	0,14-0,19	≤0,4	1,1-1,3	≤0,035	≤0,035	0,8-1,1	-	-
17CrNiMo6	-	0,16-0,17	≤0,25	0,5-0,6	≤0,035	≤0,035	0,55-1,65	0,25-0,35	1,5-1,65
Ck22	1020-1023	0,18-0,25	0,15-0,35	0,30-0,60	0,035	0,035	-	-	-

Şekil 3.1’de, çeliklerin zaman-sıcaklık-dönüşüm (TTT) diyagramları gösterilmiştir (İnt. Kayn.11).





Şekil 3.1 Çeliklerin zaman sıcaklık dönüşüm (TTT) diyagramları.

a) 16MnCr5 b) 17CrNiMo6 c) Ck22 (İnt. Kayn.11).

3.2 Isıl İşlem Fırınları

Tez çalışmasında 1200 °C' lik atmosfer korumalı ısıtıl işlem fırını kullanılmıştır. Kullanılan fırın resim 3.1'de gösterilmektedir.



Resim 3.1 Isıl işlem fırını.

Isıl işlem deneyleri esnasında sıcaklık ölçümlerinin sağlıklı olarak yapılabilmesi için ısıtıl işlem fırınına harici sıcaklık ölçer monte edilmiştir. Bu sıcaklık ölçerin çıplak uçları numunelere nokta kaynağı ile kaynatılmıştır. Dolayısıyla sıcaklık ölçümü takibi doğrudan numune üzerinden yapılmıştır. Harici sıcaklık ölçer, Resim 3.2’ de gösterilmektedir.



Resim 3.2 Harici sıcaklık ölçer.

Isıl işlemler esnasında soğutma ortamı olarak % 10 derişime sahip tuzlu su kullanılmıştır. Numuneler hareketli soğutma ortamında her defasında banyo yenilenerek soğutulmuşlardır. Tuzlu su seçilmesindeki amaç diğer soğutma ortamlarına göre soğutma hızının yüksek olmasıdır. Bunu ifade eden bir tablo Çizelge 3.2’ de gösterilmektedir.

Çizelge 3.2 Su vermede kullanılan ortamların, düşük hız ile sirkülasyonunda nispi soğutma kabiliyeti (Lahtin 1983).

Soğutma ortamı ve sıcaklığı	Gözenekli kaynama sıcaklığı (°C)	Nispi soğutma şiddeti (H)
Su, 20 °C	400-100	1,0
Su, 40 °C	350-100	0,7
Su, 80 °C	250-100	0,2
%10 derişimli NaCl ve su, 20 °C	650-100	3,0
%10 derişimli NaOH ve su, 20 °C	650-100	2,0
%50 derişimli NaOH ve su, 20 °C	650-100	2,0
Mineral yağ, 20-200 °C	500-250	0,3

3.3 Metalografi

Tez çalışmasında mikroyapı görüntüleri ön ısıt işlemlerinden, kırık yüzey görüntüleri ise çekme testi numunelerinden alınan parçalar üzerinde gerçekleştirilmiştir.

3.3.1 Mikroyapı Analizleri

Numunelerin zımparalama ve parlatma işlemleri devir hızı ayarlanabilen hareketli iki disk üzerinde gerçekleştirilmiştir. Cihaz, Resim 3.3’ de görölmektedir.



Resim 3.3 Metalografik numune zımparalama ve parlatma cihazı.

Parlatma alümina süspansiyon ile gerçekleştirilmiştir. Dağlama işleminde ise dağlayıcı olarak 20–60 sn bekletme süreleriyle % 2-4'lük nital ve % 10'luk Sodyum metabisüfit kullanılmıştır (Geçkinli 1989).

Dağlama işlemi sonrası mikroyapı görüntülerinin alınmasında Olympus marka Bx60 Model alttan ve üstten aydınlatmalı 3,3 megapikselli kamera ve bilgisayar destekli cihaz kullanılmıştır. Bu mikroskoptaki çekimler X50, X100, X200, X500, X1000 büyütmelerde yapılabilmektedir. Cihaz, Resim 3.4' de görülmektedir.



Resim 3.4 Optik mikroskop.

Numunelerin bazı mikroyapı ve kırık yüzey analizleri LEO 1430 VP markalı taramalı elektron mikroskobunda gerçekleştirilmiştir. Cihazın görüntüsü Resim 3.5'de verilmektedir.



Resim 3.5 Taramalı elektron mikroskobu.

Numunelere yapılan ısıt ışılemler sonrası kalıntı ostenit varlığının tespiti için yapılan X ışıınları analizi Türkiye Atom Enerjisi Kurumu'nda gerçekleştirilmiştir. Bruker d8 advanced marka cihazda Cu-K- α radyasyonuyla 1,5406 dalga boyunda, 2θ (40-100) ile çalışılmıştır. Tarama hızı 2°/dak.'dır.

3.3.2 Tane Boyutu ve Faz Oranları Analizi

Isıt ışılemler sonrası analizler için hassas ölçümler yapabilen bir bilgisayar yazılımı kullanılmıştır. MicroCAM 4.1 isimli programda % 2-3 standart hata ile ön deneyleri yapılmış numunelerin mikroyapı analizleri yapılmış ve mekanik testler için uygun ısıt ışılemler rejimleri seçilmiştir.

3.4 Mekanik Testler

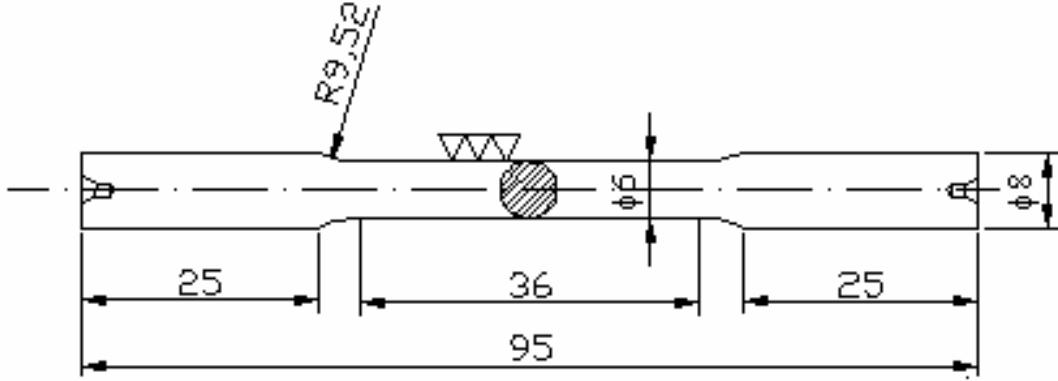
3.4.1 Tek eksenli çekme testi

Bu çalışmada 10 tonluk çekme kapasitesi olan shimadzu marka tek eksenli çekme deneyi test cihazı kullanılmıştır. Bilgisayar destekli olan bu cihaz elde edilen grafikleri istenilen koordinatlarda vermektedir. Cihaz Resim 3.6' da görölmektedir.



Resim 3.6 Tek eksenli çekme deneyi cihazı.

Deneyler için kullanılan numune ölçüleri Şekil 3.2’de gösterilmektedir (ASTM E8-01, ASTM 2003).



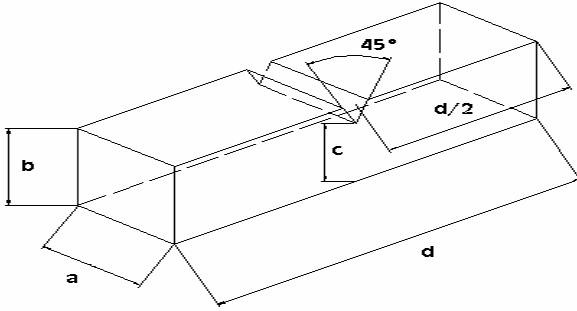
Şekil 3.2 Tek eksenli çekme testi numune ölçüleri (ASTM E8-01, ASTM 2003).

3.4.2 Darbe Testi

Çentikli ve çentiksiz numuneleri test edebilen sarkaçlı darbe testi cihazı yaklaşık 30 kg vurucu başlık ağırlığıyla serbest salınım yaparak numuneleri kırmaktadır. Sonuçlar cihaz üzerindeki elektronik gösterge kumandasından joule olarak alınıp bu değerler darbe tokluk birimine çevrilmektedir. Darbe deney cihazı Resim 3.7’de, deneyde kullanılan çentikli numune ölçüleri ise Şekil 3.3’de verilmektedir (ASTM A327-72, ASTM 2003).



Resim 3.7 Sarkaçlı darbe deney cihazı.



$a = 10 \text{ mm}$
 $b = 10 \text{ mm}$
 $c = 8 \text{ mm}$
 $d = 55 \text{ mm}$

Şekil 3.3 Darbe deneyi numunesi (ASTM A327-72).

Mekanik testlerde her bir deney noktası için 3'er adet numune kullanılmıştır. Sonuçlar ortalama bir değere çevrilmiştir.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE BULGULAR

4.1 Kimyasal Kompozisyonlar

Deneysel çalışmalarda kullanılan çeliklerin kimyasal kompozisyonları çizelgeler 4.1, 4.2 ve 4.3’de verilmiştir. 16MnCr5 çeliği Ø20 mm, 17CrNiMo6 çeliği Ø29 mm, Ck 22 çeliği ise Ø24 mm silindirik çubuklar halinde tedarik edilmiştir.

Çizelge 4.1 16MnCr5 Çeliğinin Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık).

Çelik	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
16MnCr5	0,182	0,199	1,15	0,029	0,032	1,05	0,128	0,103
	Al	B	Cu	Nb	Ti	W	Fe	
	0,02	0,021	0,141	0,033	0,009	0,052	Kalan	

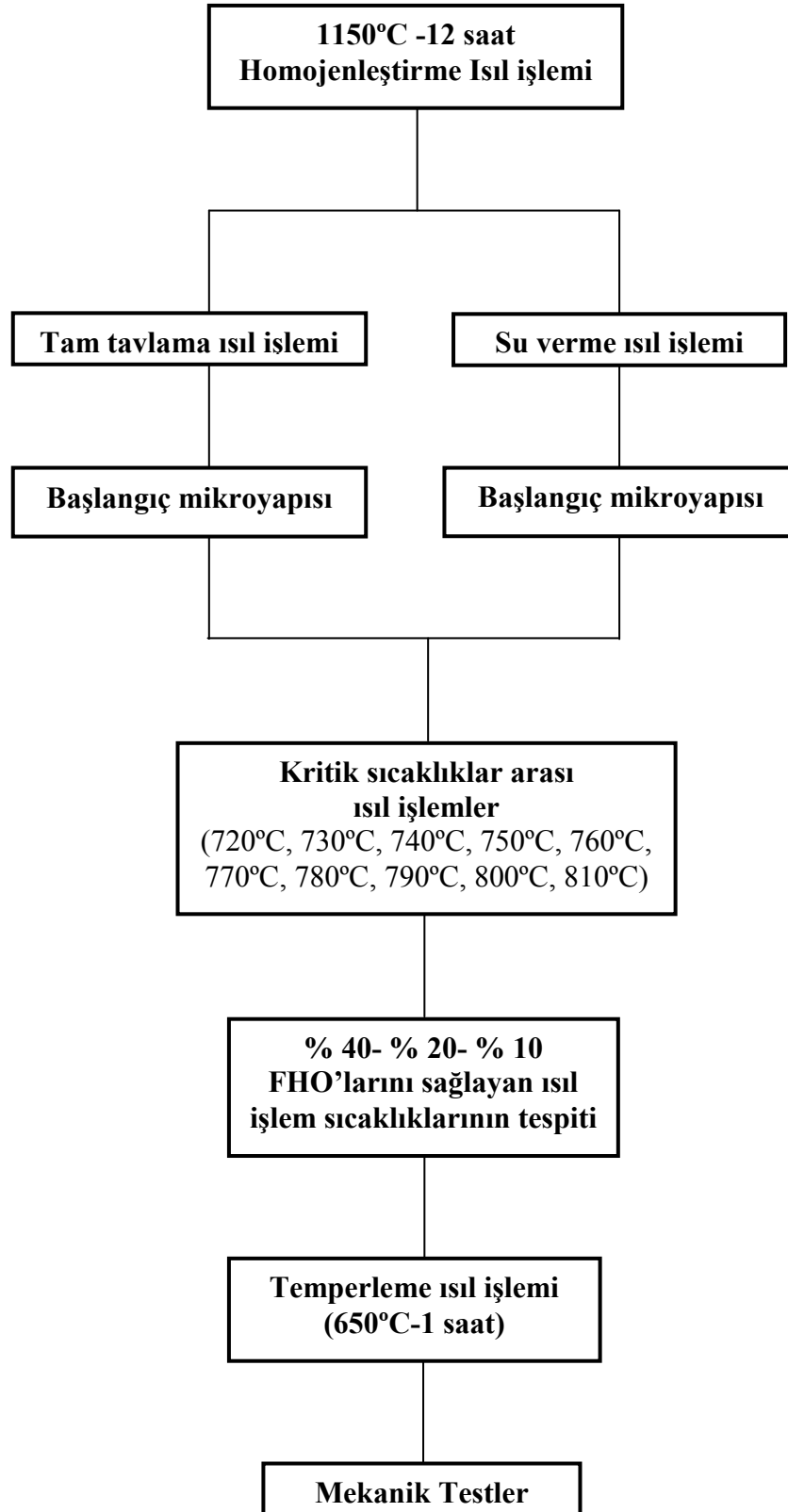
Çizelge 4.2 17CrNiMo6 Çeliğinin Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık).

Çelik	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
17CrNiMo6	0,169	0,038	0,64	0,027	0,031	0,656	0,262	1,63
	Al	B	Cu	Nb	Ti	W	Fe	
	0,023	0,011	0,2	0,026	0,007	0,086	Kalan	

Çizelge 4.3 Ck22 Çeliğinin Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık).

Çelik	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Ck22	0,212	0,198	0,486	0,036	0,032	0,053	0,052	0,089
	Al	B	Cu	Nb	Ti	W	Fe	
	0,003	0,016	0,183	0,032	0,006	0,004	Kalan	

3 farklı çelik için uygulanan ısıt işlemlerin genel bir özeti Şekil 4.1’de gösterilmektedir.



Şekil 4.1 Numunelere uygulanan ısı işlemlerin özeti.

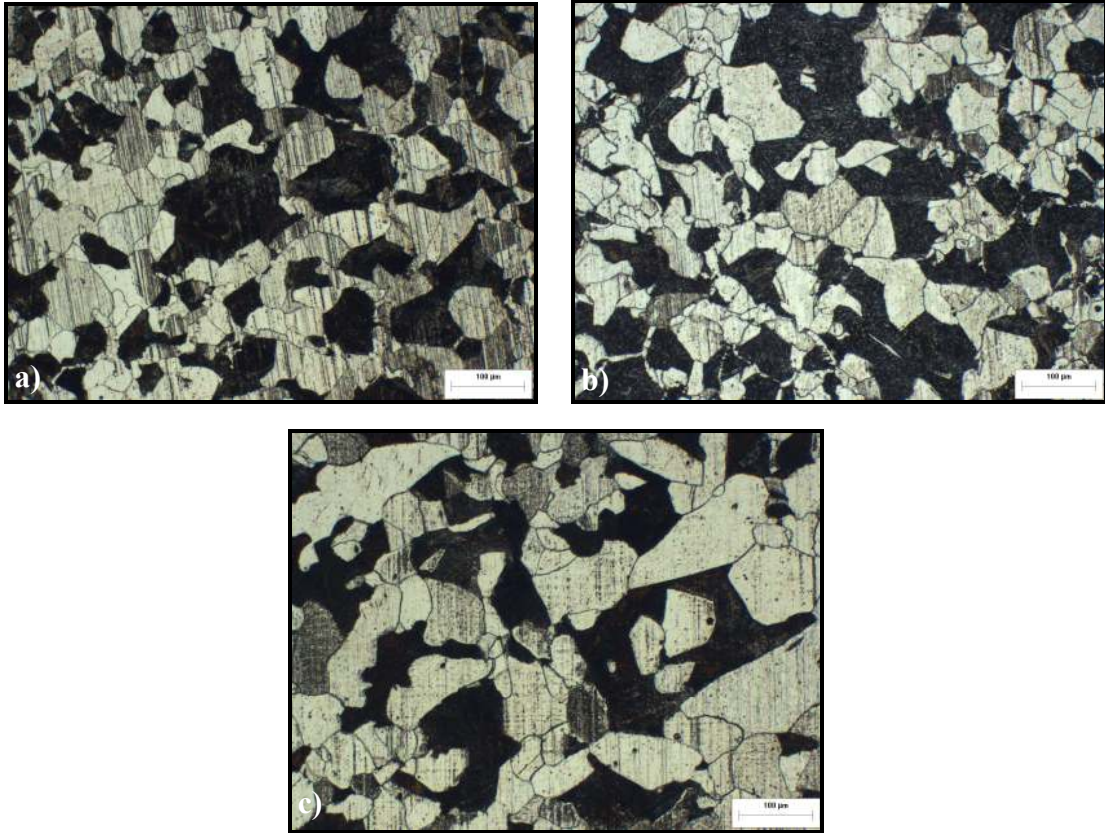
4.2 Homojenleştirme Isıl İşlemi

Isıl işlem uygulanmamış çeliklerin kesitten incelenen mikroyapı görüntülerinde bant izlerinin varlığına rastlanmıştır. Çift fazlı çelik üretimi öncesi homojen bir ostenitik yapıdan emin olmak için çeliklerin hepsine atmosfer korumalı kuyu fırında, argon gazı kullanılarak 1150°C sıcaklıkta 12 saat süreyle homojenleştirme ısıl işlemi uygulanmıştır. Homojenleştirme sonrası elde edilen mikroyapılar Şekil 4.2 ve 4.3’de gösterilmektedir.



Şekil 4.2 Isıl işlem uygulanmamış çeliklerin kesitten alınmış mikroyapıları X100.

a) 16MnCr5 b) 17CrNiMo6 c) Ck22



Şekil 4.3 Homojenleştirme ısıl işlemi sonrası mikroyapılar X100.

a) 16MnCr5 b) 17CrNiMo6 c) Ck22

Homojenleştirme ısıt işlemleri sonrası taneler büyümüş ve bant izleri giderilmiştir. Homojenleştirme ve tam tavlama ısıt işlemleri sonrası oluşan ortalama tane boyutları Çizelge 4.4’de gösterilmektedir.

Çizelge 4.4 Homojenleştirme ve tam tavlama ısıt işlemleri sonrası ortalama tane boyutları.

Çelik Türü	Homojenleştirme	Tam Tavlama
	Ortalama Tane Boyutu (µm)	
16MnCr5	58	18,9
17CrNiMo6	63	17,6
Ck22	56	24,6

4.3 Kritik Sıcaklıkların Belirlenmesi

Homojenleştirme sonrası çeliklerin tam tavlama ve su verme sıcaklıklarının belirlenmesi için Andrew’in (1965) ampirik formüllerinden yararlanılmıştır.

$$Ac_1 = 723 - 20,7Mn - 6,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (4.1)$$

$$Ac_3 = 910 - 203C^{1/2} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \quad (4.2)$$

Formül 4.1 ve 4.2’ ye göre çeliklerin Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları Çizelge 4.5’de verilmektedir.

Çizelge 4.5 Çeliklerin kritik sıcaklıkları.

Çelik	Ac_1	Ac_3
	(°C)	
16MnCr5	721	899
17CrNiMo6	712	880
Ck22	719	897

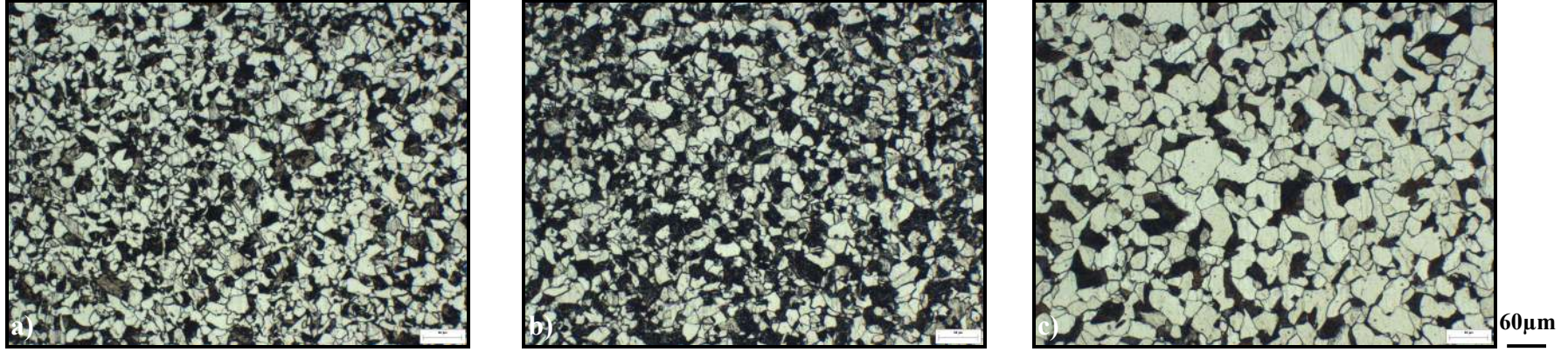
17CrNiMo6’da bulunan alaşım elementleri, eliğın Ac_1 , Ac_3 sıcaklıklarını diğerkeliklere gore aşağıya çekmiştir. Tez çalışmasında yapılan ısııl işlem deneylerindeki sıcaklık değerkleri izelge 4.5’deki veriler dikkate alınarak seçilmiştir.

4.4 Ferrit Hacim Oranlarının Kritik Sıcaklıklar Arası Tavlama Sıcaklıklarına Bağımlılığı

Numuneler tam tavlama ve ostenit bölgesinden su verme ısııl işlemlerine tabi tutularak kritik sıcaklıklar arası ısııl işlemler öncesinde 2 farklı başlangıç mikroyapısı elde edilmiştir. Başlangıç mikroyapısı; çeliklerin kritik sıcaklıklar öncesi sahip olduğu yapıdır. Başlangıç mikroyapısına bağlı olarak çift fazlı çeliklerin faz morfolojisi, fazların tane boyutları ve buna bağlı olarak mekanik özellikleri değişmektedir (Kim and Thomas 1981, Hillis *et. al.* 1998, Priestner and Ajmal 1987, Priestner 1987, Erdoğan 2003).

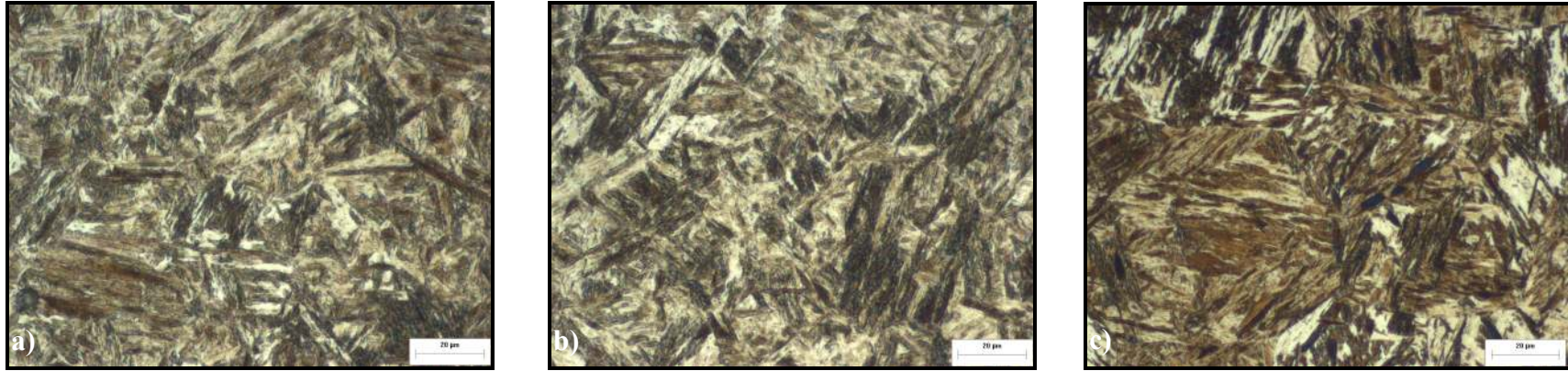
Tam tavlama ve ostenit bölgesinden su verme sonucu elde edilen başlangıç mikroyapı fotoğrafları sırasıyla şekil 4.4 ve şekil 4.5’de verilmiştir. Tam tavlama sonucu mikroyapı ferrit+perlit, su verme sonucu ise mikroyapı tamamen martensitten oluşmuştur.

Başlangıç mikroyapılarının elde edilmesinden sonra numunelere kritik sıcaklık aralıklarında (720°C, 730°C, 740°C, 750°C, 760°C, 770°C, 780°C, 790°C, 800°C, 810°C) su verilmiştir. Elde edilen mikroyapılar şekil 4.6–4.17’de gösterilmiştir.



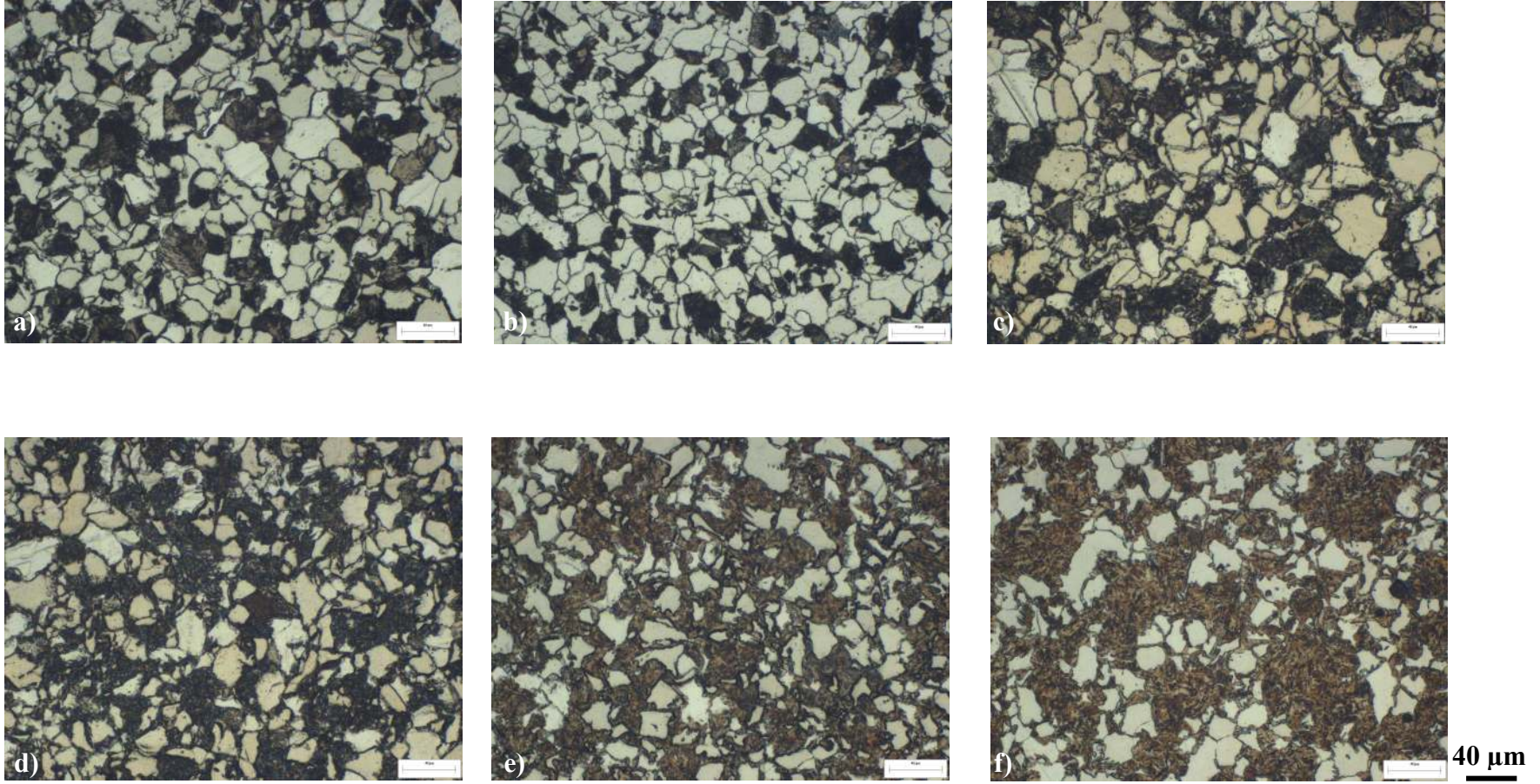
Şekil 4.4 Çeliklerin tam tavlama ısı işlemi sonrası oluşan mikroyapıları X100

a) 16MnCr5 b) 17CrNiMo6 c) Ck22 (%2 Nital).

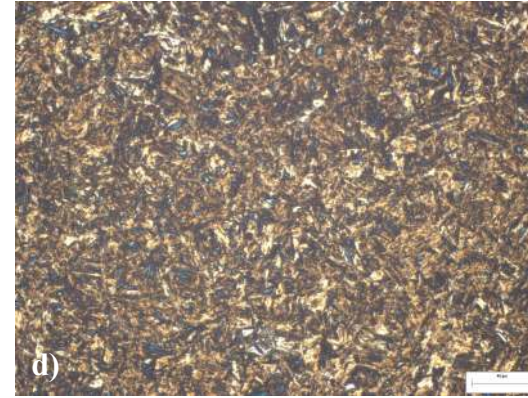
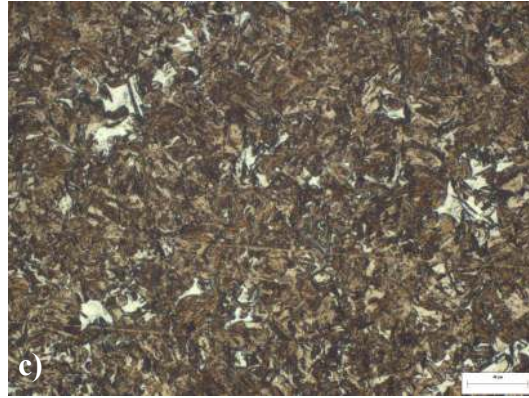
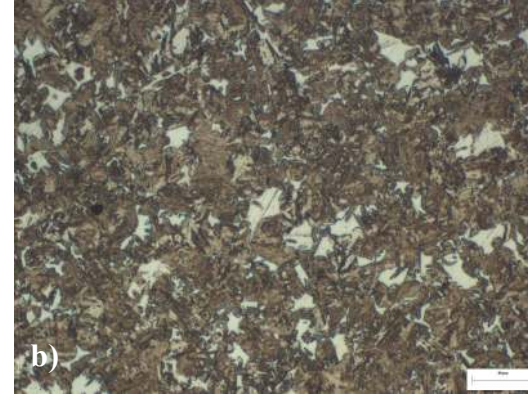
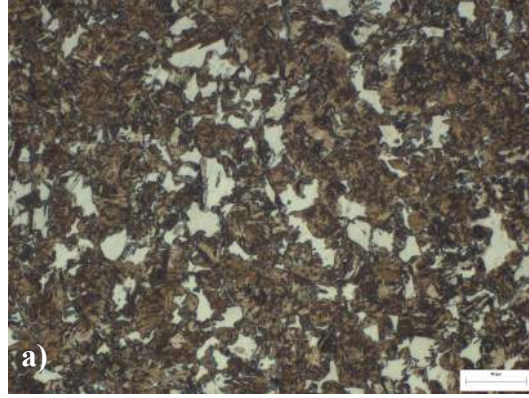


Şekil 4.5 Çeliklerin $A_{c3} + 20^{\circ}\text{C}$ sıcaklığından su verilmesinin ardından oluşan mikroyapıları X500

a) 16MnCr5 b) 17CrNiMo6 c) Ck22 (%2 Nital).

