

67964

**ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİMİ, ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE MARTENZİT
HACİM ORANI VE MORFOLOJİSİNİN ÇEKME ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE
ETKİSİ**

BİLGE DEMİR

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ ANABİLİMDALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Mayıs 1997
ANKARA**

Bilge DEMİR tarafından hazırlanan ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİMİ, ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE MARTENZİT HACİM ORANI VE MORFOLOJİSİNİN ÇEKME ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ adlı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Tez Yöneticisi



Bu çalışma jürimiz tarafından Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan: Doç. Dr. Sedat Özbilen

Üye: Y. Doç. Dr. Burhanettin İNEM

Üye: Yrd. Doç. Dr. Mehmet Erdoğan

Bu Tez Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına Uygundur.



İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	v
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	viii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiv
 GİRİŞ.....	1
 1. ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİM ISIL İŞLEMİ VE MİKROYAPI OLUŞUMLARI.....	3
1. 1. Isıl İşlem.....	3
1. 1. 1. Alaşım elementlerinin ısıt işlemlerine etkileri.....	5
1. 2. Kısmi Östenitleme (Kritik Sıcaklıklarda Tavlama).....	6
1. 2. 1. Östenitin çekirdeklenmesi.....	7
1. 2. 2. Östenitin büyümesi.....	9
1. 3. Soğutma.....	15
1. 3. 1. Östenitin martenzite dönüşümü.....	17
1. 3. 2. Östenitin ferrit, sementit ve perlitte (ferrit +sementit) dönüşümü.....	18
1. 3. 3. Kalıntı östenit.....	20
 2. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÇEKME ÖZELLİKLERİ.....	22
2. 1. Akma Dayanımı.....	23
2. 2. Pekleşme.....	25
2. 3. Çekme Dayanımı.....	30
2. 4. Süneklik.....	31
2. 5. Kopma.....	32

Sayfa

3. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÇEKME ÖZELLİKLERİNE ETKİ	
EDEN FAKTÖRLER.....	35
3. 1. Ferrit Fazı.....	35
3. 2. Martenzit Fazı.....	40
3. 2. 1. İkinci faz (martenzit) morfolojisi.....	47
3. 3. Soğuma Hızı.....	52
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	54
4. 1. Malzeme.....	54
4. 2. Gereçler ve Tav Fırını.....	55
4. 3. Isıl İşlem.....	56
4. 4. Metalografik Çalışmalar.....	62
4. 5. Çekme Testi.....	63
5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	64
5. 1. Metalografik Deney Sonuçları.....	64
5. 1. 1. Metalografik deney sonuçlarının tartışılması.....	70
5. 2. Çekme Testi Sonuçları.....	72
5. 2. 1. Çekme testi sonuçlarının tartışılması.....	79
GENEL İRDELEME.....	82
KAYNAKLAR.....	84
ÖZGEÇMİŞ.....	90

**ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİMİ, ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE MARTENZİT
HACİM ORANI VE MORFOLOJİSİNİN ÇEKME ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE
ETKİSİ
(Yüksek Lisans Tezi)**

Bilge DEMİR

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAYIS 1997**

ÖZET

Bu çalışmada, martenzit morfolojisi ve hacim oranının çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır. Çalışmada % 0.217 C, % 0.971 Mn, % 0.494 Cr ve % 0.437 Ni içeriğine sahip Ç. 8620 çeliği kullanılmıştır. 900°C'den suda suverme ile elde edilen başlangıç mikroyapısından (martenzit) ince (SS), 900°C'den fırında soğutma ile elde edilen başlangıç mikroyapısından (ferrit+perlit) kaba (FS) ve ısıtma işlem görmemiş başlangıç mikroyapısından (ferrit+perlit) orta tane boyutuna sahip (BS) çift-fazlı çelikler kritik tavlama sonrasında suda suverme ile üretilmiştir. Bu mikroyapılarda martenzit hacim oranı 726°C ve 740°C'lerde tavlama sonrasında suda suverme ile %30 ve %40 olarak sabit tutulmuştur. Sabit martenzit hacim oranlarında, ince çift-fazlı mikroyapının orta ve kaba yapılara oranla daha iyi çekme özelliklerine sahip olduğu görülmüştür. Martenzit hacim oranının artması ile bütün yapıların dayanımları artarken sünekliklerinin azaldığı tespit edilmiştir. SS çelikleri ve üretilen diğer çift-fazlı çelikler orijinal Ç8620 çeliğinden daha yüksek akma ve çekme dayanımı göstermiştir. Buna karşın SS726 çeliğinin orijinal Ç8620 çeliği ve diğer çift-fazlı çeliklerden daha iyi süneklik değerlerine sahip olduğu gözlenmiştir. SS ısıtma işlemi diğer çift-fazlı çelik üretim ısıtma işlemleri ile karşılaştırıldığında, en iyi çekme özelliklerine sahip çift-fazlı çelik üretimi için cazip bir ısıtma işlemidir.

Bilim Kodu : 626.19.01.

Anahtar Kelimeler : Çift-fazlı çelik, martenzit morfolojisi, martenzit hacim oranı

Sayfa Adedi : 90

Tez Yöneticisi : Yrd. Doç. Dr. MEHMET ERDOĞAN

**PRODUCTION OF DUAL PHASE STEEL, EFFECT OF VOLUME
FRACTION AND MORPHOLOGY OF MARTENSITE ON TENSILE
PROPERTIES OF DUAL-PHASE STEEL.**

(M.Sc. Thesis)

Bilge DEMİR

**GAZİ UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

May 1997

ABSTRACT

In this work the effect of martensite content and morphology on the tensile behaviour of dual-phase steels was examined. Ç 8620 steel containing 0.217 wt %C, 0.917 wt %Mn, 0.494 wt %Cr ve 0.437 wt %Ni was used. From three starting microstructures (martensite, two types ferrite+pearlite) fine, medium and coarse microstructures were obtained by quenching from 900°C, cooling at furnace from 900°C followed by intercritical annealing. In these microstructures, martensite contents were kept constant at 30 and 40% by volume by controlled cooling from intercritical annealing temperatures of 726 and 740°C. It was found that at constant martensite content the fine dual-phase microstructures had better tensile properties than medium and coarse ones. In all structures tensile strength increased and ductility decreased with increasing martensite content. It was observed that apart from SS dual-phase steels other dual-phase steels exhibited higher yield and tensile strenghts and lower ductility than original 8620 steel from which dual-phase steel were produced. However, SS726 dual-phase steel had higher tensile strength and ductility than Ç 8620 and the other dual-phase steel. SS heat treatment is a favorite heat treatment to produce dual-phase steel which has the best tensile properties compered to the other dual-phase steels.

Science code : 626.19.01

Key words : Dual phase steel, martensite morphology, volume fraction of martensite

Page number : 90

Supervisor : Asst. Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

TEŞEKKÜR

Tez çalışmalarım sırasında maddi ve manevi yardımlarını esirgemeyen sayın danışmanım Yrd. Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN, Fakültemiz Metal Eğitimi Bölümü Başkanı Doç. Dr. Sedat Özbilen, eski Bölüm Başkanı Prof. Dr. Ertuğrul Atasoy ve Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Elemanlarına, TCDD Ankara Demiryol Fabrikası Kalite Kontrol Müdürü Coşkun ONUKER, Mühendis Atilla KESKİN , Kimya Teknisyeni İbrahim İPEK'e ve özellikle de Makina Bölümü Kalıp A.B.D. Başkanı Sayın Yrd. Doç. Dr. Ahmet ÖZDEMİR 'e teşekkürlerimi bir borç bilir saygılarımı sunarım.



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

ÇİZELGE	Sayfa
Çizelge 4.1. Ç. 8620 çeliğinin kimyasal bileşimi..(%ağırlık).....	54
Çizelge 4.2. Uygulanan ısıt işlemlerin özeti.....	61
Çizelge 5.1. Ç. 8620 ve BS çelik numunelerinin nicel metalografi sonuçları....	64
Çizelge 5.2. Ç. 8620, BS, SS ve FS çelik numunelerinin nicel metalografi sonuçları.....	68
Çizelge 5.3. Çekme değerleri.....	72



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

ŞEKİL	Sayfa
Şekil 1. 1. Çift-fazlı çelik üretimi için ısıtma işlem metodları a) KÇF b) ÖÇF.....	4
Şekil 1. 2. Si'un Fe-C denge diyagramı üzerine etkisi	6
Şekil 1. 3. Ferrit+perlit mikroyapının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin oluşumu.....	8
Şekil 1. 4. Çift-fazlı çelik ısıtma işlemlerinin şematik gösterimi.....	8
Şekil 1. 5. Ferrit+perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşmasının şematik gösterimi 1) Perlitin çözünmesi 2a) Östenit içine karbon difüzyonu ile östenitin büyümesi 2b) Ferrit içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi 3) Östenit içerisine Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması.....	11
Şekil 1. 6. Fe-Mn-C- faz diyagramının demirce zengin köşesindeki izotermikler (730 °C'de östenitin üç aşamalı olarak oluşum mekanizması).	12
Şekil 1. 7. Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında tane sınırı difüzyonu ile manganın paylaşımı.....	13
Şekil 1. 8. %0,12C-%1,5 Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı.....	14
Şekil 1. 9. Değişik başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerin 725 °C'de tavlama sırasında östenit oluşum kinetikleri.....	15
Şekil 1. 10. Çift-fazlı çeliklerin mikroyapısı üzerine soğuma hızının etkisini göstermek için çizilen şematik mikroyapı haritası (karşılaştırma için çekme özelliklerinin değişimi de verilmiştir).....	16
Şekil 1. 11. Çift-fazlı çelik yapının oluşması için gerekli kritik soğuma hızı ve alaşım elementleri arasındaki ilişki.....	18
Şekil 1.12. Tavlama sıcaklığının fonksiyonu olarak sabit soğuma hızlarında oluşabilecek fazların hacim oranlarının şematik gösterimi.....	20

ŞEKİL**Sayfa**

Şekil 1. 13.	Deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenit hacim oranının değişimi.....	21
Şekil 2. 1.	Sade karbonlu ve SAE 980X, SAE, 950X ve GM 980X (çift-fazlı) çeliklerinin nominal gerilim - %uzama eğrileri.....	22
Şekil 2. 2.	Sade karbonlu çift-fazlı çeliklerin gerçek gerilme(σ) - %uzama (ϵ) eğrileri üzerinde gerilim gevşemesi sonrası akma noktasının görülmesi ($\Delta\sigma_f$ - $\Delta\sigma_r$ akma gerilmesi ve gevşetilmiş gerilmedeki biri diğerinin bir sonucu olarak görülen artışı yeniden gösterir).....	24
Şekil 2. 3.	Suda suverme sıcaklığı ve malzenin karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerin akma dayanımında meydana gelen değişimler.....	24
Şekil 2. 4.	Fe-Mn-C alaşımında MHO'nın fonksiyonu olarak akma dayanımındaki değişimler.....	25
Şekil 2. 5.	Farklı hızlarda soğutulmuş HT-9 çeliklerinin gerilme-%uzama eğrilerinin Jaoult -Croussard analizleri.....	28
Şekil 2. 6.	Ludwick eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin J-C analizleri.....	29
Şekil 2. 7.	Swift eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin J-C analizleri	29
Şekil 2. 8.	Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerde, MHO'nın fonksiyonu olarak çekme ve akma dayanımlarının değişimi	31
Şekil 2. 9.	Çeşitli çeliklerde çekme dayanımının fonksiyonu olarak % düzgün uzamanın değişimi.....	32
Şekil 3. 1.	% Si miktarının fonksiyonu olarak ferritin akma dayanımının değişimi.....	37
Şekil 3. 2.	Si ve P içerikli çift-fazlı çelikler ile YMDA çeliklerinin çekme dayanımı ve %düzgün uzama değerlerinin karşılaştırılması.....	37
Şekil 3. 3.	Kritik bölgeden soğutulan %0.12C, % 1.28Mn % 0.51Si, %0.13Mo'li çeliğin SSD davranışı: T_A = östenitleme sıcaklığı, γ = östenit B=beynit α = çokgen ferrit, α' = iğnesel ferrit M-A= martenzit-östenit	38

ŞEKİL	Sayfa
Şekil 3. 4. Ferrit hacim oranının % uzama üzerine etkisi.....	39
Şekil 3. 5. %1.5Mn'lı çift-fazlı çeliklerin MHO'nın, kritik tavlama sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğine bağlı olarak değişimi.....	41
Şekil 3. 6. Kısmi Fe-C denge diyagramı.....	42
Şekil 3. 7. Farklı kritik sıcaklıklarında oluşmuş östenit için sistematik SSD diyagramı.....	43
Şekil 3. 8. Çift-fazlı çeliklerde MHO'na bağlı olarak %düzgün uzama değerlerinin değişimi.....	45
Şekil 3. 9. % 0.2 ve % 0.4 C içerikli martenzite sahip çift-fazlı çeliklerin %1 uzamadaki pekleşme hızları.....	46
Şekil 3. 10. İkinci faz (martenzit) parçacıkları arasındaki mesafeye bağlı olarak süneklik değerlerinin değişimi.....	48
Şekil 3. 11. ÖÇF ve KÇF numunelerinin mikroskobik kopma işleminin sistematik gösterimi.....	48
Şekil 3. 12. % 5 nitalle dağlama sonrasında çekilen çift-fazlı çeliklerin optik mikroyapı fotoğrafları a) Ara ısıtma işlemi suda suverme b) KÇF c) ÖÇF.....	50
Şekil 3. 13. MHO'nın fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımları.....	51
Şekil 3. 14. MHO'nın fonksiyonu olarak düzgün ve toplam uzama değerleri.....	51
Şekil 3. 15. Çift-fazlı çeliklerin deformasyonu üzerine soğutma hızının etkisi.....	53
Şekil 4. 1. Ç. 8620 çeliğinin optik mikroyapısı.....	54
Şekil 4. 2. Termokapıl sistemi.....	55
Şekil 4. 3. I. Kısım ısıtma işlemleri...(ısıtma işlem kodu BS).....	57
Şekil 4. 4. % γ (M) hacim oranının kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	57
Şekil 4. 5. II. Kısım ısıtma işlemleri.....	58
Şekil 4. 6. Kritik tavlama öncesi başlangıç mikroyapıları a) Ç. 8620 (ısıtma işlem görmemiş) b) 900°C'den su verilmiş c) 900°C'den fırında soğutulmuş	60
Şekil 4. 7. Çekme test numunesi.....	63

ŞEKİL**Sayfa**

Şekil 5. 1. Farklı kritik sıcaklıklarda tavllanmış BS çift-fazlı çeliklerinin optik mikroyapıları a) BS726 (KTS=726°C, MHO=% 30) b) BS740 (KTS =740°C, MHO = %40) c) BS755 (KTS =755°C, MHO = %48) d) BS780 (KTS =780°C, MHO = %72).....	66
Şekil 5. 2. Aynı kritik sıcaklıkta (726°C, MHO = %30) tavllanmış fakat başlangıç mikroyapıları farklı çift-fazlı çeliklerin optik mikroyapıları a) BS726 b) SS726 c) FS726	67
Şekil 5. 3. Aynı kritik sıcaklıkta (740°C, MHO = %40) tavllanmış fakat başlangıç mikroyapıları farklı çift-fazlı çeliklerin optik mikroyapıları a) BS740 b) SS740 c) FS740	69
Şekil 5. 4. Üretilen çift-fazlı çeliklerin ve Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme % gerçek uzama eğrileri.....	73
Şekil 5. 5. Aynı MHO'na (%40) ve farklı morfolojilere sahip çift-fazlı çeliklerin ve Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme-%gerçek uzama eğrileri.....	74
Şekil 5. 6. Aynı MHO'na (%30) ve farklı morfolojilere sahip çift-fazlı çeliklerin ve Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme-%gerçek uzama eğrileri.. ..	74
Şekil 5. 7. Çift-fazlı çelik numunelerinde MHO ve farklı morfolojilere bağlı olarak tokluk (j) değerlerinin değişimi.....	75
Şekil 5. 8. %40 MHO'na sahip SS740, %30 MHO'nına sahip SS726 çift-fazlı çelikleri ve Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme-% gerçekuzama eğrileri.....	76
Şekil 5. 9. %40 MHO'na sahip BS740, %30 MHO'na sahip BS726 çift-fazlı çelikleri ile Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme-% gerçek uzama eğrileri.....	76
Şekil 5.10. %40 MHO'na sahip FS 740, % 30 MHO'na sahip FS 726 çift-fazlı çelikleri ile Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme-%gerçek uzama eğrileri.....	77

ŞEKİL**Sayfa**

Şekil 5.11. MHO'na bağlı olarak SS, BS ve FS çift-fazlı çeliklerinin akma ve çekme dayanım değerlerinin değişimi.....	78
Şekil 5.12. MHO'na bağlı olarak SS, BS ve FS çift-fazlı çeliklerinin %uzama (ϵ) değerlerinin değişimi.....	78



SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış, fakat tez metni içinde açıklanmamış bazı simgeler ve kısaltmalar açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
α	Ferrit
γ	Östenit
M	Martenzit
P	Perlit
T_{erg}	Ergime sıcaklığı
S.H (°C/sn)	Soğuma hızı
$Mn_{eş}$	Mangan eş değeri
σ	Gerilme
% ϵ	% gerçek uzama
n	Pekleşme katsayısı
J	Joule
%e	Mühendislik % uzaması

Kısaltmalar

MHO	Martenzit hacim oranı
YMDA	Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
KTS	Kritik tavlama sıcaklığı
BS	Başlangıç (işlemsiz)+Suda Suverme
SS	Suda suverme + Suda Suverme
FS	Fırında Soğutma +Suda Su verme
MKE	Makina Kimya Endüstrisi Kurumu

ÖÇF

KÇF

SSD (SSD)

Östenit Çift-Faz

Kritik Çift-Faz

Sürekli Soğuma Dönüşüm diyağramı



GİRİŞ

Çift-fazlı çelikler yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerin (YMDA) yeni bir türüdür. Mikroyapıları, yumuşak ferrit anayapı içerisinde sert martenzit parçacıklarının dağılmasından oluşmaktadır. Mikroyapılarında çok az miktarda beynit, perlit ve kalıntı östenit görülmesine karşın çift-faz terimi esas fazları oluşturan ferrit ve martenzit fazlarından ileri gelmektedir. Bu çelikler YMDA çelikleri ile karşılaştırıldıklarında sürekli akma davranışı (Belirli bir akma noktası göstermezler) düşük akma dayanımı, yüksek çekme dayanımı, pekleşme hızı, düzgün ve toplam uzama değerlerine sahiptirler.

Çift-fazlı çelikler üzerine çalışmaların [1] 1970'li yıllarda başlamasına karşın, 1975'te Hayami-Furukawa [2] ve 1976'da Rashid'in [3] çalışmalarıyla tanınmıştır. Günümüze kadar bu çelikler üzerine pek çok araştırma yapılmıştır. Halen Amerika, Japonya ve Avrupa ülkelerinde değişik oto hareketli parçaları ve aksamının (kaporta sacı, Jant vb.) üretiminde kullanılmaktadır.

Çift-fazlı çeliklerin dayanımı büyük oranda martenzit hacim oranı (MHO) ve martenzit karbon içeriğine bağlıdır. Bunun yanında sünekliği ise ferrit anayapı belirler. İki fazın karışımından meydana gelen çeliklerin mekanik özellikleri karışım kuralıyla açıklanabilmektedir.

Bu çeliklerin düzgün ve toplam uzama değerleri; düşük dayanımlı çeliklerle aynı olmakla birlikte pekleşme hızları daha yüksektir. Bu özelliklerinin bir sonucu olarak çift-fazlı çelikler kullanılan malzeme ağırlığının azaltılmasında ilgi çekici bir konumdadır.

Yapılan araştırmalarda çift-fazlı çeliklerdeki MHO'nın mekanik özellikler üzerine etkileri detaylı olarak incelenmiştir [4,5]. Ancak; martenzit fazı morfolojisinin çift-

fazlı çelik çekme özellikleri üzerine etkisi anlaşılmakla birlikte , aynı MHO'na fakat farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmalar yetersiz kalmıştır. MHO'nın artmasına bağlı olarak çekme özellikleri değişmektedir. Terazi kuralı gereğince kritik tavlama sıcaklığına (A_1 - A_3 arası) bağlı olarak MHO'nın ayarlanabilmesi ve bu şekilde arzu edilen çekme özelliklerinin elde edilebilmesi önemli bir avantaj sağlamaktadır.

Çift-fazlı çeliklerin optimum dayanım süreklilik değerlerini elde edebilmek için en ideal üretim (ısıtma işlemi) basamaklarının tespit edilmesi gerekmektedir. Bu çalışmada MKE'nin ürettiği Ç. 8620 kodlu ve sanayide genellikle sementasyon çeliği olarak bilinen çeliklere uygun ısıtma işlemi ile (A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında tavlama ve hızlı soğutma) optimum özellikleri sağlayan çift-fazlı yapı üretilmiştir. Farklı kritik sıcaklıklardan soğutma yapılarak istenilen MHO'ları (%30 ve %40) elde edilmiş ve sabit MHO'larında farklı martenzit morfolojilerinin çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri üzerine etkilerinin tespit edilmesi amaçlanmıştır.

1. ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİMİ ISIL İŞLEMİ VE MİKROYAPI OLUŞUMLARI

1.1. Isıl İşlem

Çift-fazlı çelik üretimi iki aşamada gerçekleştirilir [3,6]. Bu aşamalar:

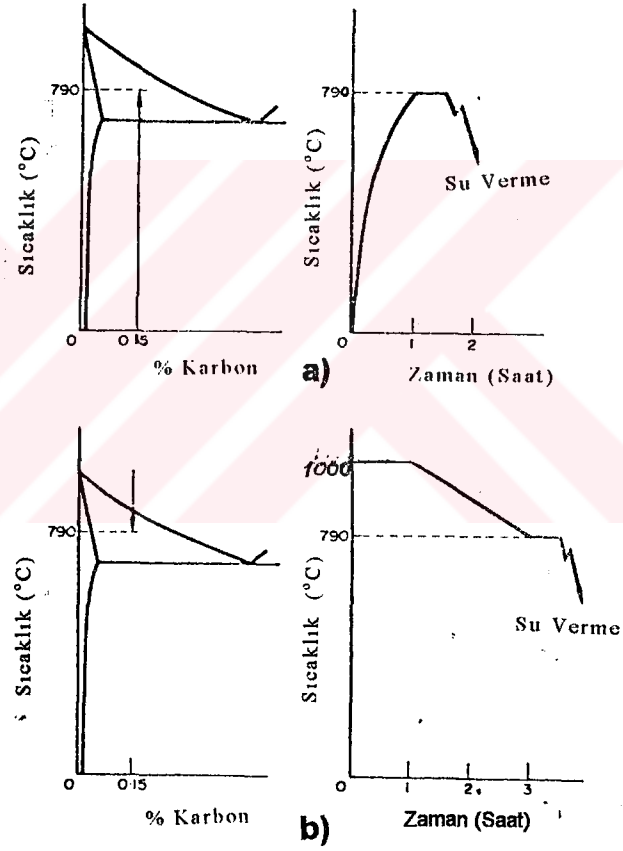
- 1- Kritik sıcaklıklarda tavlama , A_1 - A_3 arası (ferrit+östenit bölgesi).
- 2- Ferrit+östenit bölgesinden hızlı soğutma.

Çift-fazlı çelik üretimi ısıtma işlemi ötektoit altı çeliklere uygulanır. Bu nedenle arzu edilen çift-fazlı çelik mekanik özelliklerini elde edebilmek için, sertleşebilirlikleri sade karbonlu çeliklere oranla daha iyi olan, düşük miktarda karbon ve diğer alaşım elementlerine sahip olan yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler (YMDA) tercih edilir [7,8].

Davies [9], çift-fazlı çeliklerin ısıtma işlemleri olarak Rashid [3], Araki et.al. [10] ve Baucher-Hamburg'un [11] çift-fazlı çelik üretmek için uyguladıkları ısıtma işlem yöntemlerini temel ısıtma işlemi olarak kabul etmiştir. Bu ısıtma işlem yöntemlerinden hareketle değişik işlem aşamaları eklenerek ve ısıtma işlem parametreleri (soğutma hızı, kritik tavlama sıcaklığı v.b.) değiştirilerek çift-fazlı çelik üretim ısıtma işlemleri modife edilmiştir [6,12].

Rashid [3] ve Araki et.al. [10], ötektoit altı çeliklere çift-fazlı çelik üretim ısıtma işlemi uygulamışlardır. Çelik numunelerini (ferrit+perlit) öncelikle kritik sıcaklıklarda tavlarken ferrit-perlit mikroyapısındaki perlit fazının östenit

dönüşmesini sağlamak suretiyle ferrit+östenit mikroyapısını elde etmişlerdir. Belli bir süre tavlama sonunda numuneleri hızla oda sıcaklığına soğutmak suretiyle östenitin martenzite dönüşümünü sağlayarak ferrit+martenzit mikroyapısına sahip çift-fazlı çelik elde etmişlerdir. Elde ettikleri bu çeliğe kritik sıcaklık çift-fazlı [KÇF, (IDP, Intercritical Dual-Phase)] çeliği ismini vermişlerdir (Şekil1.1.a) [3,6,10].



Şekil 1.1. Çift-fazlı çelik üretimi ısıtma için işlem metodları a) KÇF b) ÖÇF [6]

Bu konu ile ilgili diğer bir çalışmayı Baucher and Hamburg [11], yapmıştır. Bu araştırmacılar çalışmalarında Van80 çeliği kullanmışlardır. İlk işlem olarak numuneleri A_3 sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklığa kadar tavlایarak tamamen

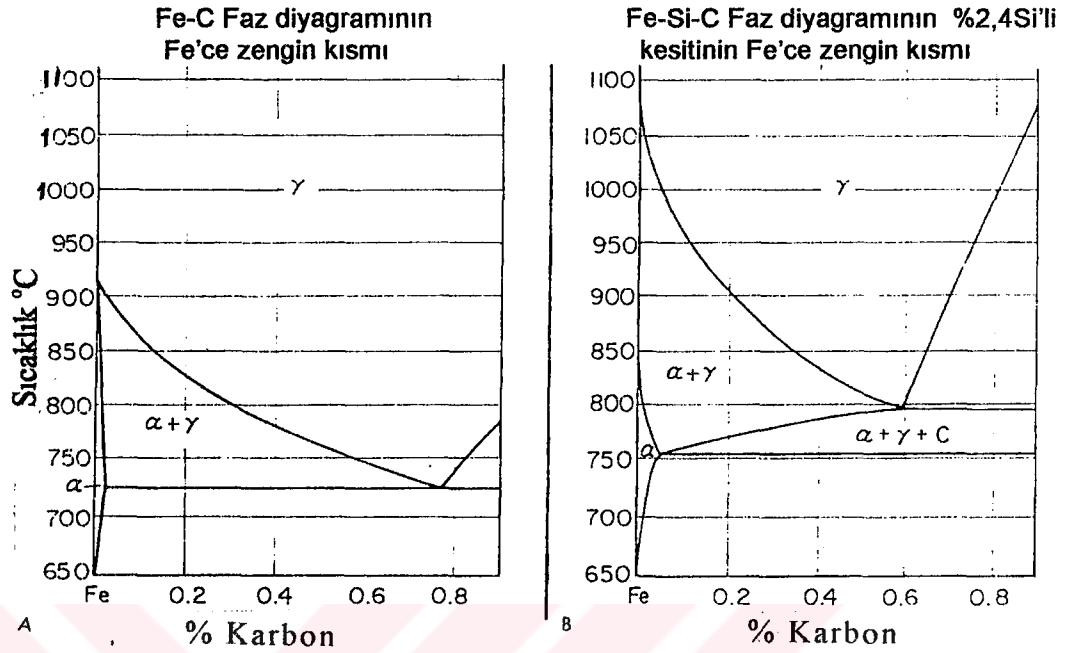
östenit yapı elde etmişlerdir. Bu sıcaklıkta belli bir süre tavlandıktan sonra, numuneleri kritik sıcaklıklar arasına kadar soğutarak östenitin bir kısmının ferrit'e dönüşmesini sağlamışlardır (östenit → ferrit + östenit). Bu sıcaklıklarda da bir süre bekledikten sonra oda sıcaklığına hızlı soğutarak, östenitin martenzite dönüşümünü sağlamak suretiyle ferrit+martenzit mikroyapısına sahip çift-fazlı çelik elde etmişlerdir. Elde ettikleri bu çift-fazlı çeliğe Östenit çift-fazlı [ÖÇF, (ADP, Austenite Dual-Phase)] çeliği ismini vermişlerdir (bkz. Şekil 1.1.b).