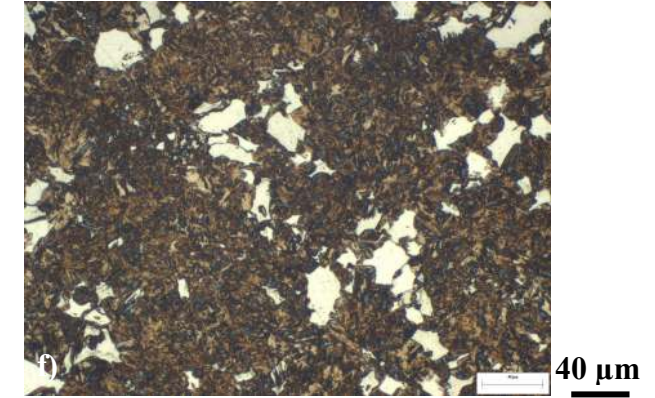
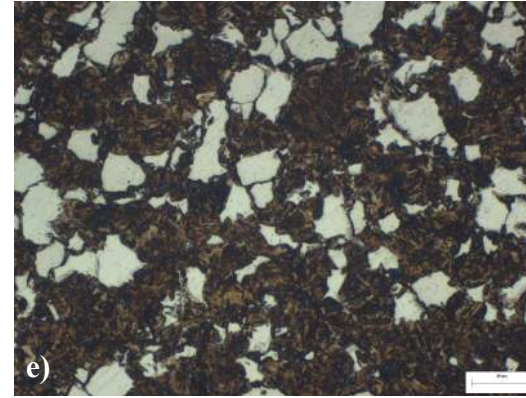
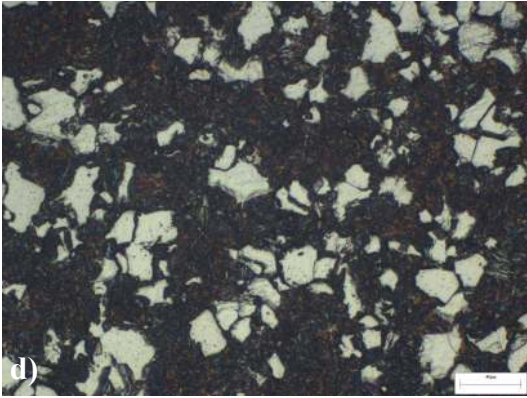
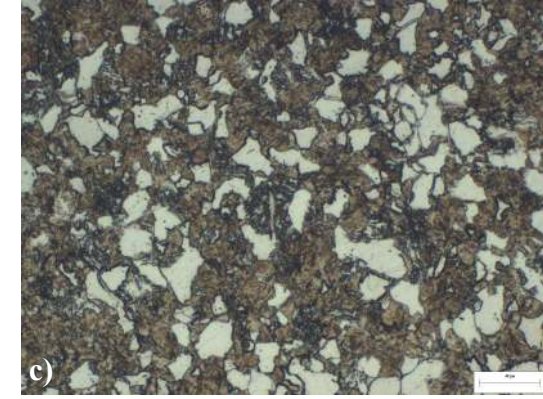
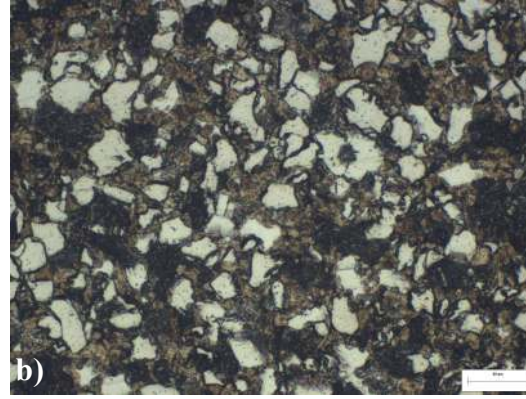
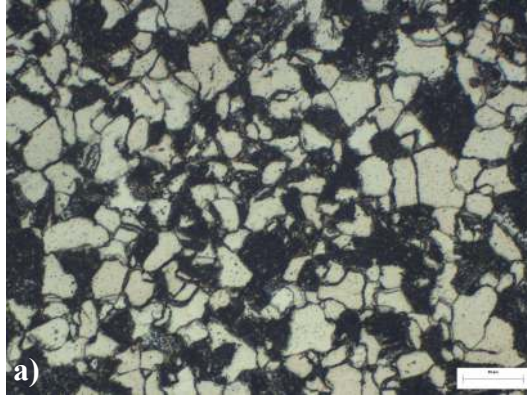


Şekil 4.6 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 16MnCr5 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).

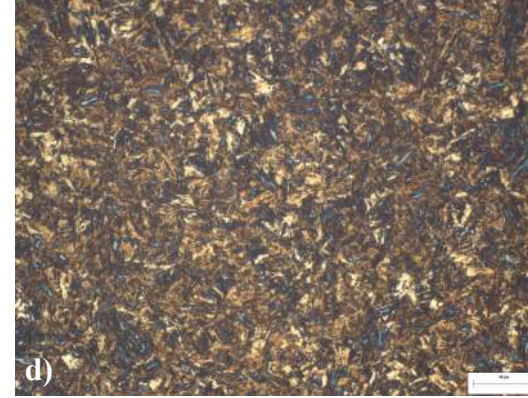
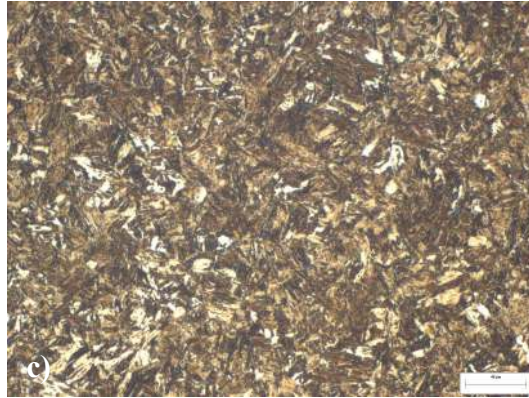
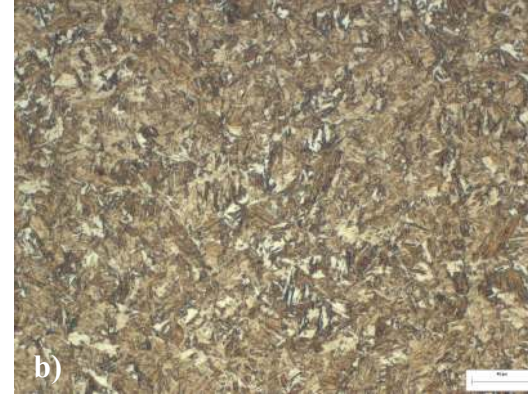


40 μ m

Şekil 4.7 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 16MnCr5 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).

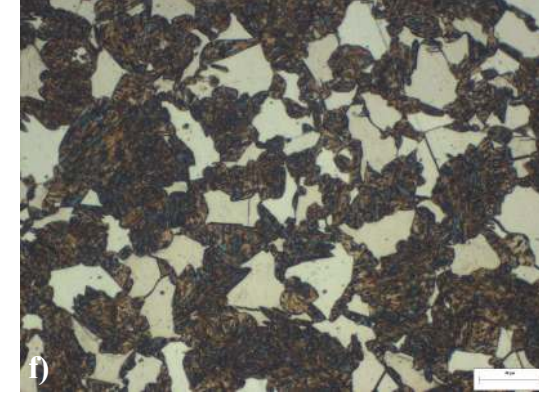
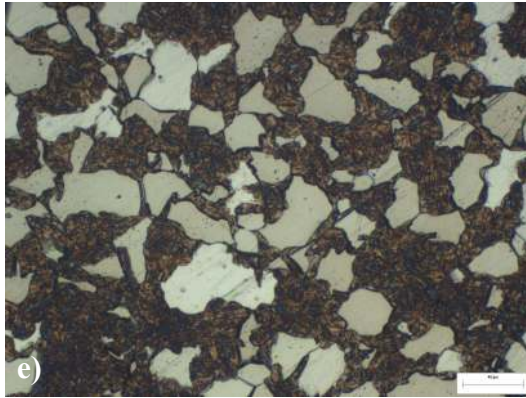
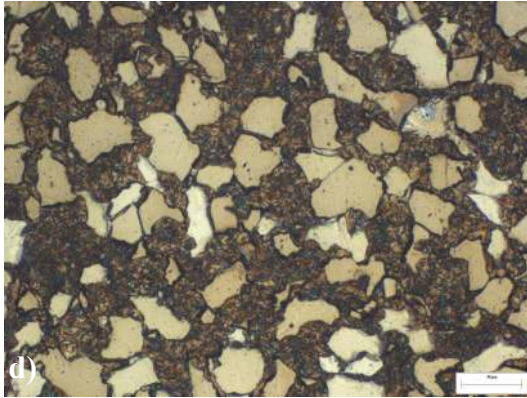
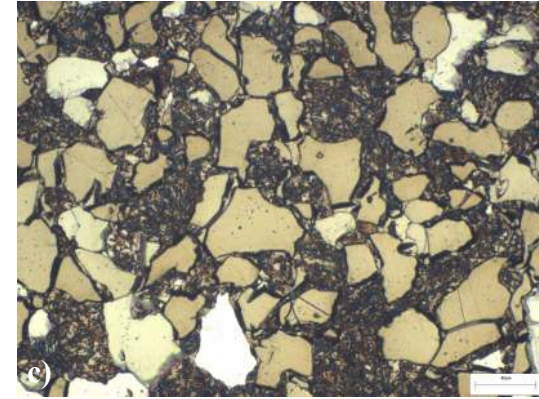
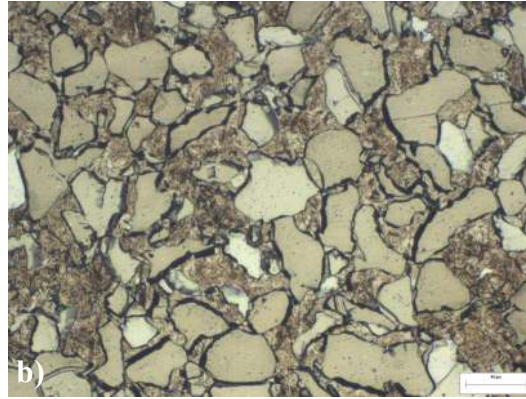
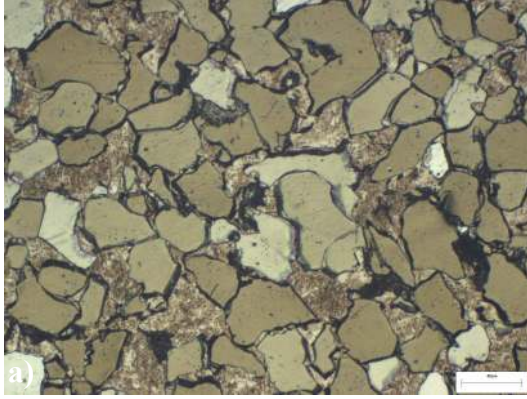


Şekil 4.8 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



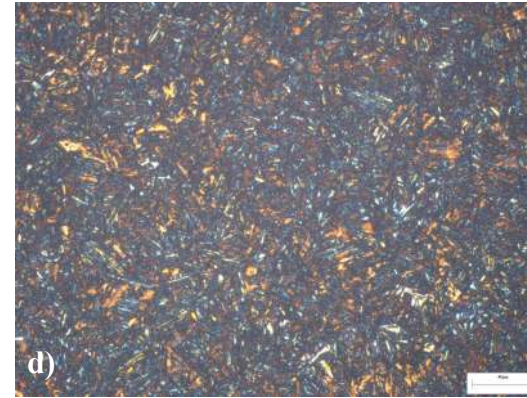
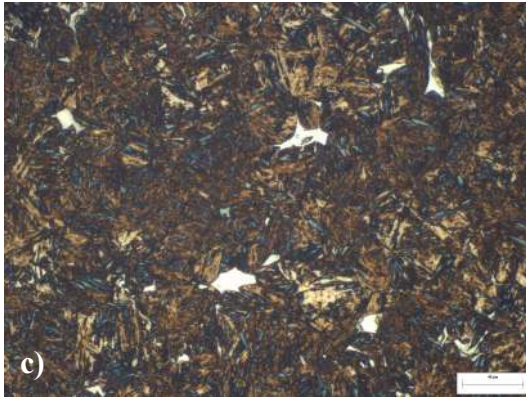
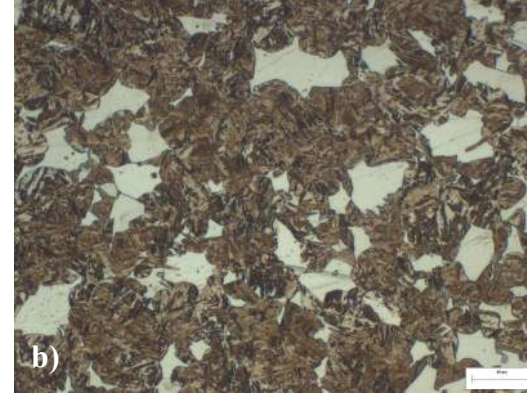
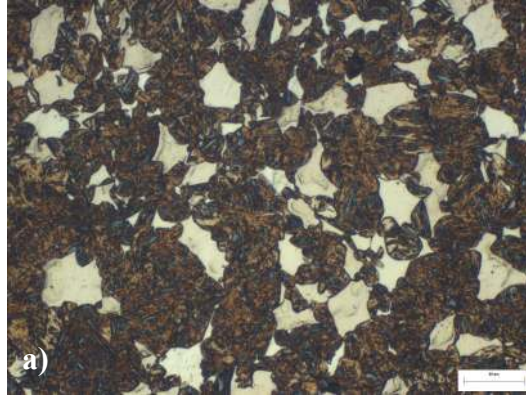
40 μm

Şekil 4.9 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



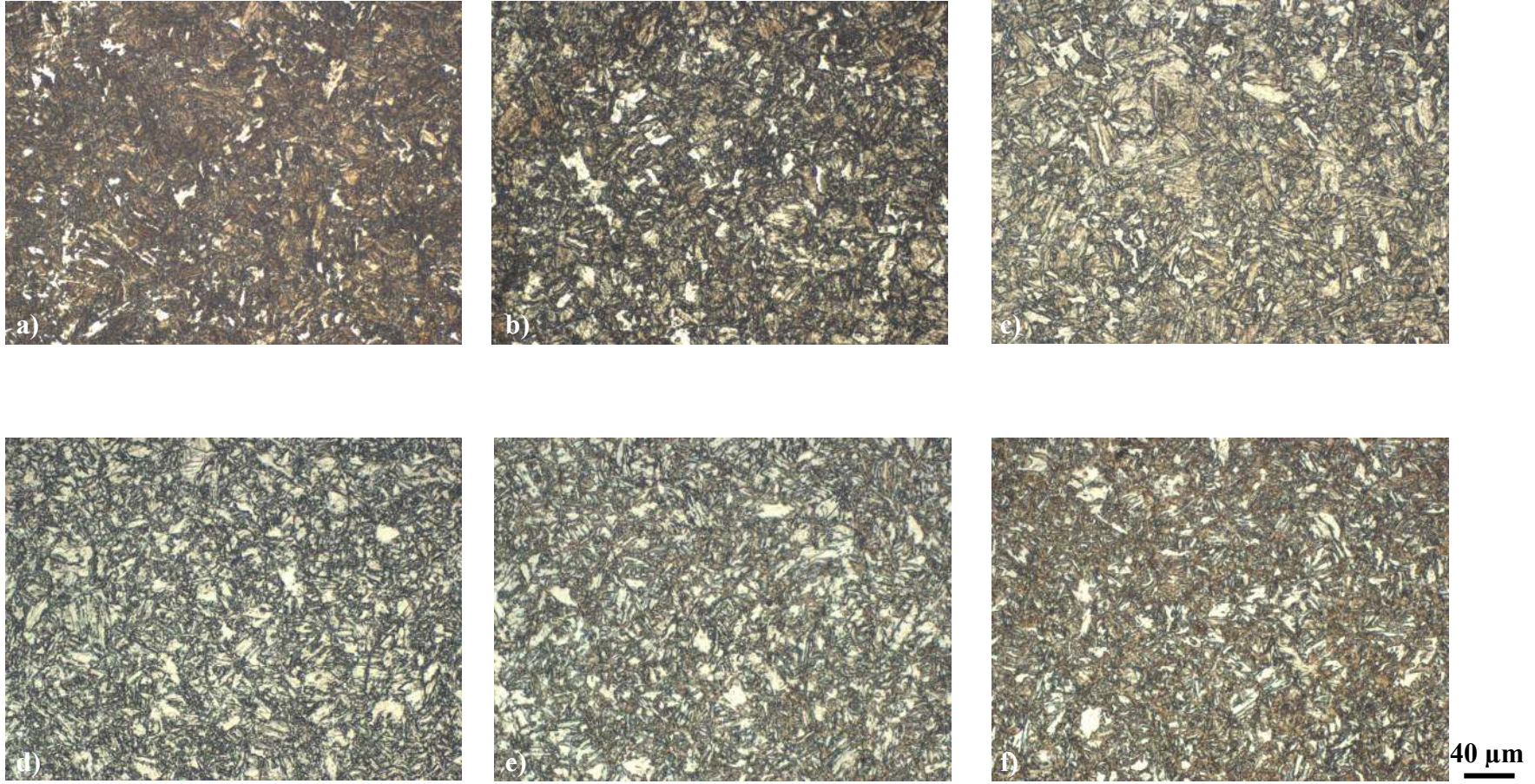
40 μm

Şekil 4.10 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan Ck22 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).

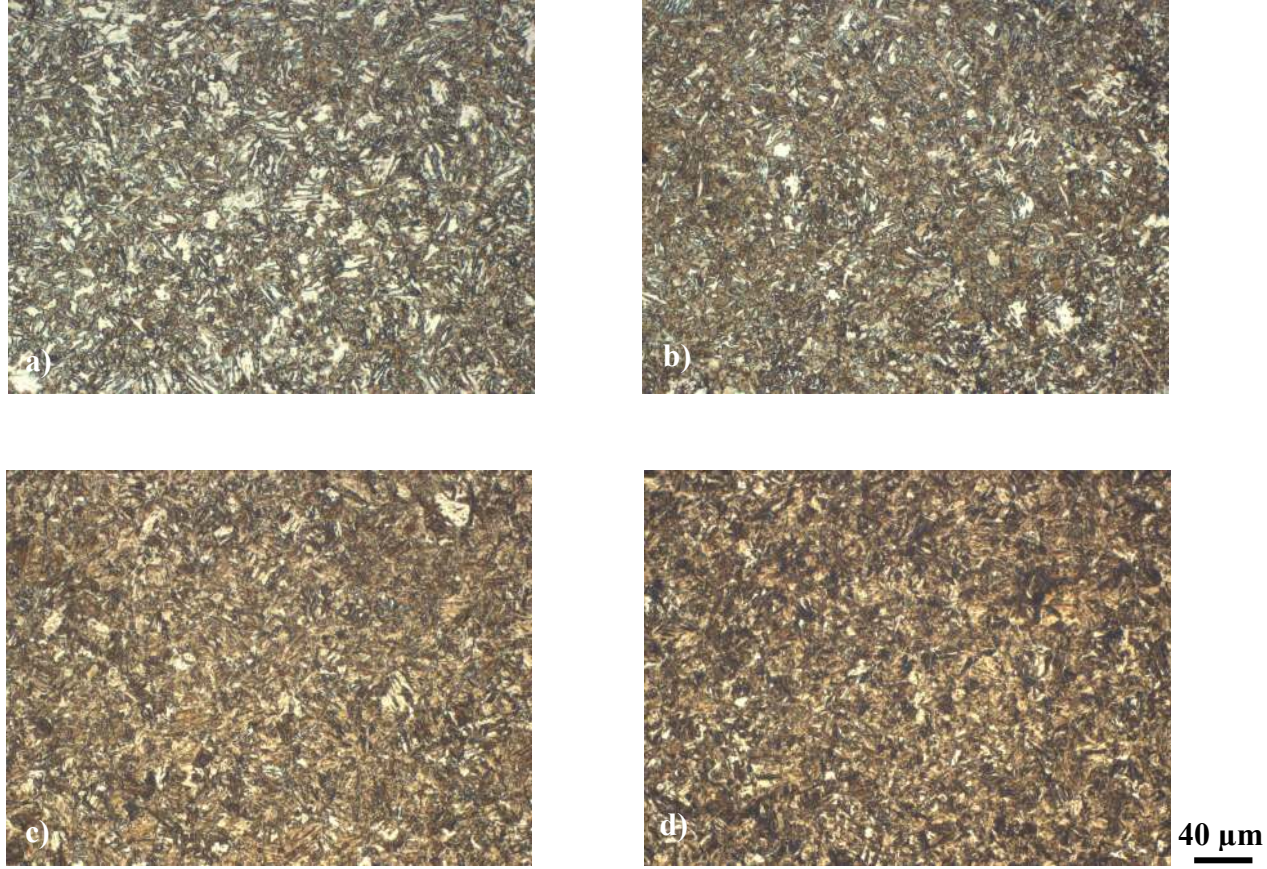


40 μ m

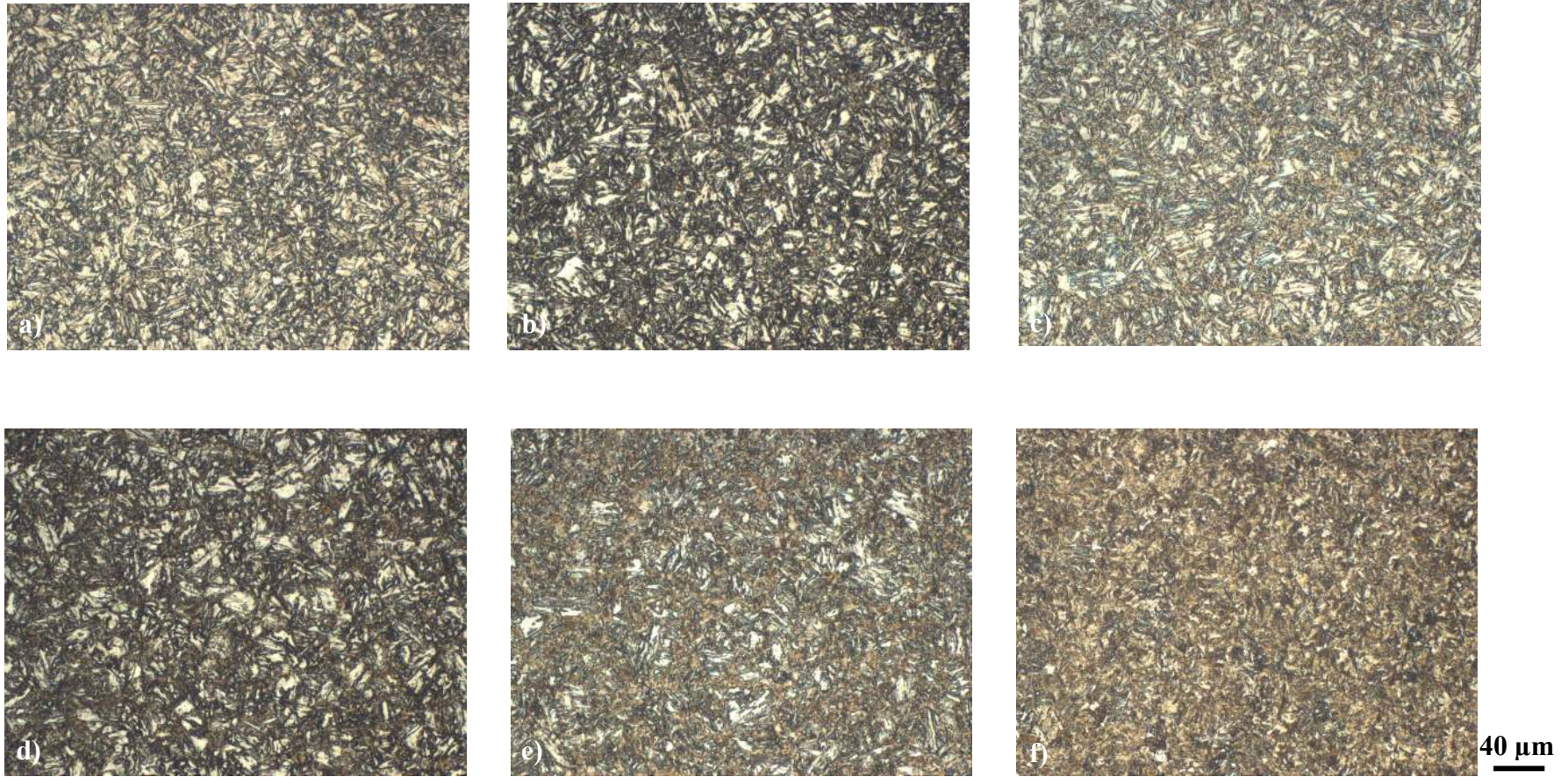
Şekil 4.11 Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan Ck22 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



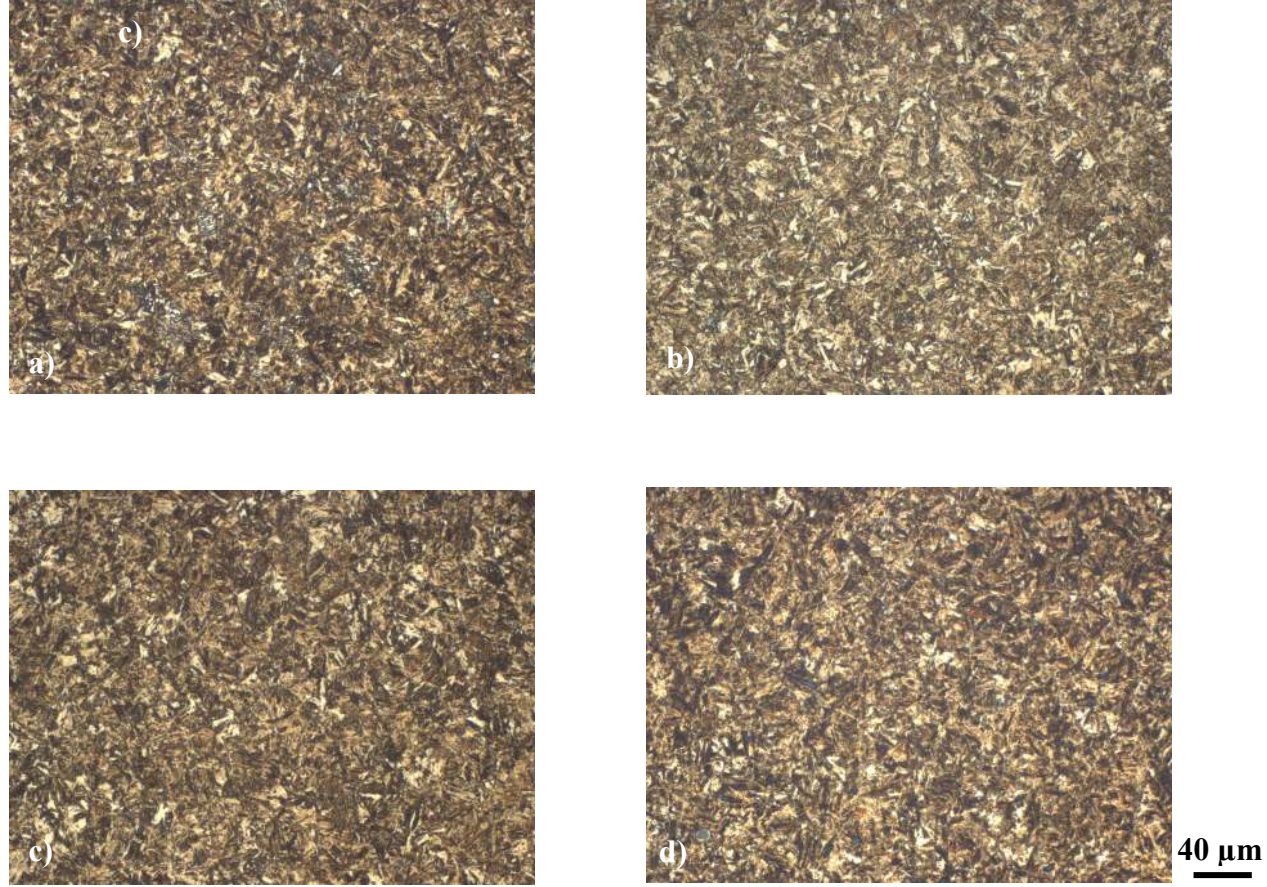
Şekil 4.12 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 16MnCr5 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



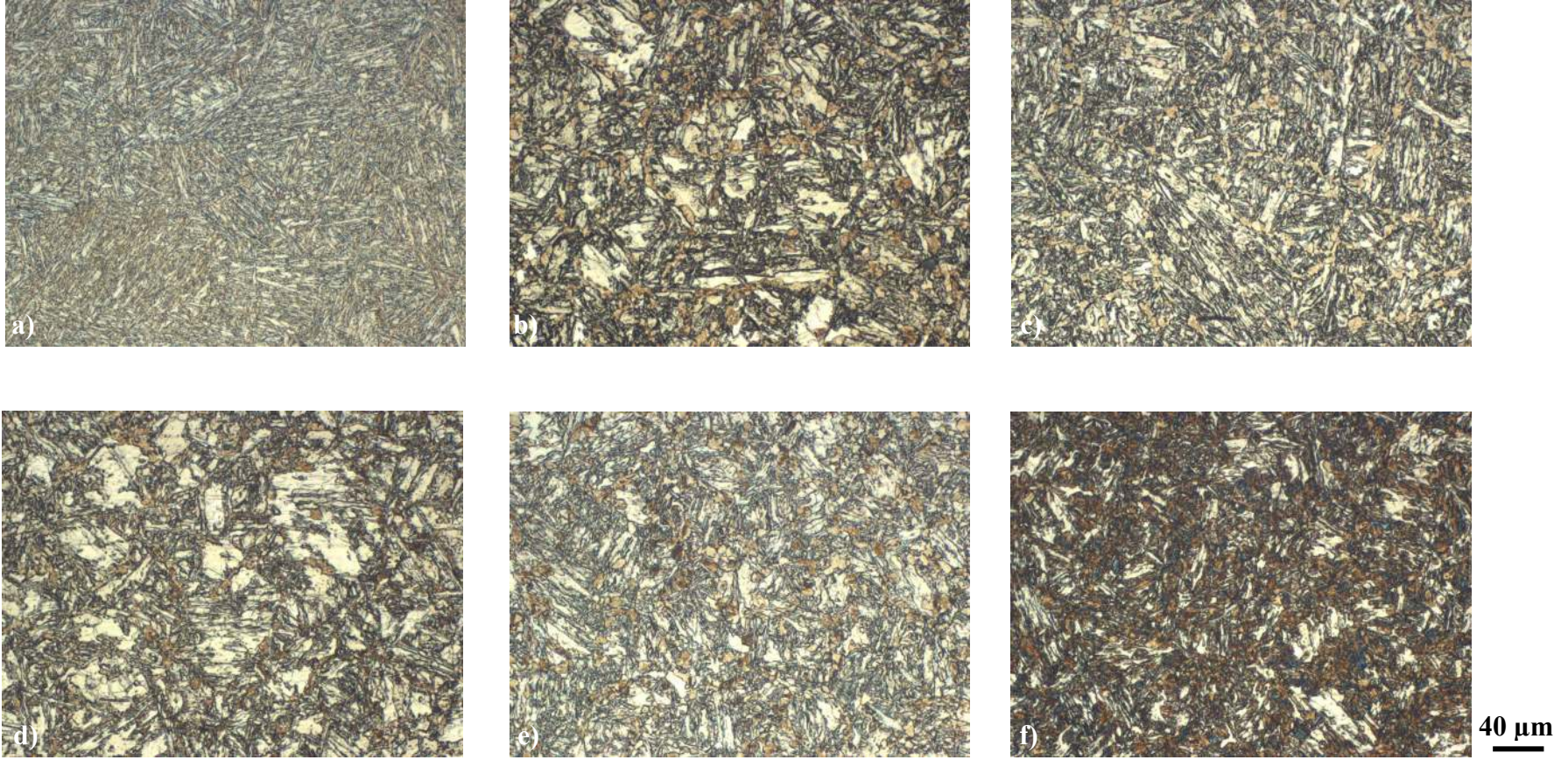
Şekil 4.13 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 16MnCr5 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



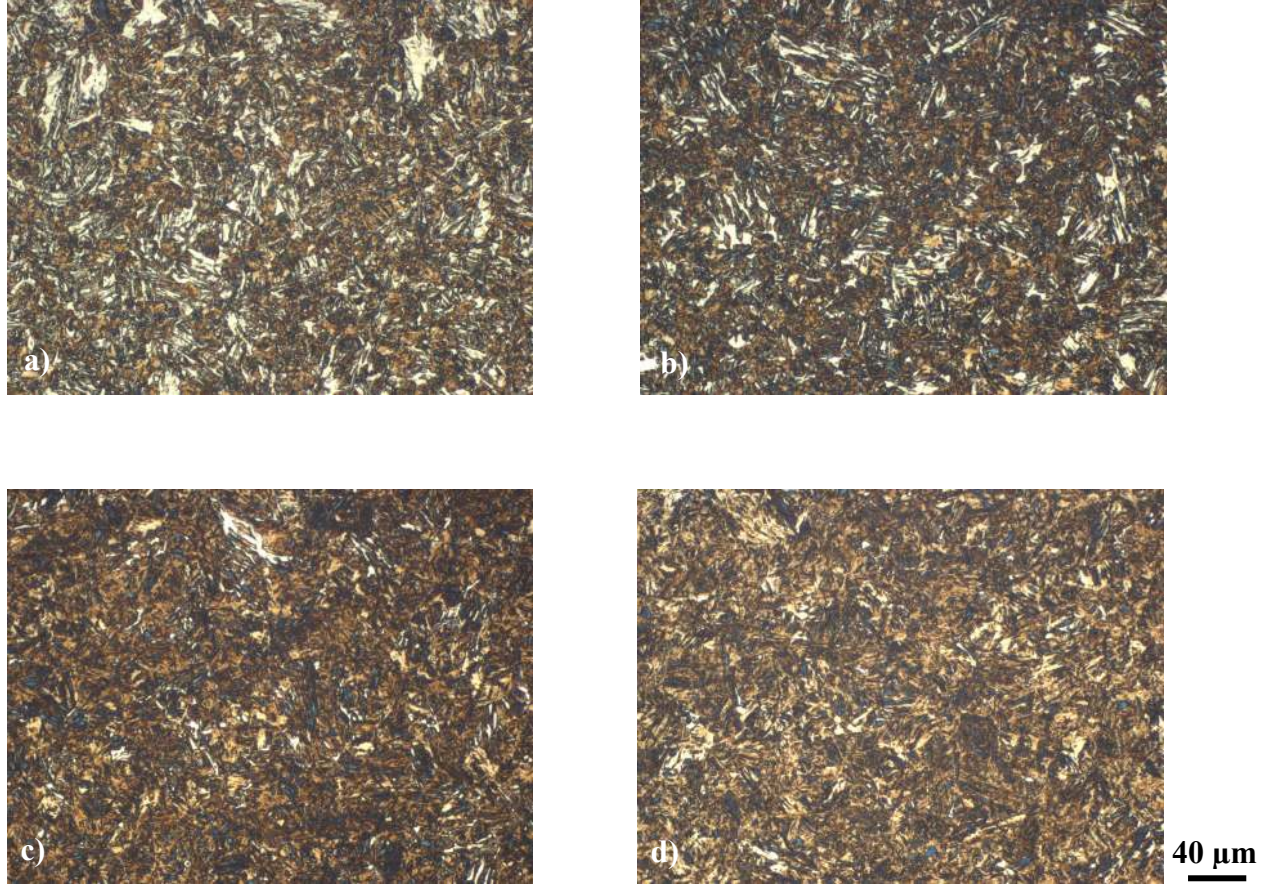
Şekil 4.14 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



Şekil 4.15 Başlangıç mikroyapısı martensit olan 17CrNiMo6 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



Şekil 4.16 Başlangıç mikroyapısı martensit olan Ck22 çeliğinin a) 720°C b) 730°C c) 740°C d) 750°C e) 760°C f) 770°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).