KÇF numunelerinde, östenit fazının oluşması ferrit tane sınırlarında başlar ve tavlama sonrası östenit burada büyümüş olarak kalır. Soğutma sonrası burada östenit → martenzit dönüşümü ile martenzit ferrit tane sınırlarında yerleşmiş olacaktır. ÖÇF numunelerinde ise östenitik bölgeden kritik bölgeye soğutma sonucunda ferrit östenit tane sınırlarında çekirdeklenir ve büyür. Bu şekilde ferrit taneleri östenit tanelerini kuşatmış olacaktır. Soğutma sonrasında da bu yapı korunacağı için martenzit ferrit tanelerince kuşatılmış olacaktır [6].

Bu şekilde farklı morfolojilere sahip çift-fazlı çelikler elde edilebilir. Oluşan mikroyapı morfolojisine bağlı olarak mekanik özellikler değişmektedir [13].

1.1.1. Alaşım elementlerinin ısıtma işlemi üzerine etkileri

Demir-karbon denge diyagramında görülebileceği gibi ferrit-östenit faz miktarlarını rahatlıkla kontrol edebilmek için, büyük bir eğime sahip A_3 çizgisine ihtiyaç vardır. Üçlü alaşım elementleri A_3 çizgisinin eğimini arttırarak kritik bölgeyi genişletirler. Şekil 1.2.'de görüldüğü gibi bir üçlü alaşım elementi olan silisyum A_3 çizgisinin eğimini arttırmaktadır [14,15]. Bu şekilde daha geniş sıcaklık aralığında çalışma imkanı bulunabilir.



Şekil 1.2. Si'un Fe-C denge diyagramı üzerine etkisi [14]

Östeniti kararlı tutan alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo, v.b) kritik bölgeyi genişletirler. Bu alaşım elementleri östenitin sertleşebilirliğini artırarak kritik soğutma hızını düşürmek suretiyle yavaş soğuma hızlarında dahi martenzitik dönüşümün gerçekleşmesini sağlarlar [16].

Malzemenin karbon içeriğinin artması ile birlikte kritik bölge küçülür (şekil 1.2.). Bu durum çift-fazlı çeliklerin ısıtılımlarını zorlaştırır, aynı zamanda dayanım - süneklik dengesini bozar. Bu yüzden çift-fazlı çelik olarak üretilecek malzemelerin çok düşük karbon (<0,3) ve alaşım elementi miktarına sahip olmaları gerekir [15].

1. 2. Kısmi Östenitleme (Kritik Sıcaklıklarda Tavlama)

Çift-fazlı çeliklerin gelişmesine paralel olarak, kritik sıcaklıklarda tavlama sırasındaki mikroyapı oluşumları araştırmacıların ilgisini çekmiştir [3,6,9,16].

Kritik sıcaklıklarda tavlama iki aşamada incelenebilir:

- Östenitin çekirdeklenmesi
- Östenitin büyümesi

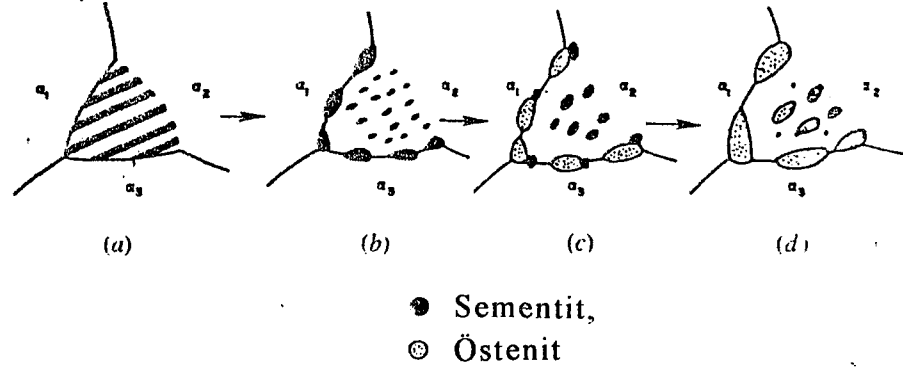
1. 2. 1. Östenitin çekirdeklemesi

Araştırmacılar [12,17,18,19,20,21], östenit çekirdeklenmesinin öncelikli olarak ferrit-ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde başladığı üzerinde mutabıktırlar.

Young et.al.'ın [21], %0,08 C, % 1,45 Mn ve % 2 Si bileşimine sahip malzeme kullanarak yaptığı araştırma aydınlatıcıdır. Bu malzemeden aldıkları numuneleri 800 °C'de 15 dk'lık bir süre için tavladıktan sonra havada soğutmuşlardır. Daha sonra 717°C kritik sıcaklıkta 15dk tavladıktan sonra su+buz+tuz (NaCl) ortamında su vermişlerdir. Bu çift-fazlı çelik üretimi ısıtma işlemi sırasında östenitin çekirdeklenmesi ve büyümesini Şekil 1.3.'te görüldüğü gibi şematik bir gösterimle açıklamışlardır.

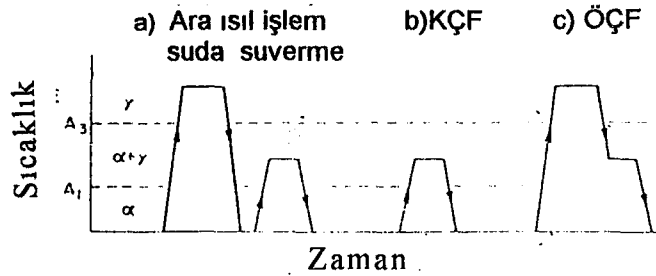
Normalize edilmiş numunelerde kritik tavlama sırasında, östenit çekirdeklenmesi öncelikli olarak ferrit tane sınırlarında oluşmaktadır. Bunun yanında soğuk haddelenmiş çelikte, östenitin çekirdeklenmesi yalnız ferrit tane sınırlarında değil, eş zamanda ferrit tane içlerinde de oluşmaktadır.

Bu konuda yapılan bir diğer çalışmada Kim and Thomas [13], Fe-Si-0,1C kompozisyonuna sahip çelik kullanarak Şekil 1.4.'te belirtilen ısıtma işlemleri uygulamışlardır.



Şekil 1.3. Ferrit +Perlit mikroyapının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin oluşumu [21]

- a) Ferrit + perlit'ten oluşan başlangıç mikroyapısı .
- b) Ferrit-ferrit faz tane sınırında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıklarının büyümesi.
- c) Ferrit-ferrit faz tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi.
- d) Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıklarının üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında büyümesi.



Şekil 1.4. Çift-fazlı çelik ısıt işlemlerinin şematik gösterimi [13]

Şekil 1.4.a.'da belirttikleri tam östenitleşmiş bölgeden ara ısıtma işlemi, östenitin önceki martenzit çığa tane sınırlarında çekirdeklendiğini, Şekil 1.4.b.'de gösterdikleri kritik tavlama işlemi, östenitin ferrit-sementit tane sınırlarında seimentit üzerinde çekirdeklendiğini ve Şekil 1.4.c.'de belirttikleri kademeli suda suverme işlemi, ferritin önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklendiğini gözlemişlerdir.

1. 2. 1. Östenitin büyümesi

Kritik tavlama sırasında östenitin büyüme mekanizması ve hızı bir çok araştırmacı tarafından çalışılmıştır [17,18,19,20,21]. Araştırmacılar Speich et.al.'ın [20] belirttikleri östenit oluşum aşamaları üzerinde mutabıktırlar . Büyüme üzerinde tavlama sıcaklığı ve zamanı etkilidir .

- a - Büyüme hızı yüksek sıcaklığa bağlıdır.
- b - Sıcaklık, difüzyon katsayısını ve konsantrasyon gradyanını etkilemektedir.

Östenit, ferrit tane sınırlarına dik ve paralel şekilde büyümektedir. Garcia and Deardo'nun [17] belirttiğine göre, 725 °C'de tavlama sırasında büyüme önemli oranda ferrit tane sınırlarına paralel yönde oluşmuştur. Bu difüzyon prensibi difüzyon katsayısı ile açıklanabilir. Difüzyon kontrollü büyüme difüzyon katsayısı ile orantılıdır. Ferrit tane sınırlarına dikey yönde östenit büyümesi hacim difüzyonuyla kontrol edilmektedir. Ferrit tane sınırlarına paralel yönde büyüme bir sınır tane difüzyonu için bir sabitle ifade edilebilmektedir [17,20].

Difüzyon iki şekilde olur [17,18]:

- a - Düşük sıcaklıklarda tane sınırı difüzyonu hakimdir.
- b - Yüksek sıcaklıklarda ($0,7 T_{erg}$) difüzyonu, hacim difüzyonu kontrol eder.

Speich et.al. [20], %1.5 Mn, % 0,6-0,12 C bileşimine sahip çelikler üzerinde yaptıkları çalışmada, östenitin oluşum basamaklarını aşağıda olduğu şekilde açıklamışlardır.

1 . aşama: Perlitin tamamen çözünmesine kadar devam eden; perlit içerisinde östenitin büyümesi (Şekil 1. 5. 1.)

- Karbon difüzyon kontrollü

2 . aşama: Ferrit içlerine doğru östenitin büyümesi

- Karbon difüzyon kontrollü (Şekil 1. 5. 2a.)

- Mn difüzyon kontrollü (Şekil 1. 5. 2b.)

3 - aşama: Terazı kuralı gereğince ferrit-östenit dengesi kuruluncaya kadar devam eden östenitin büyümesi (Şekil 1. 5. 3.)

1. aşama: Ferrit-perlit ara yüzeyinde östenit çekirdeklenir ve büyür. Östenitin büyümesi perlitin tamamen çözünmesine kadar devam eder. Bu şekilde perlit taneleri karbonca zengin östenit tanelerine dönüşür. Bu durum Şekil 1. 5. 1'de şematik olarak gösterilmiştir. Bu aşama karbon difüzyon kontrollü olarak gerçekleşir. Difüzyon mesafesi (perlit plakaları arası ~0.2µm) kısa olduğu için difüzyon zamanı ihmal edilecek kadar kısadır [19]. Buna karşın düşük sıcaklıklarda yer alan alaşım element atomlarının difüzyon hızlarının yavaş olmasından dolayı büyüme hızı azalır. Östenitin büyüme hızı kullanılarak perlitin çözünme hızı bulunabilir (Eş. 1.1. ve 1.2.) [20].

$$t_p = \frac{a}{G}$$

a = Perlit plakalarının merkezleri

arasındaki mesafe

(1.1.)

G = Östenitin büyüme hızı

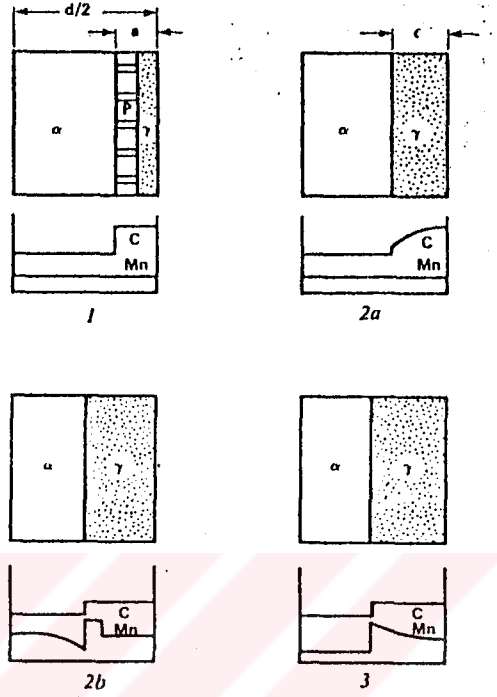
t_p = Perlit çözünme süresi

$$\alpha = V_{v(P)} \frac{d}{2}$$

V_{v(P)} = Perlit hacim oranı

(1.2.)

d = Kübik yapılı ferrit taneleri çapı



Şekil 1.5. Ferrit + Perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama

sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşmasının

şematik gösterimi [20]: 1) Perlitin çözünmesi

2a) Östenit içine karbon difüzyonu ile östenitin büyümesi

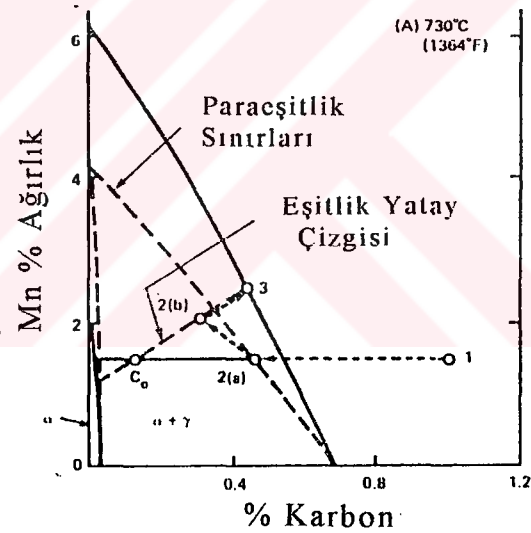
2b) Ferrit içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi

3) Östenit içerisine Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması

2 . aşama: a) Karbon difüzyon kontrollü: Bu aşama birinci aşama bittikten sonra veya bitmeden başlayabilir [18]. Bu aşama Mn'in yeniden paylaşımıyla veya yeniden paylaşılmadan gerçekleşebilir. Mn yeniden paylaşılmaya uğramazsa paradenge kurulur ve büyüme hızı karbon difüzyonu tarafından kontrol edilebilir. Bu durum Şekil 1.5.2a.'da şematik olarak gösterilmiştir.

730°C' de tavllanmış Fe-Mn-C çeliği için paradenge sınırları Şekil 1.6.'da görülmektedir.

b) Mn difüzyon kontrollü: Düşük sıcaklıklarda östenit-ferrit arayüzeyinin ilerlemesi sırasında Mn'in paylaşımı gerçekleşir. Mn'in ferrit içerisindeki difüzyon hızı, östenit içindeki difüzyon hızına oranla üç kat daha fazladır. Bundan dolayı östenitin büyüme hızını büyük oranda, Mn'in ferrit içerisindeki difüzyon hızı kontrol etmektedir [11,17]. Bu durum Şekil 1.5.2b.'de şematik olarak gösterilmiştir.



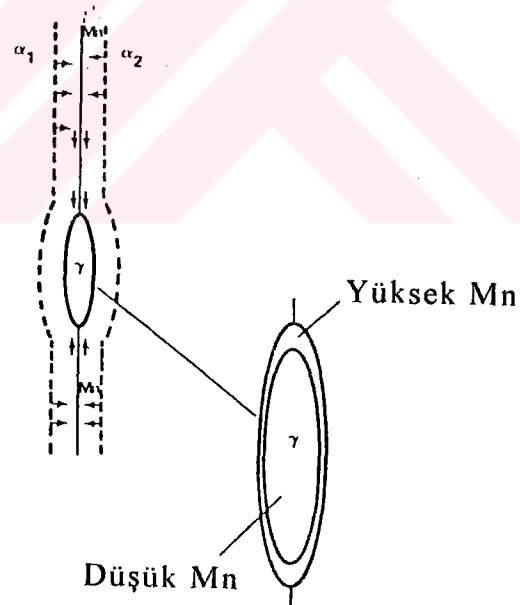
Şekil 1.6. Fe-Mn-C faz diyagramının demirce zengin köşesindeki izoterm (730 °C'de östenit'in üç aşamalı olarak oluşum mekanizması) [15]

3. aşama: Östenit büyümesinin tamamlandığı bu aşamada terazi kuralına göre son ferrit-östenit dengesi kurulur [21]. Bu durum östenit içerisinde Mn konsantrasyon gradyanının ortadan kalkması ile sağlanır. Östenit fazı içerisinde Mn difüzyon hızının çok yavaş olmasından dolayı, bu aşamanın

tamamlanması için geçen süre çok fazladır. Souza et. al. [18], Fe-Mn-C çeliği kullanarak yaptıkları çalışmada bu aşamanın Speich et. al.'ın [20] bildirdiği süreden daha kısa olduğunu belirtmişlerdir. Bu aşama Şekil 1.5.3.' te şematik olarak gösterilmiştir.

Wycliffe [22], Östenit-ferrit arayüzeyinde bölgesel eşitliği muhafaza için bir miktar yüksek Mn'lı paylaşım olduğunu kabul etmiştir. Bölgesel eşitliği sağlamak için, arayüzey Mn'in difüzyon hızı kadar bir hızla hareket eder[23].

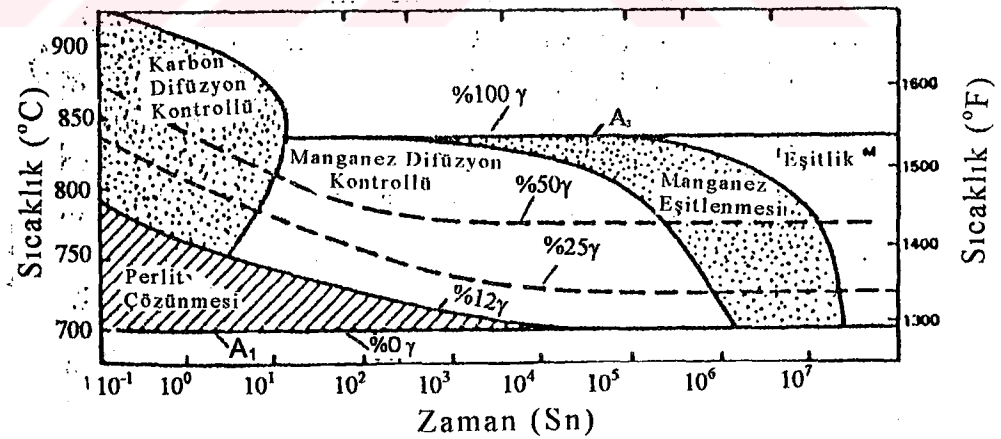
AAeranson [24], Mn'in ferrit içindeki difüzyonundan daha hızlı gerçekleştiğini kabul ettikleri tane sınırı difüzyonunu belirtmek için Şekil 1.7.'de gösterilen modeli sunmuşlardır .



Şekil 1.7. Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında tane sınırı difüzyonu ile manganın paylaşımı [24]

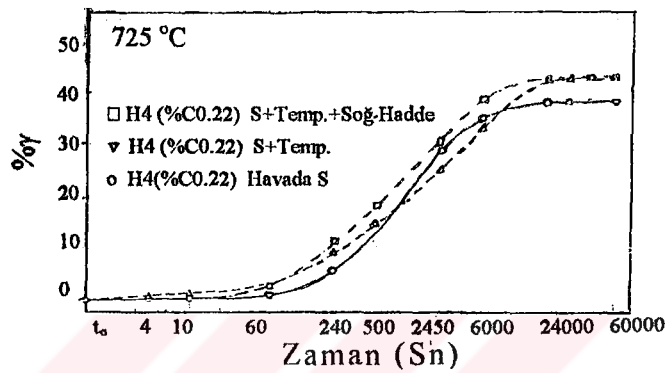
Chang and Kim [25], %0.13 C, %0.63 Si %1.42 Mn, %0.8 Mo ve %0.00318 P bileşimine sahip çelik üzerinde yaptıkları çalışmada, kritik tavlama sırasında östenit ve ferrit fazları karakteristiklerinde oluşan değişimler üzerinde yoğunlaşmışlardır. Kritik tavlama süresi ile östenit oluşumunu ferrit ve östenit mikrosertlik değerlerindeki değişimler ile 4 aşamaya ayırmışlardır. Her fazın karbon oranına bağlı olarak mikrosertlik değerleri ile uyumlu 4 aşama tespit etmişlerdir. Özellikle östenit oluşumunun erken aşamasında ferrit fazı mikrosertlik değerlerindeki değişimlerin östenit oluşumunu etkilemesine dikkat çekmişlerdir.

Buraya kadar anlatılanlara dikkat edilirse her çelik için östenit oluşum diyagramı çıkarılabilir. Bu diyagramlardan östenit oluşumunun her aşamasında östenit oluşumu kontrol eden östenit oluşum kinetiği belirlenebilir. Bu kapsamda Speich et. al.'ın [20] elde ettikleri östenit oluşum diyagramı Şekil 1. 8.' de gösterilmiştir.



Şekil 1. 8. %0.12C, %1.5 Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı [20]

Garcia and Deardo'nun [17] yaptıkları çalışmada yeniden kristalleşmiş ferrit yada ferrit-perlit yapılarına oranla, soğuk haddelenmiş ferritik yapıda östenit fazı biraz daha hızlı şekilde oluşmuştur. Östenit oluşum kinetiğini Şekil 1. 9.'da görüldüğü gibi şematik olarak ifade etmişlerdir.



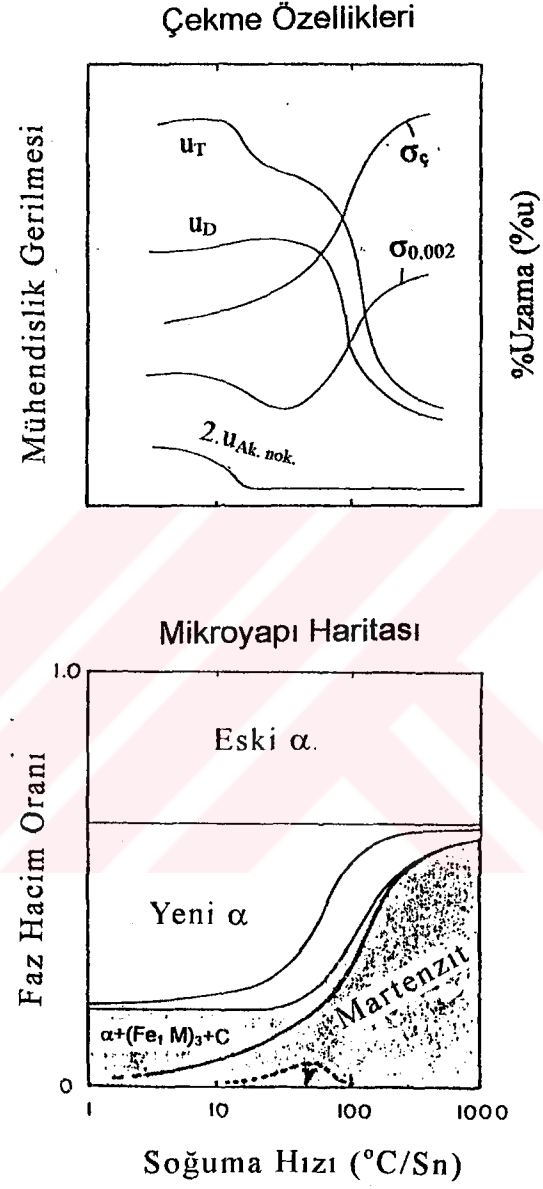
Şekil 1. 9. Değişik başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerin 725 °C' de tavlama sırasında östenit oluşum kinetikleri [17]

1. 3. Soğutma

Soğutma, çift-fazlı çelik üretiminin önemli bir aşamasıdır. Çünkü soğutma işlemine bağlı olarak gerçekleşen östenitin dönüşümü sonrası elde edilen mikroyapı, çift-fazlı çeliklerin çekme özelliklerini belirlemektedir [26]. Östenit dönüşüm ürünleri; kritik tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğutma hızı tarafından kontrol edilmektedir [26,27].

Matlock et.al.'ın [28], soğuma hızına bağlı olarak çizdikleri mikroyapı haritası ve oluşan faz miktarlarına bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi Şekil 1.10.'da şematik olarak verilmiştir.

Şekilde görüldüğü gibi $\alpha + \gamma$ bölgesinden soğutma sırasında, soğuma hızına bağlı olarak, östenit; martenzit, yeni ferrit, sementit veya perlite dönüşebilir. Bir miktar ($\approx 2-9$) östenitin dönüşmemesi (kalıntı östenit) kaçınılmazdır [28,29,30].



Şekil 1.10. Çift-fazlı çeliklerin mikroyapısı üzerine soğuma hızının etkisini göstermek için çizilen şematik mikroyapı haritası (karşılaştırma için çekme özelliklerinin değişimi de verilmiştir) [28]

1. 3. 1. Östenitin Martenzite Dönüşümü

Kritik sıcaklıklarda tavlama sonrası östenitin büyük oranda martenzite dönüşümünü sağlayabilmek için kritik bir soğuma hızına (S.H) ihtiyaç vardır. Östenit tanelerinin büyüklüğü ve östenit içinde erimiş karbon içeriği kritik soğuma hızını düşürmektedir. Fakat kritik soğuma hızı üzerinde en büyük etkiyi Mn diğer alaşım elementleri ile birlikte yapmaktadır. Bu etkiyi açıklamak için “Mn_{es}” denkliği belirlenmiştir (Eş. 1.4.) [25,27].

$$\text{Log(S.H. } ^\circ\text{C / sn)} = 1.73 \text{ Mn}_{\text{Es}} + 3.185 \quad (1.3)$$

$$\% \text{ Mn}_{\text{Es}} = \% \text{ Mn} + 2.67 \% \text{ Mo} + 1.3 \% \text{ Cr} \quad (1.4)$$

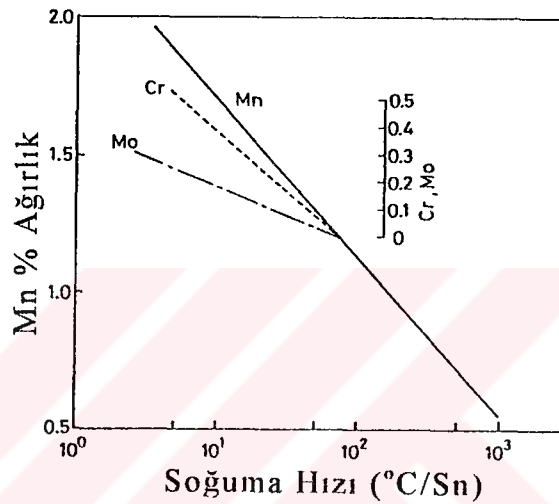
Şekil 1. 11.'de çift-fazlı çelik yapının oluşması için gerekli kritik soğuma hızı ve alaşım elementleri arasındaki ilişki gösterilmiştir [27].

Tavlama sıcaklığı ve soğutma hızı östenitin dönüşümü üzerinde kombine etkili fonksiyonlardır. Östenitik dönüşüm ürünlerinde, soğuma hızı kayma ve difüzyon arasındaki dengeyi belirler [25]. Tavlama sıcaklığı östenit hacim oranını ve östenit içinde erimiş olan karbon içeriğini kontrol etmektedir [26].

Hızlı soğutma sırasında karbonun östenit dışına difüzyonu için gerekli zaman kalmayacağı için östenitin martenzite dönüşümü sonrasında martenzitin karbon içeriği önceki östenit karbon içeriğine eşit olur [31].

Speich et. al. [20], 740 °C' de kritik tavlama sonrası yavaş soğutma sırasında östenit-ferrit arayüzey bölgelerinde mangan'ca zengin östenitin sertliğinin arttığını ve martenzitin östenit çevresinde bir bant oluşturduğunu gözlemişlerdir.