Şekil 4.17 Başlangıç mikroyapısı martensit olan Ck22 çeliğinin a) 780°C b) 790°C c) 800°C d) 810°C sıcaklıklardan su verilmesi sonrası oluşan mikroyapılar X200 (%2 Nital+%10 Sodyum Metabisülfid).

her üç çelikte de, kritik sıcaklıklar arası tavlama sıcaklıkları arttıkça MHO'nun arttığı, FHO'nun ise azaldığı görülmektedir (Marder 1977).

Isıl işlemler sonrası başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan numunelerde mikroyapılar kaba dağılımlı ferrit+martensit, başlangıç mikroyapısı martensit olan numunelerde ise ince dağılmış ferrit+martensit tanelerinden oluşmuştur. (Kim and Thomas 1981). Başlangıç mikroyapısı ferrit-perlit olan ve 720°C'den su verilen 16MnCr5 çeliğinde tam olarak çift faz yapısı elde edilememiştir. Şekil 4.6.a'daki koyu bölgeler literatürdeki martensit yapısıyla uyumluluk göstermemiştir. Muhtemelen bu sıcaklıkta tam olarak A₁ sıcaklığı üzerine çıkılamamış üçlü faz denilen ($\gamma + \alpha + (\text{Fe,M})_3\text{C}$) bölgeden su verme işlemi gerçekleşmiştir. Aynı durum yine aynı çelik için başlangıç mikroyapısı martensit olan ve 720°C, 730°C, 740°C sıcaklıklardan su verme ısıl işleminde de gerçekleşmiştir (Erdoğan 1993). Dolayısıyla mekanik testler öncesi tespit edilecek ısıl işlem sıcaklıkları için ön deneyler belirleyici rol oynamıştır. Elde edilen mikroyapılarda fazların iki farklı dağılım tavrı, söz konusu çeliklerin kırılma tokluğu üzerine olan etkileri açısından önem arz etmektedir.

Faz hacim oranlarının hesaplanmasında analizler MicroCAM4.1 adlı yazılım programında $\pm$ % 2-3 standart hatayla bilgisayar ortamında ASTM E112/E1382-91 standardı uyarınca gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar Çizelge 4.6 ve Şekil 4.18'de gösterilmektedir.

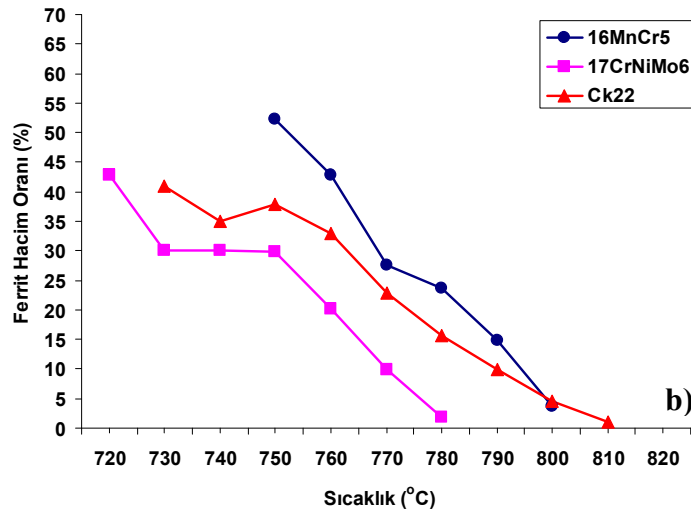
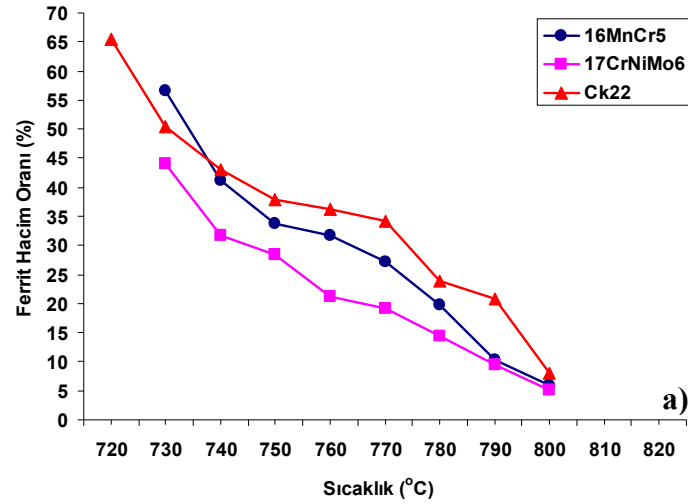
4.5 Deney Rejimleri ve Kodlama

Yapılan ön deneyler sonrası oluşan faz oranları sonuçlarına göre her iki başlangıç mikroyapısında da ortak oranları sağlayan ısıl işlem rejimleri seçilmiştir. Buna göre her iki grupta ve üç çelik için %40, %20, %10 FHO'yu sağlayan ısıl işlem rejimleri ile başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan numunelerde 16MnCr5 çeliği için %55 ve Ck22 çeliği için %65 FHO'yu sağlayan ısıl işlem rejimleri de mekanik testler için belirlenmiştir.

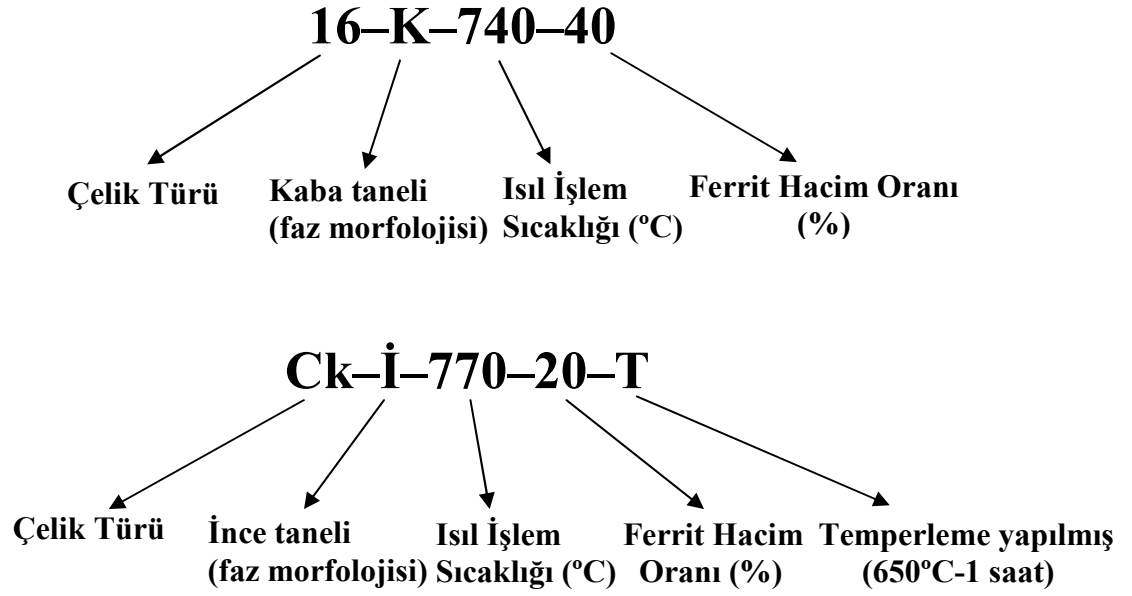
Şekil 4.19, seçilen deney rejimlerinin kodlanmasını ve kodların açılımlarını göstermektedir. Mekanik testler öncesi seçilen deney rejimleri ise Çizelge 4.7’de belirtilmektedir.

Çizelge 4.6 Başlangıç mikroyapısı ferrit-perlit ve martensit olan numunelerde, kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri sonrası elde edilen yüzde ferrit hacim oranları.

Çelik türü	Başlangıç mikroyapısı	FHO	720	730	740	750	760	770	780	790	800	810
			Sıcaklık (°C)									
16MnCr5	Ferrit-Perlit	%	-	56,6	41,2	33,8	31,8	27,1	19,8	10,2	5,9	-
	Martensit		-	-	-	52,3	42,9	27,6	23,6	14,8	3,7	-
17CrNiMo6	Ferrit-Perlit	%	44,1	31,7	28,4	21,2	19,2	14,4	9,5	5,1	-	-
	Martensit		42,9	30,1	30	29,9	20,1	9,8	1,9	-	-	-
Ck22	Ferrit-Perlit	%	65,4	50,5	43,1	37,8	36,3	34,1	23,8	20,7	8,1	-
	Martensit		-	41	35,1	37,9	32,9	22,9	15,7	9,8	4,5	1,1



Şekil 4.18 a) Başlangıç mikroyapısı ferrit-perlit b) Başlangıç mikroyapısı martensit olan numunelerde, ısıtma işlem sıcaklığıyla ferrit hacim oranları arasındaki ilişki.

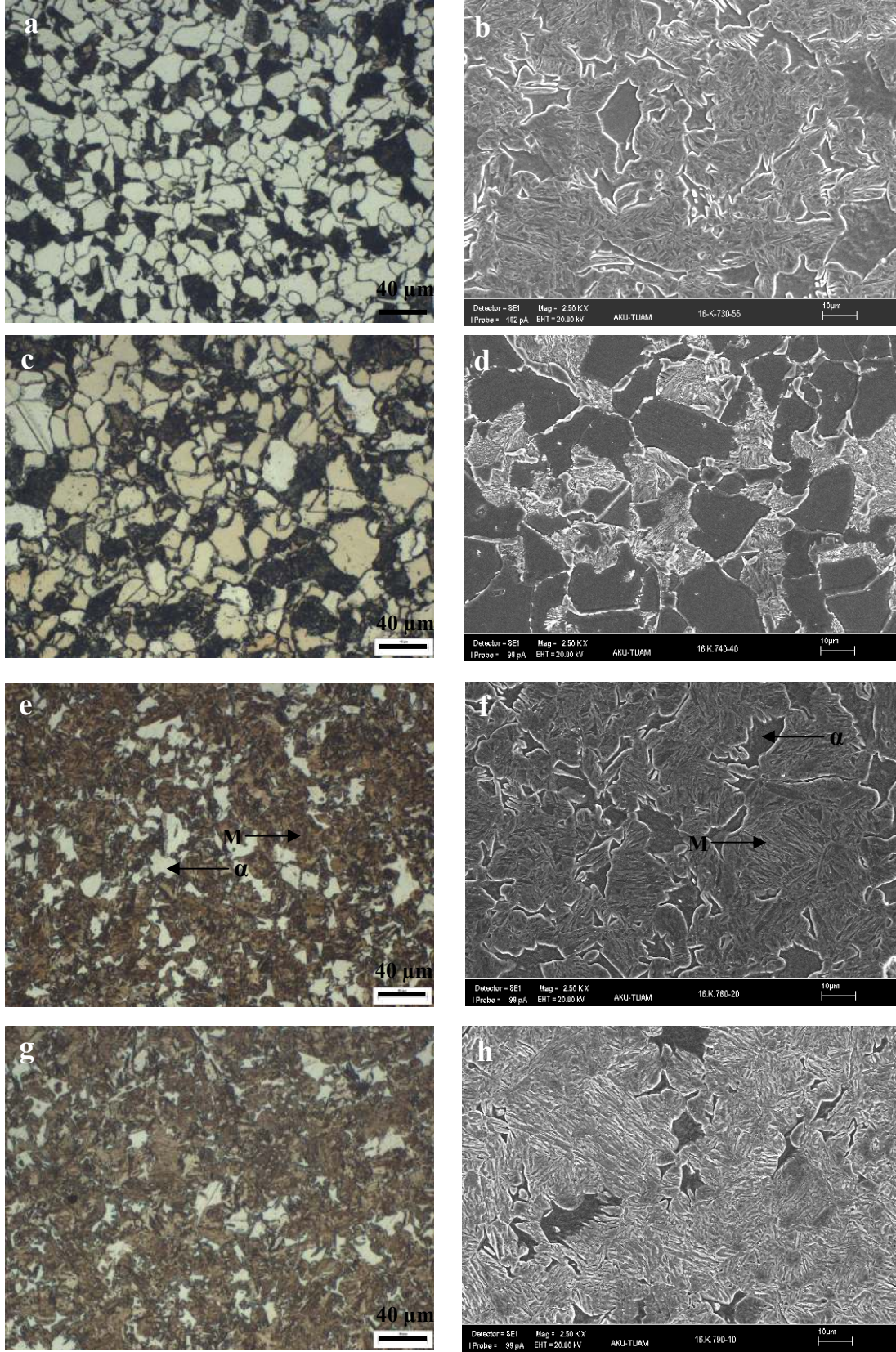


Şekil 4.19 Deney rejimlerinin kodlanması ve açılımı.

Çizelge 4.7 Mekanik testler için seçilen deney rejimleri.

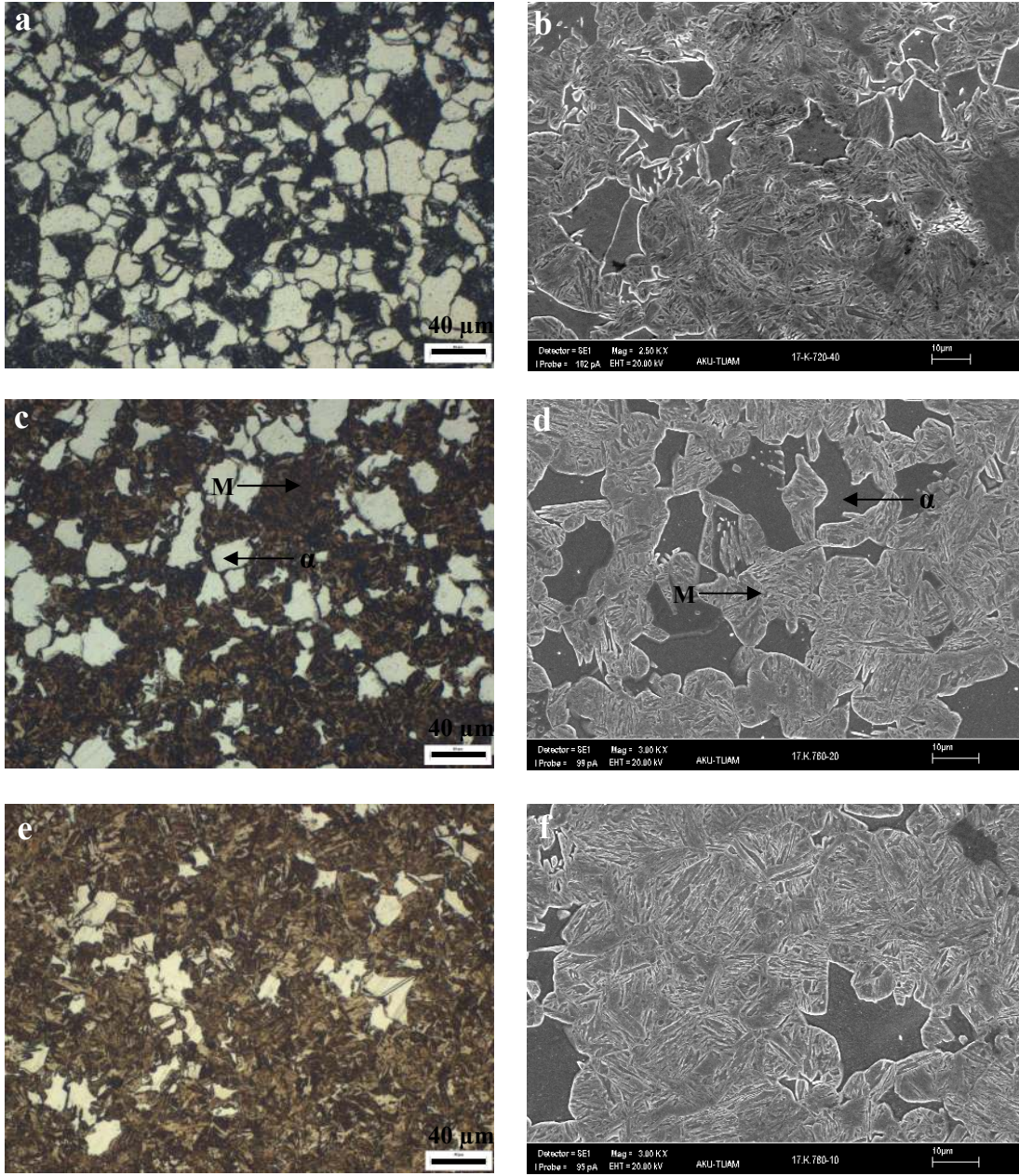
NUMUNE				
16-K-730-55	16-K-730-55-T	16-İ-760-40	16-İ-760-40-T	16-FP
16-K-740-40	16-K-740-40-T	16-İ-780-20	16-İ-780-20-T	17-FP
16-K-780-20	16-K-780-20-T	16-İ-790-10	16-İ-790-10-T	Ck-FP
16-K-790-10	16-K-790-10-T			FP: ferrit-Perlit
17-K-720-40	17-K-720-40-T	17-İ-720-40	17-İ-720-40-T	
17-K-760-20	17-K-760-20-T	17-İ-760-20	17-İ-760-20-T	
17-K-780-10	17-K-780-10-T	17-İ-770-10	17-İ-770-10-T	
Ck-K-720-65	Ck-K-720-65-T	Ck-İ-730-40	Ck-İ-730-40-T	
Ck-K-740-40	Ck-K-740-40-T	Ck-İ-770-20	Ck-İ-770-20-T	
Ck-K-790-20	Ck-K-790-20-T	Ck-İ-790-10	Ck-İ-790-10-T	
Ck-K-800-10	Ck-K-800-10-T			

Çizelge 4.7'deki deney rejimlerinden elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 4.20-4.28 arasında görülmektedir.



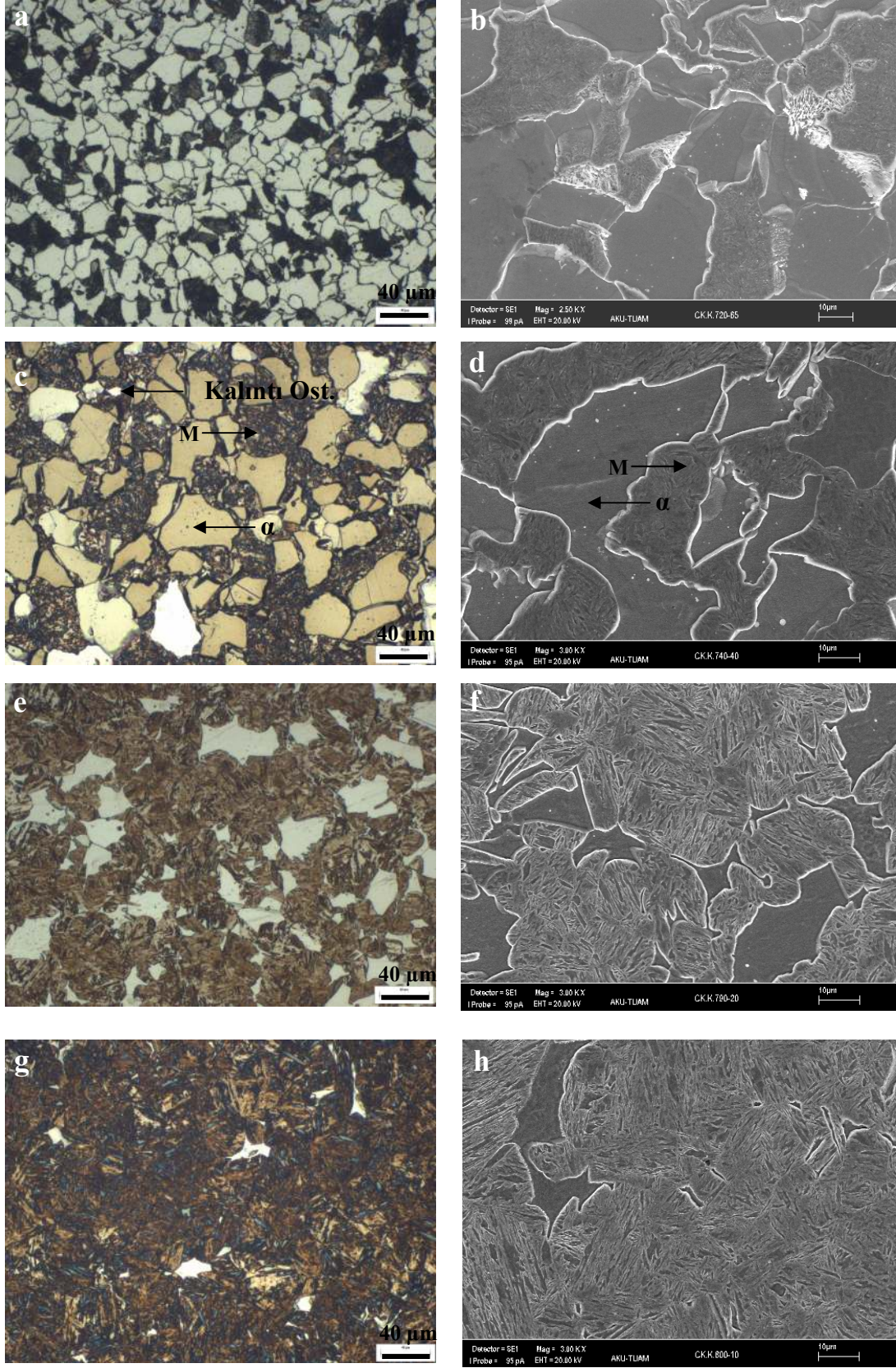
Şekil 4.20 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

a) 16-K-730-55 X200 b) 16-K-730-55 X2500 (SEM) c) 16-K-740-40 X200 d) 16-K-740-40 X2500 (SEM)
e) 16-K-780-20 X200 f) 16-K-780-20 X2500 (SEM) g) 16-K-790-10 X200 h) 16-K-790-10 X2500 (SEM)



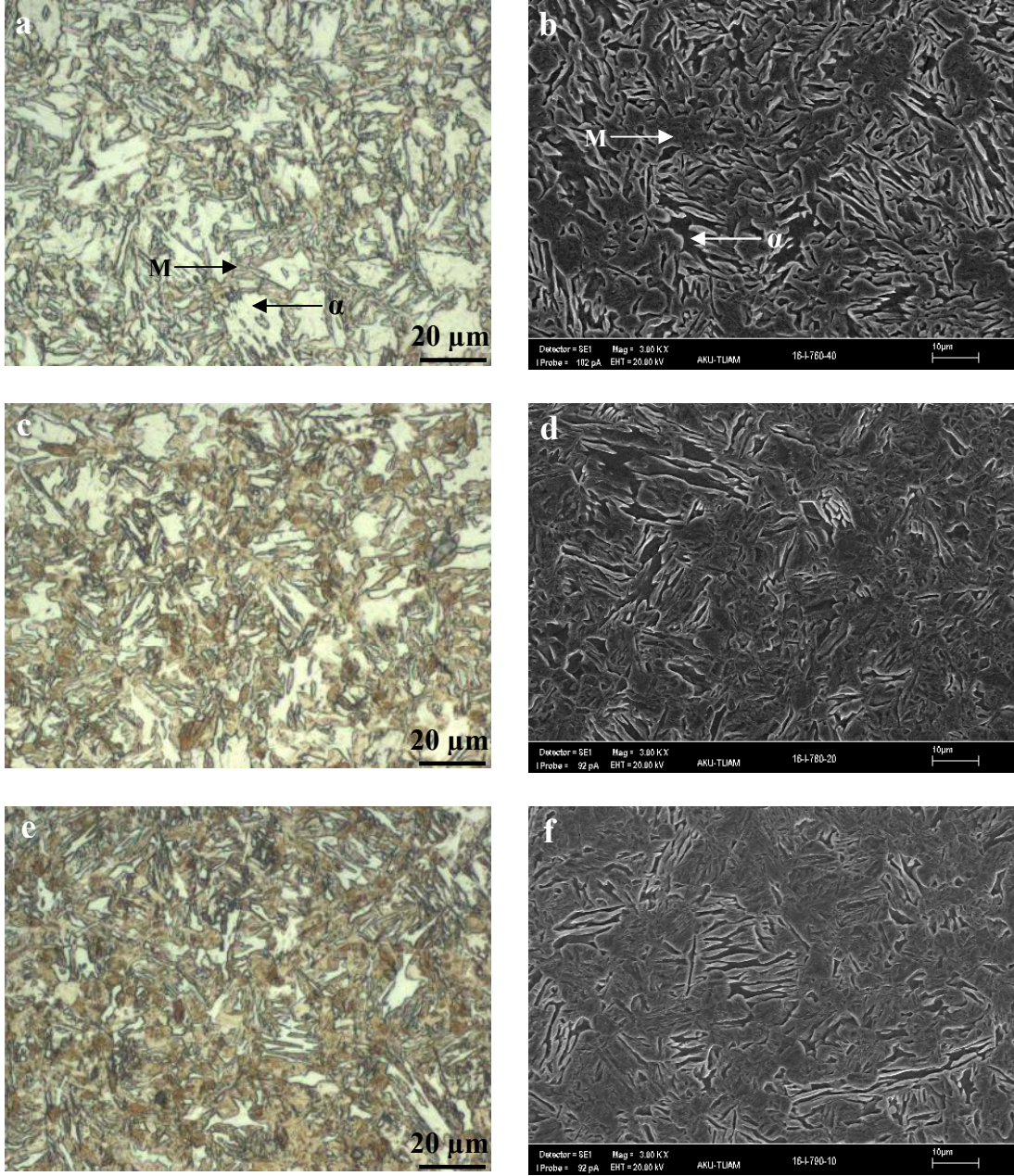
Şekil 4.21 Kritik sıcaklıklar arası ısıl işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

- a) 17-K-720-40 X200 b) 17-K-720-40 X2500 (SEM) c) 17-K-760-20 X200
d) 17-K-760-20 X3000(SEM) e) 17-K-780-10 X200 f) 17-K-780-10 X3000 (SEM)



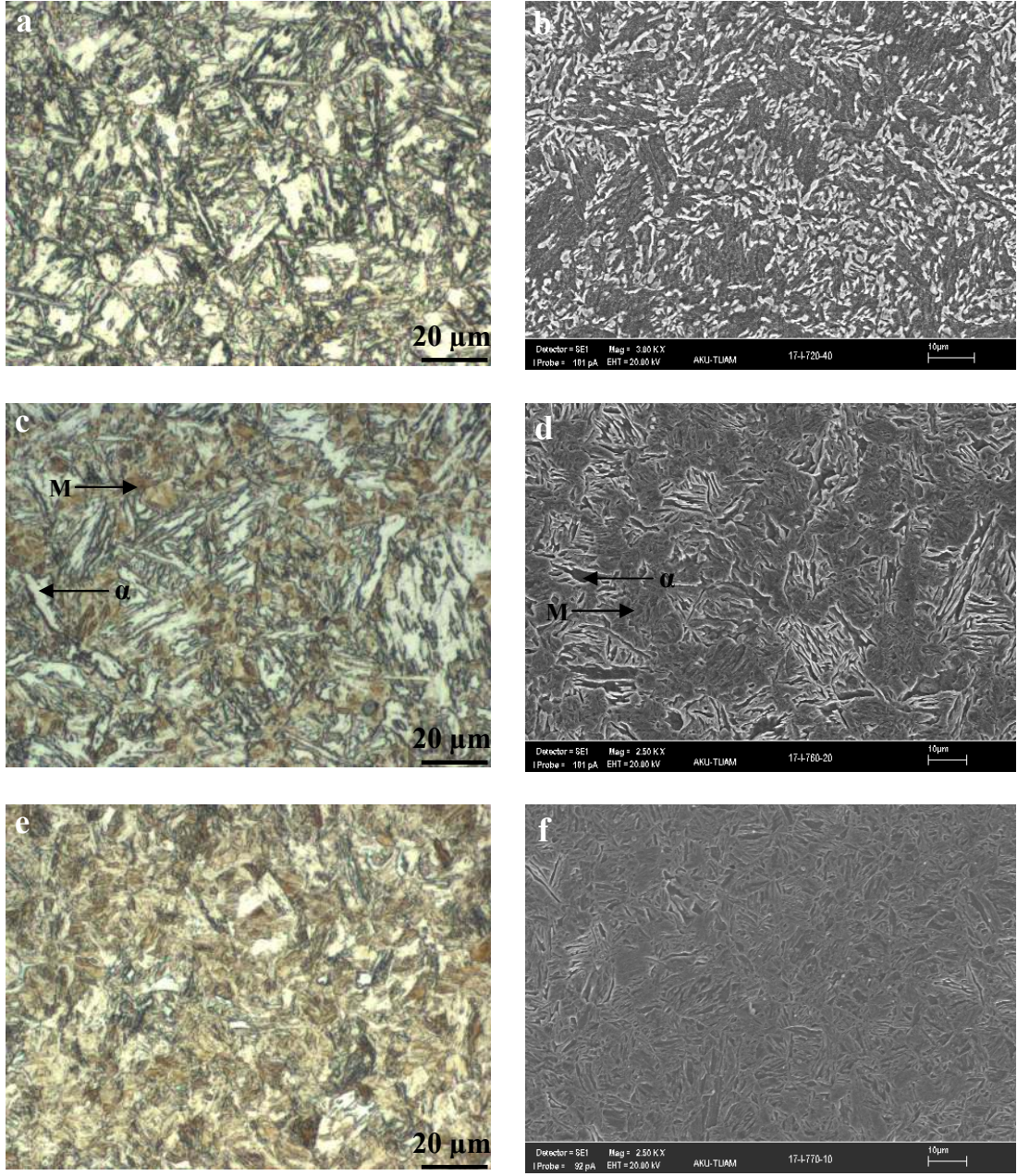
Şekil 4.22 Kritik sıcaklıklar arası ısıl işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