Östenitin → martenzite dönüşümü sonrasında %2-4 oranında hacimce bir büyüme görülür [16]. Bu durum ferrit tanelerini şekil değişimine zorlayacağı için ferrit tane sınırlarında yüksek yoğunlukta hareketli dislokasyon oluşumuna sebep olur [7].



Şekil 1.11. Çift-fazlı çelik yapının oluşması için gerekli kritik soğuma hızı ve alaşım elementleri arasındaki ilişki [27]

1. 3. 2. Östenitin ferrit, sementit ve perlite dönüşmesi

Östenitin martenzite dönüşümü için gerekli kritik soğuma hızlarından daha düşük hızlardaki soğuma sırasında östenitten, martenzit harici fazların dönüşümü gerçekleşir. Şekil 1.10.'da bu durum şematik olarak gösterilmiştir. Dönüşen fazlardan bir tanesi ferrittir. Kritik tavlama sırasında mevcut olan ferrit eski ferrit, soğuma sırasında östenitten dönüşen ferrit ise yeni ferrit olarak adlandırılmaktadır [25,26,27,30].

Yavaş soğutma sırasında östenit öbekleri yeni ferrit tarafından tüketilir. Sürekli soğumayla birlikte geriye kalan östenit alaşım elementleri miktarına göre

martenzit, beynit veya perlite dönüşebilir [26]. Yeni ferritin oluşumu üzerinde değişik araştırmacılar çalışmışlardır [8,26,32]. Chang et. al. [25], %0.13C, %0.63Si, %1.42Mn ve %0.8Mo içeren çelikte yaptıkları araştırmada; numuneleri, bu çelik için kritik sıcaklık olan 830 °C'de 30 dk. tavladıktan sonra, iki değişik soğutma hızı uygulamışlardır. 0.1 °C/sn'lik soğutma hızında yeni ferrit, öncelikli olarak östenit parçacıkları merkezinde var olan eski ferrit üzerinde kolay bir büyüme göstermiştir. Sonuçta ferrit östenit çevresinde olduğu kadar östenit merkezinde de bulunmuştur. 5.6 °C/sn'lik hızlı soğutma sırasında, yeni ferrit öncelikli olarak östenit çevresindeki eski ferrit üzerinde oluşmuştur. Chang, östenit parçacıkları çevresinde geniş bir arayüzey tespit etmiştir. Bu durum itici gücün bir fonksiyonudur [20].

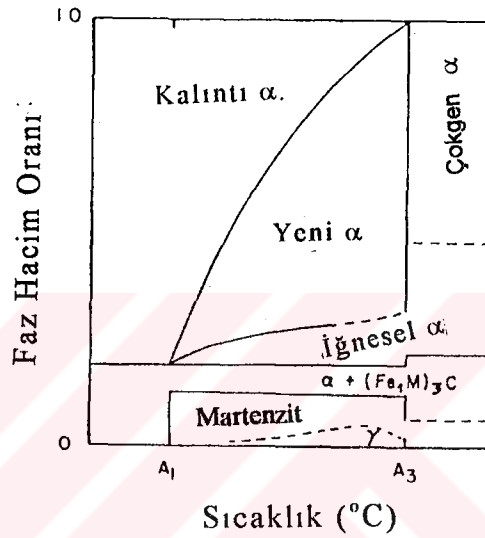
Geip et. al. [32], Nb mikro alaşımlı çelik üzerinde yaptıkları çalışmada yeni ferritin eski ferrit yönlenmesine benzer bir yönlenmeyle oluştuğunu bildirmiştir. Oluşumda tane sınırı veya arayüzey görülmemiştir. Eski ferrit içerisinde çökeltme oluşmasına karşın yeni ferrit içerisinde çökeltme oluşmadığını tespit etmişlerdir. Bu da yeni ferritin sünekliği artırıcı bir unsur olduğunu göstermektedir.

Önceki araştırmacıların [25,26,32], yeni ferritin çekirdeklenme olmaksızın oluştuğunu göstermelerine karşın Jeon et. al. [33], yeni ferritin çekirdeklenme ve yeni bir büyüme mekanizmasıyla oluştuğunu savunmaktadırlar.

Eski ferritle yeni ferritin ayırt edilebilmesi için Geip et.al. [32], tarafından yeni bir dağlama tekniği geliştirilmiştir.

Huppi et.al. [26], metalografik yöntemlerle östenit dönüşüm ürünlerini belirleyebilmek için bir çalışma yapmışlardır. Çalışma sonucunda Şekil 1.12.'de görülen şemayı çizmişlerdir.

Bu şematik mikroyapı haritası sıcaklığın bir fonksiyonu olarak, sabit bir soğutma hızında oluşan fazların ortalama hacimsel dağılımını göstermektedir. Bu şekilde aynı zamanda büyümesi kontrol edilen yeni ferritle çekirdeklenmesi kontrol edilen çokgen ferrit arasındaki fark görülmektedir.



Şekil 1.12. Tavlama sıcaklığının fonksiyonu olarak, sabit soğutma hızlarında oluşabilecek fazların hacim oranlarının şematik gösterimi [26]

Şemada görüldüğü gibi kritik sıcaklıklardan soğutma sırasında perlit dönüşümü görülebilir. Speich et.al. [20], yavaş soğutma hızlarında östenit parçacıkları çevresinde östenitten dönüşen sementit birikmesi oluştuğunu belirtmişlerdir.

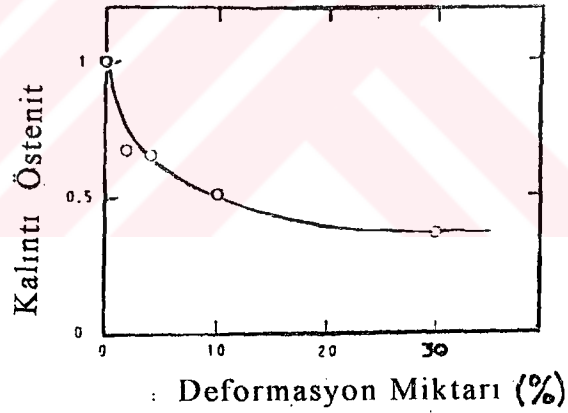
1. 3. 3. Kalıntı östenit

Çift-fazlı çelik ısıtılması sonrasında çift-fazlı yapıda bir miktar östenit bulunması kaçınılmazdır. Bu östenite kalıntı östenit adı verilir [16,30]. Kalıntı östenit miktarı %2-9 civarında değişebilir. Normal şartlarda kalıntı östenit hacim oranının

sıfırlanması mümkün değildir. Ancak $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' ye kadar soğutma, temperleme veya uygulanacak deformasyonla kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanabilir [16]. Uygulanan deformasyon miktarına göre kalıntı östenitin martenzite dönüşümü Şekil 1.13.'de gösterilmiştir [30].

Kalıntı östenit miktarı M_s sıcaklığı civarında soğutmada bir kesiklik olduğunda artar. Tavlama sıcaklığı arttıkça kalıntı östenit hacim oranında da artış olur [16].

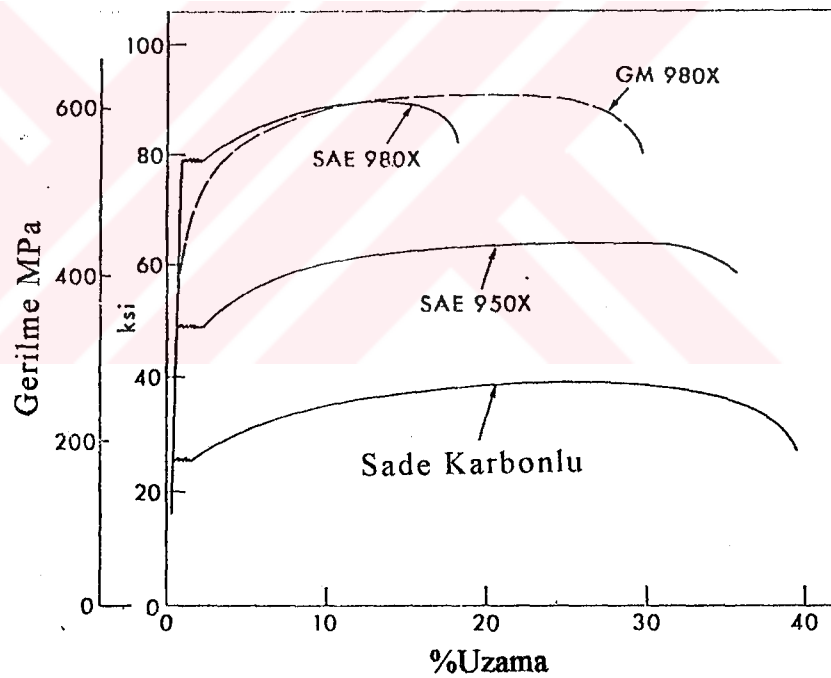
Kalıntı östenit süneklik değerlerini artırır. Fakat çift-fazlı çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı çok düşük düzeyde olduğu için bu etkileri de düşük olacaktır, dolayısıyla değerlendirmede kalıntı östenitin çekme özellikleri üzerine etkisi göz önünde bulundurulmaz [30].



Şekil 1.13 Deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenit hacim oranının değişimi [30].

2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÇEKME ÖZELLİKLERİ

İdeal bir çift-fazlı çelik: Düşük akma dayanımı, yüksek çekme dayanımı, pekleşme hızı, yüksek düzgün ve toplam uzama gibi çekme özelliklerine sahiptir [27]. Düşük alaşımlı yüksek dayanımlı (YMDA) çelikler ile karşılaştırıldıklarında benzer çekme dayanıma sahiptirler, düzgün ve toplam uzama miktarı ise süper bir derecededir. Bu yönden çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerden üstündürler. GM 980X çift-fazlı çeliğinin çekme diyagramı SAE 980X, SAE 950X ve sade karbonlu çeliklerin çekme diyagramları ile karşılaştırmalı olarak Şekil 2.1.'de verilmiştir [8].



Şekil 2.1. Sade karbonlu ve SAE 980 X, SAE 950 X ve GM 980X

(çift-fazlı) çeliklerinin nominal gerilme - % uzama eğrileri [8]

Ticari 980X çeliğinden elde edilen çift-fazlı çeliğin akma dayanımı 550 MPa'dan 380 MPa (80 Ksi'den 50 Ksi ' ye) değerine düşmüş, toplam uzama %18

değerinden %27 değerine yükselmiş ve çekme dayanımı 690 MPa olarak gerçekleşmiştir. Bu sonuç çekme dayanımında belirli bir kayıp olmadığını göstermiştir [8].

2. 1. Akma Dayanımı

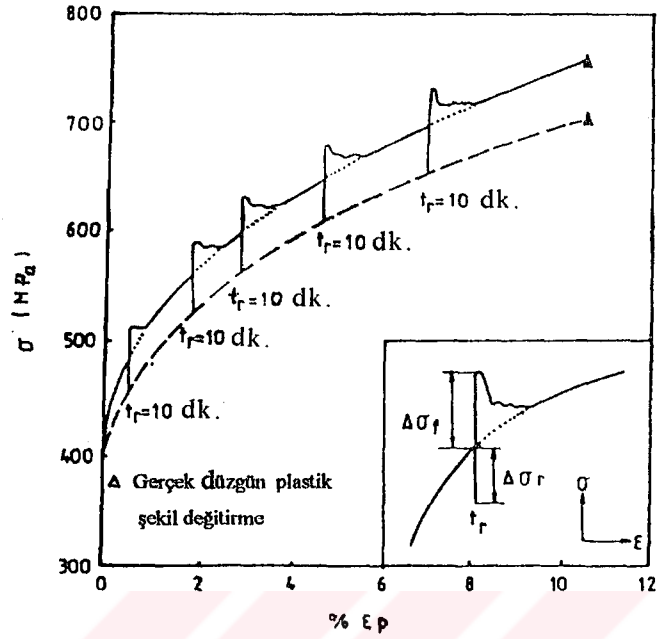
Çift-fazlı çelikler Şekil 2.1. 'de görüldüğü gibi benzer çekme dayanımına sahip YMDA çeliklerine oranla daha düşük akma dayanımı değerlerine sahiptirler. Aynı zamanda belirgin bir akma noktası göstermezler. Bunun sebebi olarak östenitin martenzite dönüşümü sırasında meydana gelen %2-4 civarındaki hacim büyümesinin neden olduğu deformasyondan dolayı martenzite sınır ferrit bölgelerinde oluşan yüksek hareketli dislokasyon yoğunluğu ve kalıntı iç gerilmeler gösterilmektedir [3,8,34].

Çift-fazlı çelikler uygulanan temperleme, ön deformasyon sonrası temperleme veya deformasyon yaşlanması işlemleri sonucunda belirgin bir akma noktası göstermektedirler. Bu işlemler sonucu akma dayanımları da artmaktadır [4,35].

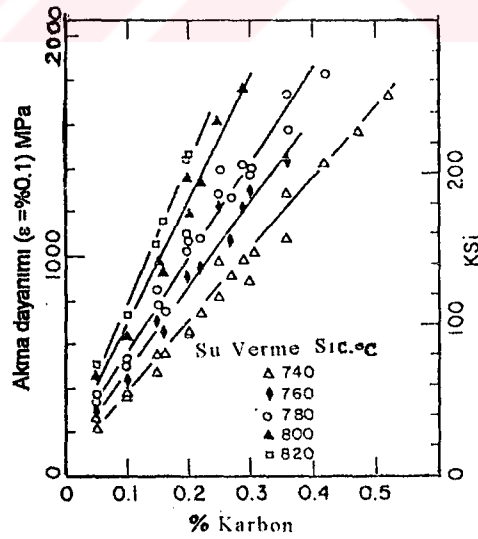
Deformasyon yaşlanması, sebebiyle meydana gelen tutucu (pinning) mekanizması, gerilim gevşemesi sırasında dislokasyonların kilitlemesine neden olmaktadır. Bu durum akma noktasının belirgin bir şekilde görülmesini sağlamaktadır. Şekil 2.2.' de Çimenoglu vd.'nin [35] elde ettikleri gerilme-%uzama diyagramında bu durum görülebilir .

Mould and Skena'nın [34] bildirdiklerine göre yavaş soğuma hızlarında çift-fazlı çeliklerin akma dayanımı çok az azalırken, hızlı soğutma sonucu belirgin bir şekilde artmaktadır.

Akma dayanımının malzemenin karbon içeriği ve kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi Şekil 2.3. 'de görülmektedir [4].



Şekil 2.2. Sade karbonlu çift-fazlı çeliklerin gerçek gerilme (σ) - gerçek % uzama (ϵ) eğrileri üzerinde, gerilme gevşemesi sonrası akma noktasının görülmesi ($\Delta\sigma_f$ - $\Delta\sigma_r$ akma gerilmesi ve gevşetilmiş gerilmedeki biri diğerinin bir sonucu olarak görülen artışı yeniden gösterir) [35]

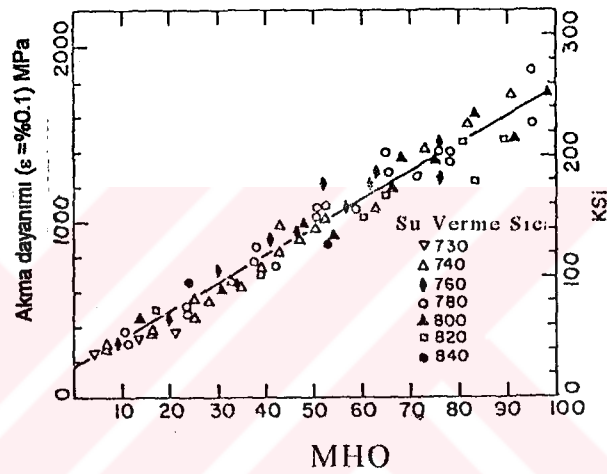


Şekil 2.3. Suda suverme sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerin akma dayanımında meydana gelen değişimler [4]

Çift-fazlı çeliklerin akma dayanımı değişik şekil değiştirme miktarlarında MHO ve tavlama sıcaklığının bir fonksiyonu olarak şekil 2.4 'de gösterilmiştir. Akma dayanımı MHO'nun bir fonksiyonu olarak Eş. 2.1. ve 2.2.'de verilmiştir.

$$1- \sigma_{0.1} = 103 + 11.1 \%M \text{ MPa} \quad (2.1.)$$

$$\sigma_{0.2} = 172 + 15.9 \%M \text{ MPa} \quad (2.2.)$$



Şekil 2. 4. Fe-Mn-C alaşımında MHO'nun fonksiyonu olarak akma dayanımındaki değişimler [11]

2. 2. Pekleşme (Deformasyon Sertleşmesi)

Çift-fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler [36-39]. Metallerde pekleşmenin oluşumunu anlayabilmek için deformasyonun mikroyapıdaki etkisinin anlaşılması gereklidir. Çift-fazlı çeliklerin yüksek deformasyon sertleşmesi hızına sebep olarak martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içinde bulunan ve çok sayıdaki hareketli dislokasyonlar gösterilmektedir [38]. Şöyleki; çekme sırasında deformasyonun başlangıcında, kalıntı gerilmeler

yok olurken dislokasyonların kesişmesi veya arayüzeyin engellemesi sonucu dislokasyonların hareketi önlenir. Deformasyonun devamı için gerekli yeni dislokasyonların oluşumu ve dislokasyonların tırmanması için gerilmenin hızla artması gereklidir. Böylece artan gerilme ile şekil değişimi artar [37].

Metallerin dayanım bilgisi gerilme-% uzama grafiğinden elde edilir. Bu akış eğrisi ve genel kabul gören teorik yaklaşımlar yardımıyla pekleşme miktarı bulunabilir . Bazı araştırmacılar [39,40], çift-fazlı çeliklerin deformasyon davranışının Holloman denklemine uygunluğunu ifade etmektedir.

$$\sigma = k \varepsilon_p^n \quad (2.3.)$$

$$\text{Log } \sigma = \text{log } k + n \text{ log } \varepsilon_p$$

Burada;

σ = Gerçek gerilme

ε_p = Gerçek plastik şekil değiştirme

k = Dayanım katsayısı

n = Pekleşme katsayısı'dır

Yapılan çalışmalarda çift-fazlı çeliklerin çekme sırasında üç farklı deformasyon aşamasına sahip oldukları buna bağlı olarakda pekleşme katsayısı "n" nin değişken olduğu belirtilmiştir. Her üç deformasyon aşaması için üç farklı "n" vardır. Buna bağlı olarak sabit "n" değeri ve Hollman denkleminin çift-fazlı çeliklerin pekleşme davranışını tam olarak karşılamadığı anlaşılmıştır. Bunun yerine Ludwick denklemlerinden geliştirilen Joul-Crossard analizi, çift-fazlı çeliklerin deformasyon değerlerinin bulunmasında kullanılmış ve deneysel değerlerle uyum göstermiştir [9,36,37].

$$\text{Ludwick denklemi:} \quad \sigma = \sigma_0 + k \varepsilon_p^n \quad (2.4.)$$

Burada:

k, n = sabittir

k ve n değerleri $\text{log } \sigma - \text{log } \varepsilon$ çiziminden elde edilir.

veya

$$\log (d\sigma/d\varepsilon) = \log K + \log n + (n - 1) \log \varepsilon$$

Joult-Crossard analizinde σ , k ve n değerleri $\log \frac{d\sigma}{d\varepsilon} - \log \varepsilon$ çiziminden elde edilir.

Geliştirilmiş Swift denklemiyle düzgün uzama basitçe anlatılmaktadır.

Swift denklemi:

$$\varepsilon_p = \varepsilon_o + C_\sigma^m \quad (2.5.)$$

buradan;

ε_p = Gerçek plastik şekil değiştirme

C, m, ε_o = sabiteler

σ = Gerçek gerilme

C, m ve ε_o parametreleri $\log d\sigma/d\varepsilon$ 'nin $\log \sigma$ 'ya göre çiziminden elde edilir.

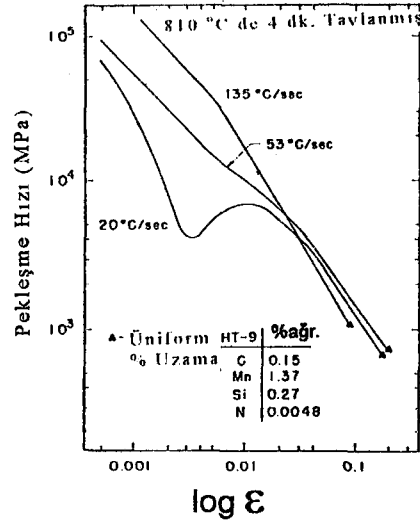
Maksimum yüklemedeki şekil değiştirme ε_{pu}

$$\varepsilon_{pu} = \frac{1}{m} + \varepsilon_o \quad (2.6.)$$

Burada ε_{pu} , $d\sigma/d\varepsilon_p = \sigma$ (Considère kriteri) ile tanımlanan düzgün şekil değişimidir. Ludwick'den;

$$\ln \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \ln(k \cdot n) + (m - 1) \ln \varepsilon_p \quad (2.7.)$$

J.C. analizi küçük şekil değiştirme miktarında pekleşmedeki değişimlere karşı çok hassastır. Çift-fazlı çeliklerin deformasyon davranışları üzerine mikroyapısal değişikliklerin etkisini belirlemek için çok kullanışlı bir metottur [28].



Şekil 2.5 Farklı hızlarda soğutulmuş HT-9 çeliklerinin gerilme-%uzama eğrilerinin Jould-Crossard analizleri [28]

Şekil 2.5.' de J.C. analiziyle çizilmiş çift-fazlı çelik pekleşme davranışları görülmektedir. Soğutma hızının pekleşme üzerine etkisi de açık olarak görülmektedir.

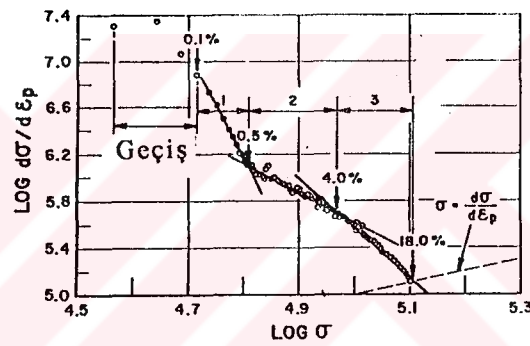
Ramos et.al. [39], çift-fazlı çeliklerin çekme testi sırasındaki üç farklı deformasyon aşamasının tavlama sıcaklığının artması ve soğuma hızının azalmasıyla birlikte çok fazla bir şekilde belirginleştiğini belirtmiştir.

Çift-fazlı çeliklerin pekleşme hızı MHO ile doğrusal olarak değişmektedir [28,41]. MHO'nın artması ile birlikte süreksiz akma eğilimi azalmakta ve birinci ve ikinci aşamaların ayırt edilmesi zorlaşmakta ve erken şekil değişimlerinde deformasyon aşamaları arasındaki geçiş değişmektedir. Bu değişim azalan bir değişimdir [37].

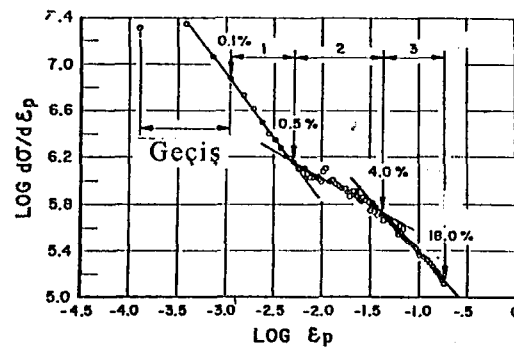
Cribb and Rigsbee [37], çift-fazlı çeliklerin deformasyon aşamalarını pekleşme kanunlarına bağlı olarak aşağıdaki şekilde açıklamışlardır (Şekiller 2.6 ve 2.7).

1. aşama: ($\epsilon = 0.1-0.5$) Martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ortadan kaldırılır ve hareketli dislokasyonların sebep olduğu, ferritin homojen deformasyonu gerçekleşir

2. aşama: ($\epsilon = 0.5-4$) Pekleşme hızının azaldığı bölgedir. Sert martenzit ve kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sonucu ferrit deformasyona zorlanır.



Şekil.2.6. Ludwick eşitliği'ne göre çift-fazlı çeliklerin J.C. analizleri [37]



Şekil 2.7. Swift eşitliği'ne göre çift-fazlı çeliklerin J-C analizleri [37]

3. aşama: ($\epsilon = 4-8$) Bu aşama dislokasyonların hücre (alt tane) yapılarının oluşumu ile başlar. Büyük deformasyon sonrası ferrit taneleri içerisindeki hareketli dislokasyonların çapraz kayması ve martenzite akmasının oluşumu.

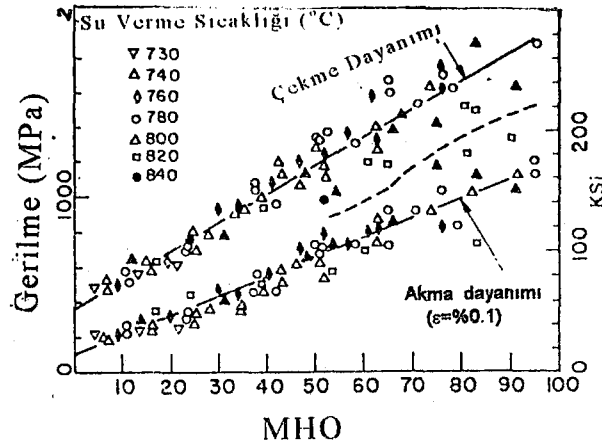
2. 3. Çekme Dayanımı

Çift-fazlı çelikler klasik YMDA çelikleri ile benzer dayanıma sahiptirler [3,7,8,11]. Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı şekil 2.8'de görüldüğü gibi MHO ile doğrusal olarak değişmektedir. Çift-fazlı çelikleri üstün kılan optimum dayanım - süneklilik değerleri için MHO değerleri %15-25 civarında istenir [4]. Böylece yüksek çekme dayanımıyla birlikte %uzama değerlerinde de artış sağlanmıştır.

Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımlarını arttırabilmek için östenitin miktarını ve sertleştirilebilirliğini arttırıcı alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo, V, Ni vb.) ile alaşımlandırılmış çelikler çift-fazlı çelik üretimi için seçilmelidir. Bununla birlikte bu alaşım elementlerinin ferritin saflığını bozmayacak miktarlarda bulunması tercih edilir [15]. Bu amaçla Si ve P içerikli çelikler tavsiye edilmektedir [42].

Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı - tane boyutu ilişkisi Van 80 çeliği için $\sigma = 7,42/ d^{-1/2}$ MPa değeri ile ifade edilmiştir [11]. Davies [9], kullandığı çelikler için bu değeri $\sigma = 8,27/ d^{-1/2}$ MPa olarak belirtmiştir. Optimum dayanım-süneklilik değerleri için ferrit anayapının tane ebatının $\approx 3 \mu m$ civarında olması gerektiği ifade edilmiştir [7].

Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı MHO ve martenzit karbon içeriğine bağlı olmakla birlikte ferrit karakterinden de etkilenir. Faz hacim oranlarının kontrol edilebilmesi arzu edilen çekme dayanımının elde edilebilmesini sağlamaktadır [4].