- a) Ck-K-720-65 X200 b) Ck-K-720-65 X2500 (SEM) c) Ck-K-740-40 X200 d) Ck-K-740-40 X3000(SEM)
e) Ck-K-790-20 X200 f) Ck-K-790-20 X3000 (SEM) g) Ck-K-800-10 X200 h) Ck-K-800-10 X3000(SEM)



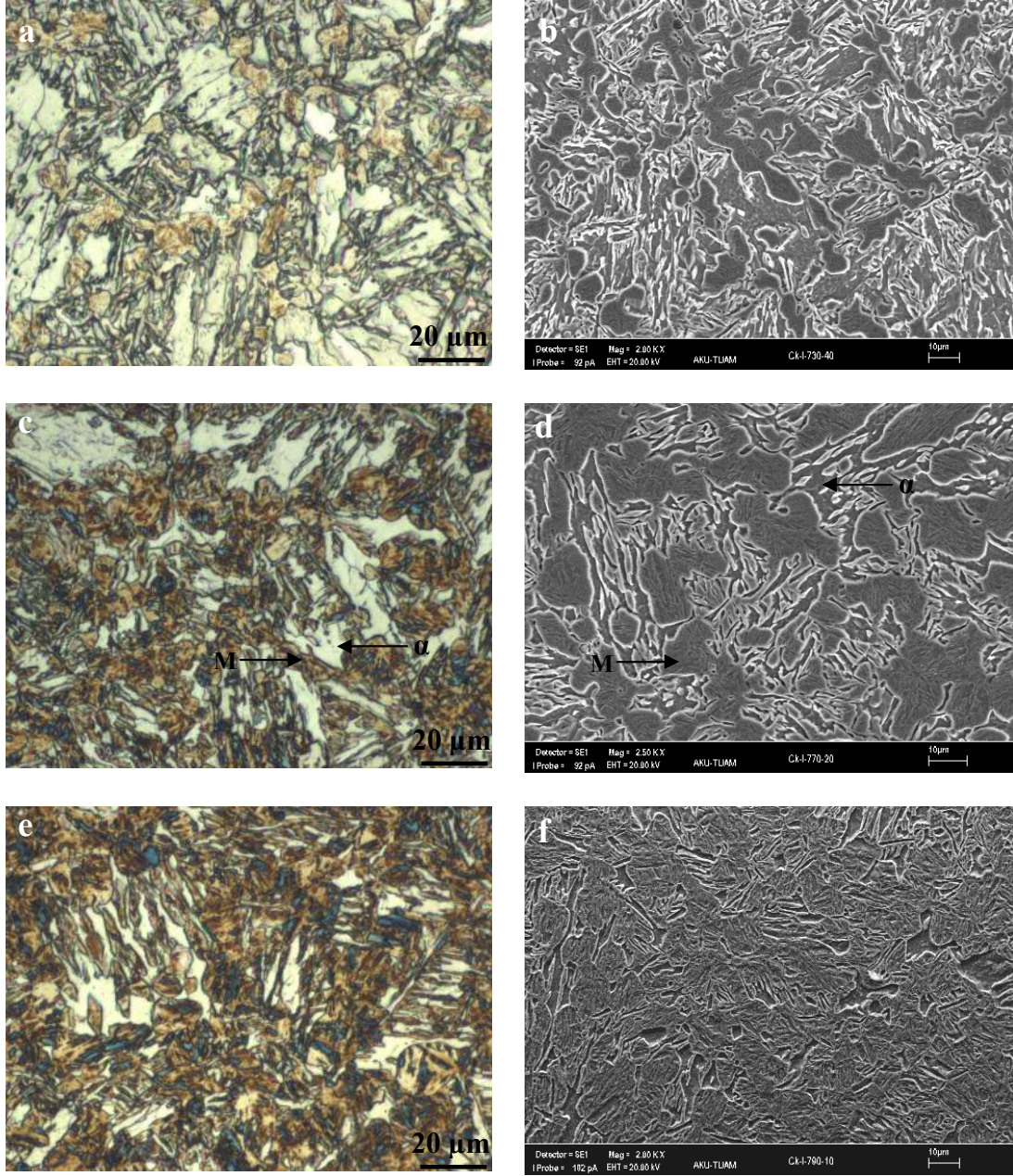
Şekil 4.23 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

- a) 16-I-760-40 X500 b) 16-I-760-40 X3000 (SEM) c) 16-I-780-20 X500
d) 16-I-780-20 X3000 (SEM) e) 16-I-790-10 X500 f) 16-I-790-10 X3000 (SEM)



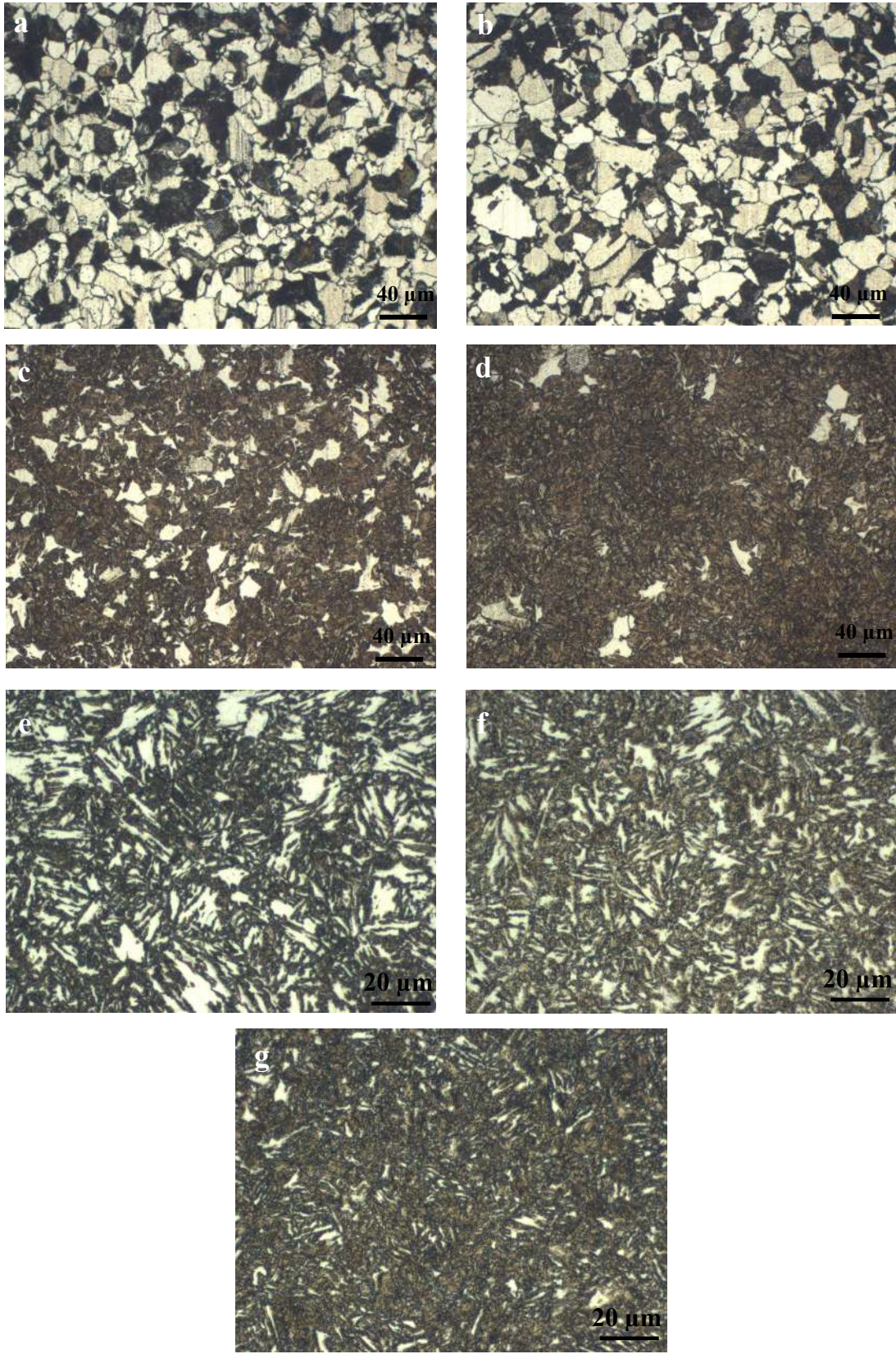
Şekil 4.24 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

- a) 17-İ-720-40 X500 b) 17-İ-720-40 X3000 (SEM) c) 17-İ-760-20 X500
d) 17-İ-760-20 X2500 (SEM) e) 17-İ-770-10 X500 f) 17-İ-770-10 X2500 (SEM)



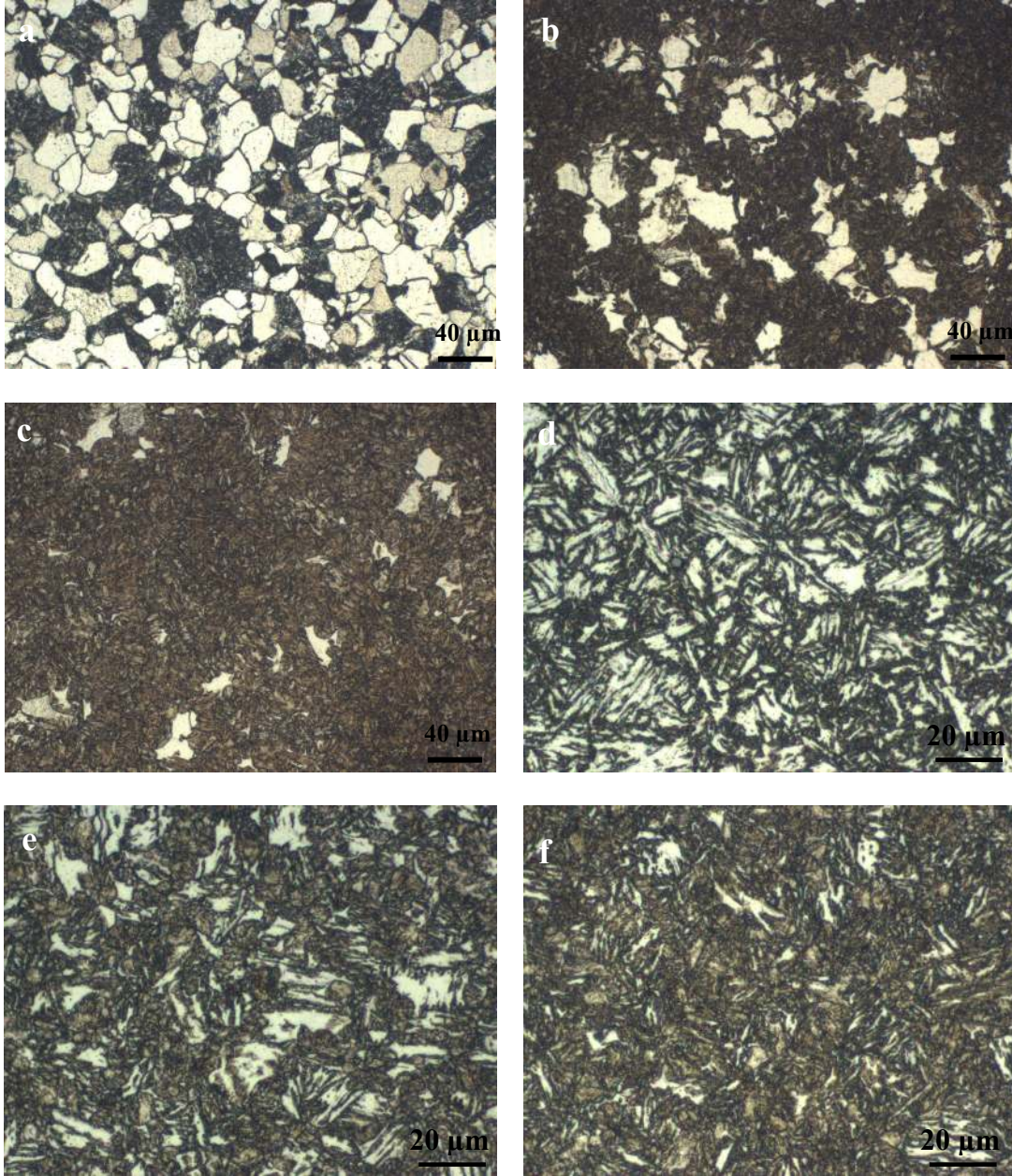
Şekil 4.25 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

- a) Ck-İ-730-40 X500 b) Ck-İ-730-40 X2000 (SEM) c) Ck-İ-770-20 X500
d) Ck-İ-770-20 X2500 (SEM) e) Ck-İ-790-10 X500 f) Ck-İ-790-10 X2000 (SEM)



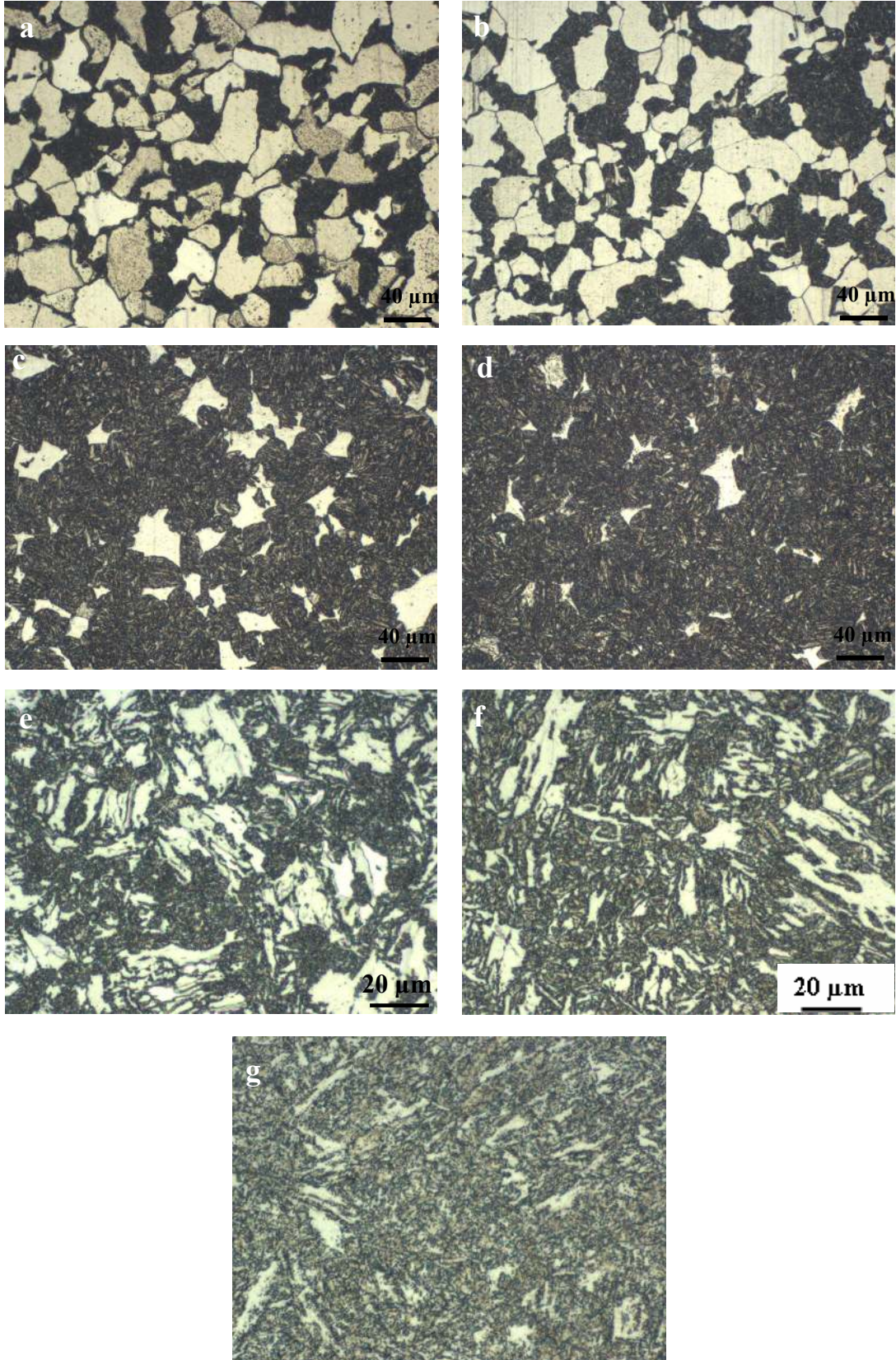
Şekil 4.26 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

a) 16-K-730-55-T X200 b) 16-K-740-40-T X200 c) 16-K-780-20-T X200 d) 16-K-790-10-T X200
e) 16-İ-760-40-T X500 f) 16-İ-780-20-T X500 g) 16-İ-790-10-T X500



Şekil 4.27 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

- a) 17-K-720-40-T X200 b) 17-K-760-20-T X200 c) 17-K-780-10-T X200
d) 17-I-720-40-T X500 e) 17-I-760-20-T X500 f) 17-I-770-10-T X500



Şekil 4.28 Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri.

- a) Ck-K-720-65-T X200 b) Ck-K-740-40-T X200 c) Ck-K-790-20-T X200 d) Ck-K-800-10-T X200
e) Ck-İ-730-40-T X500 f) Ck-İ-770-20-T X500 g) Ck-İ-790-10-T X500

Şekil 4.20.a'da 16-K-730-55 numunesinin optik mikroskop görüntülerinde mikroyapıdaki martensit fazı şüphe uyandırmıştır. Fakat SEM analizlerinden alınan görüntülerde koyu renk olan bölgelerin martensit olduğu ortaya çıkmıştır. Ayrıca şekil 4.30'da 16-K-730-55 numunesinin çekme testi sonucu sürekli akma göstermesi mikroyapının ağırlıklı olarak ferrit+martensit fazlarından oluştuğuna işaret etmektedir. Aynı durum Ck-K-720-65 kodlu çift fazlı çeliği için de geçerlidir. Diğer ısıtma işlem rejimlerinde mikroyapı ferrit ve martensit fazından oluşmaktadır. Herhangi farklı bir faza (beynit, perlit) rastlanmamıştır. Dolayısıyla kritik sıcaklıklar arasından su verme esnasındaki mevcut ostenitin tamamına yakınının (kalıntı ostenit hariç) martensite dönüştüğü kabul edilmiştir. Kalıntı ostenit oluşumu çift fazlı çeliklerde % 2-9 arasındaki hacim oranlarında gerçekleşebilir (Gordion *et al.* 1991). Bununla beraber optik mikroskopta tespit edilmesinin zor olduğu kabul edilmektedir.

Başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit olan ve kritik sıcaklıklar arası su verme işleminden sonra kaba taneli morfolojide yerleşen ferrit ve martensit fazlarına sahip mikroyapılarda, kritik sıcaklıklar arası tavlama sırasında ostenit fazı, perlit, beynit, martensit parçacıkları ve ferrit-ferrit tane sınırları üzerinde çekirdeklenip büyümektedir (Yong *et al.* 1985, Kim and Tomas 1981, Erdoğan 2003).

Başlangıç mikroyapısı martensit olan ve kritik sıcaklıklar arası su verme işleminden sonra ince taneli morfolojide yerleşen ferrit ve martensit fazlarına sahip mikroyapılarda, kritik sıcaklıklar arası tavlama sırasında ostenit fazı, martensit plakalarının ara yüzeylerinde, plaka sınırlarında ve kalıntı ostenit varsa kalıntı ostenitin tane sınırlarında çekirdeklendiği belirtilmektedir. Dolayısıyla morfolojinin ince olması, yoğun martensit plakalarından dolayı ostenitin pek çok bölgede çekirdeklenip büyümesine bağlanabilmektedir (Davies 1978). Mevcut çalışmada elde edilen mikroyapılar (Şekil 4.20-4.22), yukarıda anlatılanları doğrulamaktadır. Bölüm 2.1.4'de de anlatıldığı gibi A_{c1} kritik sıcaklığına yakın sıcaklıklarda yapılan ısıtma işlemlerde, yüksek sıcaklıklarda yapılan ısıtma işlemlere göre daha yüksek oranda ostenit martensite dönüşmektedir. Bu durum düşük sıcaklıklarda ostenit tanelerinin daha yüksek oranlarda karbon içermelerinden kaynaklanmaktadır. Mekanik test numunelerinde, kritik sıcaklıklar arasından ısıtma işlem yaparken kısa bekleme sürelerinde (30 dk.) fazlar arası dönüşüm

alaşım elementlerinin (yer alan) difüzyonu ile değil de karbon atomlarının (ara yer) difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Bölüm 2.1.6'da değinildiği gibi alaşım elementlerinin (Mn, Ni, Al) homojen difüzyonu için oldukça uzun süreler gerekmektedir. Dolayısıyla kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri sırasında fazlar arası dönüşümlerde ön plana çıkan element daha çok karbondur.

Şekil 4.26–4.28' deki mikroyapılar, Şekil 4.20-4.25'deki ısıtma işlem rejimlerinin 650°C'de 1 saat temperlenmiş durumlarıdır. Mikroyapılarda temperlemenin etkisiyle martensit plaka uçlarının köreldiği ve küreselleştiği görülmektedir. Temperlenen ferrit taneleri, Şekil 4.20-4.25'deki ferrit tanelerinden farklı değildir. Yani kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem sonrası ferritin dağılımı tavrıyla, temperleme sonrası ferritin dağılımı tavrı hemen hemen birbiriyle aynıdır. Temperleme işlemi sonrasında kaba taneli morfolojiyle, ince taneli morfolojiye sahip fazların dağılımı tavrında da herhangi bir değişiklik fark edilmemiştir. Temperlemenin en büyük etkisinin martensit üzerinde olduğu düşünülmektedir. Eğer mikroyapıda karbürler varsa bunların da yapıda homojen olarak dağılmasına temperlemenin katkısı olduğu tahmin edilmektedir. Temperlemenin diğer ısıtma işlem rejimlerinden farkını mekanik testlerde daha açık görmek mümkün olacaktır.

Mikroyapı analizlerinde göze çarpan diğer önemli bir ayrıntı ise, aynı ısıtma işlem sıcaklıklarından su verilen numunelerde, ince dağılıma sahip numunelerin, kaba dağılıma sahip numunelere göre yüzde MHO'nun fazla olmasıdır. Bu durum literatürde ince dağılmış ostenitin, kaba dağılmış ostenite göre daha fazla karbon içeriğinin olmasına bağlanmaktadır. Dolayısıyla kaba dağılıma göre, ince dağılmış mikroyapılarda yüksek FHO'ları elde etmek düşük sıcaklıklarda ısıtma işlem yapmakla mümkün olmaktadır (Chang and Kim 1985, Mould and Skena 1977, Erdoğan 2003). Bu durum mevcut çalışmada alaşımsız bir çelik olan Ck22 için geçerlidir. Söz konusu çelikte % 40 ferrit oranına kaba tanelide 740°C'de ulaşılırken, ince tanelide 730°C'de ulaşılır. % 20 ferrit oranına, kaba tanelide 790°C'de ulaşılırken, ince tanelide 770°C'de ulaşılır. % 10 ferrit oranına ise, kaba tanelide 800°C'de ulaşılırken, ince tanelide 790°C'de ulaşılır. Diğer çeliklerin alaşım elementleri içermesinden dolayı bu durumdan bahsetmek güçtür.

Elde edilen mikroyapıların ortalama tane boyutlarına ilişkin sayısal değerler Çizelge 4.8’de gösterilmektedir.

Çizelge 4.8 Deney rejimlerine ait ortalama tane boyutları.

NUMUNE	d _{ort.}	d _{ort.} (ferrit)
	µm	
16-K-730-55	16,7	13,5
16-K-740-40	11,9	14,1
16-K-780-20	11,5	9,0
16-K-790-10	12,3	10,9
17-K-720-40	15,6	12,9
17-K-760-20	13,8	11,7
17-K-780-10	16,3	10,9
Ck-K-720-65	23,7	26,1
Ck-K-740-40	23,7	20,1
Ck-K-790-20	19,2	16,3
Ck-K-800-10	18,1	15,7
16-K-730-55-T	16,2	12,7
16-K-740-40-T	16,5	13,7
16-K-780-20-T	11,8	9,3
16-K-790-10-T	14,3	11,8
17-K-720-40-T	21,9	17,8
17-K-760-20-T	16,8	13,1
17-K-780-10-T	16,1	9,1
Ck-K-720-65-T	23,7	26,3
Ck-K-740-40-T	22,2	19,8
Ck-K-790-20-T	18,4	15,7
Ck-K-800-10-T	18,3	15,3
16-FP	18,9	
17-FP	17,6	
Ck-FP	24,6	

NUMUNE	d _{ort.}	d _{ort.} (ferrit)
	µm	
16-İ-760-40	6,1	5,6
16-İ-780-20	8,5	7,7
16-İ-790-10	5,6	5,2
17-İ-720-40	11,7	10,3
17-İ-760-20	10,9	7,1
17-İ-770-10	9,7	8,3
Ck-İ-730-40	6,8	8,2
Ck-İ-770-20	11,3	8,7
Ck-İ-790-10	10,8	9,3
16-İ-760-40-T	6,1	5,1
16-İ-780-20-T	8,5	5,1
16-İ-790-10-T	5,6	7,3
17-İ-720-40-T	11,7	11,1
17-İ-760-20-T	10,9	9,7
17-İ-770-10-T	9,7	9,3
Ck-İ-730-40-T	6,8	7,2
Ck-İ-770-20-T	11,3	10,2
Ck-İ-790-10-T	10,8	9,1

Çizelge 4.8’de görüldüğü gibi alaşım elementi içeren çeliklerin ortalama tane boyutlarının, alaşım elementi içermeyen çeliklere göre nispeten küçük olduğu fark edilmektedir.

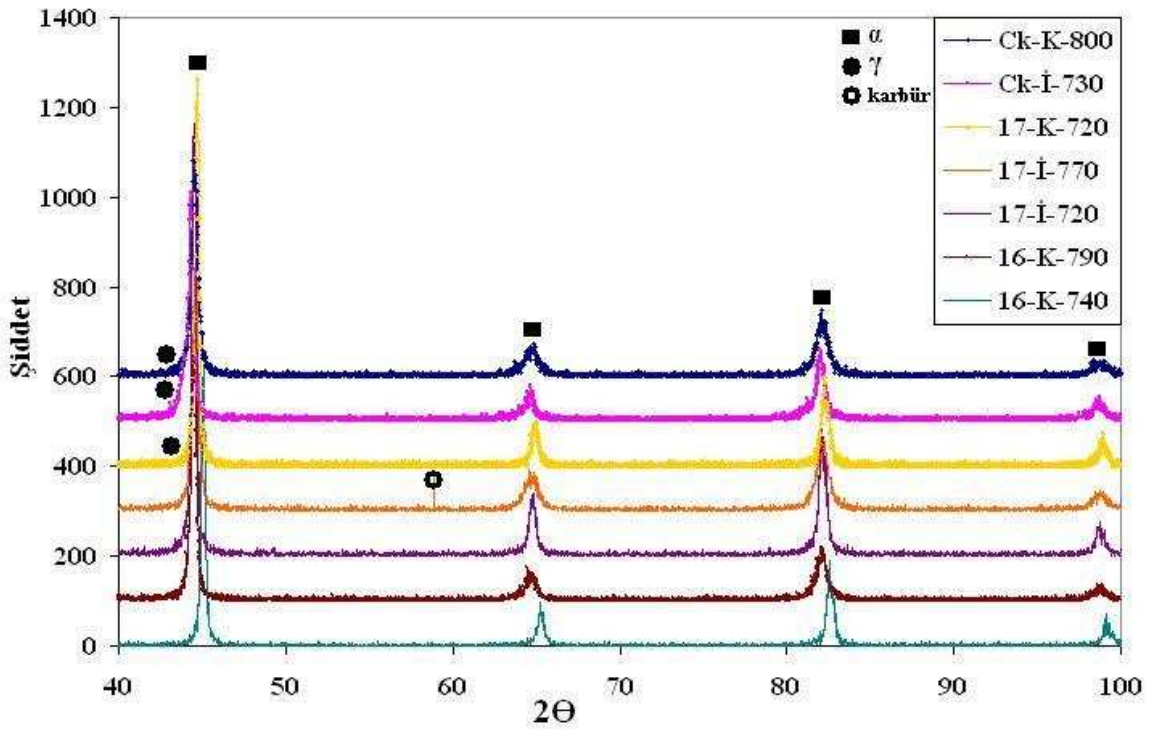
4.6 X - Işınları Difraksiyon Analizi (XRD)

Çalışmada, kalıntı ostenitin ve karbürlerin varlığını saptamak için X-ışınları difraksiyon analizi yapılmıştır. 7 farklı ısıtma işlem rejimine sahip numunelerin paternleri Şekil 4.29'da gösterilmektedir.

Analiz için hem kaba, hem de ince taneli morfolojiye sahip numuneler seçilmiştir. Bunun yanında kritik sıcaklıklara yakın sıcaklıklardan ısıtma işlem yapılan numunelerde dikkate alınmıştır. Çift fazlı çeliklerde kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem sıcaklığı arttıkça, ostenitin düşük karbon içeriğinden dolayı martensite dönüşüm miktarı azalmaktadır. Dolayısıyla yüksek sıcaklıklarda karbür fazlarının oluşma ihtimali artmaktadır. Bu durum belirgin olarak 17-İ-770 kodundaki numunede görülmektedir. (Erdoğan 1993, Priestner and Ajmal 1987, Chang and Kim 1985, Priestner 1987, Erdoğan 2002, Erdoğan and Priestner 1999, Khan et. al. 2001).

Tüm numunelerde baskın pik α -Fe'dir. Huppi *et. al.* (1980), özellikle A_{c3} kritik sıcaklığına yakın sıcaklıklardan soğutma sırasında kalıntı ostenit miktarının arttığını bildirmiştir. Mevcut çalışmada yukarıda verilen bilgiye paralel olarak Ck22 çeliğinde kalıntı ostenite rastlanılmıştır. Literatürde kalıntı ostenit miktarının sıfırlanmasının normal şartlarda mümkün olmadığı bildirilmektedir (Thelning 1984, Huppi et. al. 1980, Hillis et. al. 1998, Matlock et. al. 1979,).

Bazı araştırmacılar (Erdoğan 1993, Rigsbee and Wanderarend 1977, Jeong and Kim 1987) kalıntı ostenitin çift fazlı çeliklerde, ya martensit içerisinde plaka sınırlarında, ya da bağımsız olarak bir tane şeklinde olabileceğini ifade etmişlerdir (Rigsbee and Wanderarend 1977, Rashid 1977). Khan *et. al.* (2001), yaptıkları çalışmada çift fazlı çeliklerde kalıntı ostenitin XRD sonuçlarında muhtemel yerleşme açıları hakkında bilgiler vermişlerdir. Bu bilgiler ışığında kalıntı ostenit olduğu düşünülen numuneler Şekil 4.29'da belirtilmiştir.



Şekil 4.29 Numunelerin XRD analizi.

4.7 Tek Eksenli Çekme Testi

Tek eksenli çekme testi, Çizelge 4.7’de belirtilen deney rejimlerinin her birinden üç adet numune üzerinde gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar ortalama değerlere çevrilmiştir. Test sonucunda elde edilen bulgular Çizelge 4.9’da sunulmaktadır. Deney rejimlerine ait numunelerin test esnasında kayıt edilen kuvvet-uzama diyagramları ise Şekil 4.30-4.33’de gösterilmektedir. Şekil 4.30, 4.31 ve 4.32’den görüldüğü gibi K ve İ serili diyagramlarda belirgin bir akma noktası görülmemiştir. Çift fazlı çeliklerin belirgin bir akma noktası göstermemiş olmaları Bölüm 2.1.5.1’de anlatılanlarla ve daha önceki araştırmacıların yaptıkları çalışmalarla uyumluluk göstermektedir (Davies 1978, Hayami and Furukawa 1975, Avtar *et. al.* 1986, Grange 1970, Rashid 1977, Davies and Magee 1979, Pradhan 1997- Speich 1997, Goel *et. al.* 1983, Erdoğan 1993, Hansen and Pradhan 1981).

Çift fazlı çeliklerin sürekli akma davranışı sergilemeleri, martensitik dönüşüm sırasında meydana gelen hacim artışı ve gerilmelerin sonucunda, martensite sınır ferrit içerisinde

oluşan yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar ile ilişkilendirilmektedir. Yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar orijinal malzemeye göre daha düşük gerilme değerlerinde kaymaya sebep olmaktadır. Ayrıca çok yoğun mobil dislokasyonların varlığı C ve N gibi arayer atomlarının deformasyonda kesikliğe sebep olacak şekilde yeterli “Cottrell atmosferi” oluşturmalarını önlemektedir. Bu nedenle deformasyonda herhangi bir kesiklik olmadan sürekli akma davranışı görülmektedir (Mould and Skena 1977, Speich and Miller 1979). Sürekli akma gösteren numunelerde, % 0,2 akma mukavemet değerleri (% 0,2 proof stress) dikkate alınmıştır.

Temperlenmiş numunelerde, yani K-T ve İ-T serisi numunelerde ise akma noktaları (Şekil 4.30-4.33) belirgin hale gelmiştir. Martensit fazında bulunan karbürler temperlemenin etkisiyle mikroyapıda homojen olarak çökelirken, çekme esnasında dislokasyonların düzenli hareketleri sonucu numuneler, sürekli akma yerine süresiz akma davranışı sergilemektedirler (Speich *et. al.* 1981).

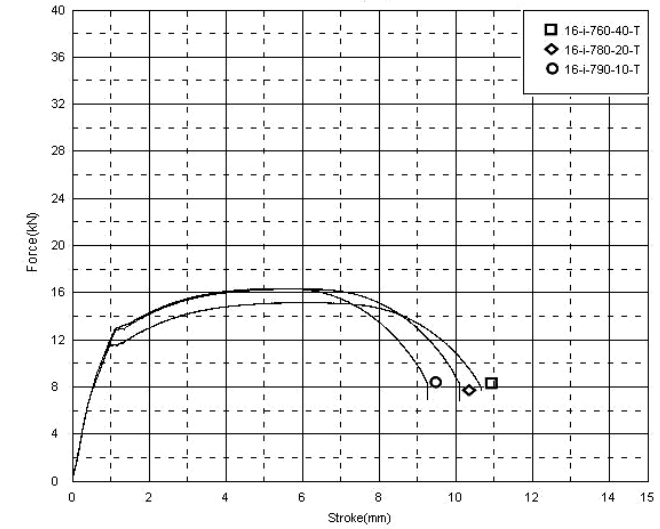
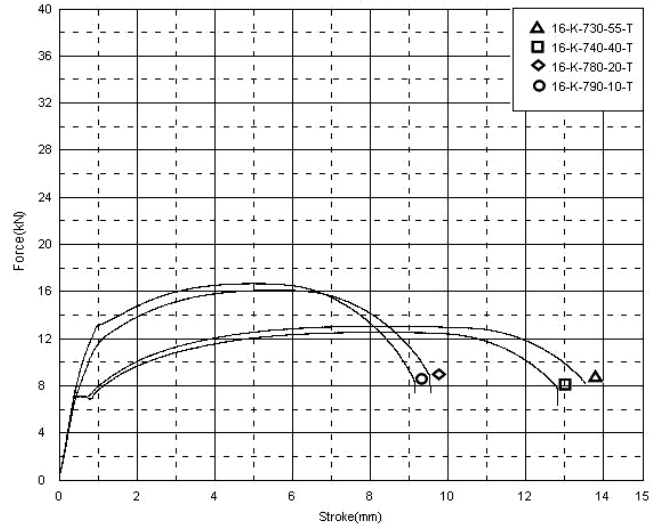
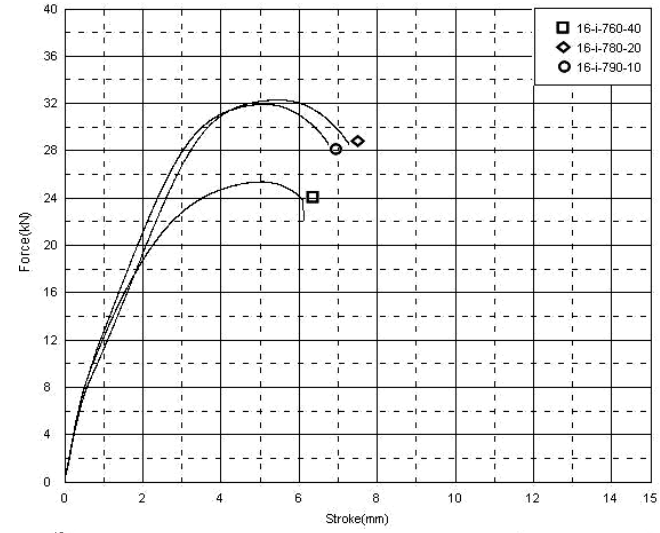
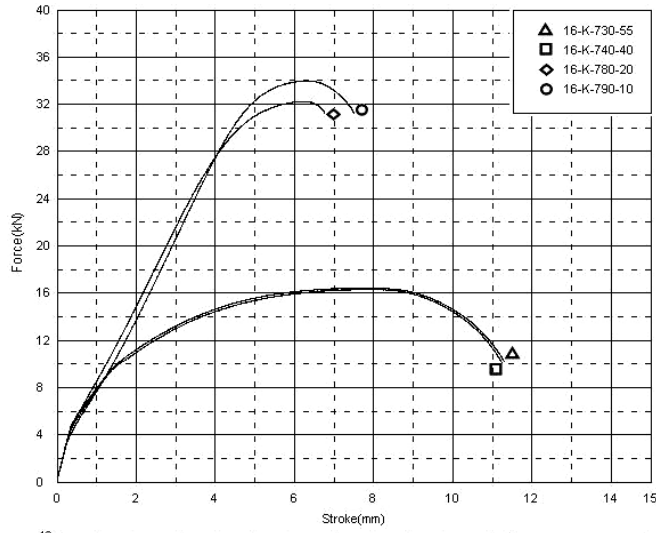
Numunelerde temperlemenin etkisiyle mukavemet değerleri düşmüş ve süneklik değerleri artmıştır. Çalışmada temperleme sıcaklığının 650°C olarak seçilmesi, daha düşük sıcaklıklarda temper gevrekliği riskinin bulunmasından kaynaklanmaktadır. Çift fazlı çeliklerin temperlenmesi üzerine bilgiler Bölüm 2.1.2.4’de verilmektedir.

Şekil 4.30-4.33 ve Çizelge 4.9’den görüldüğü gibi İ serili (ince taneli) çift fazlı çeliklerin akma mukavemetleri, K serili (kaba taneli) çift fazlı çeliklere göre genelde daha yüksektir. Aynı durum temperlenmiş, İ-T ve K-T numunelerinde de görülmektedir. Burada başlangıç mikroyapısı martensit olan numunelerin, sonraki kritik sıcaklıklar arası ısıtılma işlemlerinde akma mukavemetine doğrudan etkisi olduğunu söylemek mümkündür (Davies 1978, Kim and Thomas 1981, Tomita 1990, Erdoğan 1993).

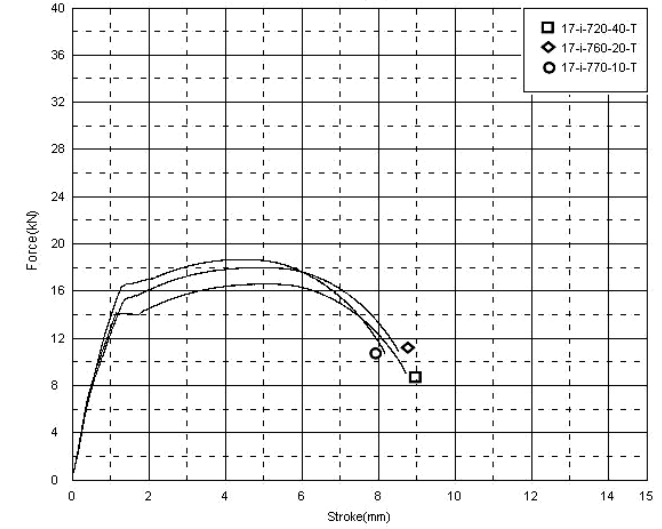
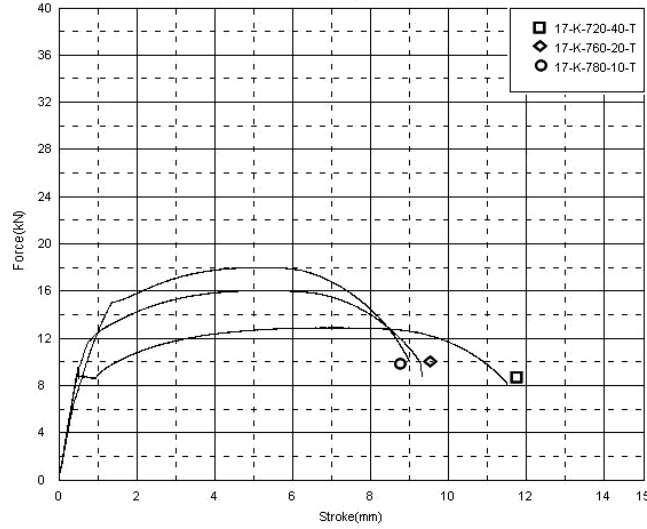
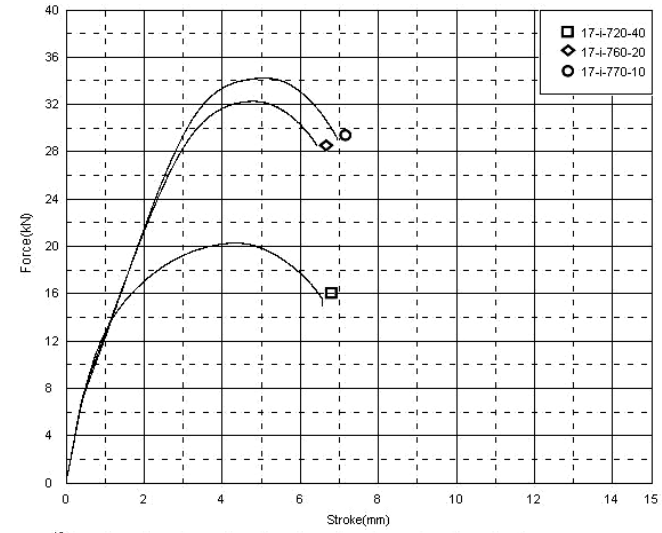
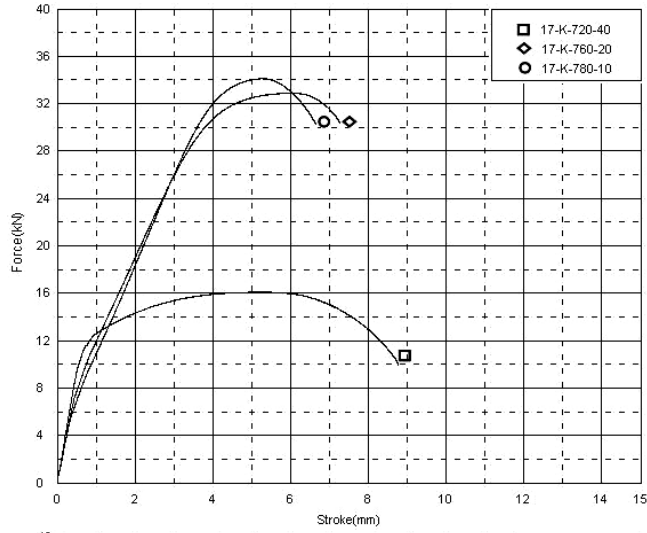
Dislokasyon yoğunluğu açısından bakıldığında K serisi numunelerde iri boyutlu martensit parçacıklarının oluşumu sırasında martensite komşu ferrit içerisinde oluşan dislokasyon yoğunluğunun, ince boyutlu İ serisine göre daha az olduğu düşünülebilir. İnce dağılımlı yapıda yüzey alanı daha fazla olduğu için dislokasyon bölgelerinin daha fazla bir alana sahip olduğu kabul edilebilir (Huppi *et. al.* 1980, Moyer and Ansel 1975).

Çizelge 4.9 Deney rejimlerine ait tek eksenli çekme testi sonuçları (ortalama değerler).

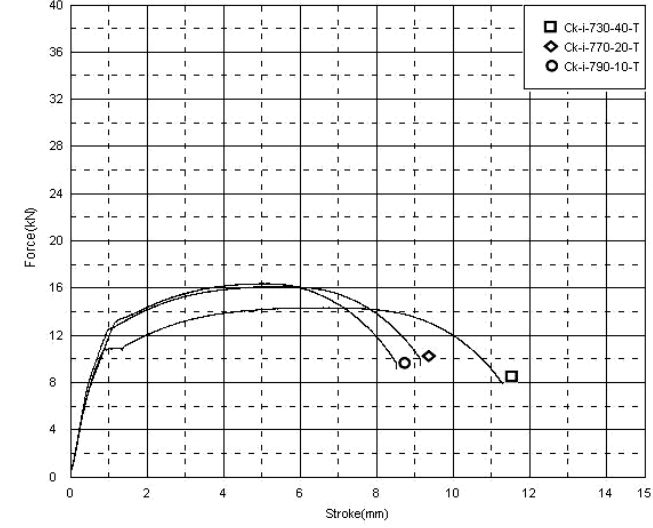
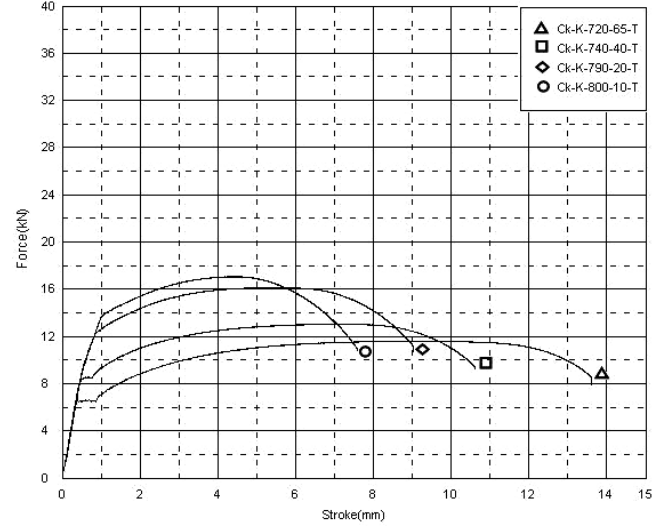
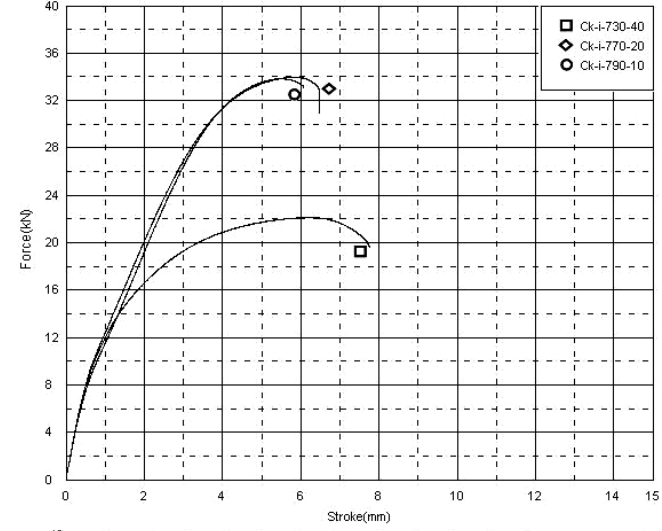
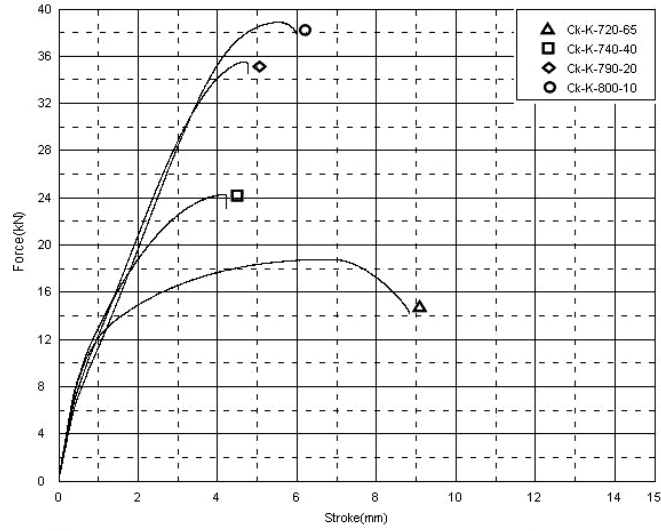
NUMUNE	σ_a	σ_c	σ_k	δ	Ψ
	MPa			%	
16-K-730-55	167,4	610,1	1151,8	26,1	66,9
16-K-740-40	170,8	604,1	1095,8	21,8	66,6
16-K-780-20	175,8	1177,4	1345,6	9,9	15,4
16-K-790-10	132,9	1261,6	1551,7	12,1	24,8
17-K-720-40	406,6	625,8	1079,3	24,4	61,7
17-K-760-20	254,6	1166,6	1590,2	13,4	23,6
17-K-780-10	238,7	1246,1	1671,9	13,7	34,4
Ck-K-720-65	306,5	692,1	974,1	22,9	46,6
Ck-K-740-40	301,9	897,7	929,4	8,3	5,7
Ck-K-790-20	284,6	1313,1	1373,5	6,7	5,8
Ck-K-800-10	275,2	1452,7	1641,7	9,1	13,8
16-İ-760-40	324,8	1009,9	1313,3	15,1	30,1
16-İ-780-20	328,8	1253,7	1735,7	14,4	37,4
16-İ-790-10	298,7	1204,1	1665,8	15,4	35,3
17-İ-720-40	351,7	762,7	1289,4	20,1	55,1
17-İ-760-20	315,7	1190,7	1691,3	13,9	38,7
17-İ-770-10	300,4	1231,9	1775,6	14,3	41,7
Ck-İ-730-40	321,1	772,3	1198,4	16,4	30,8
Ck-İ-770-20	338,1	1246,1	1390,5	11,3	14,6
Ck-İ-790-10	298,4	1296,3	1550,7	10,1	14,5
16-K-730-55-T	268,8	482,8	1007,3	34,2	70,1
16-K-740-40-T	272,1	483,9	925,4	35,1	69,8
16-K-780-20-T	310,6	620,6	1097,9	26,5	70,3
16-K-790-10-T	473,5	613,5	1214,2	25,8	75,4
17-K-720-40-T	324,3	481,1	980,2	33,8	69,8
17-K-760-20-T	369,5	602,7	1120,7	26,9	68,2
17-K-780-10-T	549,8	659,8	1242,2	26,3	70,5
Ck-K-720-65-T	247,7	433,1	728,9	37,8	61,6
Ck-K-740-40-T	313,1	473,7	890,1	32,1	62,1
Ck-K-790-20-T	466,5	604,4	1091,9	25,3	63,5
Ck-K-800-10-T	487,2	617,7	1150,3	23,7	65,8
16-İ-760-40-T	442,9	580,4	1216,2	31,3	75,9
16-İ-780-20-T	488,7	615,5	1157,9	29	75,4
16-İ-790-10-T	490,6	616,2	1180,8	28,5	75,8
17-İ-720-40-T	542,8	643,8	1194,8	24,9	72,2
17-İ-760-20-T	591,3	689,1	1364,9	24,1	70,1
17-İ-770-10-T	614,1	697,2	1368,9	24,1	71
Ck-İ-730-40-T	410,8	541,9	1106,6	30,8	73,1
Ck-İ-770-20-T	465,1	600,4	1126,5	24,6	66,8
Ck-İ-790-10-T	507,6	627,9	1164,3	24,9	68
16-FP	299,9	512,1	979,4	33,4	70,3
17-FP	257,5	537,5	979,1	28,4	61,3
Ck-FP	262,1	462,9	791,2	33,7	56,5



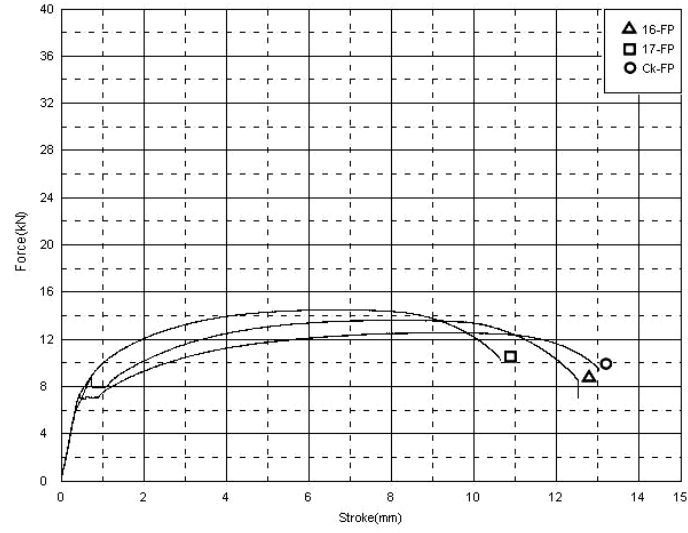
Şekil 4.30 16MnCr5 çeliğinin ısıtım rejimlerine göre kuvvet-uzama diyagramları.



Şekil 4.31 17CrNiMo6 çeliğinin ısıt işlemlerine göre kuvvet-uzama diyagramları



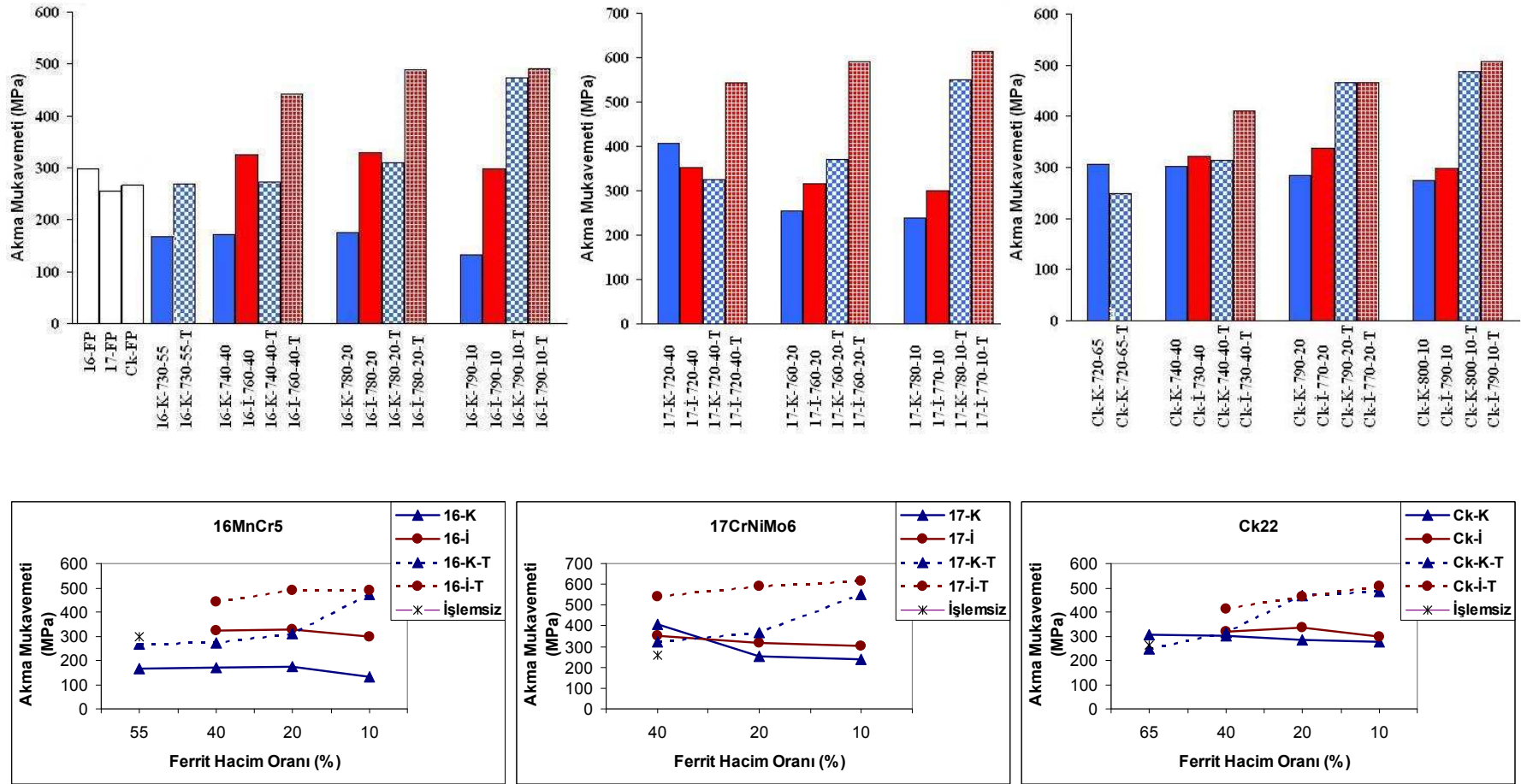
Şekil 4.32 Ck22 çeliğinin ısıtım rejimlerine göre kuvvet-uzama diyagramları.



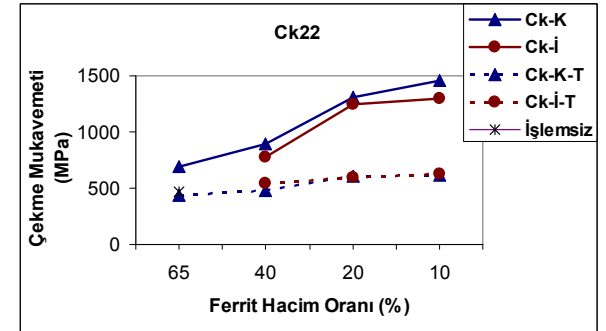
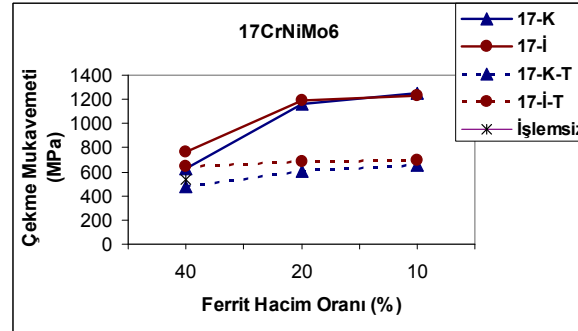
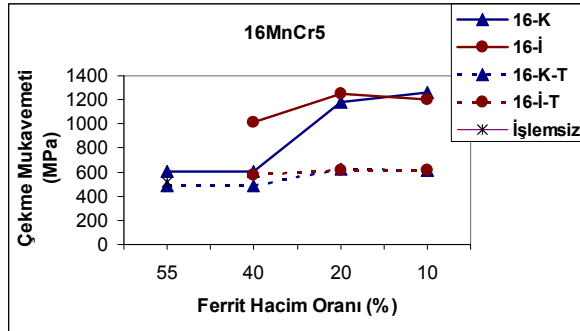
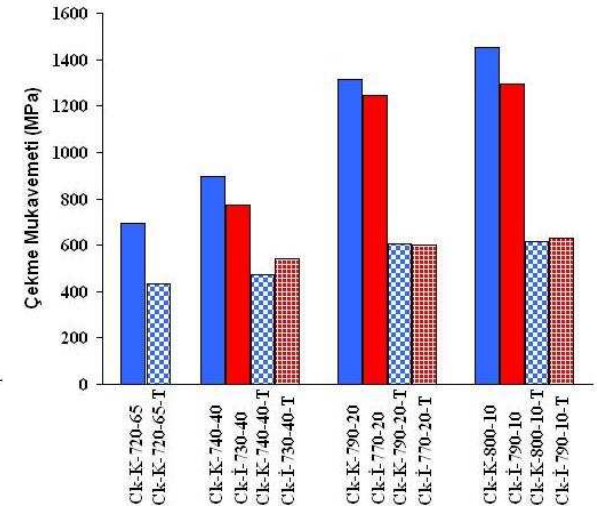
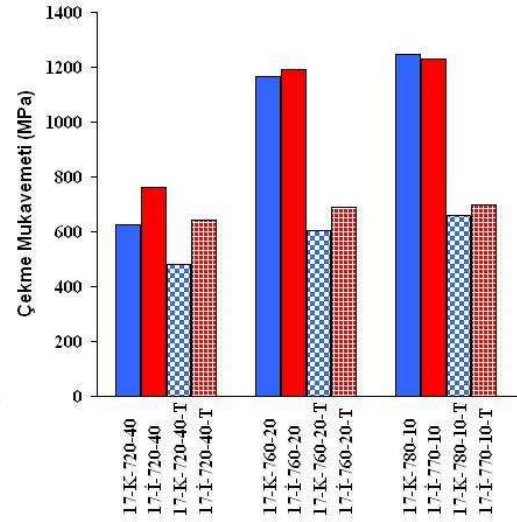
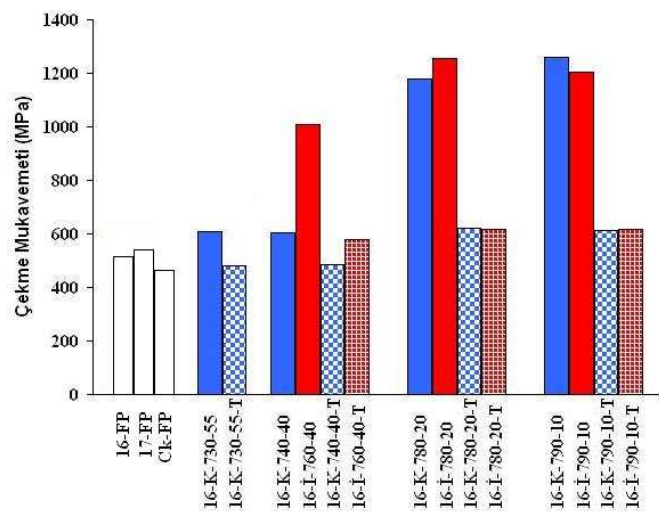
Şekil 4.33 Çeliklerin işlemsiz durumlarının kuvvet-uzama diyagramları.

Bölüm 2.3’de anlatılanlardan dolayı numunelerin kırılma toklukları (K_{IC}), akma ve çekme mukavemetleri mühendislik gerilim, kopma mukavemetleri ise gerçek gerilim olacak şekilde dikkate alınarak hesaplanmıştır.

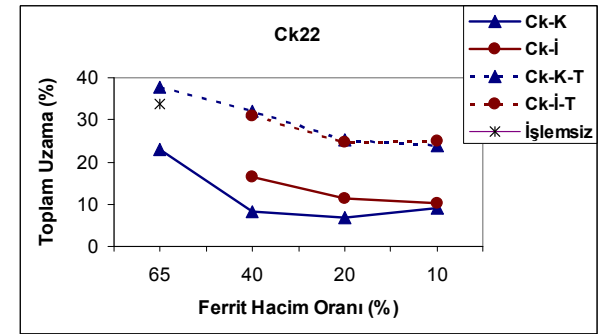
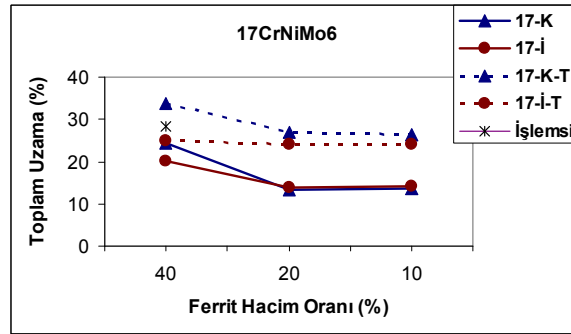
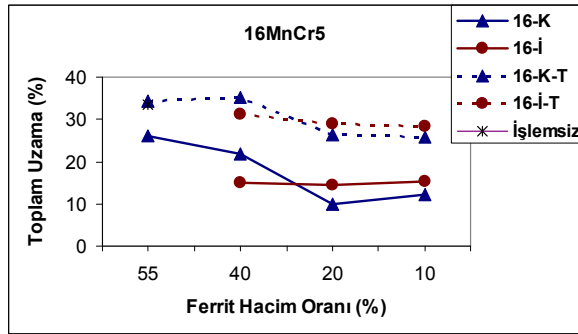
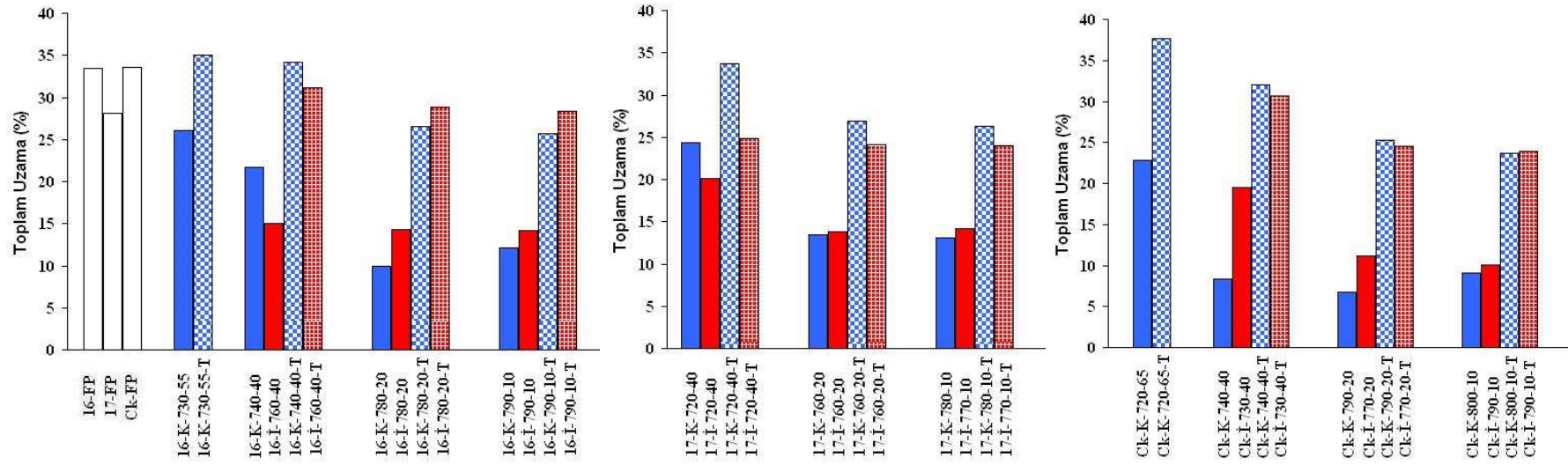
Çizelge 4.9’daki verilerin grafiksel anlatımları Şekil 4.34-4.36’da gösterilmektedir.