Şekil 2.8. Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerde, MHO'nun fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımlarının değişimi [4]

Davies [4], çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımlarını MHO'nın bir fonksiyonu olarak aşağıdaki eşitlikle ifade etmiştir.

$$\sigma_{\sigma} = 235 + 8.3 \% M \quad \text{MPa} \quad (2.8.)$$

2. 4. Süneklik

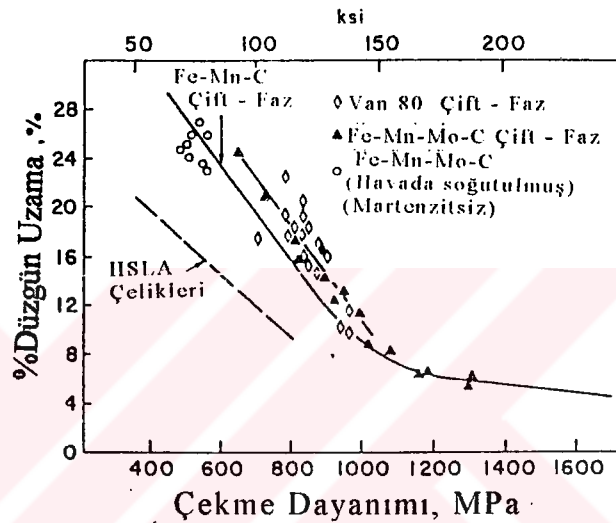
Çift-fazlı çelikler benzer dayanıma sahip YMDA çeliklerine oranla daha büyük uzama değerlerine sahiptirler [8,11]. Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak düzgün uzama değerlerindeki değişim Şekil 2.9.'da YMDA çelikleri ile birlikte verilmiştir.

Şekilde görüldüğü gibi çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerine oranla çok daha iyi düzgün uzama değerlerine sahiptirler (toplam uzama değerleri düzgün, uzama değerlerinden % 5-6 daha fazladır).

YMDA çeliklerin toplam uzama değerleri %18 iken çift-fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri %28'e kadar çıkabilmektedir [5]. Bu şekilde çift-fazlı çeliklerin

süneklik özelliği en seçkin özelliklerinden biridir. Bu durum çift-fazlı çeliklerin ticari olarak ilgi çekmesini sağlamıştır [3].

Çift-fazlı çeliklerin sünekliği büyük oranda ferrit fazı hacim oranını ve karakterine bağlıdır. İyi süneklik değerleri için ferritin saf ve hacim oranının % 80'den fazla olması gereklidir [15,43].



Şekil 2.9. Çeşitli çeliklerde çekme dayanımının fonksiyonu olarak %düzgün uzamanın değişimi [4]

Çift-fazlı çeliklerde düşük karbon içeriğinden dolayı martenzit fazı olabileceği en iyi deformasyon kabiliyetine sahiptir. Bu da toplam uzama dolayısıyla süneklik değerlerini artırır [8,44].

Bunun yanında, yeni ferrit ve kalıntı östenit fazları sünekliği olumlu bir şekilde etkiler [30,43].

2. 5. Kopma

Çekme testinin son aşamasını oluşturan kopma iki aşamadan meydana gelir. Bu aşamaların birincisi çatlak başlangıcı olan mikroboşluk oluşumu ve ikinci aşama olarak da çatlağın ilerlemesiyle kopmanın gerçekleşmesidir. Kopma

genellikle iki sınıfta incelenir; Bunlar gevrek ve sünek kopmalardır (Çizelge 2.1) [45].

Çift-fazlı çeliklerde yüksek bölgesel şekil değışimlerinin oluştuğu boyun bölgesinde öncelikli olarak görülen mikro boşluk oluşumu çatlak başlangıcını oluşturur [3].

Çift-fazlı çeliklerde boşluklar metalik olmayan enklzyonlar ya da martenzit parçacıkları üzerinde oluşur. Mikro boşlukların martenzit üzerinde çekirdeklenmeleri martenzit-ferrit arayüzeylerinin ayrışmasını ya da martenzitin gevrek kırılmasını başlatır.

Çizelge 2.1. Kopma davranışının tanımlanması [45]

Davranışın Tanımlanması	Kullanılan Terimler	Kırılma Türü
Kristalografik şekli	Makaslama kesme	Çatlak
Kopma görünüşü	Lifli	Taneli
Kopma uzaması	Sünek	Gevrek

Kopma yüzeyine doğru boşluk yoğunluğu artar. Bölgesel boyun gösteren numunelerde boşluk yoğunluğu fazladır [13,45].

Kim and Thomas [13], iri taneli çift-fazlı çeliklerde deformasyonun erken aşamasında kopmanın başladığını belirtmişler ve buna sebep olarak da ilk çatlak başlangıcının martenzit üzerinde oluşmasını ve ferrit anayapı içlerine doğru ilerlemesini göstermişlerdir.

Speich and Miller [41], düşük MHO ve yüksek karbon içerikli martenzite sahip çift-fazlı çeliklerin, yüksek MHO ve düşük karbon içerikli martenzite sahip çift-fazlı çeliklere oranla daha kolay çatladığını belirtmişlerdir. Buradan martenzitin karbon içeriğinin artmasıyla sünekliliğin azalabileceği sonucu çıkarılabilir.

Genel olarak karşılaştırıldığında çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerine oranla daha sünek bir kopma karakterine sahiptirler [4,8,13] .



3. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÇEKME ÖZELLİKLERİNE ETKİ EDEN

FAKTÖRLER

Kim and Thomas [13], çift-fazlı çeliklerin çekme özelliklerine etki eden faktörleri aşağıdaki şekilde ifade etmiştir.

- Ferrit ve martenzitin özellikleri
- Ferrit ve özellikle martenzit (ikinci faz) morfolojisi
- MHO ve martenzit karbon içeriği

Bunları ise şu değişkenler belirlemektedir:

- Alaşım elementleri
- Kritik tavlama sıcaklığı ve zamanı
- Soğutma hızı

Dayanıklı martenzit ve sünek olan ferritin karışımından oluşan çift-fazlı çelik çekme özelliklerine bakıldığında, dayanımı martenzitin, sünekliği ise daha çok ferrit fazı özelliklerinin belirlediği görülmektedir [4,11,44]. Bunun yanında ferritin dayanım üzerinde ve martenzitin de süneklik üzerinde etkisi vardır [8]. Çift -fazlı çeliklerin optimum özellikleri için ferrit ve martenzit fazlarının optimum özelliklerine ihtiyaç vardır.

3.1. Ferrit Fazı Özellikleri ve Çift-Fazlı Çeliklerin Çekme Özelliklerine Etkisi

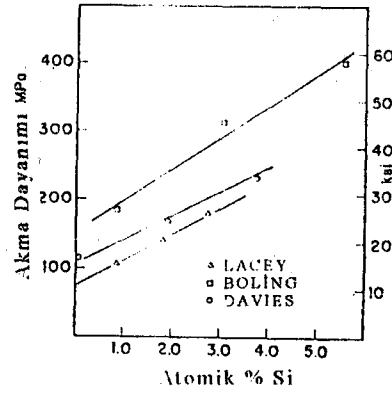
Ferrit fazı özellikleri çift-fazlı çeliklerin akma dayanımı, akma tarzı ve süneklik özellikleri üzerinde etkilidir. Ferrit fazı özellikleri ise ferritin saflığı ve tane boyutundan etkilenmektedir [15,27,29,44].

Optimum çift-fazlı çelik çekme özelliği için ferritin dayanımını artırmak gereklidir. Bunun yanında ferritin saflığının en az derecede etkilenmesine dikkat edilir [7]. Bütün alaşım elementleri özellikle karbon, sertliği dolayısıyla dayanımı artırırken sünekliği düşürür [16]. Bu yüzden süneklikten en az şekilde kaybetmek için çift-fazlı çeliklerin dizaynında katılacak alaşım elementlerinin dayanımı artırmalarının yanında ferrit içerisinde karbür oluşturmayacak ve saflığını bozmayacak şekilde seçilmesine dikkat edilir [27].

Ferritin saflığına en büyük etkiyi karbon yapmaktadır [4,9]. Ferritin katı eriyik atomlarından özellikle karbon atomlarından azami derecede arındırılması gereklidir. Bundan dolayı çift -fazlı çelik üretimi için, karbon oranı düşük çelikler seçilir.

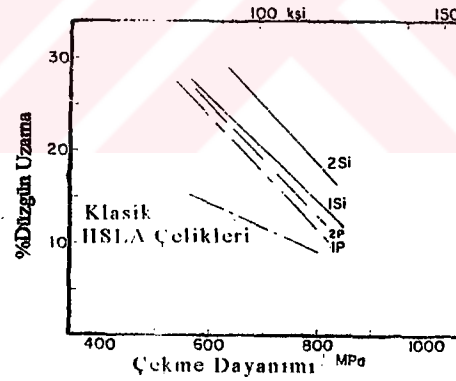
Davies [42], % 0,2 P ve % 2 Si alaşımlı çelikler üzerinde yaptığı çalışmada % 2 Si katılmasının çift fazlı çeliklere çok iyi düzeyde dayanım-süneklik özelliği kazandırdığını belirtmiştir. %0,2P ve % 2 Si alaşımına sahip çift-fazlı çelikler klasik YMDA çeliklerine oranla daha büyük düzgün ve toplam uzamaya sahiptir. Bunu Si ve P alaşımının ferrit fazının saflığını bozmadan ferriti katı eriyik olarak dayanımlandırması sağlamaktadır. Si ve P karbon atomlarının aktifliğini artırarak ferritten difüzyonunu kolaylaştırır. Si aynı zamanda M/α arayüzeyinde karbür oluşmasını önler. Mikroyapının incelmesine katkıda bulunarak ferritin dayanımını artırır [15,29].

Si alaşımının ferrit fazı akma dayanımı üzerine etkisi Şekil 3.1'de görülmektedir. fosfor'da benzer bir etkiye sahiptir. Si ve P içerikli çift-fazlı çeliklerin düzgün uzama değerleri, çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak klasik YMDA çelikleriyle karşılaştırmalı olarak Şekil 3.2.'de gösterilmiştir.



Şekil 3.1. % Si miktarının fonksiyonu olarak ferritin akma dayanımının değişimi [42]

Davies (9), çok az oranda V (%0.03) ve Mo alaşımı katılmasının ferrit fazından katı eriyik alaşımlarını uzaklaştırarak ferritin saflığını arttırdığını belirtmiştir.

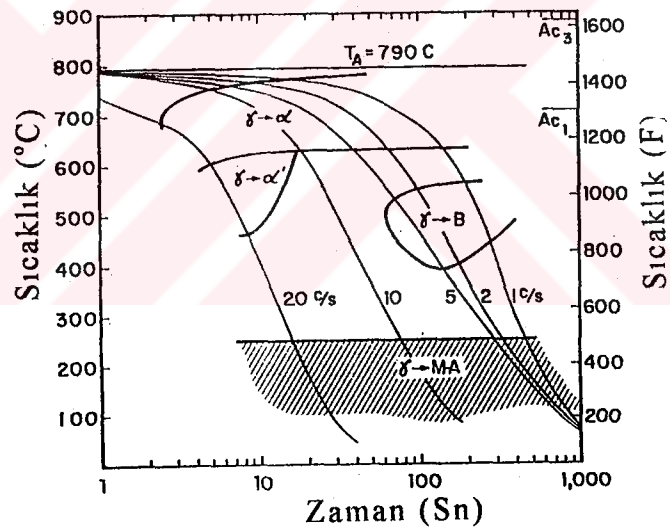


Şekil 3.2. Si ve P içerikli çift-fazlı çelikler ile YMDA çeliklerinin çekme dayanımı-%düzgün uzama değerlerinin karşılaştırılması [42]

Kritik tavlama sonrası soğutma sırasında östenitin martenzite dönüşümü sebebiyle $\approx$ %2-4 oranında hacim genişlemesi meydana gelir. Bu da martenzite sınır ferrit bölgelerinde yüksek yoğunlukta hareketli dislokasyonların oluşumuna neden olur [7,34]. Hareketli dislokasyon yoğunluğu ferrit fazı içlerine doğru

azalma gösterir. Yüksek pekleşme davranışına sebep olarak bu hareketli dislokasyonlar gösterilmektedir [38].

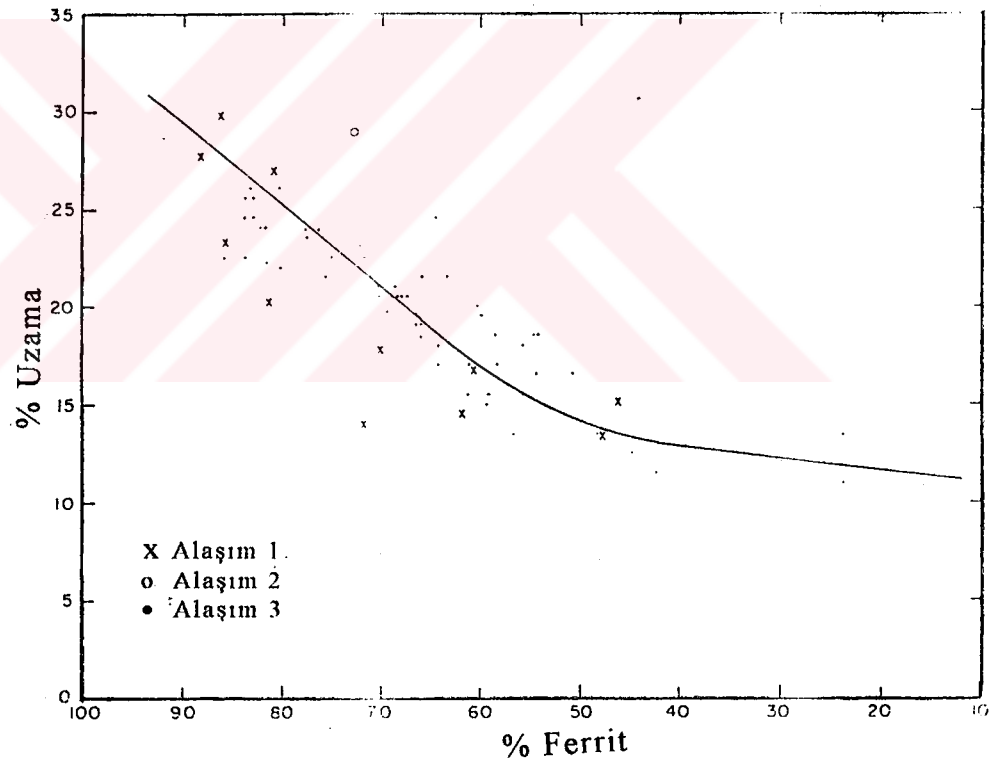
Soğuma hızına bağlı olarak ferrit karakteri değişmektedir. Bu değişimden çekme özellikleri etkilenir. Eldis [46], %0.12C, %1,28 Mn, %0,51 Si, %0.13Mo alaşımlı çelik kullanarak yaptığı çalışmada, iki ayrı kritik sıcaklıkta tavlama ardından farklı hızlarda soğutma uygulayarak ürettiği çift-fazlı çeliklerde ferrit karakterini incelemiştir. 740°C'lik tavlama sonrası suda suvermede iğnesel ferrit oluşurken, 790°C'lik tavlama sonrası havada soğutmada çokgen ferrit oluşmuştur. Çokgen yerine iğnesel ferrit oluşması dayanımı artırırken sünekliliği düşürmektedir. Şekil 3.3.' de gösterilen SSD diyagramında çokgen ve iğnesel ferrit oluşumları görülebilir.



Şekil 3.3. Kritik bölgeden soğutulan % 0.12 C, % 1.28 Mn, % 0.51 Si, % 0.13 Mo'li çeliğin SSD davranışı: T_A = östenitleme sıcaklığı
 γ = östenit α = çokgen ferrit α' = iğnesel ferrit
 B = beynit M-A = martenzit - östenit [46]

Thomas ve Koo [15], yaptıkları çalışmada çift-fazlı çelik üretim ısı işleminde sırasında ferrit içinde oluşan ince dağılmış çökeleklerin ferritin dayanımını

dolayısıyla da çift-fazlı çeliklerin dayanımını arttırdığını belirtmişlerdir. Üçlü alaşım elementi olan Al ve çökelek oluşturan Mo ve Nb alaşımlı çelikler kullanmışlardır. Normalde martenzit hacim oranı fazla olan çift-fazlı çeliğin dayanımının yüksek olması beklenir [11]. Fakat % 20 MHO bulunan ve ferrit içinde ince dağılmış çökelekler oluşturan çift fazlı çelik, % 40 MHO'na sahip çökeleksiz çift-fazlı çelikten daha yüksek dayanım göstermiştir. Bununla birlikte süneklik değerleri düşmüştür.



Şekil 3.4. Ferrit hacim oranının %uzama üzerine etkisi [43]

Ferrit içinde oluşan çökelekler ve karbürler ferritin dayanımını arttırmakla birlikte, çift-fazlı çeliklerin tokluğunu düşürmektedir. Çekme sırasında ferrit içi

çökelek ve karbürler çevresinde oluşan boşluklar erken kopmaya sebep olmaktadır [4,15].

Ferrit tane boyutu çift-fazlı çeliklerin dayanımı üzerinde etkilidir. Çift-fazlı çeliklerin optimum dayanım - sünelik değerleri için; ferrit tane ebatının ince olması ($\approx 3 \mu\text{m}$) ve ferritin çökelek ve karbürlerden arındırılmış olması gereklidir[7].

Çift-fazlı çeliklerin süneliği, ferrit fazı hacim oranının artması, diğer bir deyişle MHO'nın azalmasıyla artar. Çok iyi sünelik değerleri için ferrit fazı miktarının % 80'den büyük olması gereklidir. Marder [43], ferrit fazı miktarına bağlı olarak sünelik değerlerindeki değişimi Şekil 3.4.'de görüldüğü gibi bildirmiştir.

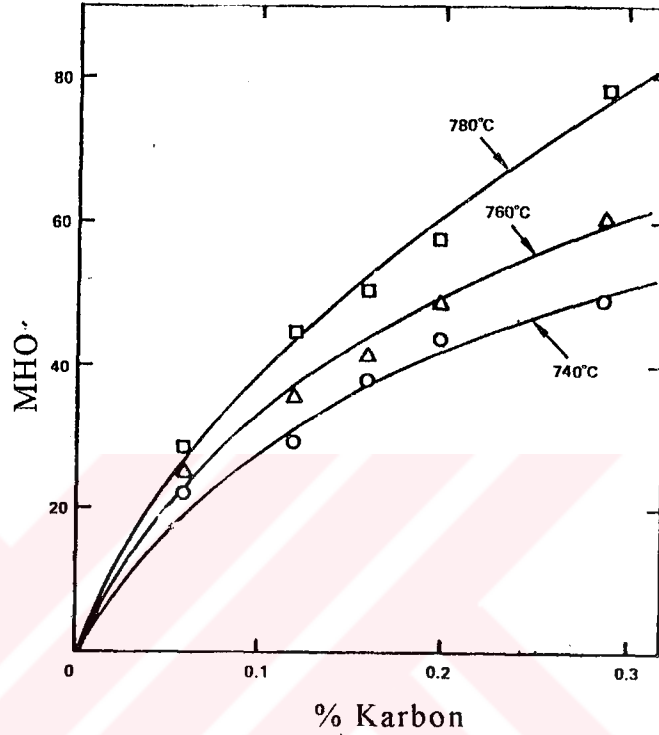
3. 2. Martenzit

Martenzit fazı özelliklerinin en önemlileri martenzit dayanımı, MHO ve martenzit morfolojisidir. Çift-fazlı çeliklerin dayanımı büyük oranda martenzit fazı özelliklerine bağlıdır [4,11,29,41]. Aynı zamanda martenzit özellikleri çift-fazlı çeliklerin sünelik değerlerini etkilemektedir. Martenzitin dayanımı ve MHO aşağıdaki faktörlere bağlıdır [4].

- Malzemenin karbon içeriği
- Tavlama sıcaklığı
- Östenitin sertleşebilirliği

Çift-fazlı çeliklerde arzu edilen martenzit türü çita'dır. Bunun sebebi çita martenzitin kırılma enerjisi yüksek olan ikiz martenzite göre daha tok olmasıdır. Östenit içinde eriyen karbon içeriği arttıkça östenitin sertleşebilirliğide artar. Martenzitik çeliklerin tokluğu karbon bileşiminin artmasıyla düşer. Çita martenzitten ikiz plaka martenzite dönüşümü karbon içeriğinin artmasına bağlıdır. Bu yüzden çift-fazlı çeliklerde martenzitin iyi özellikleri için karbon içeriği sınırlandırılmıştır. Genelde alaşım elementlerine bağlı olarak malzemenin karbon içeriğinin %0.3'ten az olması istenir [47].

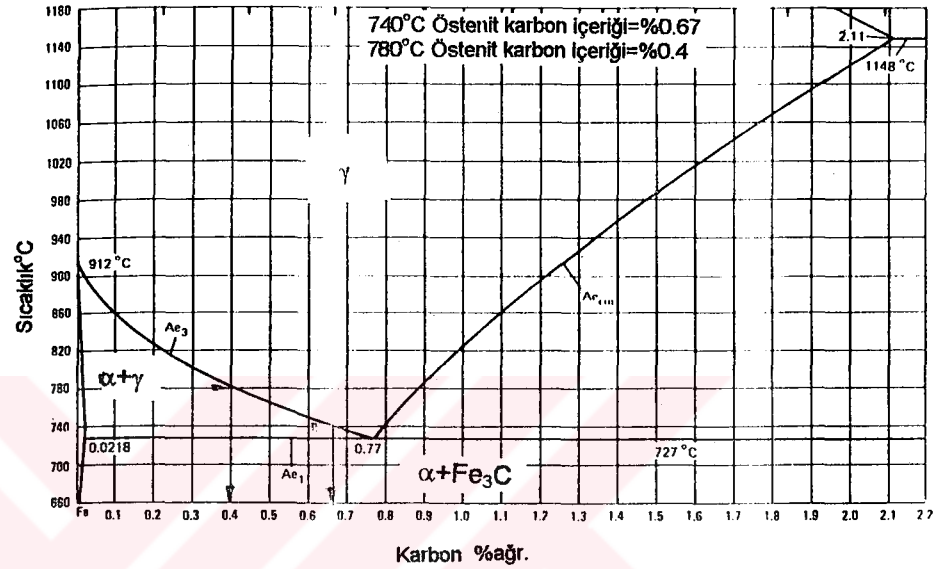
Şekil 3.5.'te görüldüğü gibi malzemenin karbon içeriğinin artmasıyla MHO da artmaktadır [41].



Şekil 3.5. %1,5 Mn'lı kritik tavllanmış çeliklerin MHO'nun kritik tavlama sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğine bağlı olarak değişimi [41]

Kritik tavlama sırasında, terazi kuralına göre tavlama sıcaklığının yükseltilmesiyle (A_3 çizgisine yaklaştıkça) birlikte östenit içinde erimiş olan karbon içeriği azalır. Bunun tersi olarak tavlama sıcaklığının düşürülmesiyle (A_1 çizgisine yaklaştıkça) östenit içinde erimiş olan karbon içeriği artar. Bu şekilde soğutma sonrası elde edilen martenzit dayanımı, yüksek karbon içeriğine bağlı olarak, düşük sıcaklıklarda tavlama sonrası soğutma ile elde edilen martenzit için daha yüksektir. Şekil 3. 6'da terazi kuralı gereğince tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit karbon içeriğinin değişimi görülmektedir.

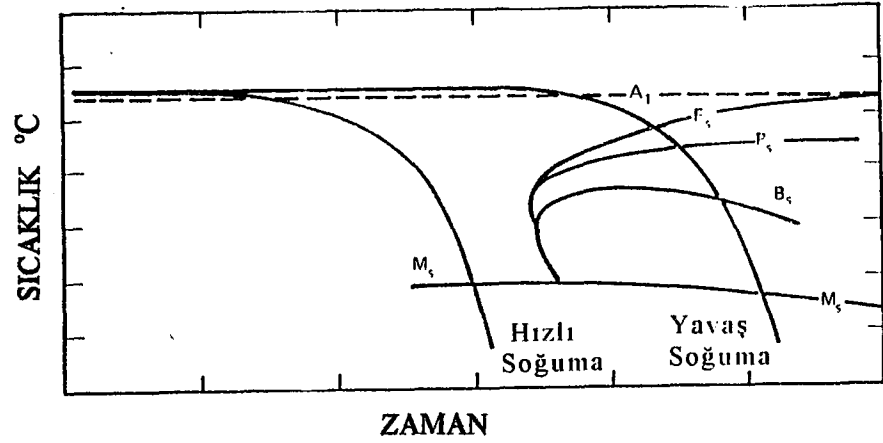
Çok sert martenzit ve yumuşak ferrit fazlarından oluşan çift-fazlı çeliğin yüksek pekleşme göstermesine bakıldığında çekme dayanımının martenzit fazına bağımlılığı anlaşılabilir [9].



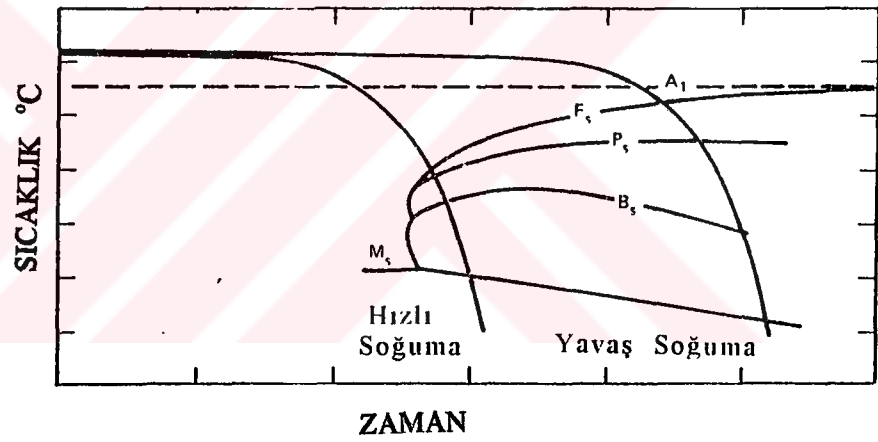
Şekil 3.6. Kısmi Fe-C denge diyagramı

Kritik tavlama sıcaklığı ve soğuma hızının MHO dolayısıyla dayanım üzerindeki etkisini açıklarken dikkat edilmesi gereken husus, östenitin karbonca zengin dönüşümünün gerçekleştiği kritik tavlama sıcaklığıdır [34].

Moult and Skena [34], Mn'lı çelikler üzerinde yaptıkları çalışmada, Mn bileşimi için hızlı soğutma yada östenitin yüksek karbona sahip olduğu (%0.4-0.6) sıcaklıklarda soğutma sırasında Şekil 3. 7. (a-b)'deki SSD diyagramlarında görüldüğü gibi yüksek özellikteki martenzitin elde edilebilmesi için perlit burunlarını kesmekten kaçınmak gerektiğini belirtmişlerdir [41].



A) Düşük kritik tavlama sıcaklığı (Östenit yüksek karbon içeriğine sahip)



B) Yüksek kritik tavlama sıcaklığı (Östenit orta karbon içeriğine sahip)

Şekil 3.7. Farklı kritik sıcaklıklarda tavlamalarda oluşmuş östenit için şematik SSD diyagramı [34]

G.R. Speich and R.L Miller [41], MHO ve martenzit karbon içeriğinin çift-fazlı çeliklerin dayanımı üzerindeki etkilerini formüle edebilmek için % 1.5 Mn'lı çelikler üzerinde bir çalışma yapmışlardır. Farklı kritik tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak MHO ve martenzit karbon içeriğindeki değişimleri sağlayabilmek için 740, 760 ve 780 °C'lerde kritik tavlamalar uygulamışlardır.

MHO'na bağılı olarak dayanım değerlerinde görülen artışın çekme dayanımı için yüksek bununla birlikte akma dayanımı için çok fazla olmadığını tespit etmişlerdir. Martenzitin karbon içeriği Eş. 3.1'deki temel ifade ile hesaplanabilir. [41] .

$$C_m = C_o + \frac{Q_\alpha}{Q_m} \left(\frac{100}{P_m} - 1 \right) (C_o - C_\alpha) \quad (3.1.)$$

Q_α = Ferrit fazı yoğunluğu

Q_m = Martenzit fazı yoğunluğu

C_o = Malzemenin karbon içeriği

C_α = Ferrit fazı karbon içeriği

P_m = MHO

C_m = Martenzit karbon içeriği

MHO ve martenzit karbon içeriğinin çekme dayanımını üzerindeki etkisi Eş. 3.2'de ifade edilmiştir. Burada çekme dayanımına etki eden ferrit tane boyutu ve Mn bileşimi gibi faktörler sabit tutulmuştur.

$$S_T (MPa) = S_{T\alpha}^o \left[(620 - S_{T\alpha}^o) + (2585 \cdot C_m) \right] \frac{P_m}{100} \quad (3.2.)$$

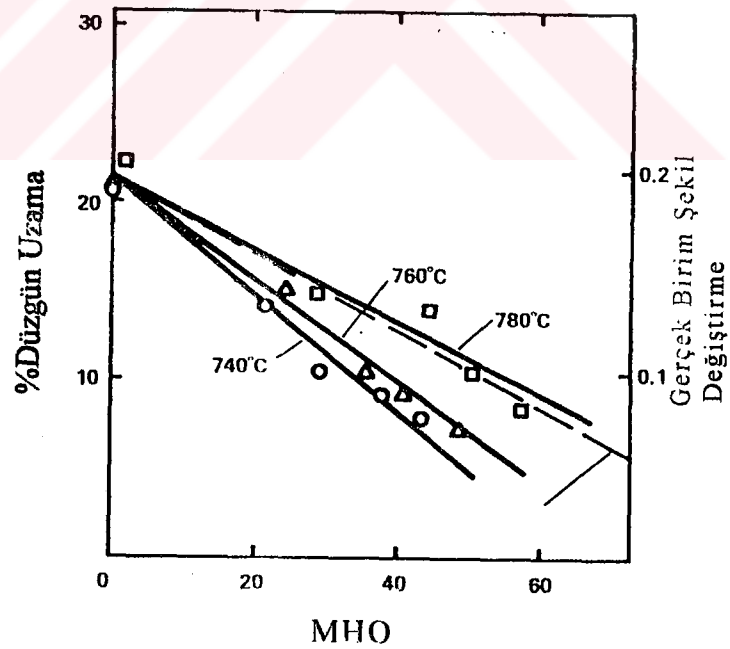
S_T = Çift-fazlı çelik çekme dayanımı

$S_{T\alpha}^o$ = Ferrit fazı çekme dayanımı

Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımının büyük oranda martenzit hacim oranı tarafından belirlendiği üzerinde araştırmacılar mutabıktırlar [4,8,11,41]. MHO'nın artmasıyla birlikte çekme dayanımında artmaktadır [29]. Bu durum Şekil 2.8'de gösterilmişti.

Martenzitin çekme dayanımı üzerine etkisi üzerinde durulması gereken bir başka konu ise martenzitin karbon içeriğidir. Bu konuda Davies [4], Speich et.al.'ın [41] aksine, martenzit karbon içeriğinin çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımını etkilemediğini belirtmiştir.

Davies [4], %50 MHO değerine kadar akma dayanımının tane boyutundan etkilenmediğini, ancak; bu değer üzerinde tane boyutunun MHO'na bağlı olarak akma dayanımını etkilediğini bildirmiştir.

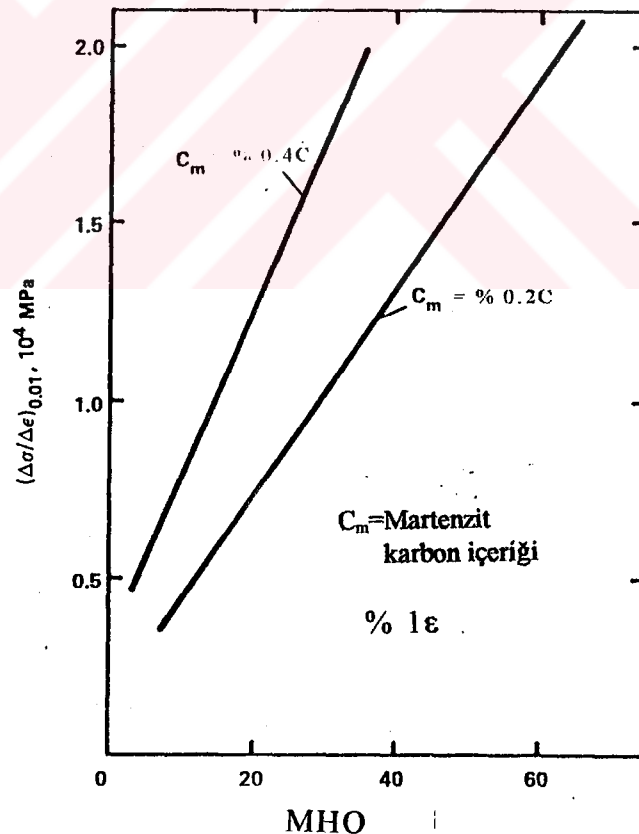


Şekil 3.8. Çift-fazlı çeliklerde MHO'na bağlı olarak %düzgün uzama değerlerinin değişimi [41]

Davies [9], martenzitin çok azda olsa deforme edilebildiğini belirtmiştir. Böylelikle martenzit fazı çift-fazlı çeliklerin süneklik özelliklerini çok azda olsa geliştirmiştir. İyi süneklik değerleri için MHO % 20'den az olması istenir. MHO'nun artmasıyla artan çekme dayanımına karşın düzgün uzama, toplam uzama ve % kesit daralması değerleri düşer [5,39]. MHO bağlı olarak uzama değerlerindeki değişimler Şekil 3.8.'de grafik olarak gösterilmiştir.

Çift-fazlı çeliklerin pekleşme hızı martenzitin karbon içeriği ve MHO'nun artmasıyla doğrusal olarak artmaktadır [31,37,41]. Bu durum şekil 3.9.'da görülebilir.

MHO %1-8'lik plastik şekil değiştirme oranlarında pekleşme aşamalarını etkilemektedir. Pekleşmenin 1. aşaması MHO ile doğrusal olarak değişirken I. aşamadan II. ve III. aşamaya geçişler doğrusal olmayan bir tarzda değişmektedir [34].



Şekil 3.9. % 0.2, % 0.4 C içerikli martenzite sahip çift-fazlı çeliklerin % 1 % 1 uzamadaki pekleşme hızları [41]

3. 2. 1. İkinci faz (martenzit) morfolojisi

Çift-fazlı çeliklerde mikroyapı morfolojisi uygulanan ısıtma işlem yöntemlerine bağlı olarak oluşmaktadır. Elde edilen morfolojiye özellikle de ikinci faz (martenzit) morfolojisine bağlı olarak çift-fazlı çelik mekanik özellikleri değişmektedir. Arzu edilen mekanik özelliklere göre, uygun ısıtma işlem yöntemi belirlenerek arzu edilen morfolojiye sahip çift-fazlı çelik elde etmek mümkündür [13,15,36].

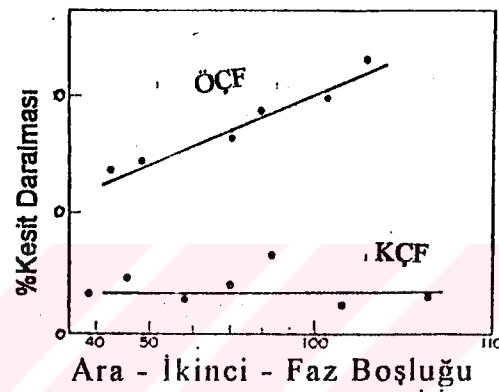
Çift-fazlı çeliklerin arzu edilen optimum mekanik özellikleri için ikinci fazın küçük taneli ve birbirlerinden bağlantısız bir morfolojiye sahip olması gereklidir [13,15,36]. İri taneli ve birbirleriyle bağlantılı şekilde oluşmuş martenzit morfolojisine sahip çift-fazlı çelikler düşük seviyede bir süneklik değeri göstermişlerdir [13,36].

Thomas and Koo [15], martenzit morfolojisi üzerine yaptıkları çalışmada, farklı ısıtma işlem basamakları kullanarak değişik morfolojiye sahip çift-fazlı çelikler üretmişlerdir. Aşamalı suda suverme $[(\alpha+P) \rightarrow \gamma \rightarrow (\alpha+\gamma) \rightarrow (\alpha+m)]$ yöntemiyle elde ettikleri martenzitin, ara ısıtma işlem suda suverme yöntemiyle $[(\alpha+P) \rightarrow \gamma \rightarrow m \rightarrow (\alpha + \gamma) \rightarrow (\alpha+m)]$ elde ettikleri martenzite oranla daha iri taneli ve bağlantılı şekilde oluştuğunu ve yapılan çekme testi sonucu daha düşük süneklik değerleri gösterdiğini belirtmişlerdir.

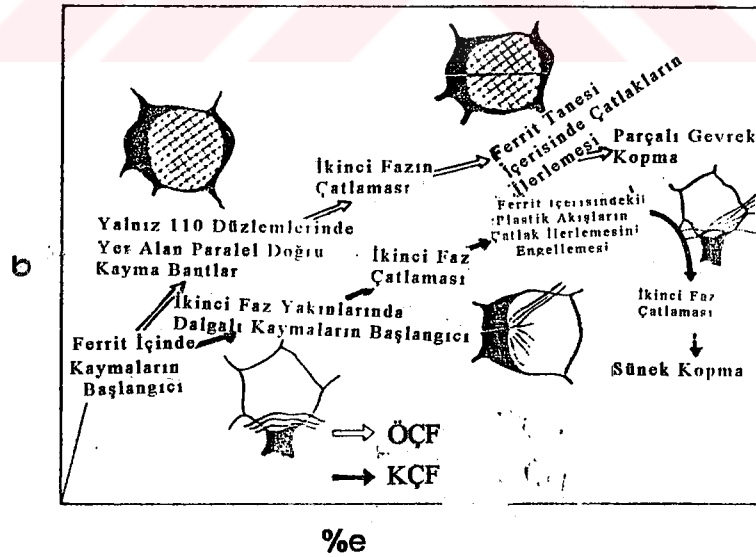
Çift-fazlı çeliklerde arzu edilen MHO %15-20 civarındadır. Dolayısıyla anayapı yapısı ferrittir. Martenzit morfolojisine bağlı olarak ferrit anayapısının dolayısıyla çift-fazlı çeliklerin deformasyon davranışları değişmektedir [13,15].

Kunio et. al. [6], martenzit parçacıkları arasındaki mesafenin süneklik değerleri üzerinde etkisini ÖÇF ve KÇF numuneleri üzerinde değerlendirmişlerdir. Sonuçta ÖÇF numunelerinin süneklik değerlerinin değiştiğini fakat KÇF numunelerinde kayda değer bir değişiklik olmadığını Şekil 3.10.'da görüldüğü gibi göstermişlerdir .

Uyguladıkları testlerde çatlak başlangıcının martenzit-ferrit arayüzeyinde oluştuğunu ve ferrit taneleri içlerine doğru ilerlediğini belirtmişlerdir. KÇF ve ÖÇF numunelerinin farklı morfolojik yapılarına bağlı olarak farklı çatlak ilerlemesi tespit edilmiştir [13]. KÇF numunelerindeki bu tespit Şekil 3.11.'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.10. ikinci faz (martenzit) parçacıkları arasındaki mesafeye bağlı olarak süneklik değerlerinin değişimi [6]



Şekil 3.11. ÖÇF ve KÇF numunelerinin mikroskobik kopma işleminin sistematik gösterimi [6].

Martenzit-ferrit tane sınırlarında bağlantısız şekilde oluşurken, ÖÇF numunelerinde martenzit bağlantılı bir şekilde oluşmuştur. Martenzit fazı morfolojisine bağlı olarak ferrit fazı deformasyon davranışı değişmektedir. Ferrit fazı kayma karakteri incelendiğinde ÖÇF numunelerinde yalnız {110} ve {111} düzlem ailelerinde kayma yoğunlaşırken, KÇF numunelerinde çok yönlü kayma olduğu görülmüştür. Çok yönlü kayma deformasyonunun diğer tanelere iletilmesini sağlar. Bu şekilde kopma geciktirilmiş olur. Deformasyonun devamında yüksek süneklik değerleri elde edilmiştir.

Tomita [36], Fe-0.1C çelik numuneleri üzerine üç farklı ısıtma işlemi uygulayarak çift-fazlı çelik elde etmiştir. Elde ettiği farklı morfolojilere bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimini test etmiştir.

Birinci tip ısıtma işlemi : 750 ve 800 °C'lerde kritik tavlama uygulayarak ve su +buz +tuz (NaCl) ortamında numuneleri hızla soğutmuştur (KÇF). Bu işlem sonucu martenzit açık olarak ferrit taneleri çevresinde oluşmuştur. Çekme testi sonucunda dayanımın arttığını buna karşın akma dayanımının çekme dayanımına oranının ($\sigma_a / \sigma_{\text{ç}}$) arttığını ve sünekliğin azaldığını belirtmiştir.

İkinci tip ısıtma işlemi: 950 °C'lik östenitleme sonrasında buz+tuz ortamında hızlı soğutma devamında 780 °C'lik kritik tavlama ve aynı ortamda hızlı soğutma uygulamıştır. Bu işlem sonucunda inceltirilmiş ferrit anayapı içerisinde martenzitin ince küresel bir dağılım gösterdiğini belirtmiştir. Bu işlem sonucu dayanım-süneklik ilişkisinde önemli ilerleme kaydetmiştir. Fakat ($\sigma_a / \sigma_{\text{ç}}$) oranı artmıştır.

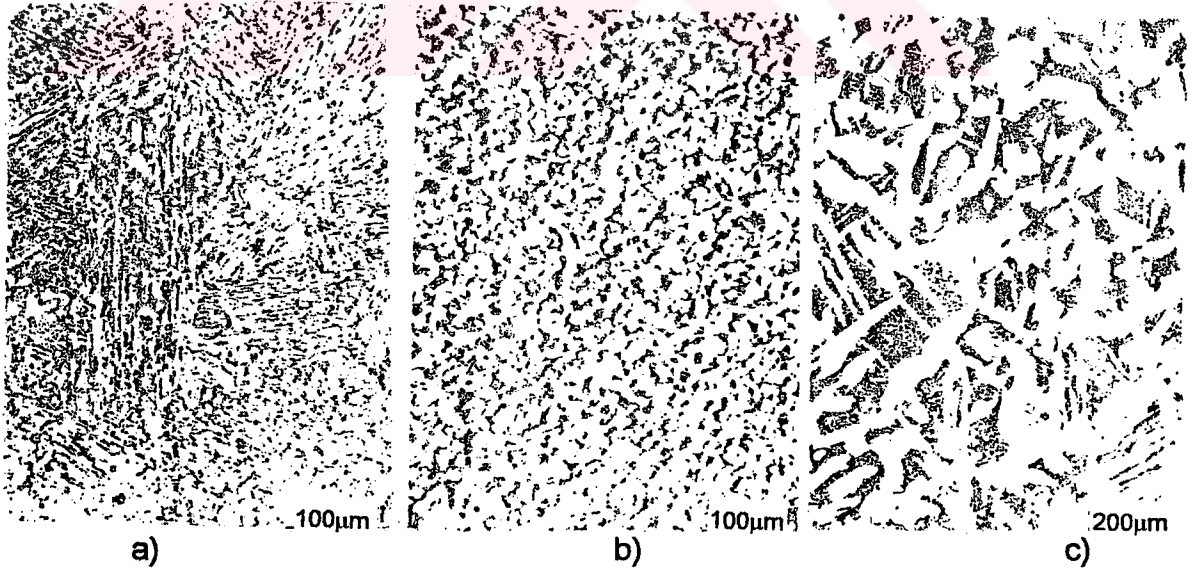
Üçüncü tip ısıtma işlemi: 950°C'de östenitleme sonrası 750°C'ye hızlı soğutma, bu sıcaklıkta bir süre bekletme sonrasında da hızlı soğutarak sertleştirme uygulamıştır (ÖÇF). Bu işlem sonucu rastgele dağılmış çita martenzite sahip bir çift-fazlı yapı elde etmiştir. Çekme testi sonucu iyi dayanım-süneklik ilişkisi ve düşük ($\sigma_a / \sigma_{\text{ç}}$) elde etmiştir.

Aynı araştırmacı tarafından KÇF ve ÖÇF numunelerinin kopma davranışı da incelenmiştir. Bu numuneler benzer MHO'na fakat farklı morfolojilere sahiptirler. KÇF numunelerinde mikro çatlaklar martenzit-ferrit arayüzeyinde başlamış ve

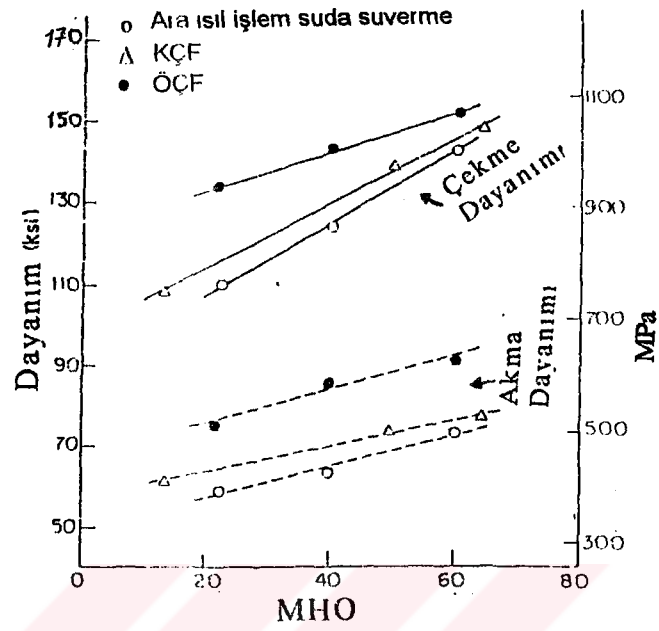
ferrit taneleri içlerine doğru ilerlemiştir. ÖÇF numunelerinde ise çatlaklar martenzit üzerinde oluşmuştur.

Martenzit morfolojisinin çekme dayanımı üzerine başka bir çalışma Kim ve Thomas [13] tarafından yapılmıştır. Çalışmalarında yüksek saflığa sahip Fe - 2Si-0.1C çelik kullanmışlardır. Bu çelikleri 1100°C' de 29 saat süreyle homojenleme tavına tabi tuttuktan sonra sıcak hadde ile kalınlıklarını 1.5 mm'ye indirerek numune almışlardır. İlk olarak ÖÇF yöntemiyle elde ettikleri çift-fazlı çeliğin iri taneli olduğunu, çekme testinde yüksek dayanım göstermesine karşın süneklik değerinin düşük olduğunu belirtmişlerdir. İki aşamalı olarak yaptıkları ara ısıtma işlemi su verme sonucu elde ettikleri çift-fazlı çeliğin ise ince küresel bir yapıya sahip olduğunu belirtmişlerdir. Çekme testi sonucunda bu iki çeliğin dayanım değerlerinde belirgin bir düşme olmamasına rağmen çok iyi uzama değerleri elde etmişlerdir. Bu elde ettikleri üç farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çelik mikroyapıları Şekil 3.12.'de görülmektedir.

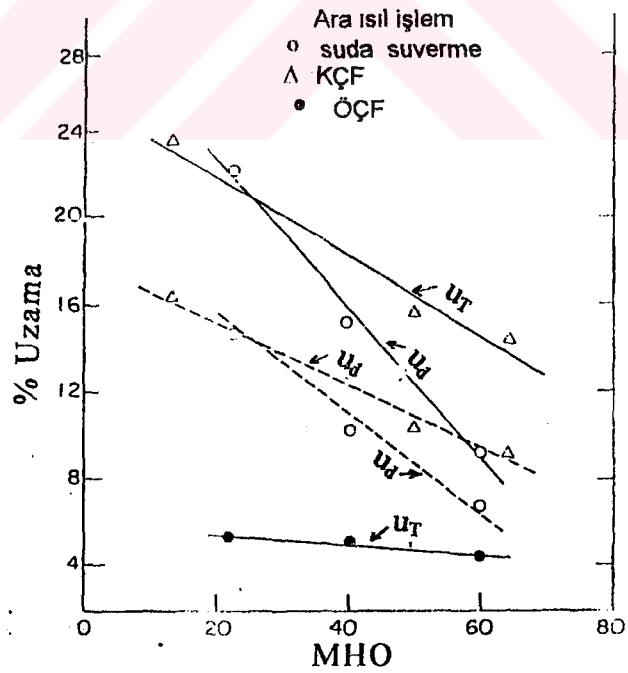
Değişik MHO'larında çift-fazlı çeliklerin dayanım değerleri Şekil 3.13.'de ve uzama değerleri Şekil 3.14'te görüldüğü gibi morfolojik farklılığa bağlı olarak farklı değerler göstermektedir.



Şekil 3.12. %5 nitelle dağlama sonrasında çekilen çift-fazlı çeliklerin optik mikroyapı fotoğrafları a) Ara ısıtma işlem su verme b) KÇF c) ÖÇF [13]



Şekil 3.13. MHO'nun fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımları [13]



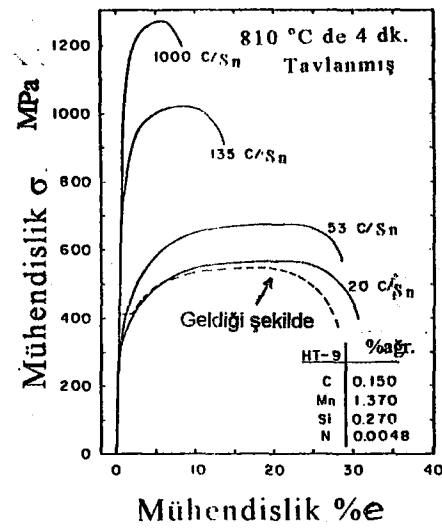
Şekil 3.14 MHO'nun fonksiyonu olarak düzgün ve toplam uzama değerleri [13]

3. 3 Soğutma Hızı

Bir ısıtım işlem parametresi olan soğutma hızının çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri üzerine önemli etkisi vardır [8,27,29]. Kritik sıcaklıklarda tavlama sonrası östenitin tamamen martenzite dönüşümünü sağlayabilmek için kritik bir soğuma hızına ihtiyaç vardır. Kritik soğuma hızının Mn_{E_s} değeri ile değişimi Eş. 1.4.'de gösterilmiştir.

Soğutma hızının çekme özellikleri üzerindeki etkisi dolaylı bir etki olarak tanımlanmaktadır. Şöyle ki; soğutma hızı bu etkiyi martenzit ve ferrit hacim oranları ve karakterleri üzerindeki etkisi ile gerçekleştirir [34]. Kritik soğuma hızından daha hızlı soğutma hızlarında, karbonun östenitten difüzyonu için zaman kalmayacağı için, martenzit ile östenitin karbon içeriklerinin eşit olması beklenir. Bu şekilde karbon oranı yüksek , çift-fazlı çelikler için gerekli sert ve yüksek dayanımlı martenzit elde edilir [9,34]. Soğutma hızının azalması ile birlikte östenitten martenzit harici fazların (ferrit, perlit v.b.) dönüşümü gerçekleşeceği için dayanımda azalma olur. Şekil 3.15.'te görüldüğü gibi soğutma hızının artmasıyla birlikte dayanım artarken, uzama değerleri azalmaktadır [29]. Soğutma hızının mikroyapı üzerine ve sonuçta çekme özelliklerine etkisi Şekil 1.8.'de görülmektedir [28]

Soğutma hızının artması pekleşme hızını artırır. Bu durum Şekil 2.5.'de görülebilir[28].



Şekil 3.15. Çift-fazlı çeliklerin deformasyonu üzerine soğutma hızının etkisi [20]

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

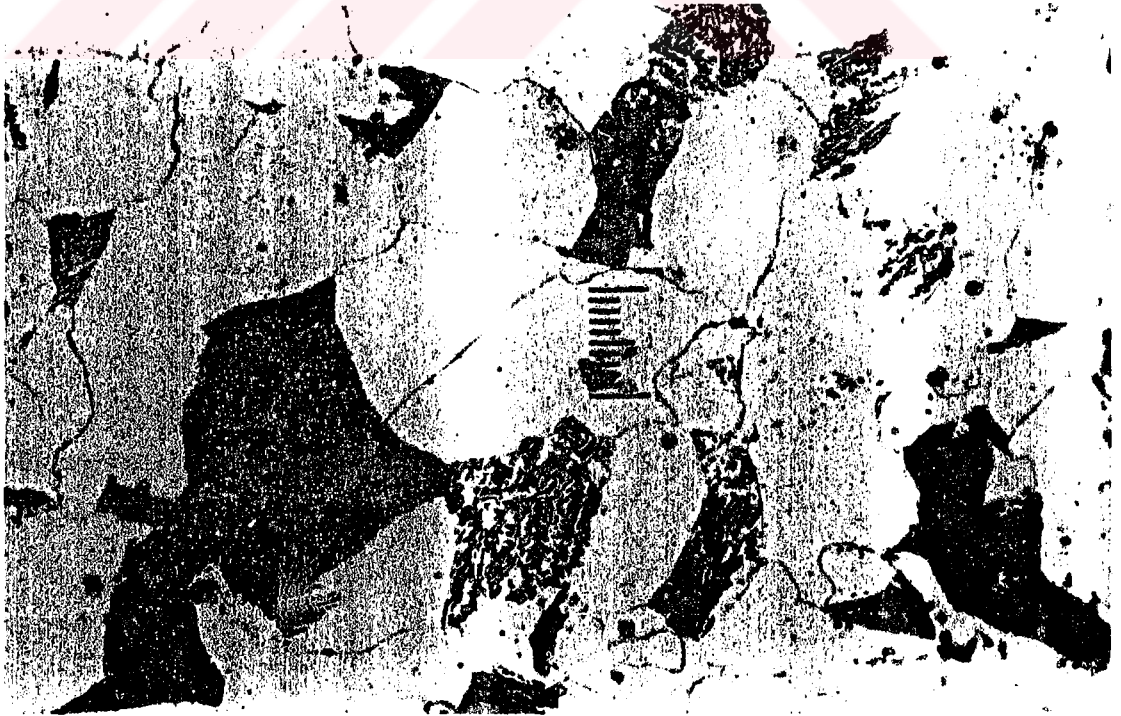
4.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda Çizelge 4.1.'de kimyasal bileşimi ve Şekil 4.1.'de mikroyapı fotoğrafı verilmiş olan Ç. 8620 standart çeliği kullanılmıştır. Bu çelik endüstride sementasyon çeliği olarak kullanılmaktadır.

Çizelge 4.1. Ç. 8620 çeliğinin kimyasal bileşimi (% ağırlık)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu
.217	.203	.971	.0139	.0367	.494	.186	.437	.0125	.0158	.258

Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	As	Zr	Sb	Fe
.00273	.003	.07	.0063	.003	.015.	.0102	.0067	.0022	97.1



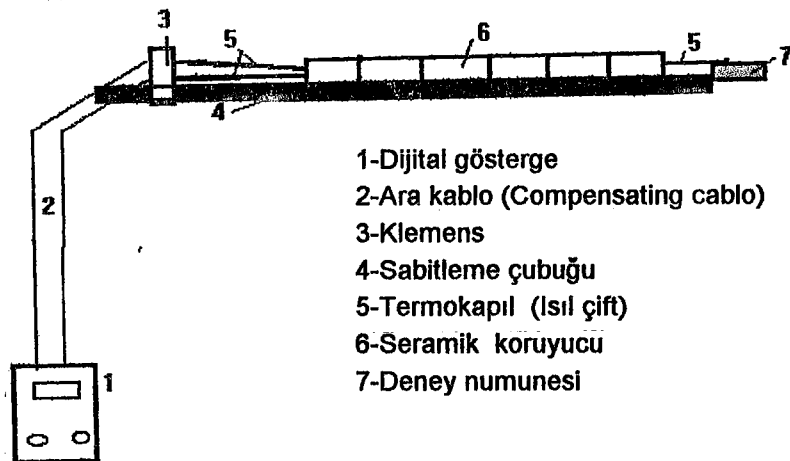
Şekil 4.1. Ç. 8620 çeliği optik mikroyapısı (x1500, %2 Nital dağlama)

4. 2. Isıl İşlemlerde Kullanılan Cihazlar ve Deney Sistemi

Isıl işlemlerde kullanılan tav fırını, HEREAUS marka olup elektrik direnci ile çalışan, $\pm 5^{\circ}\text{C}$ duyarlılıkta ve $0-1350^{\circ}\text{C}$ 'ler arasında tavlamanın yapıldığı bir fırındır. Tavlama işlemleri hava ortamında yapılmıştır.