Şekil 4.34 Çeliklerin akma mukavemet değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi.



Şekil 4.35 Çeliklerin çekme mukavemet değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi.



Şekil 4.36 Çeliklerin toplam uzama değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi.

Çekme testlerinde elde edilen sonuçlara göre, K ve İ serili numunelerde FHO azaldıkça akma mukavemetlerinin artması beklenir (Davies 1978, Kim and Thomas 1981, Tomita 1990, Erdoğan 1993, Speich 1981,). Fakat mevcut çalışmada tam tersi gerçekleşmiştir. Yani FHO azaldıkça akma mukavemeti üç çelikte de genel olarak azalmıştır. Bu durum numunelerdeki matris yapının ferrit yerine daha çok martensitten oluşmasına bağlanmaktadır (Şekil 4.20-4.25). Bölüm 2’de değinildiği gibi esasen çift fazlı çeliklerde mikroyapıyı ferrit matriste dağılmış martensit parçacıkları (en çok %30) oluşturur. FHO azaldıkça MHO artmaktadır fakat martensitin içerisindeki karbonun azalması muhtemelen martensitin dayanımını düşürmektedir. Mevcut çalışmada kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemleri sonrası çift fazlı çeliklerin akma mukavemeti ile çekme mukavemeti değerleri arasındaki fark yüksektir. Literatürde ise çift fazlı çelikler genel olarak düşük akma, yüksek çekme mukavemeti, yüksek çekme hızı, yüksek orantılı deformasyon ve toplam uzama gibi çekme özellikleri ile tanımlanmaktadır. YMDA çelikler ile karşılaştırıldıklarında aynı çekme mukavemeti değerlerinde orantılı ve toplam uzama değerleri daha fazla olmaktadır. Bu özellikler çift fazlı çeliklere YMDA çeliklerine göre iyi şekillendirilebilme ve şekillendirme sonrası yüksek mukavemet özellikleri kazandırmaktadır (Davies 1978, Hayami and Furukawa 1975, Avtar *et al.* 1986, Rashid 1976, 1977, Hayami *et al.* 1977, Mold and Skena 1977).

Temperlenmiş numunelerde ise FHO azaldıkça akma mukavemeti artmıştır. Bu durum temperlenen martensitin dayanımının ferritten daha iyi olması ile ilişkilendirilmektedir.

Numunelerin akma mukavemet değerleri (16-K serisi hariç), işlemsiz durumdaki numunelere göre artış göstermiştir. 17CrNiMo6 çeliğinin K serili numunelerinin akma mukavemet değerlerinin 16MnCr5 ve Ck22 çeliğine göre biraz daha yüksek olduğu fark edilmektedir. Bunda alaşım elementlerinin rolü olduğu düşünülmektedir.

Numunelerin akma mukavemetleri genel olarak tüm ısıtma rejimlerinde, işlemsiz durumdaki numunelere göre artış göstermiştir (Demir 2003).

Kaba taneli (K) ve İnce taneli (İ) numunelerin çekme mukavemetlerinde, FHO azaldıkça, artış gözlenmiştir. Çift fazlı çeliklerde deformasyon ferrit fazı içerisinde

gerçekleşmektedir. Dayanım ve sünekliğin iyi olması için ferritin deformasyon kabiliyetinin iyi olması gerekmektedir. Ferrit ve martensit arasında uyumlu bir arayüzey olması da yüksek gerilme değerlerine kadar arayüzeyin korunmasını sağlamaktadır. Gerilme ferritten martensite geçtiğinde, martensitin dayanımı ve arayüzeyin uyumu daha yüksek gerilmelere kadar ayrılma olmadan deformasyonun devamını ve dolayısıyla çekme mukavemetinin artmasını sağlamaktadır (Speich 1981, Davies 1977, Koo et. al. 1979). Diğer bir neden olarak MHO'nun artmasıyla martensit parçacıklarının boyutu büyümekte ve martensit parçacıkları arasındaki bağlantı sınır uzunluğunun artması sonucunda çekme esnasında ferrit tam deforme olmadan gerilimin ferritten martensite erken transfer olmasından dolayı çekme mukavemeti artmaktadır (Davies 1978, Davies and Magee 1979, Kim and Thomas 1981). Temperlenmiş numunelerin çekme mukavemetleri, kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş numunelerin çekme mukavemetlerine göre yarı yarıya bir düşüş göstermiştir.

Mukavemet değerleri açısından genelde % 40 FHO'da elde edilen veriler, % 20 ve % 10 FHO'dan elde edilen verilerle belirgin bir ayrılma göstermiştir. % 20 ve % 10 FHO'larda elde edilen veriler ise birbirleriyle kısmen yakınlık göstermektedir.

Kaba dağılımlı temperlenmiş (K-T) ve ince dağılımlı temperlenmiş (İ-T) numunelerin akma ve çekme mukavemet değerleri FHO azaldıkça, artış göstermiştir. Fakat süneklik özellikleri çok büyük bir değişiklik göstermemiştir. Dolayısıyla temperleme işlemi mevcut çalışmada elde edilen çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini optimum düzeylere getirmiştir. Şekil 4.26–4.28 incelendiğinde her üç çelikte de temperlemenin etkisiyle martensit plakalarının parçalandığı ve bu parçaların kendi bölgesinde homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Muhtemelen, temperlemenin etkisiyle karbürler mikroyapıda dağılarak numunelerin mekanik özelliklerini, FHO azaldıkça arttırmıştır.

Temperleme işleminin, temperlenmemiş numunelere göre yüzde uzama ve yüzde kesit daralması değerlerini (% 40 FHO'lar hariç) hemen hemen iki kat artırdığını Çizelge 4.9 ve Şekil 4.30-4.33'deki verilerden görmek mümkündür. Dolayısıyla temperleme, çeliklerin tokluk özelliğini olumlu yönde iyileştirmiştir.

4.8 Darbe Testi

Çizelge 4.7’de belirtilen ısıtım işlem rejimlerine göre her seri için üç adet darbe testi numunesi üzerinde testler gerçekleştirilmiş, ortalama değerler Çizelge 4.10’da verilmiştir.

Çizelge 4.10’da görüldüğü gibi darbe testi sonuçlarında genel olarak kritik sıcaklıklar arasında ısıtım işlem görmüş numunelerde FHO azaldıkça darbe tokluğu da azalma göstermiştir. Fakat temperlenmiş numunelerde FHO azaldıkça darbe tokluğu artmıştır.

Çekme testlerinde de olduğu gibi darbe testinde de kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş ve % 40 FHO’ya sahip numunelerin darbe tokluğu ile %20 ve %10 FHO’ya sahip numunelerin darbe tokluğu arasında belirgin bir farklılık söz konusudur. Fakat %20 FHO ve %10 FHO’ya sahip numuneler ise birbirine yakın değerler sergilemişlerdir.

Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş numunelerde, ince dağılımlı çift fazlı çeliklerle kaba dağılımlı çift fazlı çelikler kıyaslandığında ince dağılımlıların darbe toklukları daha yüksek çıkmıştır.

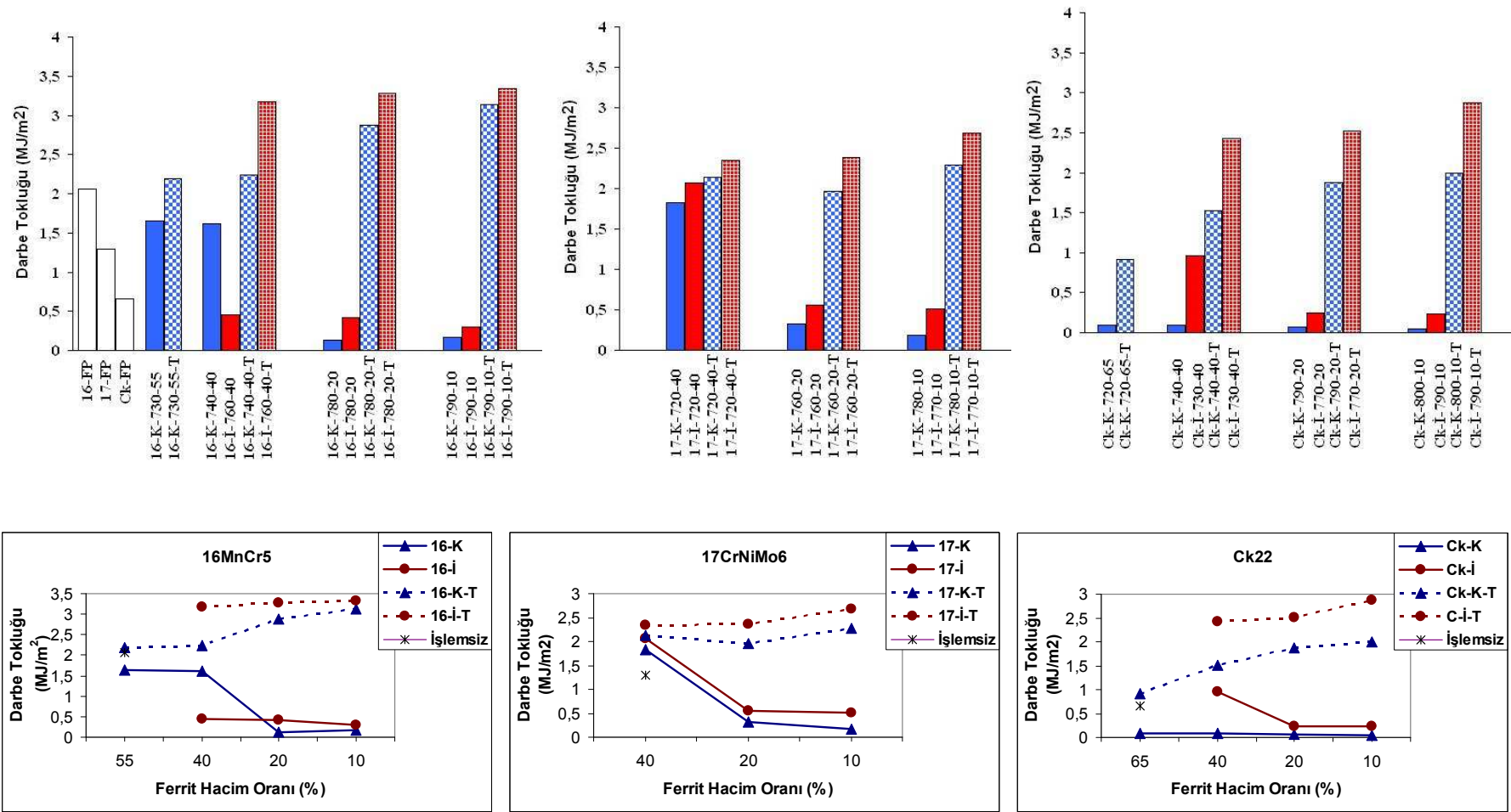
Temperleme işlemi numunelerin darbe tokluğunu, temperlenmemiş numunelere kıyasla 7–10 kat arasında arttırmıştır. % 10 ve % 20 FHO’ya sahip temperlenmiş numunelerde, temperlenmiş martensitin etkisini görmek açısından darbe testi, çekme testi sonuçlarını destekleyen sonuçlar sergilemiştir. Her üç çelikte de %10 FHO’ya sahip temperlenmiş numunelerin darbe tokluk değerleri daha yüksektir. Burada temperlenen martensitin, ferrite göre tokluğu daha çok arttırıcı bir rol oynadığı fark edilmektedir. Ayrıca temperlenen numunelerin darbe tokluk değerleri, işlemsiz durumdaki numunelerin değerlerinden daha yüksek çıkmıştır.

Ck-K-720-65, Ck-K-740-40, Ck-K-790-20, Ck-K-800-10 serili numunelerin darbe tokluk değerleri birbirine çok yakın çıkmıştır. Deneyler tekrar edilmesine rağmen numuneler yaklaşık olarak aynı sonuçları sergilemişlerdir.

Çizelge 4.10 Deney rejimlerinin darbe testi sonuçları (ortalama değerler).

NUMUNE	Enerji Joule	Darbe Tokluğu MJ/m ²	NUMUNE	Enerji Joule	Darbe Tokluğu MJ/m ²
16-K-730-55	131,6	1,65			
16-K-740-40	127,9	1,61	16-İ-760-40	35,3	0,45
16-K-780-20	10,3	0,12	16-İ-780-20	32,5	0,41
16-K-790-10	13,5	0,17	16-İ-790-10	23,2	0,30
17-K-720-40	145	1,82	17-İ-720-40	160,7	2,06
17-K-760-20	26,2	0,32	17-İ-760-20	42,3	0,55
17-K-780-10	15	0,18	17-İ-770-10	40,1	0,51
Ck-K-720-65	7,1	0,08	Ck-İ-730-40	74,2	0,96
Ck-K-740-40	7,7	0,09	Ck-İ-770-20	19	0,24
Ck-K-790-20	5,7	0,07	Ck-İ-790-10	17,9	0,23
Ck-K-800-10	3,3	0,04			
16-K-730-55-T	171,1	2,19	16-İ-760-40-T	245,9	3,17
16-K-740-40-T	177,8	2,24	16-İ-780-20-T	256,9	3,28
16-K-780-20-T	225,8	2,88	16-İ-790-10-T	259,7	3,33
16-K-790-10-T	248,1	3,13	17-İ-720-40-T	184,7	2,35
17-K-720-40-T	169,4	2,13	17-İ-760-20-T	187,4	2,37
17-K-760-20-T	156	1,96	17-İ-770-10-T	210,8	2,68
17-K-780-10-T	172,3	2,28	Ck-İ-730-40-T	191,6	2,43
Ck-K-720-65-T	72,4	0,91	Ck-İ-770-20-T	198,1	2,52
Ck-K-740-40-T	120,5	1,52	Ck-İ-790-10-T	221,5	2,87
Ck-K-790-20-T	147,3	1,87			
Ck-K-800-10-T	156,2	1,99			
16-FP	162,9	2,06			
17-FP	101	1,29			
Ck-FP	50,9	0,65			

Çizelge 4.10'daki veriler için grafiksel anlatımlar Şekil 4.37'de gösterilmektedir.



Şekil 4.37 Çeliklerin darbe tokluk değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi.

4.9 Kırılma Tokluğu (K_{IC})

Numunelerin kırılma tokluğu (K_{IC}), tek eksenli çekme testinden elde edilen sonuçlara göre hesaplanmıştır. Kırılma tokluğunu elde etmede gerekli olan kriterlerin ve kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerinin deney rejimlerine göre sonuçları Çizelge 4.11 ve 4.12’de sunulmaktadır.

Bölüm 2’de yer alan formül 2.53’deki denkleme göre, numunelerin kırılma tokluğunu (K_{IC}) değerlendirmede çekme testinde elde edilen diyagramlar üzerine akma mukavemeti, kopma mukavemeti, pekleşme katsayısı ve numunenin ortalama tane boyutu son derece etkilidir.

Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş ve her iki morfolojiye sahip (ince dağılımlı ve kaba dağılımlı) numunelerde FHO azaldıkça kırılma tokluğu (K_{IC})’nin azaldığını Çizelge 4.11 ve 4.12’den görmek mümkündür.

Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş K ve İ serili numunelerde üç çelik içerisinde 17CrNiMo6 çeliğinin kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerinin sayısal olarak diğerlerine göre biraz daha yüksek olduğunu söylemek mümkündür. Burada alaşım elementlerinin çok az da olsa etkisi olduğu düşünülmektedir.

Çekme ve darbe testinde ince taneli morfolojide yerleşmiş mikroyapıya sahip numunelerin sayısal değerleri, kaba taneliye göre nispeten yüksek olduğu görülmüştür. Kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerinde ise morfolojinin etkisi çok belirgin değildir ve birbirine yakın değerler görülmektedir. Formül 2.53’de kırılma tokluğu (K_{IC})’yi, ortalama tane boyutu kök içerisinde etkilemektedir. Kaba taneli mikroyapıların ortalama tane boyutu, ince tanelilerin hemen hemen iki katı büyüklükte olsa da karekök içerisinde çıkan değerler arasındaki fark azdır. Literatürde ince taneli morfolojiye sahip numunelerin kırılma tokluğu değerlerinin daha yüksek çıkması beklenmektedir (Sudhakar and Drawakadasa 2000). Fakat çalışmada, kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş K ve İ serili numunelerde kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri birbirine yakın çıkmıştır.

Formül 2.53’de kırılma tokluğu (K_{IC})’yi etkileyen önemli kriterlerden biri pekleşme katsayısıdır (n). Pekleşme katsayısının küçük değerlerde olması, kırılma tokluğu (K_{IC})’yi büyük değerlere çıkarmaktadır. Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş K ve İ serili numunelerde pekleşme katsayıları aynı olsa, kaba taneli morfolojiye sahip numunelerin kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerinin daha büyük çıkması olağandır.

Rizk and Bourrel (1982), düşük alaşımlı çeliklerde ferrit tane boyutunun azalması akma dayanımını arttırırken, sünek-gevrek geçiş sıcaklığını düşürmektedir. Bu durumun çift fazlı çelikler içinde geçerli olduğunu ileri sürmüşlerdir. Çizelge 4.8 ve 4.11’den incelenecek olursa, deney rejimlerinde ferritin ortalama tane boyutu küçüldükçe, çeliklerin sünek gevrek geçiş sıcaklığı da literatürle uyumlu olarak bir düşüş göstermiştir. Çekme testi ve darbe testinde görüldüğü gibi, kırılma tokluğu (K_{IC}) sonuçlarında da ferritin belirgin etkisini % 40 FHO’da görmek mümkündür. Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş % 40 FHO’ya sahip K ve İ serili numunelerin kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri, % 20 ve % 10 FHO’ya sahip numunelerin kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerine göre yaklaşık 2 kat fazla çıkmıştır.

Temperleme işleminin çekme testinde; akma ve çekme mukavemetine, darbe testinde ise darbe tokluğu sonuçlarına olan etkisini, kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri üzerinde de görmek mümkündür. Temperlenen numunelerde, FHO azaldıkça kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri diğerlerine göre daha yüksektir. Kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri bir bakımdan da akma mukavemet değerleri ile de paralellik göstermiştir. Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş numunelerin akma mukavemeti ve kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri, FHO azaldıkça azalmış, temperlenmiş numunelerde ise akma mukavemeti ve kırılma tokluğu (K_{IC}) değerleri ise FHO azaldıkça artmıştır. Burada diğer testlerde de değinildiği gibi temperlenmiş martensitin hacim oranı arttıkça numunenin tokluk özellikleri daha da iyileşmiştir, numunenin ideal bir kuvvet-uzama diyagramı sergilemesine yol açmıştır. İdeal kuvvet-uzama diyagramları da numunelerin pekleşme katsayısına, akma mukavemetine doğrudan etki ederek kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerinin yüksek çıkmasını sağlamıştır (Ulu 2004).

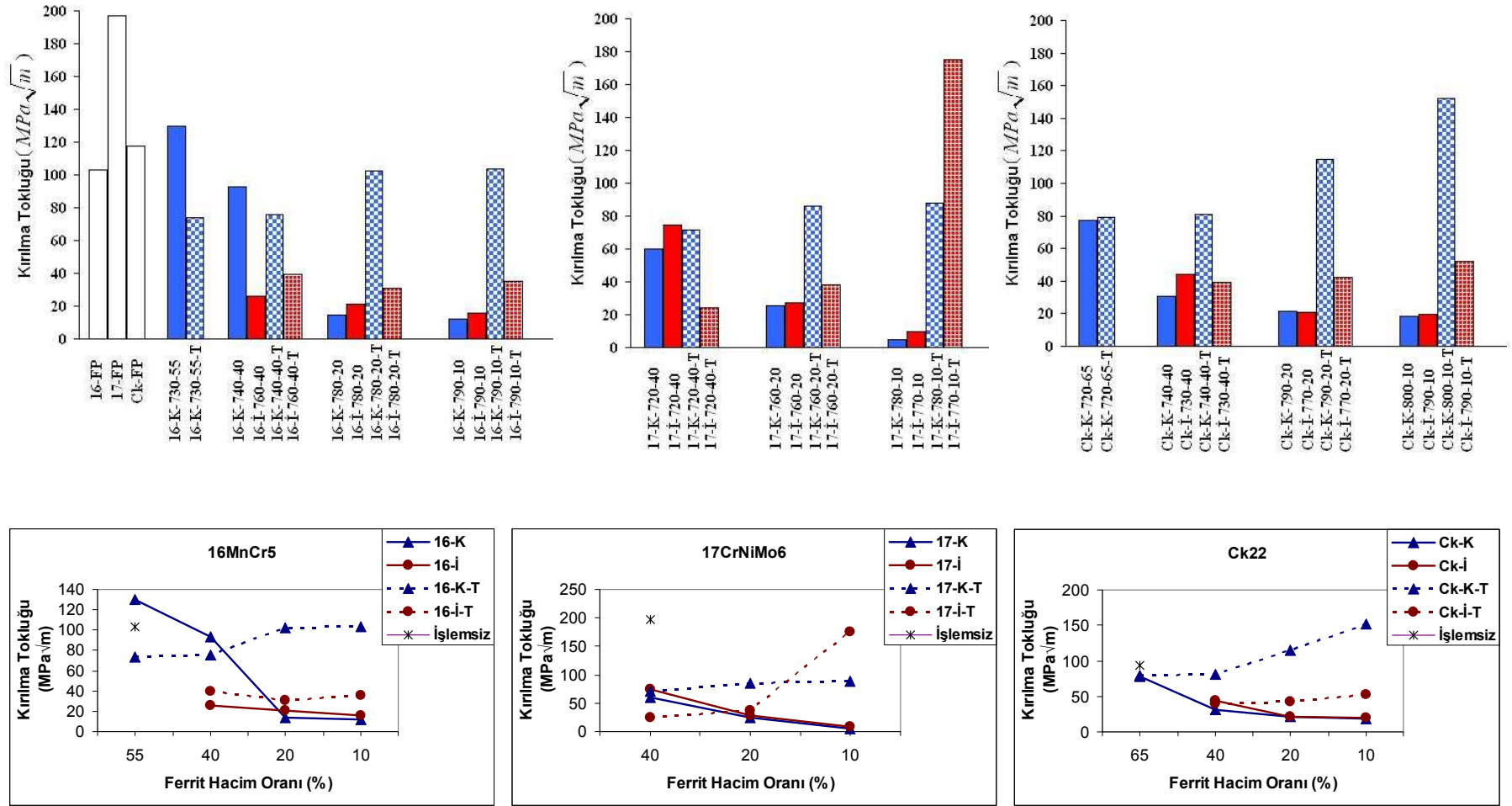
Çizelge 4.11 ve 4.12’deki veriler için grafiksel anlatımlar Şekil 4.38’de gösterilmektedir.

Çizelge 4.11 Deney rejimlerine ait kırılma tokluğu ve diğer kriterlerin sayısal değerleri.

NUMUNE	σ_{e}	σ_{e}	σ_{e}	σ_0	σ_{e}^*	S_{max} (S_{tr})	A	T	T'	d	n	α	χ	β_{e}	K_{I}	K_{I}
	MPa							K		10 ⁻³ mm	-	K ⁻¹	-	K	MPa $\sqrt{m}$	
16-K-730-55	167,4	610,1	1151,8	92,5	281,6	706,8	1276	68,9	180,8	16,7	0,3166	0,0106	1,07	173,8	9,2	129,7
16-K-740-40	170,8	604,1	1095,8	94,7	283,3	695,1	1252	70,6	182,6	11,9	0,3230	0,0104	1,05	172,9	7,7	93
16-K-780-20	175,8	1177,4	1345,6	98,2	316,6	780,8	1379	65,1	173,3	11,5	0,6957	0,0108	0,21	170,5	8,3	14,3
16-K-790-10	132,9	1261,6	1551,7	70,5	311,6	764,4	1410	60,1	152	12,3	0,8143	0,0118	0,11	185,8	8,8	12,2
17-K-720-40	406,6	625,8	1079,3	300,7	406,6	850,5	969	69,1	293	15,6	0,1662	0,0082	2,5	88,4	6,8	60
17-K-760-20	254,6	1166,6	1439,1	159,2	358,3	892,6	1370	62,5	192,5	13,8	0,4961	0,01	0,5	137,7	9	25,5
17-K-780-10	238,7	1246,1	1671,9	145,7	386,3	952,8	1504	59,2	176	16,3	0,5738	0,0105	0,37	144,7	10,8	4,9
Ck-K-720-65	306,5	692,1	974,1	205,6	307	681,9	1049	75,2	276	23,7	0,2331	0,0086	1,64	117	9,1	77,5
Ck-K-740-40	301,9	897,7	929,4	200,9	298,3	732,3	1038	77,9	287,4	23,7	0,3405	0,0086	0,96	119,4	8,9	30,7
Ck-K-790-20	284,6	1313,1	1373,5	184,3	361,1	896,8	1310	63,4	210,4	19,2	0,5448	0,0096	0,41	127,4	10,2	21,5
Ck-K-800-10	275,2	1452,7	1641,7	176,4	392	976	1442	58,4	189,3	18,1	0,6635	0,0101	0,25	130,3	10,9	18,1
16-L-760-40	324,8	1009,9	1313,3	221,8	362,9	897,3	1203	62,8	238,6	6,1	0,3162	0,0092	1,08	111,7	5,3	25,9
16-L-780-20	328,8	1253,7	1735,7	225,9	420	1041,9	1384	53,9	200,8	8,5	0,4442	0,0098	0,62	110	7,2	21,3
16-L-790-10	298,7	1204,1	1665,8	197,7	400	1001,5	1409	56,7	197,7	5,6	0,4872	0,0099	0,52	120,9	5,9	15,8
17-L-720-40	351,7	762,7	1289,4	247,1	360	907,7	1153	62,6	260,5	11,7	0,217	0,0089	1,8	103,5	7	74,3
17-L-760-20	315,7	1190,7	1691,3	214,1	408	1018,9	1380	55,1	202,2	10,9	0,4183	0,0098	0,68	113,8	6,6	27,5
17-L-770-10	300,4	1231,9	1775,6	199,8	414	1031,5	1444	54,6	190,6	9,7	0,4426	0,0101	0,62	119,4	8	9,7
Ck-L-730-40	321,1	772,3	1198,4	218,7	340	852,2	1148	66,1	250	6,8	0,2519	0,009	1,48	112,5	5,3	44,2
Ck-L-770-20	338,1	1246,1	1390,5	234,7	360	933,8	1215	60,1	234	11,3	0,4171	0,0092	0,69	107	6,8	21
Ck-L-790-10	298,4	1296,3	1550,7	197,9	380	959,8	1350	58,4	202,8	10,8	0,5041	0,0098	0,49	120,3	8,2	19,4

Çizelge 4.12 Deney rejimlerine ait kırılma tokluğu ve diğer kriterlerin sayısal değerleri.

NUMUNE	σ_{e1}	σ_{e2}	σ_{e3}	σ_{e4}	σ_{e5}	S_{e1}	A	T	T'	d	η	α	χ	β	K_{1c}^0	K_{1c}
	MPa							K		10 ⁻³ mm	-	K ^{1/2}	-	K	MPa $\sqrt{m}$	
16-K-730-55-T	268,8	482,8	1007,3	168,9	303,9	752,7	1168	76,2	240	16,2	0,2736	0,0091	1,33	136,1	8,3	73,9
16-K-740-40-T	272,1	483,9	925,4	173,4	287,5	719,3	1092	78,8	258	16,5	0,2506	0,0088	1,49	132	7,9	75,9
16-K-780-20-T	310,6	620,6	1097,9	219,9	313,3	778,8	978	62,8	267,2	11,8	0,1798	0,0089	2,28	101,1	6	102,7
16-K-790-10-T	473,5	613,5	1214,2	368,2	473,5	941,7	946	61,7	293	14,3	0,1102	0,0081	3,31	73,7	5,9	103,5
17-K-720-40-T	324,3	481,1	980,2	220,9	324,3	768,8	1040	75,5	293	21,9	0,2158	0,0085	1,81	112,5	8,6	71,8
17-K-760-20-T	369,5	602,7	1120,7	264,3	369,5	846,5	1037	67,9	293	16,8	0,1759	0,0085	2,55	98,1	7,5	85,9
17-K-780-10-T	549,8	659,8	1242,2	445,7	549,7	990,6	875	59,9	293	16,1	0,0807	0,0079	3,76	61,5	6,2	88,1
Çk-K-720-65-T	247,7	433,1	728,9	147,7	250	627	1094	94,9	271,4	23,7	0,2729	0,0087	1,33	151,5	9,4	79
Çk-K-740-40-T	313,1	473,7	890,1	211,3	313	720,6	998	80,1	293	22,2	0,2034	0,0084	1,95	115,2	8,3	80,8
Çk-K-790-20-T	466,5	604,4	1091,9	360,9	466,4	885	895	67,8	293	18,4	0,1035	0,0079	4,33	75,1	6,8	114,9
Çk-K-800-10-T	487,2	617,7	1150,3	382,1	487,2	921,7	898	64,6	293	18,3	0,0898	0,0079	5,07	71,2	6,8	151,9
16-İ-760-40-T	442,9	580,4	1216,2	337,1	442,9	925,4	987	62,3	293	5,3	0,1494	0,0083	2,84	80	4	39,4
16-İ-780-20-T	488,7	615,5	1157,9	384,2	488,6	925,2	896	63,9	293	6,1	0,1276	0,0079	3,41	70,5	3,9	31,2
16-İ-790-10-T	490,6	616,2	1180,8	386,8	490,5	932,7	899	62,4	293	7,8	0,1276	0,008	3,41	69,6	4,5	35,3
17-İ-720-40-T	542,8	643,8	1194,8	439,7	542,8	966	852	61,7	293	12,6	0,1299	0,0078	3,35	61,7	5,4	24,2
17-İ-760-20-T	591,3	689,1	1364,9	487,1	591,3	1064,9	898	55,1	293	10,4	0,0944	0,008	4,79	56,8	5,1	38,1
17-İ-770-10-T	614,1	697,2	1368,9	509,6	614	1077,5	884	55,2	293	10,2	0,0487	0,008	9,77	54,6	5	175,2
Çk-İ-730-40-T	410,8	541,9	1106,6	305,2	410,7	864,7	973	67,5	293	10,1	0,1798	0,0082	3,17	87	5,5	39,2
Çk-İ-770-20-T	465,1	600,4	1126,5	359	465	899,7	919	66,3	293	9,3	0,1372	0,008	3,14	75,8	5	42,3
Çk-İ-790-10-T	507,6	627,9	1164,3	394,2	507,6	952,3	952	68,4	293	11,3	0,1238	0,0078	3,53	74,1	5,7	52,4
16-FP	299,9	512,1	979,4	198,2	304,6	756,2	1080	75,9	269,5	18,9	0,2147	0,0087	1,82	121,4	8,3	103,3
17-FP	257,5	537,5	979,1	160,7	290	731,4	1143	76,3	237,5	17,6	0,2122	0,0091	1,85	138	8,5	196,9
Çk-FP	262,1	462,9	791,2	164,1	264,2	655	1038	87,1	272	24,6	0,2403	0,0086	1,58	137,1	9,1	94



Şekil 4.38 Çeliklerin kırılma tokluğu (K_{IC}) değerlerinin deney rejimlerine ve ferrit hacim oranına göre değişimi.