Isıl işlem deneylerinde 0.5 mm çapında Cr - CrAl termokapıl (termo couple, ısı çift) telleri kullanılmıştır. Numuneler Şekil 4.2.'de görüldüğü gibi öncelikle sabitleme çubuğuna nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiştir. İkinci işlem olarak termokapıl telleri numune yüzeyinin merkezine yine nokta kaynağı ile kaynaklanmıştır. Tavlama sırasında termokapıl tellerinin birbirlerinin temasını önlemek ve korozyonunu minimuma indirmek için seramik koruyucular (inslatör) termokapıl tellerine geçirilmiştir. Son işlem olarak dijital ısı göstergesine bağlı ara kablo, (Compesating Cable) klemens ile termokapıl tellerine bağlanarak sistem tamamlanmıştır.

Fırın içerisinde farklı bölgelerden doğabilecek sıcaklık farklılaşmasını önlemek için bütün deneyler süresince fırın içerisinde aynı bölge kullanılmıştır. Tavlama süresince, numune sıcaklığı sıcaklık göstergesi üzerinden sürekli kontrol edilmiş ve tavlama sıcaklığındaki değişme; numune sıcak bölgeden soğuk bölgeye veya tam tersi bir yönde hareket ettirilerek , $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar indirilmiştir.



Şekil 4. 2. Termokapıl Sistemi

4. 3. Isıl İşlem

Deney numuneleri Ø89x150 mm boyutundaki çelik bloktan kesilerek 2x10x10 mm boyutuna getirilmiştir. Kesit kalınlığının 2 mm'ye düşürülmesiyle ısıtma işlemi sırasında yüzeyle merkez arasında oluşabilecek sıcaklık farklılaşmasının minimize edilmesi amaçlanmıştır.

Tavlama işleminin yapılacağı kritik bölge 'sınır sıcaklıklarının ($A_1 - A_3$) tespit edilmesinde Eş. 4.1. ve 4.2.'de verilmiş olan Andrews [48] formülü kullanılarak Ç.8620 çeliği için aşağıda verilen A_1 ve A_3 sıcaklık değerleri bulunmuştur.

$$A_1 = 722^\circ \text{C}$$

$$A_3 = 820^\circ \text{C dir.}$$

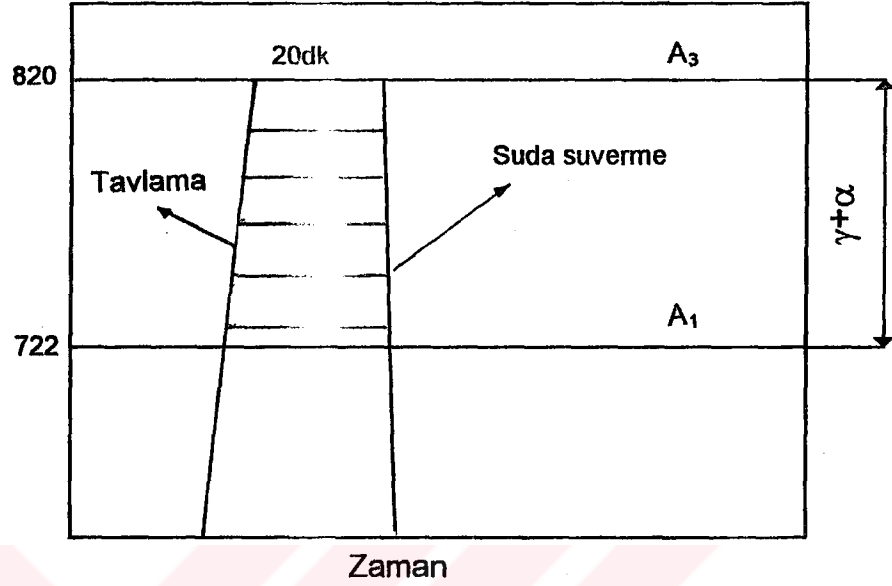
$$A_{c3} = (910) - (203\sqrt{C}) - (15.2\text{Ni}) + (44.7\text{Si}) + (104\text{V}) + (31.5\text{Mo}) + (13.1 \text{ W}) \quad (4.1.)$$

$$A_{c1} = (723) - (10.7\text{Mn}) - (16.9\text{Ni}) + (29.1 \text{ Si}) + (16.9 \text{ Cr}) + (290 \text{ As}) + (6.38\text{W}) \quad (4.2.)$$

Andrews formülüne göre teorik hesaplama ile elde edilen A_1 - A_3 sıcaklıklarının deneysel işlemlerle elde edilen MHO'ları ile uygunluk gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 4.4.). Terazi kuralı gereğince ($\alpha+\gamma$) bölgesinde sıcaklık arttıkça γ (M) hacim oranı da artmaktadır.

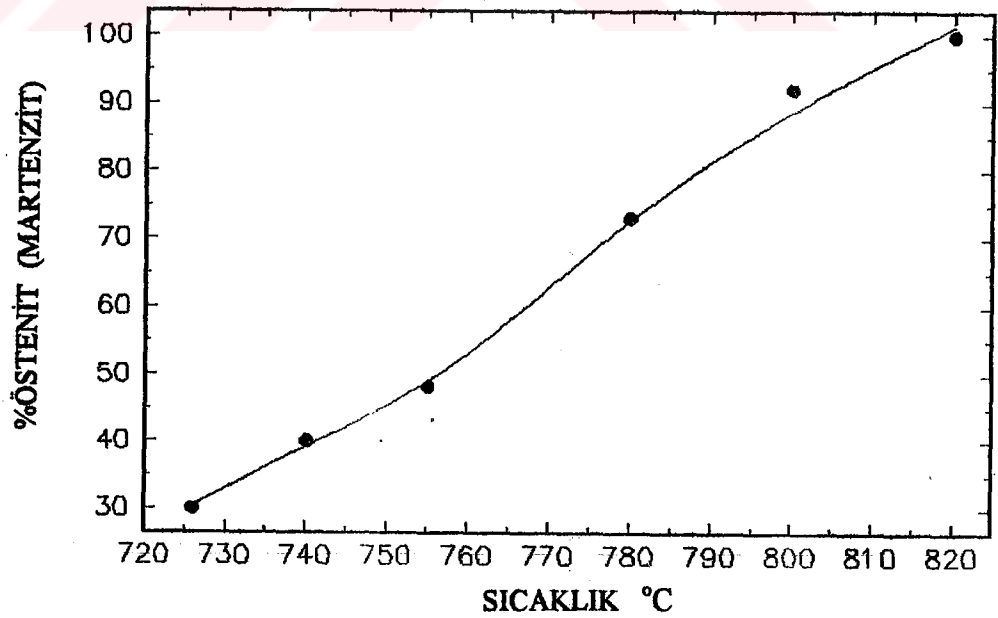
Bütün ısıtma işlemlerde tavlama süresi, belirlenen tavlama sıcaklığına ulaşıldıktan sonra 20 dk. olarak sabit tutulmuştur.

$\gamma+\alpha$ bölgesinde tavlama sıcaklığına bağlı olarak % γ (M) miktarının değişimini tespit için 726, 740, 755, 780, 800 ve 820 °C'lerde kritik tavlama (Intercritical annealing) yapılan numunelere suda suverilmiştir. Bu ısıtma işlemleri burada I.kısım ısıtma işlemleri olarak tanımlanmıştır. Bu deneyler sonucunda ölçülen MHO'ları ile tekrarlanan deneylerdeki MHO ölçümlerinin benzer olduğu gözlemlenmiştir. Şekil 4.3.'de, uygulanan I. kısım ısıtma işlemleri şematik olarak gösterilmiş ve BS (B = Başlangıç mikroyapısı S = Suda suverme) harfleri ile kodlanmıştır.



Şekil 4.3. I. Kısım ısıtma işlemleri (ısıtma işlem kodu = BS)

I. Kısım ısıtma işlemleri sonucunda elde edilen çift-fazlı çelik numuneleri üzerinde yapılan faz miktarlarının hesaplanması sonucunda % γ (M) miktarının sıcaklığa bağlı olarak değişimi Şekil 4.4.'te gösterilmiştir.

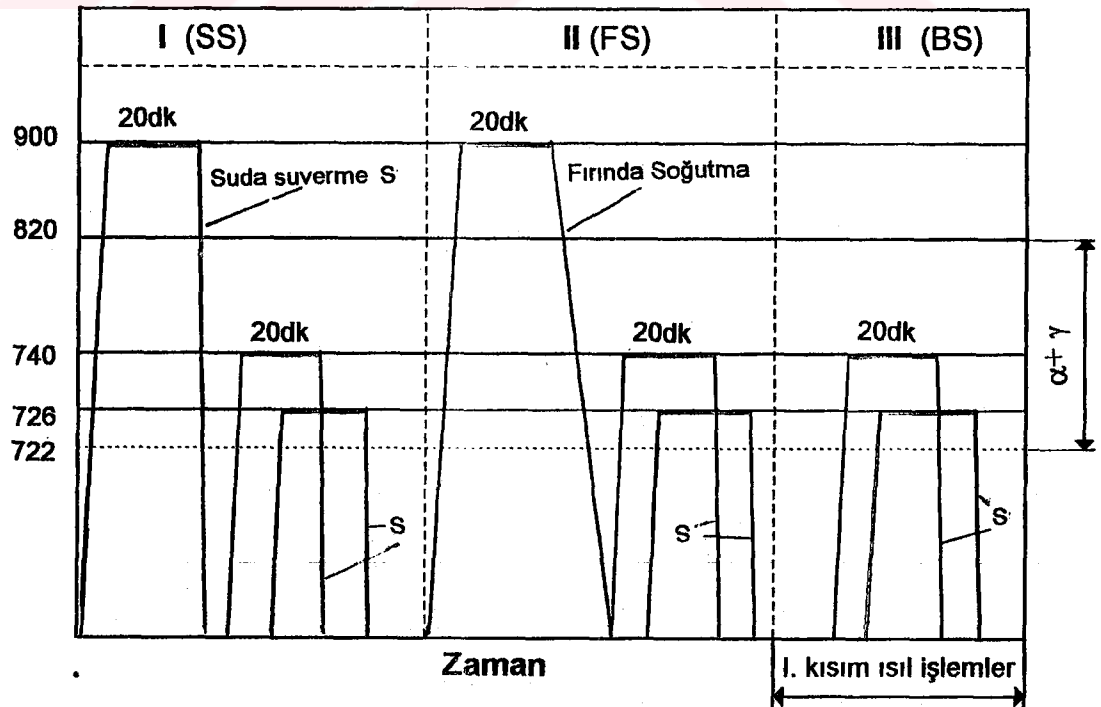


Şekil 4.4. % γ (M) hacim oranının kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi

Başlangıç mikroyapısı, çift-fazlı çelik üretimi sonrası elde edilecek mikroyapı morfolojisini kontrol etmektedir [8,30].

Farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çelik üretebilmek için Şekil 4.5.'de gösterilen ısıtma işlem yöntemleri kullanılmıştır. Şekilde görülebileceği gibi 900°C'den soğutma işlemi farklı soğutma ortamlarında yapılarak çift-fazlı çelik üretim ısıtma işlemi öncesi mikroyapıları martenzit ve ferrit+perlit'ten oluşan farklı mikroyapılar elde edilmiştir (Şekil 4.6.).

Şekil 4.4.'te sunulan deney sonuçları dikkate alınarak, %30 MHO elde etmek için 726°C'de ve %40 MHO elde etmek için 740°C'de tavlama sıcaklığının gerekli olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.5. I.'de gösterilen ısıtma işlem SS olarak kodlanmıştır. Birinci S harfi 900°C'den suda suvermeyi, 2. S harfi kritik sıcaklıklardan suda suvermeyi temsil etmektedir. Şekil 4.5. II.'de gösterilen ısıtma işlem FS olarak kodlanmıştır. F harfi fırında soğutmayı, S harfi ise suda suverme işlemini temsil etmektedir. Şekil 4.5. III.'de gösterilen ısıtma işlem ise BS olarak kodlanmıştır (I.kısım ısıtma işlemleri). B harfi başlangıç mikroyapısı (ısıtma işlemi) S harfi ise suda suvermeyi temsil etmektedir.



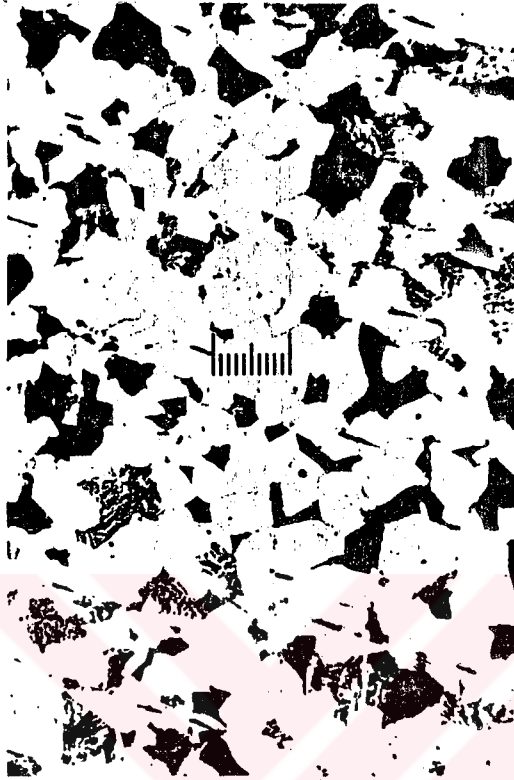
Şekil 4.5. II. Kısım ısıtma işlemleri

2 mm kesit kalınlığına sahip numuneler üzerinde üretilen sabit MHO'ları ve (%30 ve %40) ve farklı morfolojideki yapılar (ince, orta, kaba) aynı işlem sıraları takip edilerek kesit kalınlığı daha büyük olan çekme numuneleri üzerinde üretilmeye çalışılmıştır.

Çekme testi numuneleri, ince mikroyapıyı temsilen SS, orta büyüklükteki mikroyapıyı temsilen BS ve biraz iri taneli mikroyapıyı temsilen FS ısıtma işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Bu numuneler için kritik tavlama sıcaklıkları %30 MHO'nı elde etmek için 726 °C'de ve %40 MHO'nı elde etmek için 740 °C sıcaklıklarda yapılmıştır.

Bu ısıtma işlemleri sonucunda kesiti daha büyük olan çekme numunelerinden alınan numuneler ile ilk mikroyapı çalışmalarında kullanılan 2 mm kesit kalınlığındaki numuneler arasındaki mikroyapı benzerlikleri metalografik inceleme ile kontrol edilmiştir. Bu incelemeler sonucunda suda suverme hızının burada farklı kesit kalınlığına sahip ilk ve çekme numunelerinde benzer mikroyapı üretmek için yeterli olduğu gözlemlenmiştir.

Uygulanan ısıtma işlemlerinin özeti Çizelge 4.2.'de verilmiştir.



a) x 600 %2 Nital dağlama



b) x 1000%2 Nital dağlama



c) x 500 %2 Nital dağlama

Şekil 4.6. Kritik tavlama öncesi başlangıç mikroyapıları:

- a) Ç. 8620 (ısııl işlemler görmemiş) b) 900° C'den su verilmiş
c) 900°C'den fırında soğutulmuş

Ç. 8620 Çeliği

Isıl İşlem Görmemiş Malzeme (B)			900°C'de 20 dk. tavlama sonrasında suda suverme (S)			900°C'de 20 dk. tavlama sonrasında fırında soğutma (F)		
Numune ismi	KTS °C	MHO	Numune ismi	KTS °C	MHO	Numune ismi	KTS°C	MHO
BS 726	726	30	SS 726	726	30	FS 726	726	30
BS 740	740	40	SS 740	740	40	FS 740	740	40

* KTS = Kritik Tavlama Sıcaklığı

* MHO = Martenzit Hacim Oranı

* BS = Isıl işlem görmemiş + KTS'den suda su verilmiş

* SS = 900°C'den suda su verilmiş + KTS'den suda su verilmiş

* FS = 900°C'den fırında soğutulmuş + KTS'den suda su verilmiş

Çizelge 4.2. Uygulanan ısı işlemlerin özeti

4. 4. Metalografik Çalışmalar

Isıl işlemleri tamamlanan 2x10x10 mm ebatlarındaki numuneler standart metalografik usullerle metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Isıl işlem sırasında numune yüzeyinde oluşabilecek dekarbürüze bölgesinin en az 0.3 mm'lik kalınlıktaki bir kısmı, metalografik çalışma sonuçlarını etkilememesi için zımparalama işlemi ile yüzeyden alınmıştır.

Dağlama solüsyonu olarak %2 Nitrik asit + %98 Metanol ve ikinci bir dağlama içinde %90Su+%10 Sodyum metabisülfid karışımı kullanılmıştır. Optik mikroskop incelemelerinde %2'lik nital ile dağlama sonrası martenzit kahverengi ferrit ise beyaz renkte açığa çıkmış ve ferrit tane sınırları belirginleşmiştir. Numuneler ikinci dağlama için sodyum metabisülfid solüsyonunda dağlandıklarında; Martenzit daha koyu kahverengi olarak açığa çıkmış ve ferrit tane sınırları da iyice belirginleşmiştir [49].

Faz hacim oranı hesaplamalarında Eş. 4.3.'de gösterilmiş olan çizgisel hesaplama (Lineer Inception) metodu kullanılmıştır [50].

$$V_{Faz} = \frac{L_{Faz}}{L_T} \quad (4.3)$$

L_{faz} = Fazı kesen toplam çizgi uzunluğu (mm)
 L_T = Çizilen toplam çizgi uzunluğu (mm)
 V_{faz} = Faz hacim oranı

Aynı fotoğraflar üzerinde fazların ortalama tane boyutlarını hesaplamak için Eş. 4.4. ve 4.5 kullanılmıştır [50].

$$d_{MLI} = \frac{L_T}{N_p} \times \frac{V_{Faz}}{M} \quad (4.4)$$

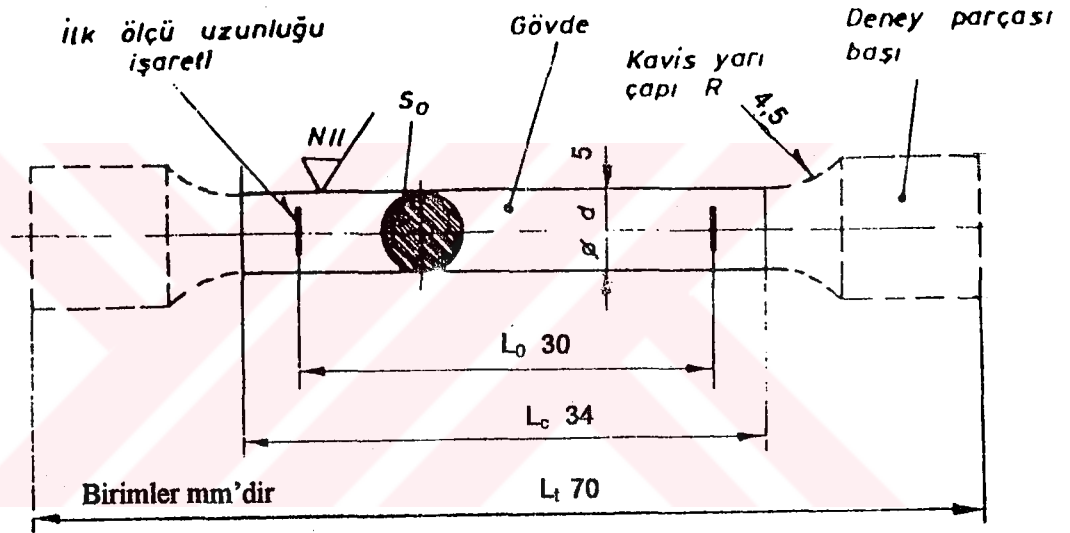
d_{MLI} = Mean Lineer Inception (μm)
 L_T = Toplam test çizgisi uzunluğu (mm)
 V_{Faz} = Bu fazın % hacim oranı
 M = Büyütme miktarı
 N_p = Çizgilerin fazı kesen noktalarının sayısı

$$D = d_{MLI} \times 1.776 \quad D = \text{Fazın ortalama tane boyu } (\mu m) \quad (4.5)$$

Çalışmalarda optik mikroskop kullanılmıştır.

4. 5. Çekme Testi

Çekme testi için $\varnothing 89 \times 150$ mm ebatındaki Ç. 8620 malzemesi bloğundan hadde yönüne dik olarak $\varnothing 12 \times 70$ mm ebatında numuneler çıkarılmıştır. Bu numuneler önceden belirtilen ısıtıl işlemlere tabi tutulduktan sonra Şekil 4.7.'de görülen boyutlarına hassas bir şekilde tornalanarak getirilmiştir. Her test için üçer numunene hazırlanmıştır.



Şekil 4.7. Çekme test numunesi [51]

Çekme testi "Instron 1185 model" çekme test cihazında yapılmıştır. Çekme sırasında cihazın hareketli çene hızı 0.5 mm/dk olarak seçilmiştir. Gerçek gerilme (σ) - %gerçek uzama (ϵ) ve tokluk değerleri test sırasında cihaza bağlı kaydediciden elde edilmiştir. Her üç numunenin test sonuçlarının ortalama değerleri alınmıştır.

5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

5. 1. Metalografik Deney Sonuçları

Optik mikroskopta 1000 büyültmeye kadar yapılan incelemelerde Ç.8620 çeliğinin ferrit+perlit'ten oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil 5.1.). Ferrit+perlit tane boyutları Çizelge 5.1.'de verilmiştir.

I. Kısım ısıtma işlemleri sonucu elde edilen çift-fazlı çelik numuneleri (BS) üzerinde ölçülen % $\gamma(m)$ hacim oranının tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi Şekil 4.4.'de gösterilmiştir. Şekil'de de görülebileceği gibi 726°C-760°C arasında anayapıyı ferrit oluştururken bu sıcaklıkların üstündeki kritik sıcaklıklarda anayapıyı östenit (martenzit) oluşturmaktadır. Çizelge 5.1.'de verilen tane boyutları incelendiğinde Ç.8620 çeliğindeki ferrit tane boyutunun, BS726 çeliğindeki ferrit tane boyutuna ve Ç.8620 çeliğindeki perlit tane boyutunun, BS726 çeliğindeki martenzit parçacık boyutuna yakın olduğu görülebilir.

Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin ferrit taneleri içlerine doğru, ferrit tane sınırlarına paralel ve dikey yönlerde büyümesi gerçekleşir [17]. Bunun sonucunda ferrit tanelerinin küçülmesi söz konusudur (Çizelge 5.1.). Terazi kuralı gereğince, artan kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit (martenzit) hacim oranının artması ile östenit tane (martenzit parçacık) boyutları ve aralarındaki bağlantılar artmaktadır (Çizelge 5.1., Şekil 5.1.).

Çizelge 5.1. Ç.8620 ve BS çelik numunelerinin nicel metalografi sonuçları

Numune İsmi	Kritik Tavlama Sıcaklığı °C	MHO (%)	Martenzit Parçacık Boyutu (µm)	Ferrit Tane Boyutu (µm)
Ç. 8620	—	29*	22.2*	22.7
BS 726	726	30	21.3	22.2
BS 740	740	40	25.75	21.3
BS 755	755	48	28.4	19.5
* Perlit tane boyutu				
* Perlit hacim oranı				

Yapılan ölçümler BS726 numunesinin MHO'nun (%30) Ç.8620 çeliğinin perlit miktarına yakın (% 29) olduğunu göstermiştir. Bu sonuç Çizelge 5.1. Şekil 4.1. ve Şekil 5.1.a'da görülebilir.

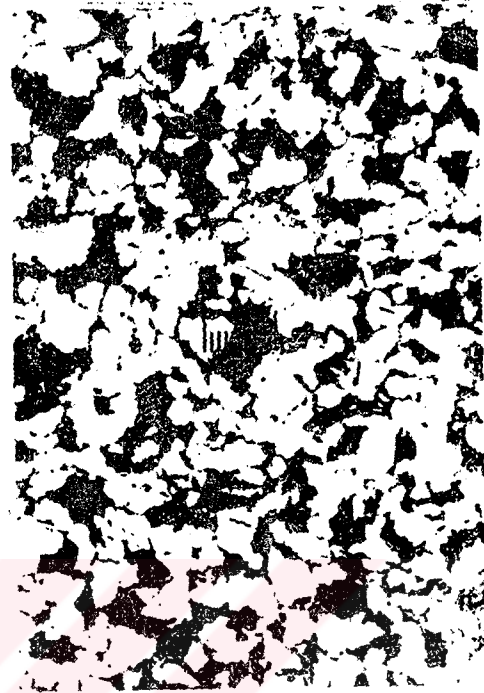
Martenzit morfolojisinin ısıtılma işlem yöntemine ve MHO'nun artışına paralel olarak değişimini belirleyebilmek için yapılan II. kısım ısıtılma işlemler sonucu elde edilen SS, FS ve BS çeliklerinin mikroyapı morfolojileri birbirleri ile karşılaştırılarak incelenmiştir.

Kritik tavlama öncesi başlangıç mikroyapı morfolojisi çift-fazlı çeliklerin morfolojisini tayin etmektedir. II. kısım ısıtılma işlemlerin birinci basamağı sonrasında elde edilen başlangıç mikroyapıları karşılaştırılarak (Şekil 4.6.) incelendiğinde; a) Ç.8620 (ferrit-perlit) orta , b) S (Martenzit) en ince ve c) F (ferrit+perlit) ise biraz iri mikroyapıya sahiptir (bkz. Çizelge 5.2.)

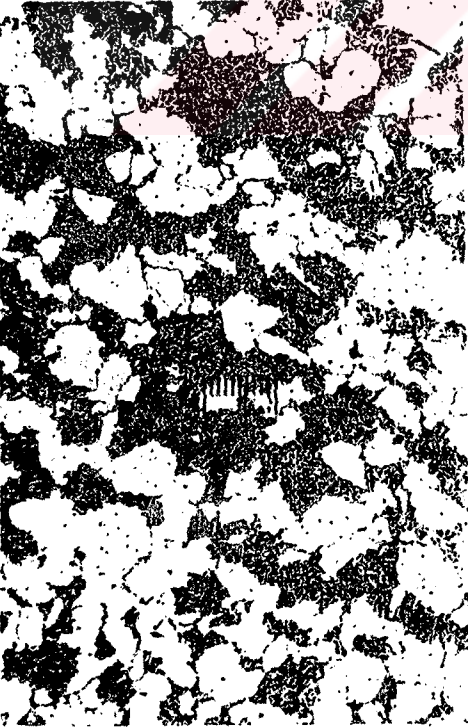
II. kısım işlemlerin 2. basamağında eşit MHO'ları elde etmek için aynı sıcaklıkta kritik tavlamanın ardından suda suverme sonrasında elde edilen çift-fazlı çeliklerden SS kodlu çeliklerin mikroyapıları Şekiller 5.2b. ve 5.3b., FS kodlu çeliklerin mikroyapıları Şekiller 5.2.c ve 5.3.c ve BS kodlu çeliklerinin mikroyapıları ise Şekiller 5.2.a ve 5.3.a'da gösterilmiştir.



a) (x600 %2 Nital Dağlama)



b) (x600 %2 Nital Dağlama)

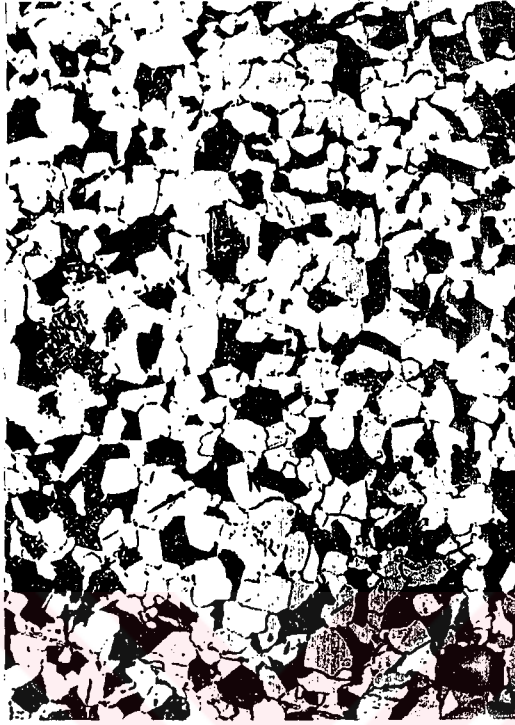


c) (x600 %2 Nital Dağlama)

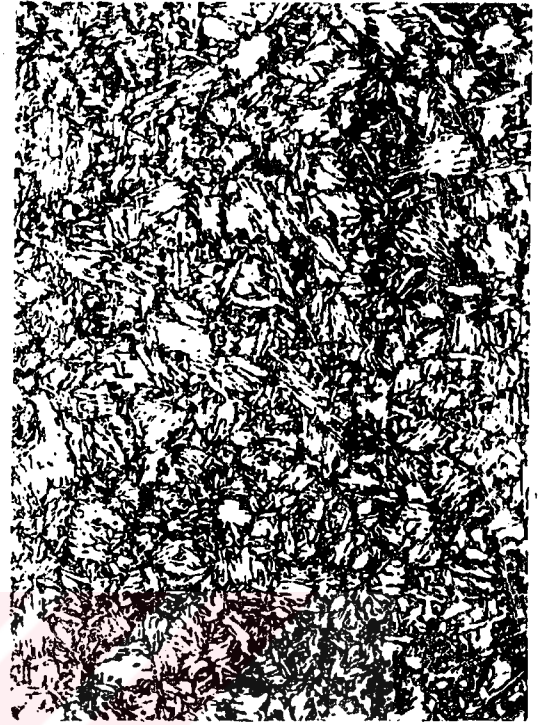


d) (x600 %2 Nital Dağlama)

Şekil 5.1. Farklı kritik sıcaklıklarda tavllanmış BS Çift-fazlı çeliklerinin optik mikroyapıları : a) BS726 (KTS=726°C, MHO=%30) b) BS740 (KTS=740°C, MHO=%40) c) BS755 (KTS =755°C, MHO = %48) d) BS780 (KTS=780°C, MHO = % 72)



a) (x500 %2 Nital Dağlama)



b) (x1000 %2 Nital Dağlama)



c) (x 450 %2 Nital Dağlama)

Şekil 5.2. Aynı kritik sıcaklıklarda tavllanmış fakat başlangıç mikroyapıları farklı çift-fazlı çeliklerin mikroyapıları (KTS = 726°C, MHO=%30)

a) BS 726

b) SS 726

c) FS 726

900°C'de tavlama sonrasında fırında soğutma sonucu elde edilen bantlı ve kaba bir başlangıç mikroyapısına sahip olan FS numuneleri kritik sıcaklıklardan suda suverme sonrasında da başlangıç mikroyapısına bağlı olarak kaba bir mikroyapıya sahiptir (bkz. Şekiller 5.2.c ve 5.3.c). 1. Bölüm'de ve Şekil 1.3'de şematik olarak ifade edildiği gibi $\alpha + P$ başlangıç mikroyapısına sahip çeliklerde östenit kritik tavlama sırasında $\alpha - Fe_3C$ arayüzeyinde çekirdeklenecek ve büyüyecektir. Perlit taneleri tamamen çözünene kadar büyümeye devam edecek ve kaba östenit taneleri oluşacaktır. Daha sonra KTS'den hızlı soğutmada $\gamma \rightarrow M$ dönüşümü sonucu kaba $\alpha + M$ çift-fazlı mikroyapı oluşacaktır.

BS numuneleri içinde kritik tavlama sırasında benzer dönüşümlerin gerçekleşmesi söz konusudur. Çünkü; BS numunelerinin başlangıç mikroyapıları da $\alpha + P$ 'den oluşmaktadır. Ancak BS numunelerinin başlangıç mikroyapıları FS numuneleri başlangıç mikroyapılarına göre orta kabalıkta bir mikroyapıya sahiptir. Bu nedenle kritik tavlamadan sonra elde edilen BS numunelerinin mikroyapısı orta kabalıktadır (bkz. Şekiller 5.2.a ve 5.3.a ve Çizelge 5.2.)

Çizelge 5.2. Ç8620, BS, SS ve FS çelik numunelerinin nicel metalografi sonuçları

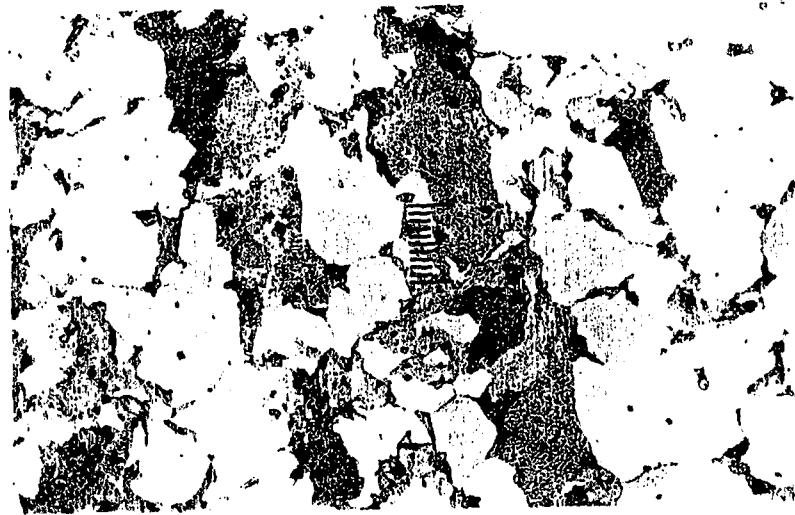
Numune ismi	KTS °C	MHO (%)	Martenzit Parçacık Boyutu (μm)	Ferrit Tane Boyutu (μm)
Ç. 8620	---	29 ⁺	22.2 [*]	22.7
F. 8620	---	29 ⁺	23.8 [*]	22.9
BS 726	726	30	21.3	22.2
BS 740	740	40	25.75	21.3
SS 726	726	30	-----	7.8
SS 740	740	40	8.88	8.88
FS 726	726	30	22.55	22.7
FS 740	740	40	26.1	26.64
* Perlit hacim oranı				
* Perlit tane boyutu				



a) x 1400 %2 Nital Dağlama



b) x 2150 Sodyum Metabisulfit Dağlama



c) x1400 %2 Nital Dağlama

Şekil 5.3. Aynı kritik sıcaklıkta tavllanmış fakat başlangıç mikro-yapıları farklı çift-fazlı çeliklerin optik mikroyapıları (KTS=740°C , MHO=%40)

a) BS740

b) SS740

c) FS740

5. 2. Metalografik Deney Sonuçlarının Tartışılması

A₁ çizgisine yakın, düşük bir kritik sıcaklık olan 726°C'de 20dk. süre ile uyguladığımız kritik tavlama ve suda suverme sonrasında numune (BS 726, FS 726, SS 726, bkz. Şekil 5.2) mikroyapılarının ferrit+martenzit fazlarından oluşması kritik tavlamaların tamamında sabit tutulan 20dk'lık süre zarfında perlit'in tamamen östenite dönüştüğünü ve suda suverme hızının östenitin tamamen martenzite dönüşmesi için (kalıntı östenit hariç) yeterli olduğunu göstermektedir. Speich et.al. [20] ve diğer araştırmacılar [19,21], östenit oluşumunun birinci basamağını oluşturan perlitin tamamen östenite dönüşümünün çok kısa bir zamanda gerçekleştiğini bildirmişlerdir.

Şekil 5.2.'deki mikrofotograflarda görülebileceği gibi perlit tamamen östenite (martenzite) dönüşmüştür (KTS=726°C). Bu sonucun, östenitin ferrit-sementit sınırlarında çekirdeklenmesinden kaynaklandığı söylenebilir. Aynı zamanda bu mikrofotograflarda ferrit-ferrit sınırlarında bulunan küçük martenzit parçacıkları da östenitin ferrit-ferrit sınırlarında çekirdeklenmesinin bir sonucu olabilir. Araştırmacılar [19,21,52] östenitin öncelikli olarak ferrit-sementit ve ferrit-ferrit tane sınırlarında çekirdeklendiğini bildirmişlerdir.

Kullandığımız malzemeler farklı olmakla birlikte uyguladığımız ısıtma işlem basamakları benzer olan araştırmacıların [13,36] bildirdikleri çift-fazlı çelik morfolojileri [KÇF (BS) ve ara ısıtma işlem (SS)] çalışmalarımız sonucu elde ettiğimiz morfolojilerle benzerlik göstermektedir. (bkz. Şekiller 3.12., 5.2. ve 5.3). Yalnız 900°C'de tavlama sonrasında oda sıcaklığına kadar fırında soğutma sonrasında, kritik tavlama+suda suverme ile çift-fazlı çelik elde etme yöntemi literatürde bildirilmemiştir (FS). Bu çift-fazlı çelik numuneleri aşırı bir bantlaşma göstermektedirler (bkz. Şekiller 5.2c. ve 5.3c.). Çelik malzemelerde haddelme sonrasında orjinal ingot segregasyonları, enklüzyonlar ve deforme edilebilen ikinci fazlar hadde yönünde bant şeklinde uzamaktadır. Haddelenmiş çelik malzeme östenitik bölgeden yavaş olarak soğutulurken, östenitleme sırasında konumlarını koruyan bu segregasyonlar, östenitten dönüşecek ötekoit öncesi ferrit ve perlit için tercihi çekirdeklenme bölgeleri oluşturmaktadır [53]. Ötekoit öncesi ferrit A₃ sıcaklığını yükselten Si ve P gibi

alaşım elementlerince zengin segragasyonlar üzerinde çekirdeklenip büyürken, perlit ise Mn ve Cr gibi A_3 sıcaklığını düşüren alaşım elementlerince zengin segragasyonlar üzerinde çekirdeklenip büyümektedir. Fırında soğutma hızının difüzyon için yeterli zaman sağlamasından dolayı haddeleme yönünde bantlı yapının daha belirgin olarak tekrar ortaya çıktığı gözlenmiştir. F numunelerinin durumu bu şekilde açıklanabilir. FS numunelerinde bantlı yapının oluşması başlangıç F (bkz. Şekil 4.6.) numunelerinin bantlı yapıya sahip olmasının bir sonucu olabilir.

Başlangıç mikroyapı morfolojileri (bkz. Şekil 4.6) sonuç mikroyapı morfolojilerini (bkz. Şekiller 5.1 - 5.3) etkilemiştir [13,20,36]. Çizelge 4.2.'de görülebileceği gibi FS 726 çift-fazlı çeliğinin başlangıç ve son mikroyapı morfolojileri ve BS726 çift-fazlı çeliğinin başlangıç ve son mikroyapı morfolojileri birbirlerine benzerdirler. Bu çift-fazlı çeliklerin tavlama sıcaklığı (726 °C) A_1 çizgisinin hemen üstündeki bir sıcaklıktır. Tavlama süresi boyunca perlitin tamamen östenite dönüşümü sonrasında yer alan alaşım elementleri atomlarının difüzyonunun yavaş olmasından dolayı, östenitin ferrite doğru büyüme aşamasının denge şartlarına yakın bir şekilde gerçekleşmediği söylenebilir. Bu aşamanın gerçekleşmesi için çok uzun süreler gereklidir [20].

Artan sıcaklıkla birlikte östenitin ferrit içlerine doğru büyümesi sırasında sıcaklığın etkisiyle ferrit fazının büyümesi devam etmektedir. Bu iki olayın eş zamanlı olarak gerçekleşmesinden dolayı ferrit fazı tane ebatındaki küçülmelerin (östenitin ferrit içlerine doğru büyümesinden dolayı) beklenen miktarlardan az olduğu söylenebilir (bkz. Şekil 5.1.).

SS çift-fazlı çeliklerin tane boyutları diğer BS ve FS çeliklerine göre çok küçüktür. Bu durum çift-fazlı çeliklerin iyi çekme özellikleri açısından önemlidir.

5. 3. Çekme Testi Sonuçları

SS 740, SS 726, BS 740, BS 726 ve FS 740, FS 726 çift-fazlı çeliklerinin ve Ç. 8620 çeliğinin çekme testi verileri Çizelge 5. 3. ve gerçek gerilim % gerçek uzama eğrileri Şekil 5.4.'de verilmiştir.

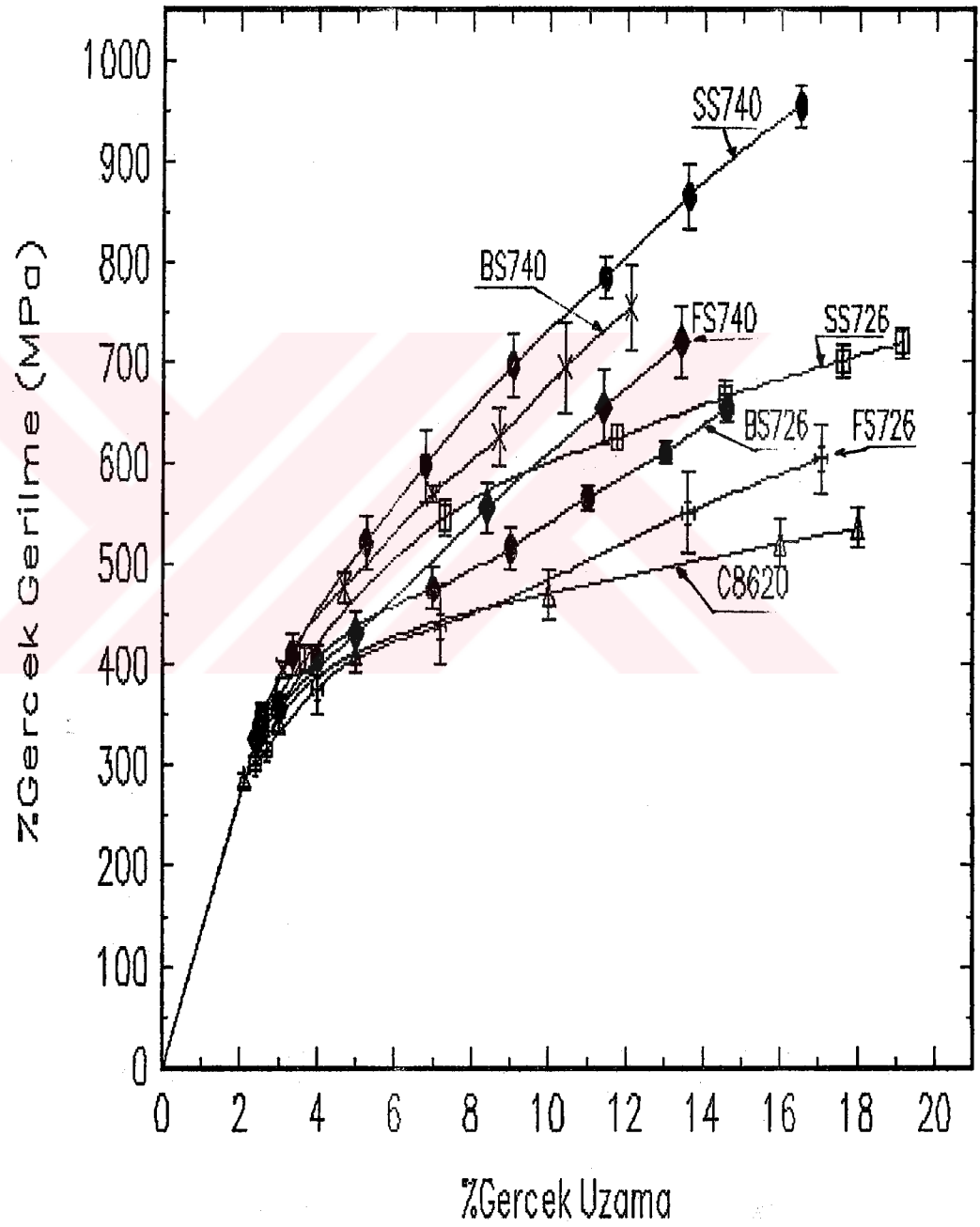
Çizelge 5.3. ve Şekil 5.4.'de görüldüğü gibi üretilen bütün çift-fazlı çeliklerde, üretildikleri Ç. 8620 çeliğine oranla daha yüksek akma ve çekme dayanımları vermiştir. Bu çift-fazlı çelikler çift-fazlı çeliklerin belirgin bir özelliği olarak belirli bir akma noktası göstermemiştir. SS 726 numuneleri hariç süneklik değerlerinde azalma görülmüştür.

Çizelge 5.3. Çekme değerleri

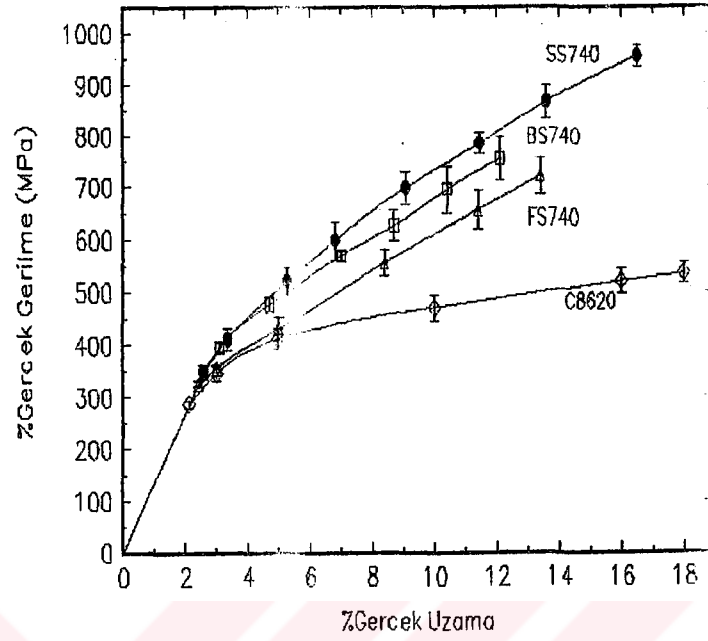
Numune ismi	Çekme Day. (σ_C) (MPa)	Akma Day. (σ_A) (MPa)	Tokluk (j)	%Top. Uzama U_T	MHO (%)	% U_D %Düzgün Uzama	Kopma Day. (σ_K) (MPa)
Ç. 8620	535	306	23500	17.7	29*	15.89	290
SS 740	95	368	33500	14.2	40	13.92	926
SS 726	721	351	33000	18.3	30	16.67	633
BS 740	776	369	19410	9.65	40	9.51	742
BS 726	678	357	23570	13.5	30	12.1	651
FS 740	755	345	20306	12.5	40	10	412.8
FS 726	638	322	28850	16.5	30	14.81	593
* Perlit Hacim Oranı							

SS 740 ve SS 726 numunelerinin tokluk değerlerinde bariz bir artış tespit edilmiştir. FS 726 numunesinin tokluk değeri de Ç. 8620 numunesinden biraz yüksek çıkmıştır.

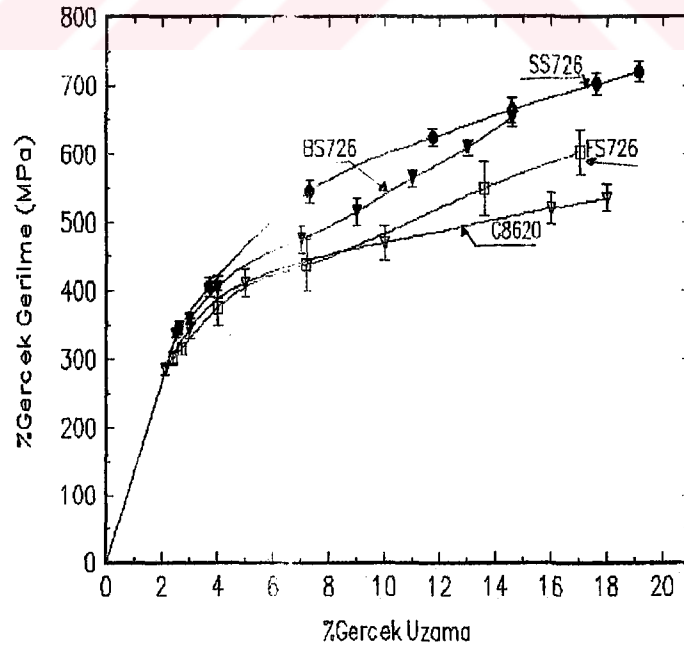
III. Bölümde bahsedildiği gibi çift-fazlı çelik mikroyapı morfolojisine özellikle de ikinci faz (martenzit) morfolojisine bağlı olarak çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri değişmektedir. Şekil 5.5. ve 5.6.'da eşit MHO'na fakat farklı morfolojilere sahip çift-fazlı çeliklerin gerçek gerilme-%gerçek uzama eğrileri verilmiştir.



Şekil 5.4. Üretilen çift-fazlı çeliklerin ve Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme - %gerçek uzama eğrileri



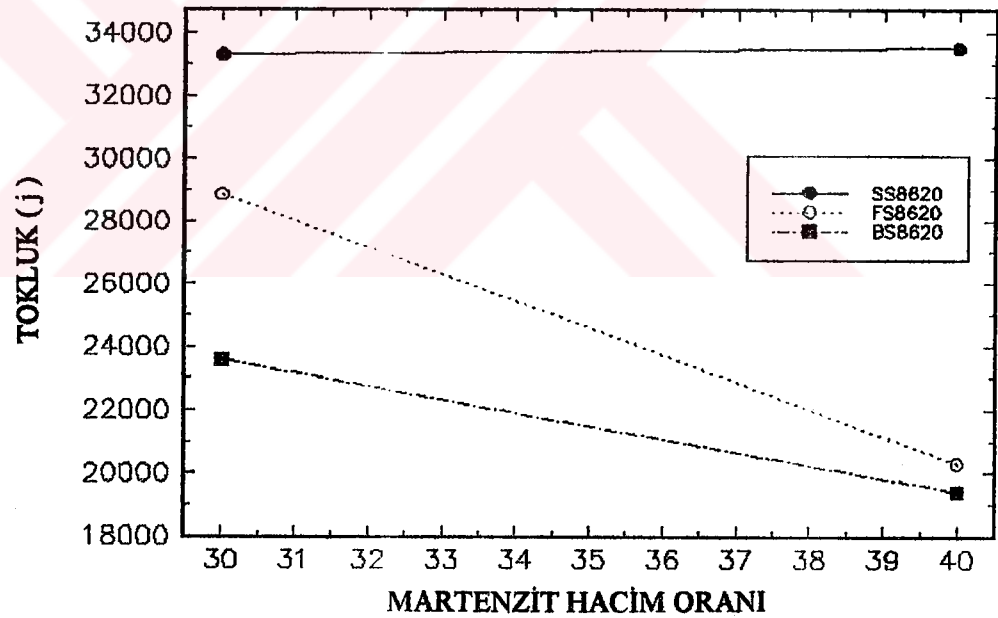
Şekil 5.5. Aynı MHO'na (% 40) ve farklı morfolojilere sahip çift-fazlı çeliklerin ve Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme - %gerçek uzama eğrileri



Şekil 5.6. Aynı MHO'na (% 30) ve farklı morfolojilere sahip çift - fazlı çeliklerin ve Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri

Şekiller 5.5. ve 5.6.'da görülebileceği gibi SS 740 ve SS 726 numuneleri eşit MHO'nına sahip fakat daha kaba bir mikroyapıya sahip diğer FS 8620 ve BS 8620 numunelerine göre çok daha iyi miktarlarda çekme dayanımı -% uzama değerleri sergilemişlerdir. Yine eşit MHO'larında FS ve BS numunelerinin çekme dayanımı-%uzama değerleri birbirleri ile karşılaştırıldıklarında, bantlı mikroyapıya sahip FS 740, FS 726 çift-fazlı çelik numuneleri biraz daha ince mikroyapıya sahip BS 740, ve BS 726 çift-fazlı çelik numunelerine göre daha düşük çekme dayanımı göstermelerine karşın daha iyi %uzama değerleri sağlamışlardır.

MHO'larına ve farklı morfolojilere bağlı olarak çift-fazlı çelik numunelerinden elde edilen tokluk değerleri Şekil 5.7.'de verilmiştir.

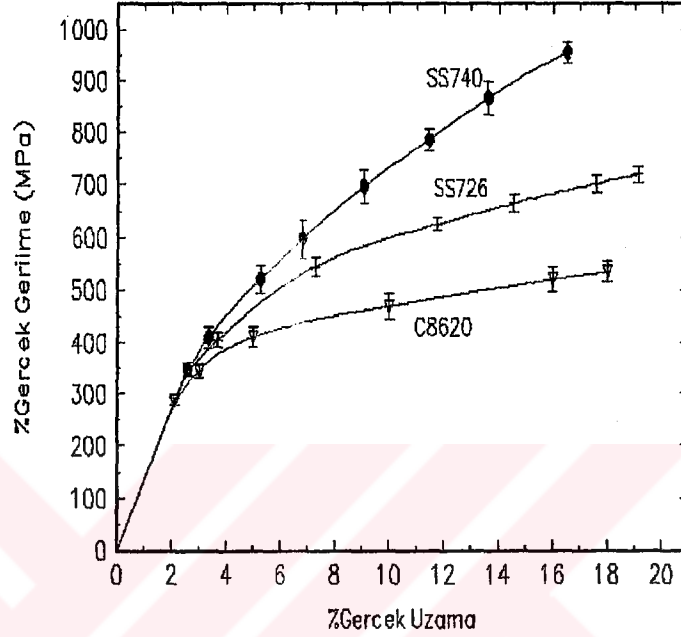


Şekil 5.7. Çift-fazlı çelik numunelerinde MHO'na ve farklı morfolojilere bağlı olarak tokluk değerlerindeki değişimler

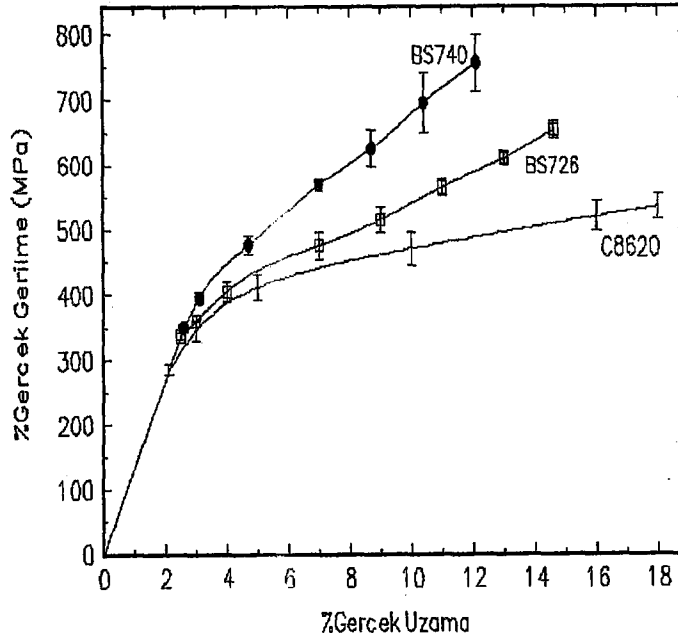
Şekil 5.7.'de görüldüğü gibi farklı mikroyapı morfolojisine bağlı olarak tokluk değerleri etkili bir şekilde değişmektedir.