4.10 Kırılma

Çizelge 4.7’de gösterilen deney rejimlerinin kırılma modları, çekme testi numunelerinin kırık yüzeylerinden belirlenmeye çalışılmıştır. Kırık yüzeylerin SEM görüntüleri Şekil 4.39-4.44’de gösterilmektedir.

Şekil 4.39.a’da 16-K-730-55 numunesi gamze çukurlarının olduğu sünek kırılma, Şekil 4.39.b’de 16-K-740-40 numunesi ise küçük mikro boşlukların olduğu, yer yer düzgün yüzey ayrılmasının bulunduğu sünek tarz kırılma görülmektedir. Şekil 4.39.c ve d’de gevrek kırılma baskındır ve klivaj yüzeyler açık bir şekilde görülmektedir. Şekil 4.39.e’nin yani 16-İ-760-40 numunesinin ince taneli olduğu gamze (sünek) çukurcuklarının ufak olmasından anlaşılmaktadır. Şekil 4.39.f ve g’de kırılma tavrı, morfolojinin ince taneli olmasından dolayı kaba dağılıma göre daha sünek tarzdadır. Fakat daha büyük büyütmelelerde kırılmanın tamamen sünek tarzda olmadığı fark edilmektedir (Kim and Thomas 1951).

Şekil 4.40.a, b ve e (16-K-730-55-T, 16-K-740-40-T, 16-İ-760-40-T) tamamen gamze çukurcuklarının olduğu sünek kırılma tavrı sergilemiştir. Şekil 4.40.c, d, f ve g (16-İ-790-10-T, 16-K-790-10-T, 16-İ-780-20-T, 16-K-780-20-T) ise taneleri kesen bir kırılmanın olduğu ve gamze çukurcuklarının çok az olduğu sünek tarz bir kırılma sergilemiştir.

Şekil 4.41.a ve d (17-K-720-40, 17-İ-720-40), sünek kırılmanın ağırlıkta olduğu karışık bir kırılma tavrı sergilemiştir. Şekil 4.41.d’de eşeksensli gamze çukurcuklarının varlığı dikkat çekmektedir.

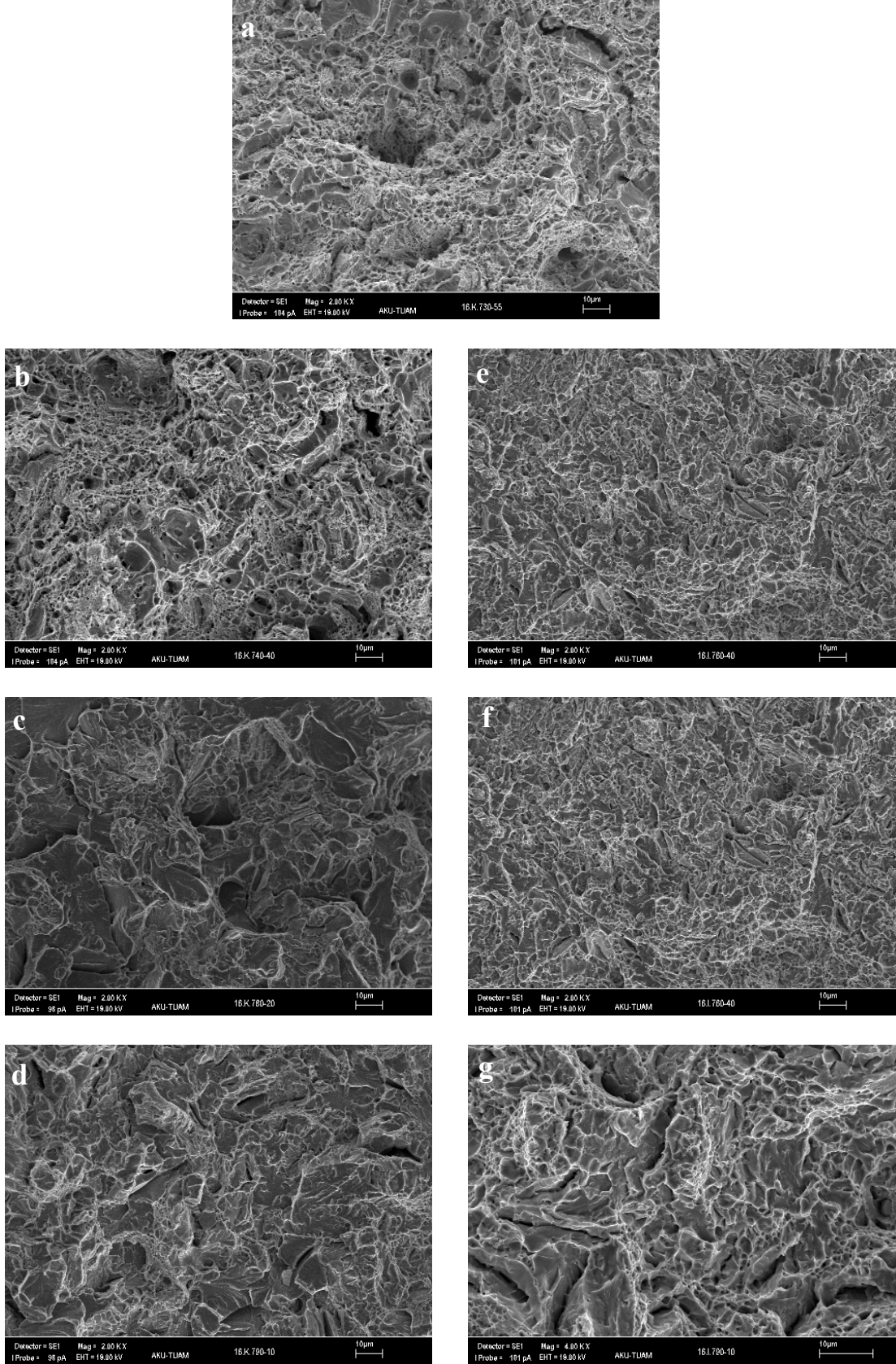
Şekil 4.41.b, c, e ve f (17-K-760-20, 17-K-780-10, 17-İ-760-20, 17-İ-770-10), gevrek kırılmanın baskın olduğu bir kırılma sergilemiştir, Şekil 4.41.e ve f’nin ince taneli bir mikroyapıya sahip olduğu kırık yüzeyden anlaşılmaktadır.

Şekil 42 a, b, c, d, e, f (17-K-720-40-T, 17-K-760-20-T, 17-İ-770-10-T, 17-İ-720-40-T, 17-İ-760-20-T, 17-K-780-10-T) mikro boşlukların olduğu sünek tarz kırılma sergilemiştir.

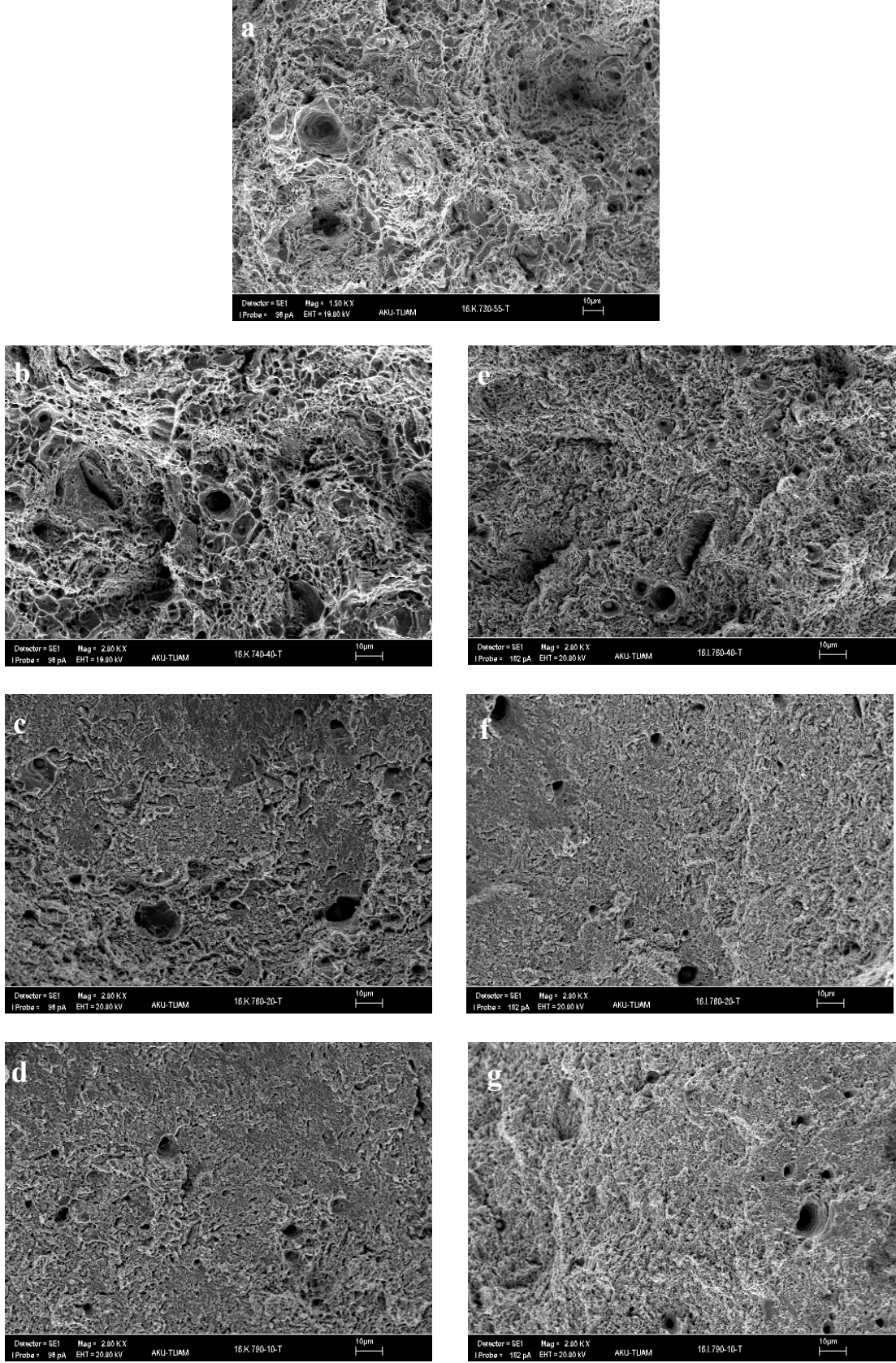
Çift fazlı çeliklerde mikro boşluklar martensit ve/veya inklüzyonlarla ilgilidir. Bunun sebebi olarak mikro boşlukların martensit ve inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmeleri gösterilmektedir (Rashid 1977, Erdoğan 1993, Speich and Miller 1979, Erdoğan 2002,). Mikro boşlukların martensit üzerinde çekirdeklenmesinin nedeni bitişik martensit parçacıklarının bölgesel deformasyonu veya ferrit-martensit ara yüzeyinin ayrışmasına bağlanmaktadır. Demir 2003, yaptığı çalışmada kırılma yüzeyine doğru mikro boşlukların arttığını ifade etmiştir ve bu durumu kırılma yüzeyine yaklaştıkça bu bölgedeki gerininin yüksek olması ile açıklamaktadır.

Şekil 43.a hariç Şekil 43.b, c, d, e, f ve g (Ck-K-740-40, Ck-K-790-20, Ck-K-800-10, Ck-İ-730-40, Ck-İ-770-20, Ck-İ-790-10) düzgün ayrılan yüzeylerin açıkça görüldüğü gevrek tarz kırılma sergilemiştir. Kaba ve ince taneler görüntülerden rahatlıkla ayırt edilebilmektedir.

Şekil 44.a ve b’de temperlenmiş numunelerde FHO fazla iken düzgün ayrılan yüzeyler kısmen fark edilmektedir. Fakat temperlenmiş numunelerde FHO azaldıkça kırılma tamamen sünek tarzda gerçekleşmiştir. Temperlenmiş numunelerin kırık yüzeyleri, temperlenen martensitin sünek tarzda kırıldığını fakat kırılmanın daha çok tane içi tipte olduğunu göstermektedir (ASM Handbook 1977).

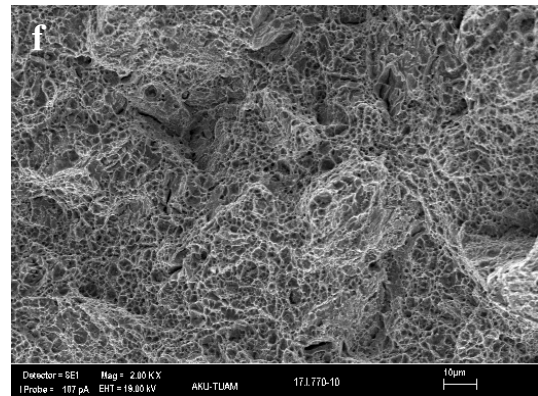
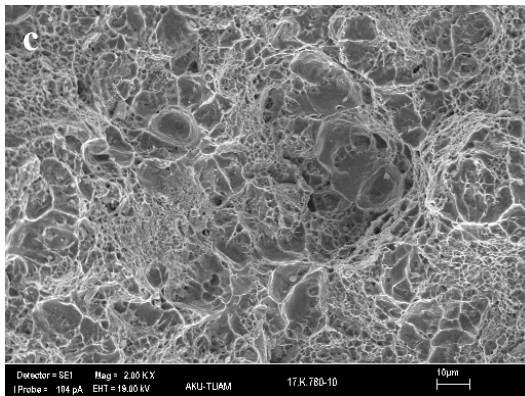
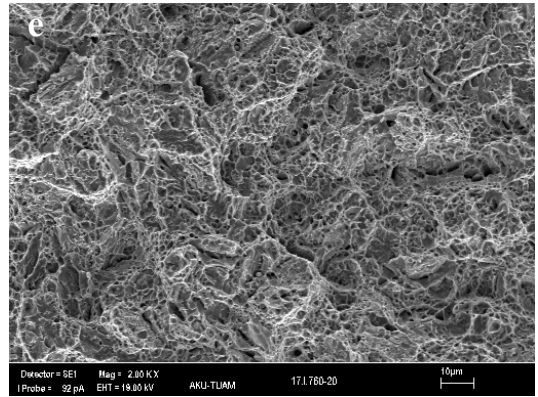
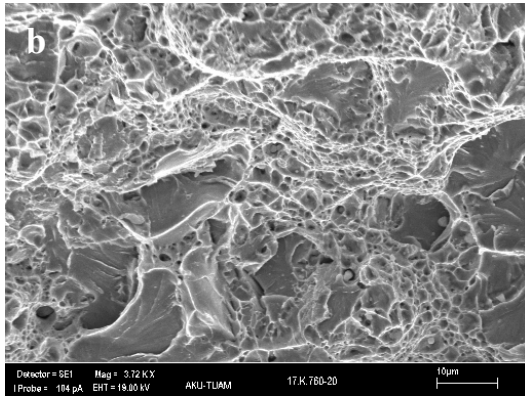
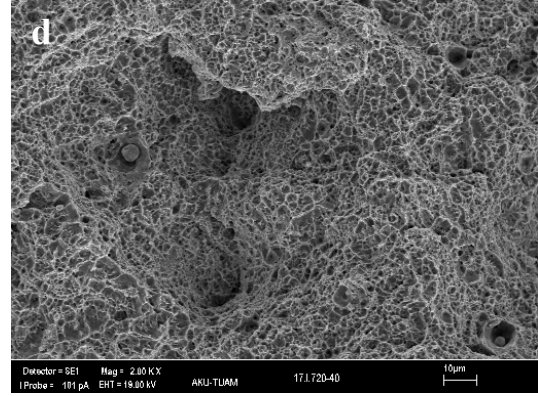
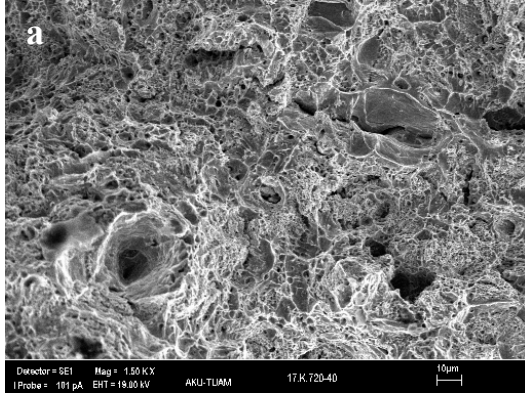


Şekil 4.39 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)
a) 16-K-730-55 b) 16-K-740-40 c) 16-K-780-20 d) 16-K-790-10
e) 16-İ-760-40 f) 16-İ-780-20 g) 16-İ-790-10



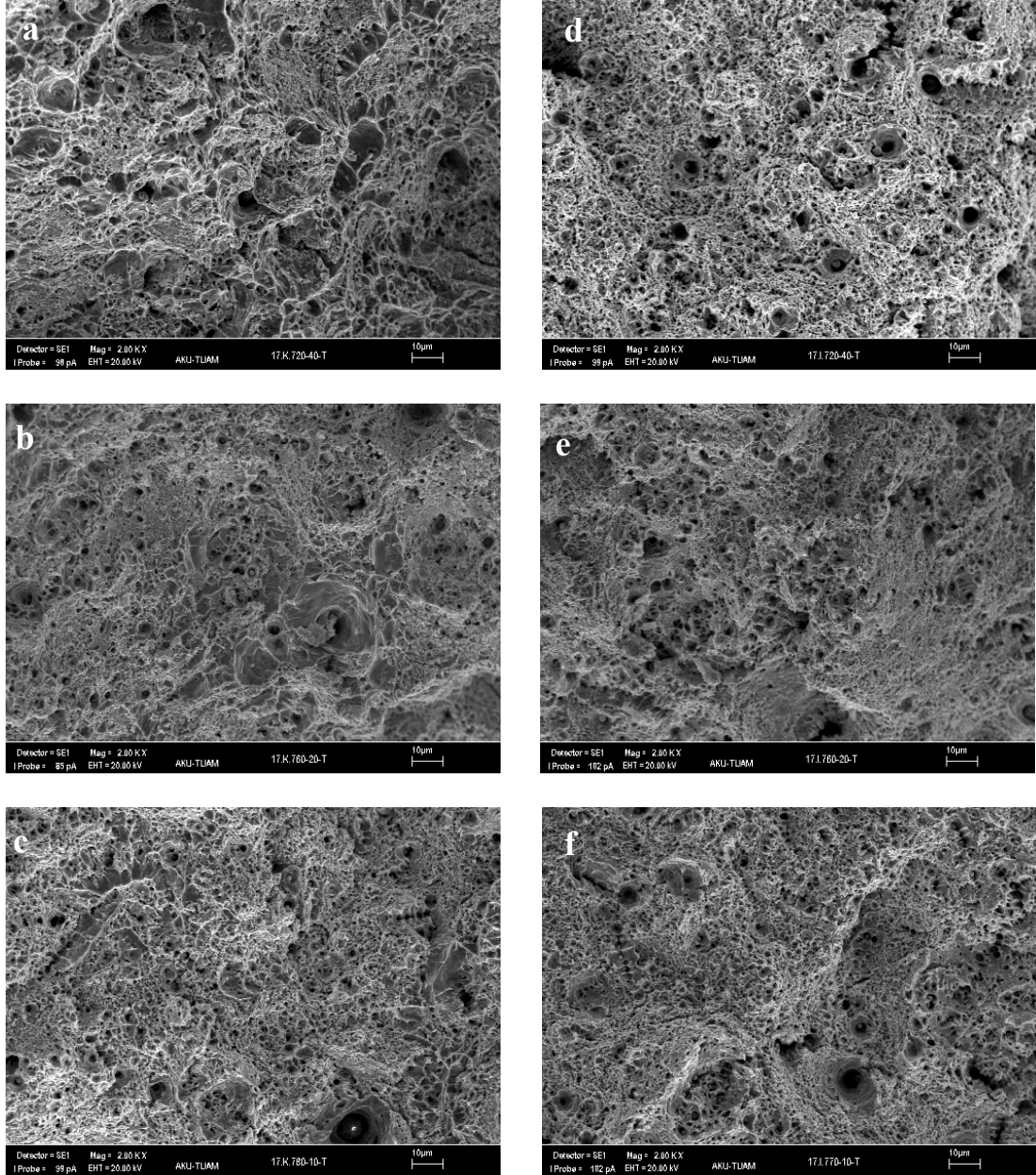
Şekil 4.40 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)

a) 16-K-730-55-T b) 16-K-740-40-T c) 16-K-780-20-T d) 16-K-790-10-T
e) 16-İ-760-40-T f) 16-İ-780-20-T g) 16-İ-790-10-T



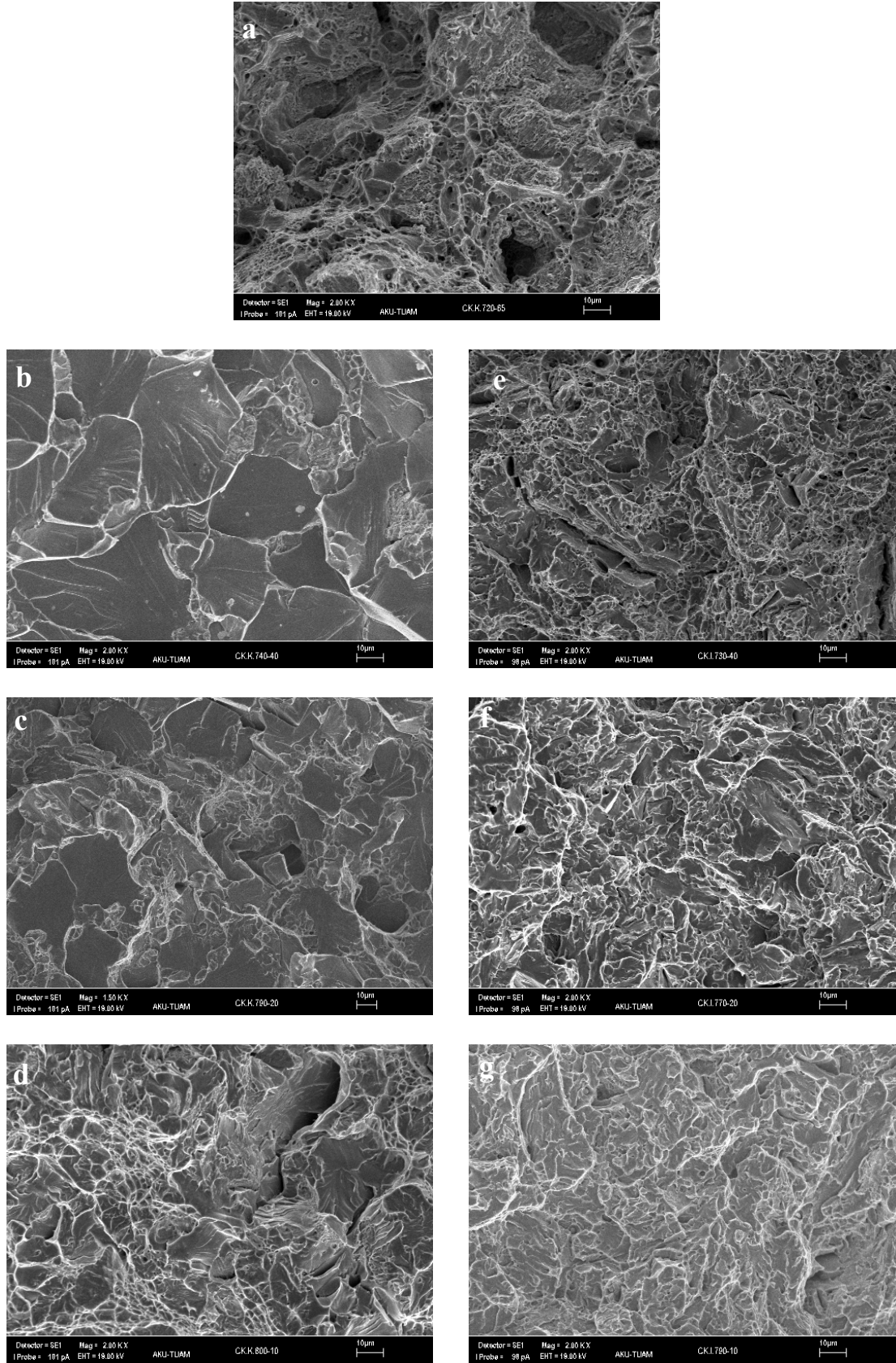
Şekil 4.41 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)

a) 17-K-720-40 b) 17-K-760-20 c) 17-K-780-10 d) 17-İ-720-40
e) 17-İ-760-20 f) 17-İ-770-10

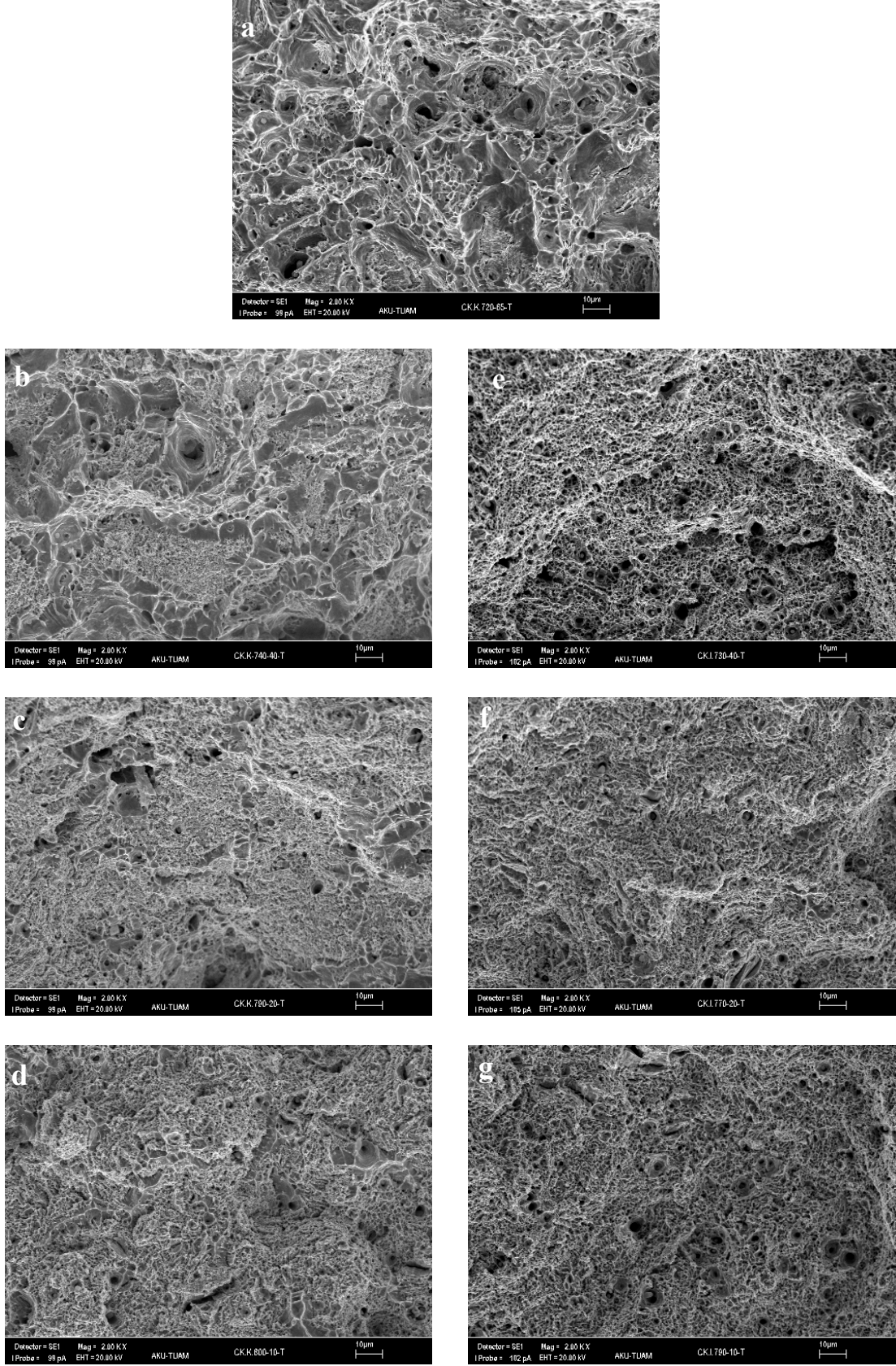


Şekil 4.42 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)

a) 17-K-720-40-T b) 17-K-760-20-T c) 17-K-780-10-T
d) 17-İ-720-40-T e) 17-İ-760-20-T f) 17-İ-770-10-T



Şekil 4.43 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)
a) Ck-K-720-65 b) Ck-K-740-40 c) Ck-K-790-20 d) Ck-K-800-10
e) Ck-İ-730-40 f) Ck-İ-770-20 g) Ck-İ-790-10



Şekil 4.44 Numunelerin kırık yüzey görüntüleri (SEM)

a) Ck-K-720-65-T b) Ck-K-740-40-T c) Ck-K-790-20-T d) Ck-K-800-10-T
e) Ck-İ-730-40-T f) Ck-İ-770-20-T g) Ck-İ-790-10-T

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemlerle üretilen çift fazlı mikroyapıya sahip çelikler üzerinde;

- Kritik sıcaklıklar arası ısıt işlemler öncesi elde edilen iki farklı başlangıç mikroyapısı, mikroyapıda kaba ve ince dağılmış ferrit ve martensit fazlarının oluşmasını sağlamıştır.
- Kimyasal kompozisyonları farklı üç çelik içinde FHO, ferrit tane boyutu ısıt işlemlerle kontrol edilebilmiş, kritik sıcaklıklar arası ısıt işlem sıcaklığı arttıkça FHO azalmıştır.
- Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş deney rejimlerinde her üç çelik için de çekme testi esnasında sürekli akma görülmüştür, temperlenen numunelerde akma noktaları belirgin hale gelmiştir.
- Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş numunelerde üç çelik için de FHO azaldıkça akma mukavemeti ve toplam yüzde uzama değerleri azalmış, çekme mukavemeti değerleri ise artmıştır.
- Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş ince dağılımlı numunelerin, kaba dağılımlı numunelere göre mukavemet ve süneklik özellikleri daha iyi sonuçlar sergilemiştir.
- Temperlenen numunelerde, FHO azaldıkça akma ve çekme mukavemet değerleri artmış, toplam yüzde uzama değerlerinde ise belirgin bir değişme gerçekleşmemiştir.
- Temperleme işlemi, üç çeliğin mukavemet ve tokluk değerlerini optimum seviyelere yükseltmiş, numunelere tokluk açısından olumlu bir özellik kazandırmıştır.
- Üç çelik için de FHO azaldıkça darbe tokluğu değerleri kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş numunelerde azalmış, temperlenmiş numunelerde ise artmıştır.
- Kırılma tokluğu (K_{IC}), kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş numunelerde FHO azaldıkça azalmış, temperlenmiş numunelerde ise FHO azaldıkça artmıştır.

- Kaba ve ince taneli dağılım morfolojilerinin kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş numunelerin kırılma tokluğuna (K_{IC}) belirgin bir etkisi olmamış fakat temperlenmiş çift fazlı çeliklerde ince taneli morfolojiye sahip numunelerin daha iyi değerler sergilediği görülmüştür.
- Isıl işlem deneyleri sonrası numunelerin pekleşme katsayıları geniş bir aralıkta değişmiştir. Bu da kırılma tokluk (K_{IC}) değerlerine doğrudan etki etmiştir.
- Her üç çelik içinde en yüksek kırılma tokluk değerleri (K_{IC}), %10 FHO'ya sahip ve temperlenmiş numunelerde elde edilmiştir.
- Söz konusu çelikler için kırılma tokluğunu ASTM E-399 standardına göre tayin etmek zor olduğundan, K_{IC} 'nin mekanik özellikler aracılığıyla saptanması hakkında mevcut çalışma olumlu fikirler vermiştir.