740 ve 726°C'de tavlama sonucu elde edilen farklı MHO'larına sahip çift-fazlı çeliklerin gerçek gerilme-%gerçek uzama eğrileri Şekiller 5.8.-5.10.'da

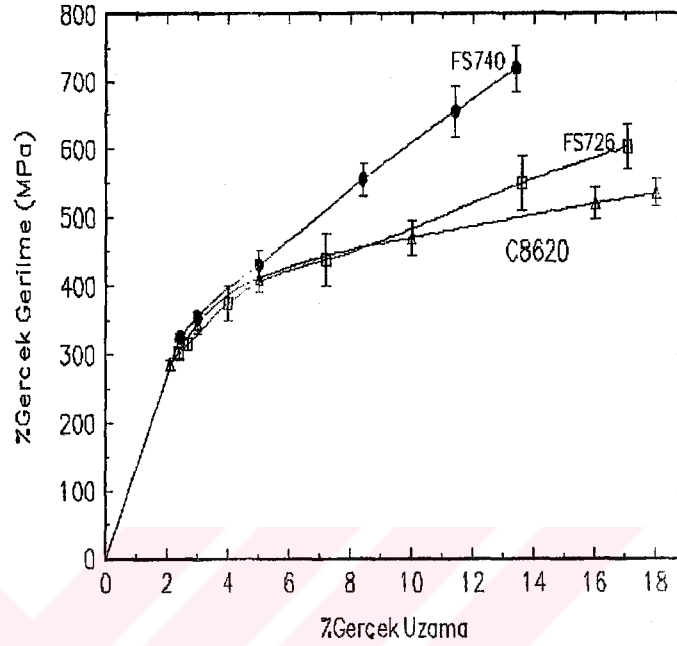
verilmiştir. Bu şekillerden de görülebileceği gibi MHO'nın değişmesi ile birlikte çekme dayanımı-süneklik değerleri değişmektedir. Yine MHO'na bağlı olarak tokluk değerlerinde görülen azalmalar Şekil 5.7.'de görülebilir.



Şekil 5.8. % 40 MHO'nına sahip SS 740, % 30 MHO'nuna sahip SS 726 çift-fazlı çelikleri ile Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri



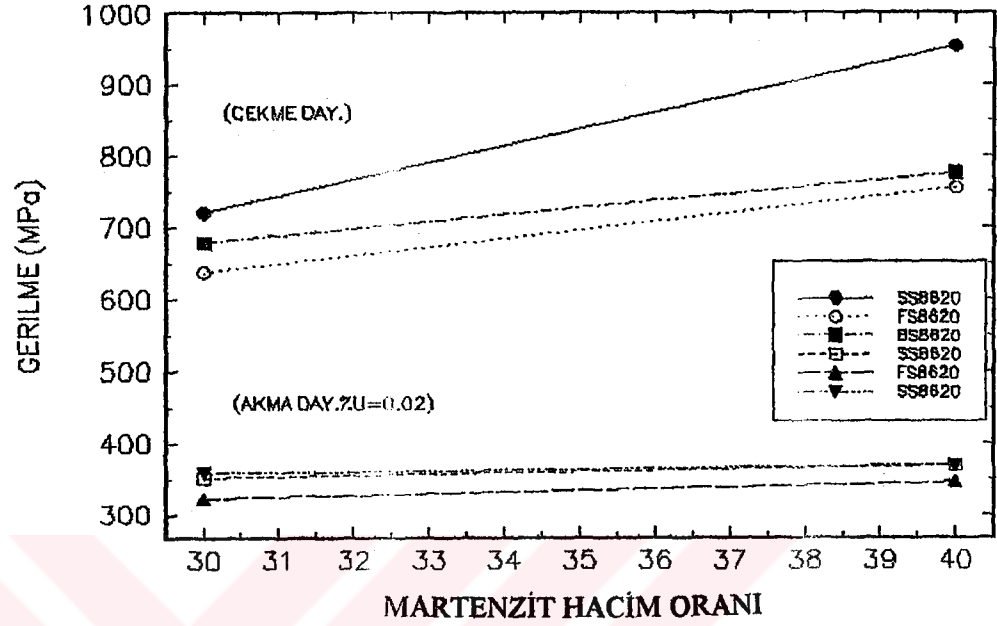
Şekil 5.9. %40 MHO'nına sahip BS 740, %30 MHO'nuna sahip BS 726 çift-fazlı çelikleri ile Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme - %gerçek uzama eğrileri



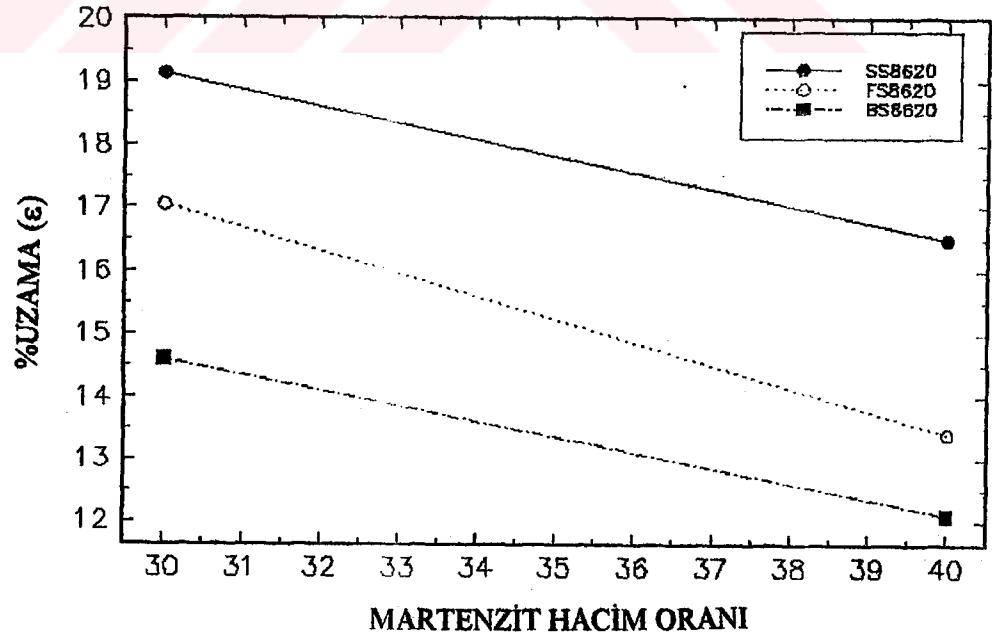
Şekil 5.10. % 40 MHO'nına sahip FS 740, % 30 MHO'nına sahip FS726 çift-fazlı çelikleri ile Ç. 8620 çeliğinin gerçek gerilme-% gerçek uzama eğrileri

Farklı morfolojilerine sahip SS, BS ve FS çeliklerinde MHO'nına bağlı olarak akma ve çekme dayanım değerlerindeki değişimler Şekil 5.11'de gösterilmiştir. Burada aynı zamanda eşit MHO'larında morfolojik farklılığa bağlı olarak dayanım değerlerindeki değişimler de görülebilir. Şekilde görülebileceği gibi MHO'nının artmasına bağlı olarak akma ve çekme dayanımları artmaktadır. Bu artışlar akma dayanımlarında düşük iken çekme dayanımlarında bir hayli yüksektir (Çizelge 5.3.).

MHO'nın ve dolayısıyla dayanımın artışına paralel olarak çift-fazlı çeliklerin % uzama değerlerinde görülen azalmalar Şekil 5.12. ve Çizelge 5.3.'de verilmiştir.



Şekil 5.11. MHO oranına bağlı olarak SS, BS ve FS çift-fazlı çeliklerinin akma ve çekme dayanım değerlerinin değişimi



Şekil 5.12 MHO'na bağlı olarak SS, BS ve FS çift-fazlı çeliklerinin %uzama (ε) değerlerinin değişimi

Bu çalışmada üretilen farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri eşit martenzit hacim oranlarında birbirleri ile karşılaştırıldıklarında optimum dayanım ve süneklik değerlerinin ince mikroyapıya sahip SS çift-fazlı çelikleri vermiştir. Çift-fazlı çeliklerde KTS'na bağlı olarak MHO'nın ve kritik tavlama öncesi başlangıç mikroyapısının sonuçta üretilen çift-fazlı çeliklerin morfolojisini kontrol edilebildiği gözlenmiştir.

5. 4. Çekme Testi Sonuçlarının Tartışılması

Genel olarak çift-fazlı çeliklerin çekme özelliklerini martenzit ve ferrit fazlarının morfolojileri, özellikleri ve hacim oranları belirlemektedir [13,54,55].

İdeal çift-fazlı çelikler %15-20 MHO'na ve düşük akma dayanım, yüksek toplam uzama ve üretildiği çeliğin çekme dayanım değerlerine benzer değerlere sahiptirler [28]. Bu çalışmada üretilen çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri, Çizelge 5.3. ve Şekil 5.4.'de görülebileceği gibi yüksek akma ve çekme dayanımı ve düşük süneklik (SS 726 hariç) değerleri sergilemişlerdir. Bunun nedenlerinden bir tanesi elde edilen MHO'nın literatürde belirtilen oranlardan yüksek olması olabilir. İkinci bir neden olarak da, Ç. 8620 çeliğinin literatürde çift-fazlı çelikler için belirtilen ideal alaşım elementleri miktarlarından daha yüksek alaşım elementi miktarına (C, Cr, Mo, Ni) sahip olması gösterilebilir. Alaşım elementleri dayanımı artırırken sünekliği düşürürler [16]. Elde edilen martenzitin sert olduğu, bununla birlikte alaşım elementlerinin (C, Cr, Ni) ferritin saflığını bozduğu, buna paralel olarak dayanım değerleri artarken sünekliğin azaldığı söylenebilir.

Çekme testi sırasında belirli bir akma noktasının görülmemesi çift fazlı çeliklerin belirgin bir özelliğidir [7,34].

En ince mikroyapıya sahip SS çift-fazlı çelikleri (bkz. Çizelge 5.3. ve Şekil 5.4.) aynı MHO'na ve daha kaba mikroyapılara sahip diğer BS ve FS çift-fazlı

eliklerine göre daha iyi dayanım-% uzama değerleri sergilemişlerdir. Orta kabalıta mikroyapıya sahip BS ift-fazlı çelikleri biraz daha kaba ve bantlı mikroyapılı FS numunelerine göre daha yüksek dayanım göstermelerine karşın süneklik değerleri daha düşük elde edilmiştir. Bunun nedeni olarak FS numunelerinin sahip olduğu bantlı mikroyapının sünekliği arttırıcı bir etki oluşturduğu söylenebilir. Ferrit bant genişliği dikkat çekicidir [56].

N.J. Kim and G. Thomas'ın [13], çalışmalarında farklı morfolojide çift-fazlı elik elde etmek için uyguladıkları ısııl işlemler bu çalışmada SS ve BS eliklerine uygulanan ısııl işlemlere benzemektedir. Bu araştırmacıların bildirdikleri çekme dayanımı ve toplam uzama değerleri bu çalışmadaki değerlere yakındır. Ancak, bu çalışmada elde edilen SS numuneleri çekme değerleri BS numunelerine göre çok daha iyidir. Bu farklılığın nedeni kullanılan malzeme ve ısııl işlem şartlarının farklı olmasından kaynaklanabilir. Bu araştırmacılar kritik tavlama öncesinde malzemeyi homojenleme tavlamasına tabii tutmuşlar ve başlangıç mikroyapıyı oluşturmak için farklı sıcaklıktan su vermişlerdir.

Yine bu çalışmaya benzer bir çalışma yapan Tomita'nın [36] kullandığı malzemelerin bu çalışmada kullanılan malzemelerden farklı olmasına karşın, bu araştırmacı SS numunelerinde bu çalışmada olduğu gibi dayanım ve süneklik değerlerinde ilerleme kaydettiğini bununla birlikte BS numunelerinde çekme dayanımının arttığını fakat sünekliğin azaldığını bildirmiştir. Bu sonuçlar bu çalışmada elde edilen sonuçlara daha yakındır.

Çekme ve akma dayanımları MHO'nın artması ile doğrusal olarak artmaktadır. (bkz. şekiller 5.8. - 5.10.) Bu sonuçlar literatürde de belirtildiği gibi karışım kuralına uygundur. MHO'nın artmasına paralel olarak martenzit parçacık boyutu ve martenzit parçacıkları arasındaki bağlantılar artmaktadır. Bu durum, çekme sırasında ferritin tam deforme olmadan gerilimin ferritten martenzite erken transfer olması sonucu martenzit parçacıkları üzerinde erken kırılmalara neden

olabilir. Böylece dayanım artarken %uzama değerleri azalmaktadır (bkz. Şekiller 5.11 ve 5.12) [5,7].

Çekme testi uygulanan bütün numunelerin çok düşük düzeyde heterojen % uzama göstermeleri ve aynı zamanda büzülme miktarlarının çok az olmasından dolayı numunelerin gevrek bir tarzda koptuğu söylenebilir [45]. Genel olarak çift-fazlı çeliklerin kopma karakteri sünek tarza yakındır [3]. Bu çalışmadaki gevrek davranış tarzına neden olarak daha önceden ifade edildiği gibi bu çalışmada üretilen çift-fazlı çeliklerin MHO'larının ideal çift-fazlı çelik MHO'larından (%15 -25) fazla olması ve ideal alaşım elementi miktarlarından daha fazla alaşım elementleri içermeleri gösterilebilir. Alaşım elementlerinin artması daha fazla karbür çökmesine ve katı ergiyik mukavemetlendirilmesine neden olmaktadır [16].

GENEL İRDELEME

Bu çalışmada, sabit MHO'nında ikinci faz (martenzit) morfolojisinin (şekil, boyut, dağılım) çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri üzerine etkileri incelenmeye çalışılmıştır. Bu konuda mikroyapı-çekme özellikleri arasındaki ilişki üzerine genel değerlendirmeler aşağıda belirtilmiştir.

BS numunelerinde (KÇF) martenzit, ferrit taneleri çevrelerinde oluşmuştur (bkz. Şekil.5.1). Çekme testi sonucunda (bkz. Şekil 5.4.) çekme dayanımının arttığı buna karşılık süneklik ve tokluğun azaldığı görülmüştür (bkz. Çizelge 5.3).

SS (Ara ısııl işlem) numunelerinde martenzit, inceltirilmiş ferrit anayapı içerisinde küresel bir şekil ve geniş bir dağılım göstermiştir (Şekiller 5.2.b ve 5.3.b). Çekme testi sonucunda (bkz Şekil, 5.4.) dayanımın önemli oranda arttığı süneklik değerlerinde (SS 726) az da olsa ilerleme kaydedildiği görülmüştür. Tokluk değerleri ise önemli oranda artmıştır (Şekil 5.4. , Çizelge 5.3.).

FS numunelerinde başlangıç mikroyapısının iri taneli ve bantlaşmış ferrit ve perlitten oluşmasının bir sonucu olarak (bkz Şekil 4.6.c), bantlı (dizilmiş) bir yapı gösteren çift-fazlı çelik elde edilmiştir (bkz Şekiller 5.2c. ve 5.3c.). Kritik tavlama sırasında östenit öncelikle bant şeklindeki perlit üzerinde çekirdeklenip büyüdüğü için, bu yapıda geniş ferrit bantları arasında martenzit parçacıkları arasındaki bağlantılar artarak bantlı bir yapı oluşmuştur. Çekme testi sonucunda dayanımın arttığı buna karşılık süneklik değerlerinin azaldığı görülmüştür. Bu sonuç, yine bantlı martenzitik yapıda ferritten martenzite erken gerilim transferine atfedilebilir.

Yukarıda verilen sonuçlarla SS (Ara ısııl işlem) ısııl işlemi sonucunda süneklik (bkz. Şekil 4.5.) değerlerinde fazla olmasa da dayanım ve tokluk değerlerindeki artış çok dikkat çekici düzeylerdedir. Üretilen çift-fazlı çeliklerdeki MHO,

Üretildikleri . 8620 eliğinin karbon ieręine bağlı olarak ve terazi kuralı gereğince % 30'un altına ekilememiştir. Bu miktar ideal çift-fazlı çeliklerin sahip olduğu martenzit miktarlarından yüksektir. Dolayısıyla ideal çift-fazlı çeliklerin sahip olduğu optimum düşük akma dayanımı ve süneklik değerleri elde edilememiştir (bkz. Çizelge 5.3. , şekil 5.4.).

Ayrıca bu çalışmada, MHO'nın çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri üzerine etkisinin belirlenmesine çalışılmıştır. Literatürde belirtildiği gibi MHO'nın artmasının bir sonucu olarak martenzit parçacık boyutu ve martenzit taneleri arasındaki bağlantıların artması, dayanım artarken süneklik değerlerinin azalmasına neden olmuştur. MHO artmasıyla tokluk değerleri de azalmıştır [28,32].

KAYNAKLAR

1. Grange R.A., 1970, "Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermochemical Processing", Proceedings 2 nd. (Int. Conf. on Stregth of Metals and Alloys), ASM, Cleveland, pp: 861-876
2. Hayami S. and Furukawa T., 1975, "A Family of High Strength Cold Rolled Steels" Proceedings of Micro-Alloying (Internatinal Symposium on HSLA) Washington D.C., pp:311-320
3. Rashid M.S., 1976, "GM 980X - A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability" , SAE, Preprint 760206
4. Davies R.G.,1978, "Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels", Met. Trans., Vol:18A, pp: 671-679
5. Ykler A.İ. ve işık H.1985., "Temperlenmiş Dual-Fazlı eliklerde Karbon Miktarının ve Martenzit Hacim Oranının Mekanik zelliklere Tesiri", M.. Fen Bilimleri Enstits Dergisi, Sayfa: 207-230
6. 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
7. Davies R.G. and Magee C.L. 1979, " Physcal Metallurgy of Automotive High Strength Steels", Structure and Properties of Dual-Phase Steels Ed. by. R.A. Kot and J.W. Morris, pp: 1-19 AIME
8. Rashid M.S., 1977, " Relationship Between Steel Microstructure and Formability", Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. by. Davenport A.T. pp:1-29 AIME
9. Davies R.G., 1978," The Deformation Behavior of a Vanadium-Strengthened Dual Phase Steel", Met. Trans., Vol: 18A, pp: 41-52

10. Araki K., Fukunaka S. and Uchida K., 1977, "Development of Continuously Annealed High Strength Cold Rolled Sheet Steels", Transaction of The Iron Steel Institute of Japan, 17, pp:701
11. Baucher J.H. and Hamburg E.G., 1977, " High Strength Formable Sheet Steel", SAE preprint, pp:730-731
12. XLIE-LING Cai, Garrent A.J. - Reed and Owen W.S., 1985, " The Development of some Dual-Phase Steel Structures from Different Starting Microstructures", Met. Trans. A., Vol: 19A, pp: 543-557
13. Kim N.J. and Thomas G., 1981, " Effects of Morphology on The Mechanical Properties of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel", Met Trans.A., Vol: 12A, pp: 483-89
14. Koo J.Y. and Thomas G., 1977, " Design of Duplex Low Carbon Steels for Improved Strength: Weight Applications", Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. by Davenport A.T., pp: 40-38 AIME
15. Thomas G. and Koo J. Y., 1977, " Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels", Ed. by. R.A Kott and J.W. Morris, pp: 183-201 AIME.
- 16 . Thelning K.E., 1984, "Çelik ve Isıl İşlemi", Bofors El Kitabı. Çeviren: Adnan Tekin, İ.T. Ü., İstanbul
- 17 . Garcia C.I. and Deardo A.J., 1981, " Formation of Austenite in 1.5 Pct. Mn Steels", Met. Trans. A, Vol: 12A, pp: 521-530
- 18 . Souza M.M., Guimaraes J.R.C. and Chawla K.K., 1982, " Intercritical Austenitization of Two Fe-Mn-C Steels", Met. Trans. A, Vol: 13A pp: 575-579
- 19 . Jeong C. W. and Kim C.H., 1985, " Formation of Austenite from a Ferrite - Pearlite Microstructure during Intercritical Annealing", Journal of Mat. Sci. Vol: 20, pp: 4392-4398
- 20 . Speich G.R., Demarest V.A. and Miller R.L., 1981, " Formation of Austenite during Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels", Met. Trans. A,

- 21 . 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 0.08C, 1.4Mn-0.21Si steel.", Met. Trans. A, vol: 8A, pp:1523-26
22. Wycliffe P.A., Purdy G.R. and Embury J.D., 1981, "Growth of Austenite in The Intercritical Annealing of Fe-Mn-C Dual-Phase Steels", Canadian Metallurgical Quarterly, volume:20 no:3, pp: 339-350
- 23 . Navara E., Bengtsson B. and Easterling K.E., 1986, "Austenite Formation in Manganese Partitioning Dual-Phase Steel", Mat. Sci. and Tech., Vol: 2, pp:1196-1201
24. Aaronson H. I., 1962, "The decomposition Austenite by diffusional process", Newyork Interscience
25. Chang W.J. and Kim C.H., 1985, " Ferrit Growth on Cooling after Intercritical Annealing in a Dual-Phase Steel ", Scripta Met., Vol: 118, pp: 37-42
- 26 . Huppi G.S., Matlock D.K and Krauss G., 1980, "An Evaluation of The Importance of Epitaxial ferrite in Dual-Phase Steel Microstructures", Scripta Met. Vol: 25 pp: 1239-1243
- 27 . Tanaka T., Nishida M., Hashiguchi and Kato T.I., 1979, " Formation and Properties of Ferrite Plus Martensite Dual-Phase Steels", ed. by R.A. Kot and J.W. Morris, AIME pp: 221-242
- 28 . Matlock D.K., Krauss G, Ramos L.F. and. Huppi G.S., 1979, " A Correlation of Processing Variables with Deformation of Dual-Phase Steels", Structures and Properties of Dual-Phase Steels, Ed by. R.A. Kot and J.W. Morris, pp: 62-89
- 29 . Hansen S.S. and Pradhan R.R., 1981, " Structure-Property Relationships and continious Yielding Behavior in Dual-Phase Steels", Fundamentals of Dual Phase Steels, ed by R.A. Kott and B.L. Bromfitt, AIME pp: 113-141
30. Giordano L., Mutteazzi P., Tiziani A. and Zambon A., 1991, "Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel after Mechanical Stressing and Heat Treatment", Mat. Sci. and Eng., A / 31, pp: 215-219

31. Mediratta S.R., Ramaswamy V., 1990, "Dependence of Strain Hardening Exponent on The Volume Fraction and Carbon Content of Martensite in Dual-Phase Steels during Multislage Work hardening", *Jor. of Mat. Sci., Let.*, Vol: 18, pp: 205-206
32. Geip M.D, Matlock DK and Krouss G., 1980, "The Effect of Intercritical Temperature on the Structure of Niobium Microalloyed Dual-Phase Steel", *Met. Trans.*, Vol: 11A, pp: 1683-89 October
33. Joon Jeong Y.I., Kim S. and Hyung Sup C., 1985, "Austenitization during Intercritical Annealing of Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel", *Met. Trans.* volume:16A, pp: 1237-1245
34. Mould. P.R. and Skena C.C., 1977, "Structure and Properties of Cold Rolled Ferrite Phase Martensite (Dual-Phase) Steels Sheets", *Formable HSLA and Dual-Steels*, ed. by. A.T. Davenport, AIME pp: 183-203
35. Çimenoglu H., Kayalı E.S. and Dikeç F., 1985, "The Occurrence of Yield Point after Steel Relaxation in a Plain Carbon Dual-Phase Steel, *Scripta. Met.*, Vol: 25, pp: 3011-3021
36. Tomita Y. , 1990, "Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile Properties of Fe-0.1C Dual-Phase Steels *Journal of Mat. Sci.* Vol: 25, pp:5179-5184
37. Cribb W.R. and Rigsbee J.M., 1979, "Work Hardening Behavior and Its Relationship to the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels", *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*", by R.A. Kot, J.W. Morris, pp: 91-117 AIME
38. Paruz H. and Edmands D.V., 1989, "The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel", *Mat. Sci. and. Eng.*, A132, pp: 67-74
39. Ramos L.F., Matlock D.K. and Krauss G., 1979, "On the Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels", *Met. Trans.* 10 A, pp:259-261
40. Rigsbee J.M. and Wanderarend P.J., 1977, "Laboratory Studies of Microstructures and Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, ed. by. AT Davenport , pp: 58-88 AIME

- 41 . Speich G.R. and Miller R.L., 1979, " Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels", Structure and. Prop. of Dual-Phase Steels, ed. by R.A. Kott and J.W. Morris, pp: 145-182 AIME**
- 42 . Davies R.G., 1979, " Influence of Silicon and Phosphorous on the Mechanical Properties of Both Ferrite and Dual-Phase Steels", Met. Trans., Vol : 10A, pp: 113-118**
- 43 . Marder A.R., 1977, "Factors Affecting the Ductility of Dual-Phase Alloys", Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by. A.T. Davenport , pp: 89-100 AIME**
- 44. Davies R.G., 1977, " on the Ductility of Dual-Phase Steels", Formable HSLA and Dual Phase Steels, ed. by. Davenport, AIME, pp: 25-39**
- 45 . Dieter G.E, 1988, " Mechanical Metallurgy", Mc Graw Hill, pp:241**
- 46 . Eldis G.T., 1979, " Influence of Microstructure and Testing Procedure on the Measured Mechanical Properties of Heat-Treated Dual-Phase Steels", Structures and Prop. of Dual-Phase Steels, ed. by. R.A Kott and. J.W. Morris, pp: 202-220 AIME**
- 47 . Furukawa T. ,Morikawa H., Takechi H. and Koyama K., 1979, "Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Sheet Steels", Structures and Prop. of Dual-Phase Steels, ed. by. R.A. Kott and. J.W. Morris, pp:281-303 AIME**
- 48 . Krauss G., 1980, "Principles of Heat Treatment of Steels ", pp:15 AIME**
- 49. ASM Handbook, 1992, "Metallography and Microstructures", volume :9, pp:170**

50. Vool Vander G.F., 1984, "Metallography Principle and Practice Mc Graw Hill", Newyork chapter 6
51. TSE 138. 1978, Çekme Deneyleri (Metalik Malzeme için)
52. Speich G.R., 1981, " Physical Metallurgy of Dual Phase Steels", Fundamentals of Dual Phase Steels", ed. by. R.A. Kott and J.W. Morris, pp:3-45 AIME
53. Samuels L.E., 1989, "Optical Microscopy of Carbon Steels", ASM, pp:127
54. Davies R.G., 1978, "The Mechanical Properties of Zero-Carbon Ferrite Plus Martensite Structures", Met. Trans, Vol: 18A, pp: 41-45
55. Koo J., Bangaru V., Rau N. and Thomas G., 1979, " Designing High Performance Steels", Metal Progress, pp: 66-70
56. Özçatalbaş Y., Türker M ve Arık H., 1997, "Isıl İşlemlerin SAE 1050 ve 8620 Çeliklerinin Yönsel Mekanik Özelliklerine Etkisi", 7. Denizli Malzeme Sempozyumu, TMMOB

**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ
ÖZGEÇMİŞ**

Bilge DEMİR 1970’de Tokat’ın Pazar ilçesinde doğdu. İlk ve Orta Okulu Pazar’da tamamladı. Daha sonra Sivas EML’ni bitirdi. 1993 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünden mezun oldu. 1995 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne Araştırma Görevlisi olarak atandı. Halen bu görevine devam etmektedir.