Sonraki çalışmalar için öneriler ise aşağıda sıralanmıştır;

- Tez çalışmasından, alaşımlı çeliklere çift faz mikroyapısı kazandırmanın ve mikroyapıyı kontrol etmenin güç olduğu anlaşılmıştır.
- İleriki çalışmalarda alaşımsız düşük karbonlu çelikler üzerinde değişik FHO'ların (%50-%90 aralığında) kırılma tokluğuna olan etkileri incelenebilir.
- Birden fazla çelik üzerinde kısıtlı deney rejimleriyle değil, bir çelik üzerinde fazla deney rejimleriyle çalışmak daha faydalı olabilir.
- Değişik kritik sıcaklıklar arası ısıtıl işlem tekniklerinin kırılma tokluğuna olan etkileri incelenebilir.

Kırılma mekaniğinde malzemelerin hasara uğramasında, içerisinde bulunan mikro çatlakların rolü çok büyüktür. Dolayısıyla çeliklerin kırılma tokluğunu arttırmak, onların içerisinde bulunan mikro çatlakların uç kısımlarının köreltilmesiyle mümkündür. Çift fazlı çeliklerde, bu çatlakların uçlarının körelmesine ve çatlağın ilerlemesine engel olacak faz ise ferrittir.

Tez çalışmasında görülmüştür ki; çift fazlı çeliklerde ferrit hacim oranının, tane boyutunun ve morfolojisinin değişmesi kırılma tokluk değerlerini (K_{IC}) de geniş bir aralıkta değiştirmiştir. Yapılan ısıtıl işlemler, çift fazlı çeliklerin kırılma tokluğunun nasıl artırılması gerektiğine dair olumlu fikirler vermiştir.

6. KAYNAKLAR

- Akay, S. K., 2005, “Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Çift Fazlı Çeliklerin Fiziksel Özelliklerinin Araştırılması, Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 118 s., Bursa.
- Aksoy, M., 1989, “Dual-Phase Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Mikro Yapının Etkisi”, 3.Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi, 29-31 Mart, Denizli, s. 33-44.
- Al, İ., 1996, “Dual Fazlı Çeliklerin Kısa Ömürlü Yorulması”, Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 73 s., Eskişehir.
- Andrews, K. W., 1965, “Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures”, Journal of Iron&Steel Ins., pp. 203-721.
- Annual Book of ASTM Standards, 2003, Vol. 03.01, pp. 451-482.
- Arıdağ, K., 2001, “Dual Fazlı Çeliklerde Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 113 s., Bursa.
- Avtar, R., Jha, B. K., Sexane, A., Dwivedi, V. S., Patnaik, B. B., Banerjee, B., and Srinivasan, S., 1986, “An as Hot Rolled Approach to Production of Molybdenum and Chromium Micro alloyed Dual Phase Steels”, Transactions, ISIJ, Vol. 26, pp. 822-828.
- Avtar, R., Jha, B. K., Dwied, V. S., 1986, “Effect of Transformed Ferrite on Fracture Behaviour of Dual-Phase Steel”, Journal of Metarial Science Letters, pp.725-727.
- Aytekin H., 2004, “Yapı Çeliklerinin Kırılma Tokluğu Üzerine Bir Çalışma”, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 83 s., Afyon.

- Balliger, N. K., Gladman, T., 1981, “ Work Hardening of Dual-Phase Steels”, *Metarials Science*, Vol.15, pp.95-108.
- Baudin, T. and Quesne, C., 2001, “Microstructural Characterization in A Hot-Rolled, Two-Phase Steel”, *Institute of Metallurgy And Materials Science Materials Characterization*, Vol. 47, pp. 365-373.
- Bayram A., Uğuz A., Ula M., 1999, “Effects of Microstructure and Notches on the Mechanical Properties of Dual-Phase Steels”, *Material Characterization*, Vol.43, pp.259-269.
- Becker, R., 1925, “Über Die Plastizitat Amorpher und Kristalizer Fester Korper Physikalische Zeitschrift”, Vol.25, N7, pp. 919-925.
- Bernard, S. J., Smith, G. D. W., Sarıkaya, M., 1981, “Carbon Atom Distribution in a Dual-Phase Steel an Atom Probe Study”, *Scripta Metallurgia*, pp.35-46.
- Bolvadin, H., Tekin, E., 1991, “Çift Fazlı İçyapı Oluşturma İşleminin Yapı Çeliklerine Etkileri”, 4. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiri Kitapçığı, s. 249-262.
- Broek D., 1986 “Elementary Engineering Fracture Mechanics”, *Martinus Nuhoff Publishers*, 217 p., Boston, USA.
- Broek, D., 1974, “Elementary Engineering Fracture Mechanics”, *Leyden:Noordhoft int. Publ.* 530 p.
- Chao Y. J., Ward J. D., Sands R. G., 2007, “Charpy Impact Energy, Fracture Toughness and Ductile-Brittle Transition Temperature of Dual-Phase 590 Steel”, *Materials&Design*, Vol. 28, 551-557.
- Chang W. J., and Kim C. H., 1985 “Ferrite Growth on Cooling after Intercritical Annealing in a Dual Phase Steel”, *Scripta Metallurgica*, Vol. 118, pp. 37-42.

- Chatterjee, S., Verma, A. K., Sharma, V., 2008, “Direct-Cast Dual Phase Steel”, Scripta Materialia, Vol. 58, pp. 191–194.
- 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.
- Cribb, W. R., and Rigsbee, J. M., 1979, “Work Hardening Behaviour and Its Relationship to The Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels”, Structure and Properties of Dual-Phase Steels, AIME, By. Kot, R.A. and Morris, J.W., pp.91-117.
- Çimenoglu, H., Kayalı, E. S., 1984, “ Ferrit-Ostenit Faz Bölgesinde Tavlama Isıl İşlemi ile Çift Fazlı Çelik Yapımı.”, SEGEM Isıl İşlem Sempozyumu, 20-21 Kasım, Ankara.
- Çimenoglu, H., Kayalı, E. S., 1985, “Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Çift Fazlı Çelikler”, Metalurji Dergisi, Sayı 40.
- Çimenoglu, H., Kayalı, E. S., 1986, “ Ticari Çift Fazlı Çelik Üretimi”, 4. Ulusal Metalurji Kongresi Bildiriler Kitabı, Cilt 1, s. 13-15.
- Çimenoglu, H., 1988, “Çift-Fazlı Çeliklerin Deformasyon Davranışı”, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 98 s., İstanbul.
- Çimenoglu, H., and Kayalı, E. S., 1990, “Yield Effects in As-Ouenced Dual-Phase Steels”, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.24, pp.2437-2442.
- Davies, R.G. and Magee, C.I., 1979, “Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steels”, Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By R.A. Kot and J.W. Morris, AIME, pp.1-19.

- Davies, R.G., 1978, "The Deformation Behaviour of Vanadium Strengthened Dual-Phase Steels", Metallurgical Transactions, Vol.9A, pp. 41-52.
- Davies, R.G., 1978, "Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels", Metallurgical Transactions, Vol.18A, pp. 671-679.
- Davies, R. G., 1977, "On the Ductility of Two Phase Steels", Formable HSLA and Dual Phase Steels, Ed. by: Davenport, A. T., pp. 25-39, AIME.
- Deanna, S., 2001, "Valuable information on the selection of advanced high strength steels for ULSAB-AVC", Journal of Lorincz American Iron and Steel Institute, Detroit.
- Demir, B., 2003, "Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları Sürekli Tavlama Hatlarında Çift-Fazlı Çelik Üretilebilirliğinin İncelenmesi", Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 159 s., Ankara.
- Durmuş, A., 2000, "Dual Fazlı Çeliklerde Gerilme-Şekil Değiştirme Eğrilerinin Analizi", Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 119 s., Bursa.
- Ensari, C., Kayalı, E. S., 1979, "Yüksek Dayanımlı Az Alaşımlı Çeliklerin Özellikleri ve Kullanım Alanları", 2. Demir Çelik Sanayi, Kardemir, s. 17-23, Karabük.
- Erdoğan, M., 1993, "Bauschinger and Tensile Properties of Dual-Phase Steels", PhD. Thesis, The Manchester University, 176 p., UK.
- Erdoğan, M., 2002, "The Effect of New Ferrite Content on Tensile Fracture Behaviour of Dual-Phase Steels", Journal of Materials Science, Vol.37, pp. 3623-3630.

- Erdoğan, M., 2003, “Effect of Austenite Dispersion on Phase Transformation in Dual Phase Steel”, *Scripta Metallurgica*, Vol.48, pp. 501-506.
- Erdoğan, M., Priestner R., 1999, “Effect of Epitaxial Ferrite on Yielding and Plastic Flow in Dual Phase Steel in Tension and Compression”, *Material Science and Technology*, Vol. 15, pp. 1273-1284.
- Ekrami, A., 2005, “High Temperature Mechanical Properties of Dual Phase Steels”, *Materials Letters*, Vol. 59, pp. 2070– 2074.
- Furukawa, T., Morikawa, H., Takechi, H., Koyama, K., 1979, “Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Sheet Steels”, *TMS-AIME Annual Meeting*, New Orleans.
- Geçkinli, E., 1989, “Metalografi”, İTÜ Matbaası, 262 s., İstanbul.
- Goel, N.C., Avtar, R., Rai, G. And Ramaswamy, V., 1983, “Effect of Variables on The Evolution of Dual Phase Microstructures in a Plain C-Mn-Si Steel”, *Steel India*, Vol. 6 No.2, pp. 127-136.
- Gordion, L., Mutteazzi, P., Tiziani, A., and Zambon, A.,1991, “Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel After Mechanical Stressing and Heat Treatment”, *Material Science and Engineering*. Vol. A/31, pp. 215-219.
- Grange, R. A., 1970, “ Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermochemical Processing”, *International Conferance on Strenght of Metals and Alloys* *Procedings* 2nd., ASM, Cleveland, pp.861-876.
- Güral, A., 1999, “Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin İşlenebilirlik Özellikleri Üzerine Etkileri”, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

- Hashiguchi, K., Kato, T., Nishida, M., Tanaka, T., 1980, "Effects of Alloying Elements and Cooling Rate After Annealing on Mechanical Properties Dual-Phase Sheet Steel", Kawasaki Steel Technical Report, No. 1, Sep, pp.70-78.
- Hansen, S.S. and Pradhan, R.R., 1981, "Structure-property Relationship and Continuous Yielding Behaviour in Dual-phase Steels", Fundamentals of Dual-Phase Steels,(ed by R.A. Kott and B.L. Bromfitt), AIME, pp. 113-141.
- Hayami, S., Furukuwa, T., 1975, "A Family of Strength Cold Rolled Steels", Proceedings of Micro-Alloying (International Symposium on HSLA) Washington D.C., pp. 311–320.
- Hayami, S., Furukawa, T., Gondoh, H., and Takachi, H., 1977, "Recent Developments in Formable Hot Rolled HSLA Including Dual Phase Steels", Formable HSLA and Dual Phase Steels, Ed. By. Davenport, A.T., AIME, pp. 167-177.
- Hillis, D. J., Llwellyn, D. T., and Evans, P. J., 1998, "Rapid Annealing of Dual-Phase Steels", Iron and Steel Making, Vol. 25, No.1, pp. 47-54.
- Horoz M., 1993, "Kırılma Mekaniğinde Parça Oryantasyonu ve Tane Boyutunun Kırılma Tokluğuna Etkileri", Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 109 s., Edirne.
- Huang-Chuan C., Gwo-Hwa C., 1989, "Effect of Martensite Strength on The Tensile Strength of Dual-Phase Steels", Journal of Metarials Science, Vol.24, pp.1991–1994.
- Huppi, G. S., 1979, "Dual-Phase Microalloyed Steel: Temperature and Cooling Rate Effects", MA. Thesis, Colorado.

- Huppi, G. S., Matlock, D. K., Krauss, G., 1980, "An Evaluation of the Importance of Epitaxial Ferrite in Dual Phase Steel Microstructures" Scripta Metallurgica, Vol. 25, pp. 1239-1243.
- Jeong, W. C., and Kim, C. H., 1985, "Ferrite growth on Cooling Annealing in a Dual-Phase Steel", Scripta Metallurgica, Vol.19, pp.37-42.
- Jeong, W. C., and Kim, C. H., 1987, "On the Isolated Austenite Dual Phase Steel", Materials Transaction A, V. 18a, pp. 933-934.
- Jeong, Y. J., Kim, I. S., and Choi, H. S., 1985, "Austenitization During Intercritical Annealing of an Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel", Metallurgical Transactions A, Vol. 16A, pp. 1237-1245.
- Jiang, Z., Lian, J., Chen, J., 1992, "Strain Hardening Behaviour and Its Relationship to Tensile Mechanical Properties of Dual-Phase Steel", Materials Science and Technology, Vol. 8, pp.1075-1081, Dec.
- Kara, R., 2005, "Tane Boyutunun HMK Kafesli Metallerin Temel Mekanik Özelliklerine Etkisi", Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 145 s., Afyon.
- Kayalı, E. S., Ensari, C., 1991, "Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları, İ.T.Ü., Kimya-Metalurji Fakültesi, pp. 110-114.
- Khan, A. F., Misbah, I., Anwar, M. R., Imran, M., Tahir, A., 2001, "Microstructural Changes in Hadfield Steel", Pakistan Journal of Applied Sciences, V. 3, pp. 317-320.
- Kim, N. J., Thomas, G., 1981, "Effect of Morphology on Mechanical Behaviour of Dual-Phase Fe/2 Si/0,1 C Steel", Metallurgical Transactions, Vol. 12 A, pp. 483-489.

Koo J., Bangaru V., Rau, N., Thomas, G., 1979, “Designing High Performance Steels”
Metal Progress, pp. 66-70.

Kopelman, L. A., 1978, “The Resistance Against Brittle Fracture in Welded Sections”,
Moskova.

Krasovsky, A. Y., 1983, “Düşük Sıcaklıklarda Metallerin Gevrekliği”, Naukova Dumka.

Kumar, A., Singh, S. B., Ray, K.K., 2008, “Influence of Bainite/Martensite-Content on
The Tensile Properties of Low Carbon Dual-Phase Steels”, Materials Science
and Engineering, Vol. 474, pp. 270–282.

Kunio, T., Shimizo, M., Yamuda, K., and Suzuki, H., 1975, “An Effect of The Second
Phase Morphology on The Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels”,
Engineering Fracture Mechanics, Vol.7, pp. 411-432.

Lahtin, Y., M., 1983, “Metal Bilgisi ve Metallerin Isıl İşlemi”, Machinostroyenie,
Moskova.

Lawson, D. R., Matlock, D. K., Krauss, G., 1980, “An Etching Technique for
Microalloyed Dual-Phase Steels”, Metallography, Vol. 13, pp. 71-87.

Liebowitz, H., 1969, “Engineering Fracture Design”, Fracture, Vol.4, pp.45-68.

Liu, J., Jiang, Z., Lian, J., 1991, “Influence of predeformation on microstructure and
mechanical properties of 1020 dual phase steel”, Materials Science and
Technology, Vol.7, pp. 527-532.

Liebowitz, H., 1969, “Fracture, Volume IV Engineering Fracture Design”, pp. 45-68.

Llewellyn, D. T., Hillis, D. J., 1996, “Dual Phase Steels”, Ironmaking and Steelmaking
Review, Vol. 23, pp. 471-478.

- Long, Q. Y., Tseng, D., and Tangri, K., 1987, “Retained Austenite in Intercritically Annealed HSLA Steel”, *Metallography*, Vol.20, pp. 61-73.
- Makhutov N. A., (1973), “Resistance of Constructional Components Against Brittle Fracture”, *Machinostronie Moskova*.
- Maleque, M. A., Poon, Y. M., Masjuki, H. H., 2004, “The Effect of Intercritical Heat Treatment on The Mechanical Properties of AISI 3115 Steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.153–154, pp. 482–487.
- Marder, A. R., 1981, “The Effect of Heat Treatment of The Properties Structure of Molybdenum and Vanadium Dual-Phase Steels”, *Metallurgical Transactions*, Vol. 12A, pp.1569-1579.
- Marder, A. R., 1977, “Factors Affecting The Ductility of Dual-Phase Alloys”, *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, Ed.By. Davenport, A.T., AIME, pp.87-89.
- Magnobosco, R. and Rossetto, L. C., 2003, “ Toughness of Two HSLA Steel Sheets”, *Journal of The Brazilian Society of Mechanical Science And Engineering*, Vol.25, No.2, doi: 10.1590/S1678-58782003000200009 .
- Matlock, D. K., Krauss, G., Ramos, L. F., Huppi, G. S., 1979, “A Correlation of Processing Variables with Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels”, *TMS-AIME Annual Meeting*, pp. 237-245, New Orleans.
- Mondal, D. K. and Dey, R. M., 1992, “Effect of Grain Size on the Microstructure and Mechanical Properties of a C-Mn-V Dual Phase Steel”, *Materials Science and Engineering*, V.A149, pp.173-181.
- Mould, S. R., and Skena, C. C., 1977, “Structure and Properties of Cold Rolled Ferrite Phase Martensite (Dual-Phase) Steel Sheets”, *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, Ed. By. Davenport, A.T., AIME, pp.183-203.

- Moyer, J. M., Ansell, G. S., 1975, "The Volume Expansion Accompanying The Martensite Transformation in Iron-Carbon Alloys", Metallurgical Transactions, Vol. 6A, pp.178-191.
- Nabil, A., and Chin, C., 1989, "Deformation Cracteristics of Dual-Phase Steel", Materials and Processing for The Factory of The Future, ASM Pekia Chapter 7.
- Nakagawa, A., Koo, T. Y., Thomas, G., 1981, "Effect of Vanadium on Structure Property Relations of Dual Phase Fe/Mn/Si/0,1C Steels", Met. Trans., Vol. 12A, pp. 1965-1972.
- Nam, W. J., and Bae, C. M., 1999, "Microstructural Evolution and Its Relation to Mechanical Propeties in A Drawn Dual-Phase Steel", Journal of Metarials Science, Vol. 34, pp. 5661–5667.
- Ostrom, P., Lonnberg, B., Lindgren, I., 1981, "Role of Vanadium in Dual-Phase Steels", Metals Technology, Vol. 8, No. 3, pp.81-93.
- Pamuk, Ö., 2001, "Yüzeyi Karbürlenmiş AISI 8620 Sementasyon Çeliğinin Merkezinde Çift Fazlı Çelik Yapısının Üretimi ve Bu Yapının Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi", Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 141 s., Ankara.
- Paruz, H., and Edmants, D. S., 1983, "The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel", Metarials Science and Engineering, Vol.132, pp.67-74.
- Piplani, R. K., Raghavan, G., 1981, "Microstructure and Its Correlation with Properties in Dual-Phase Steels", Steel India, Vol. 4, pp.1-21.
- Pradhan R., 1997, "Continuous Annealing of The Steel", ASM Handbook, fifth printing, pp.56-66.

- Priestner, R., Ajmal, M., 1987, "Effect of Carbon and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual Phase Steels", *Material Science and Technology*, Vol. 3, pp. 360-364.
- Priestner, R., 1987, "Effect of Austenite Dispersion and Plastic Deformation on Phase Transformation in Dual Phase Steel", *Conf. Proc. Phase Transformation*, Institute of Metals, Cambridge, pp. 411-413.
- Ramos, L. F., Matlock, D. K., and Krauss, G., 1979, "On The Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol. 10A, pp. 259-261.
- Rashid, M. S., 1977, "Relationship Between Steel Microstructure and Formability of Formable HSLA and Dual Phase Steels", Ed. By, Davenport, A.T., AIME, pp. 1-26.
- Rashid, M. S., Rao, B. N. Y., 1981, "Tempering Characteristic of A Vanadium Containing Dual-Phase Steel", *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, ed. By. Kot, R.A., Bramfit, B.I., AIME, pp. 249-264.
- Rashid, G. S., 1976, "Gm 980x-A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability", *SAE, Preprint 760206*, pp. 938-949.
- Rigsbee, J. M., Van Der Arend, D. J., 1977 "Laboratory Studies of Microstructures and Structure Property Relationships in Dual Phase HSLA Steels, Formable HSLA and Dual Phase Steels" Ed. By: Davenport, A. T., AIME, pp.56-58.
- Rizk, A., Bourrel, D. L., 1982, "Dislocation Density Contribution to Strength of Dual-Phase HSLA Steels" *Sicripta Metalurgia*, Vol. 16, pp. 1321-1324.
- Sarwar, M., and Priestner R., 1996, "Influence of Ferrite-Martensite Microstructural Morphology on Tensile of Dual-Phase Steel", *Journal of Materials Science*, Vol. 31, pp. 2091-2095.

- Sarwar, M., Ahmad, E., Qureshi, K., A., Manzoor, T., 2005, "Influence of Epitaxial Ferrite on Tensile Properties of Dual Phase Steels", Materials Design, Vol.28, pp. 335-340.
- Saidov, G., I., 1989, "The Fracture Toughness of Low and Medium Strength Steels", Taşkent.
- Saidov, G., I., 1997, "A Thermoactivation Approach to The Crack Resistance of Steels", Fatigue Fracture of Engineering Materials, Vol.20, pp. 41-47.
- Said, G., 1999, "Hacim Merkezli Kübik Yapıya Sahip Metal ve Alaşımlarda Kırılma Tokluğunun Doğası", 4. Ulusal Kırılma Konferansı, İstanbul, 18-20 Ekim, s. 90-99.
- Said G., Taşgetiren S., 2000, "Fracture Toughness Determination of Low-Alloy Steels by Thermoactivation Energy Method", Engineering Fracture Mechanics, May, Vol. 67, pp. 345-356.
- Said G., Talaş, Ş., 2004, "The Relationship Between Brittle Fracture Temperature and Stress Concentration in BCC Steels, Mechanics of Materials, Vol. 36, pp. 1123-1128.
- Said G., Taşgetiren S., 2004, "An Express Technique for The Determination of Static and Dynamic Fracture Toughness (K_{Ic} , K_{Id}) of BCC Metals and Alloys, Mechanics of Materials, 2004, Vol. 36, pp.1129-1142.
- Said, G., 2001, "Kırılma Mekanizmasının Bazı Problemleri", 5. Uluslararası Kırılma Konferansı, Elazığ, 6-8 Eylül, s. 19-26.
- Said G., 2003 "Kırılma Mekanizması Yüksek Lisans Ders Notları" Afyon.
- Savaşkan T., 1999, "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", Derya Kitabevi, Trabzon.

- Speich, G. R., Demarest, V. A., Miller, R. L., 1981, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels", Metallurgical Transactions A, Vol. 12A, pp.1419-1428.
- Speich G. R., 1997, "Dual Phase Steels", Heat Treating, ASM Handbook, fifth printing, pp.424-429.
- Speich, G. R., Miller, R. L., 1979, "Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels", Ed. By. Kot, R.A. and Morris, J.W., AIME, pp.145-181.
- 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, pp.193-199.
- Sun, S. and Paugh, M., 2002, "Properties of Thermomechanically Processed Dual-Phase Steels Containing Fibrous Martensite", Department of Mechanical Engineering, University of Caterbury, pp.298-308.
- 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,
- Terao, N. And Baugnet, A., 1990, "High-Manganese Dual Phase Steels, Strengthened by Additional Elements (Cr, Ti, V, W)", Journal of Materials Science 25, pp. 848-858.
- Thelning, K. E., 1984 "Çelik ve Isıl İşlemi Bofors El Kitabı", Çeviri: Doç Dr. Tekin A., 417 s., İstanbul.

- Thomas, G., and Koo, J. K., 1979, "Developments in Strong Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels Structure and Properties of Dual-Phase Steels", Ed. By. Kot, R.A., and Morris, J.W., AIME, pp.184-201.
- Thompson, S. W., Fan, G. S., and Howell, S. R., 1984, "Nucleation of Austenite During Intercritical Annealing of a Commercial Low-Alloy Steel", Proceedings of International Conference on Phase Transformations in Ferrous Alloys, Ed. Marder A.R. and Goldstern, J.I. AIME, New York.
- Tither, G., Boussel, P., 1980, "Commercial Development of Dual-phase steels in Europe", The Journal of Molybdenum Technology, Vol. 4, No. 3, pp. 8-9.
- Toktaş, A., 1998, "Dual-Faz Çeliğinde Martensit Oranının Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 85 s., Balıkesir.
- Tomita, Y., 1990, "Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile Properties Of Fe-0.1C Dual-Phase", Journal of Materials Science, Vol.25, pp.179-184.
- Trent, E. M., 1984, "Metal Cutting", Tanner Ltd., London.
- Uğuz, A., 1996, "Kırılma Mekaniğine Giriş", Uludağ Üniversitesi Basımevi, 118 s., Bursa.
- Ulu, S., 2004, "Karbonlu ve Düşük Alaşımlı Çeliklerin Temel Mekanik Özelliklerinin Araştırılması", Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 106 s., Afyon.
- Vardar, Ö., 1988, "Fracture Mechanics", Chapter 3, Linear Elastic Fracture Mechanics, Boğaziçi University Publication, İstanbul pp. 26-30.

- Qixun, D. and Ruzeng, Y., 1997, "Calculation of the Ferrite Volume in Some Dual Phase Steels", Materials Characterization Vol.38, pp.197-201.
- Wycliffe, P. A., Purdy, G. R., Embury, J. D., 1981, "Fundamentals of Dual Phase Steels", ed. R., A., Kot, B., L., Bramfitt, AIME, pp. 59.
- Yarashevich, V. D., Rivkina, D. G., 1970, "The Thermoactivation Character of Plastically Deformation of Metals", Russian Solid State Physics, Vol.3, pp. 464-477.
- Yong, D. Z., Brown, E. L., Matlock, D. K. and Krauss G., 1985, "The Formation of Austenite at Low Intercritical Annealing Temperatures in a Normalized 0.08 C, 1.4Mn-0.2Si Steel", Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, pp. 1523-1526.
- Yükler, A., İ., 1983, "Alaşımsız Dual Fazlı Çeliklerin Mekanik ve Nokta Kaynağı Özellikleri", Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 108 s., İstanbul.
- Zhang, C., Cai, D., Zhao, T., Fan, Y., Liao, B., 2005, "Simulation of hot-rolled dual phase weathering steel 09CuPCrNi" Materials Characterization, Vol.55, 378-382.

6.1 İnternet Kaynakları

Erişim Tarihi

- | | |
|--|------------|
| 1- http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2008/dual_phase.jpg | 01.12.2008 |
| 2- http://xnet3.uss.com/auto/tech/grades/dual_ten.htm | 06.11.2008 |
| 3- http://www.salzgitterflachstahl.de/MediaDatenBank/News/2005/Dualphasen_feuerverzinkt/Bild1/ | 15.01.2009 |
| 4- twi.co.uk 2005 | 15.01.2009 |
| 5- http://hsc.csu.edu.au/engineering_studies/lifting/3210/image015.jpg | 17.03.2009 |

- 6- http://www.substech.com/dokuwiki/lib/exe/fetch.php?w=&h=&cache=cache&media=ductile_and_brittle_fracture.png 17.03.2009
- 7- <http://www.unl.edu/CMRAcfem/gifs/fracture.jpg> 08.04.2009
- 8- http://www.atclabs.com/Photos/Ductile_Overload.jpg 08.04.2009
- 9- http://www.fermetal.com.tr/sementasyon_celikleri.htm 08.04.2009
- 10- <http://aydinlarmakmet.com.tr/imalatcelik.htm>. 10.06.2007
- 11- www.saarstahl.com 10.06.2007

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Sinan ULU
Doğum Yeri : Pendik-İSTANBUL
Doğum Tarihi : 03.06.1977
Medeni Hali : Evli
Yabancı Dili : İngilizce

Eğitim Durumu

Lise : Eskişehir Süleyman Çakır Lisesi 1995
Lisans : Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği Bölümü 2000
Yüksek Lisans: Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı 2004

Çalıştığı Kurum ve Yıl

Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü
Araştırma Görevlisi, 2001–2006

Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü
Öğretim Görevlisi, 2006-

Yayınlar

Taktak, Ş., Ulu, S., “Wear Behaviour of TRD Carbide Coatings at Elevated Temperatures”, Industrial Lubrication and Tribology, In Press, Manuscript ID: ilt-04-2008-0023R1.

Ulu, S., Taktak, Ş., 2004, “Borlanmış ve Karbürlenmiş AISI 8620 Çeliklerinin Abrasif Aşınma Davranışı”, 10. Denizli Malzeme Sempozyumu ve Sergisi, Pamukkale Üniversitesi, Denizli, 14-16 Nisan, 94-99.

Ulu, S., Aytekin, H., Said, G., 2005, “SAE 1040 ve 1050 Çeliklerinin Temel Mekanik Özelliklerine Isıl İşlem Rejimlerinin Etkisi”, 12. Uluslararası Metalürji-Malzeme Kongresi ve Fuarı, TMMOB Metalürji Mühendisleri Odası, İstanbul, 28 Eylül-02 Ekim.

Ulu, S., Taktak, Ş., Yalçın Y., 2005, “Borlanmış AISI 304 Ostenitik Paslanmaz Çeliğin Yüzeyindeki Borür Tabakasının Bazı Mekanik Davranışlarının İncelenmesi”, 12. Uluslararası Metalürji-Malzeme Kongresi ve Fuarı, TMMOB Metalürji Mühendisleri Odası, İstanbul, 28 Eylül-02 Ekim, 1735-1743.

Said, G., Aytekin, H., Ulu, S., 2005, “Kırılma Mekaniği Üzerinde Hasar Analizi”, 7. Uluslararası Kırılma Konferansı, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli, 1-11.

Said, G., Aytekin, H., Ulu, S., 2005, “Yapı Çeliklerinin Kırılma Tokluğu Üzerine Bir Çalışma”, 7. Uluslararası Kırılma Konferansı, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli, 230-235.

Ulu, S., Aytekin, H., Said, G., 2006, “AISI 8620 ve SAE 4140 Çeliklerinin Temel Mekanik Özelliklerine İnterkritik Isıl İşlem Rejimlerinin Etkisi”, 11. Uluslararası Denizli Malzeme Sempozyumu, Pamukkale Üniversitesi, Denizli, 19-21 Nisan, 102-108.

Ulu, S., Gürer, C., 2006, “Hızlı Sistem Demiryolu Taşımacılığı ve Yüksek Hız Trenlerinde Kullanılan Malzemelerin Özellikleri”, GAP V. Mühendislik Kongresi, Harran Üniversitesi, Şanlıurfa, 26-28 Nisan.

Güneş, İ., Ulu, S., Ayan, O., 2009, “Su Verilmiş Çeliklerdeki Temperleme Kademelerinin Aşınma Davranışına Etkisinin Araştırılması”, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09), Karabük Üniversitesi, Karabük, 13-15 Mayıs 2009.

Projeler

“031.TEF.01 Yapı Çeliklerinin Mukavemet Deformasyon Özelliklerine ve Kırılma Tokluğuna Isıl İşlem Rejimlerinin Etkisi”, Yürütücü: Prof Dr. Galip SAİD, Yardımcı Araştırmacı: Arş. Grv. Halil AYTEKİN, Arş. Grv. Sinan ULU.

“042.TEF.01 Metal ve Alaşımların Kırılma Tokluğu Üzerinde Standart Geliştirme”, Yürütücü: Prof Dr. Galip SAİD, Yardımcı Araştırmacı: Arş. Grv. Halil AYTEKİN, Arş. Grv. Sinan ULU.

“07.TEF.03 İnterkritik Tavlanmış Yapı Çeliklerinin Kırılma Tokluğuna (K_{Ic}) Ferrit Hacim Oranının ve Morfolojisinin Etkisi” Yürütücü: Prof Dr. Galip SAİD, Yardımcı Araştırmacı: Arş. Grv. Sinan ULU.

“06.TEF.01 Borlanmış Ostenitik ve Martenzitik paslanmaz Çeliklerin Yüksek Sıcaklık Aşınma Davranışlarının İncelenmesi” Yürütücü: Yrd. Doç Dr. Şükrü TAKTAK, Yardımcı Araştırmacı: Arş. Grv. Sinan ULU.

“106M257 Yapı Çeliklerinin Mekanik Özelliklerinin İleri Araştırma Yöntemleriyle İncelenmesi ve Kalitesinin İyileştirilmesi” TÜBİTAK Projesi, Yürütücü: Prof Dr. Galip SAİD, Yardımcı Araştırmacı: Arş. Grv. Halil AYTEKİN, Arş. Grv. Sinan ULU.

“104M398 Bortemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Aşınma Davranışının İncelenmesi” TÜBİTAK Projesi, Yürütücü: Yrd Doç. Dr. Yılmaz YALÇIN, Yardımcı Araştırmacı: Yrd. Doç Dr. Şükrü TAKTAK, Öğr. Grv. Sinan ULU.