

**ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPININ
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Fikret KABAKCI

**Zonguldak Karaelmas Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Bilim Uzmanlığı Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

KARABÜK

Haziran 2006

KABUL:

Fikret KABAKCI tarafından hazırlanan “ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ” başlıklı bu çalışma jürimiz tarafından değerlendirilerek, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalında Bilim Uzmanlığı Tezi olarak oybirliğiyle kabul edilmiştir.
19/06/2006

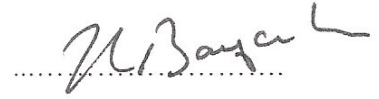
Başkan : Prof. Dr. Ercan CANDAN (ZKÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Elmas SALAMCI (ZKÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Handan BAYCIK (ZKÜ)



ONAY:

Yukarıdaki imzaların, adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım./...../2006



Prof. Dr. İhsan TOROĞLU

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ÖZET

Bilim Uzmanlığı Tezi

ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Fikret KABAKCI

Zonguldak Karaelmas Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Elmas SALAMCI

Haziran 2006, 74 sayfa

Bu çalışmada, %0.0981C, %1,653Mn, %0,54Si ve %0,694Ni kimyasal kompozisyonuna sahip çelik kullanılmıştır. Tavlama üç farklı interkritik sıcaklıkta yapılmıştır (A_1 - A_3 arasında). Tavlama sonrasında numuneler suda, yağda, havada ve fırında soğutulmuştur. Sonuçlar, kritik tavlama sırasında sıcaklık arttıkça mevcut olan östenitin martenzite dönüşüm miktarının arttığını göstermiştir. Isıl işlem görmüş numuneler üzerinde oda sıcaklığında çekme testi uygulanmıştır. Çekme deneyinde hiçbir numune belirli bir akma noktası göstermemiştir. Martenzit hacim oranının artması ile akma ve çekme dayanımları artarken toplam uzama azalmıştır. Benzer şekilde Martenzit hacim oranının artması ile mikrosertlik değerleri de artmıştır. Kırık yüzeylerin SEM incelemesi kırılmaya mikroboşlukların yol açtığını göstermiştir.

ÖZET (devam ediyor)

Optik mikroskop incelemelerinde fırında soğutmada bile karbür oluşumuna rastlanmamıştır.

Anahtar Sözcükler: Çift Fazlı Çelik, Martenzit Hacim Oranı

Bilim Kodu : 626.20.01

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

THE EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES IN DUAL PHASE STEELS

Fikret KABAKCI

**Zonguldak Karaelmas University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgy**

Thesis Advisor: Assistant Prof. Elmas SALAMCI

June 2006, 74 pages

In this study, chemical composition of steel having %0.0981C, %1.653Mn, %0.54Si and %0.694Ni were used. Annealing was done at three different intercritical annealing temperatures (ICAT) (between A_1 - A_3). After annealing the specimens were cooled in water, oil, air and furnace. The results showed that martensite volume fraction (MVF) transformed from austenite present during ICAT increased when the temperature increased. Room temperature tensile test was carried out on the heat treated specimens. No specimens showed clear yield point on tensile test. By increasing MVF yield and tensile strength increased while total elongation decreased. Similarly by increasing MVF microhardness values also increased. Scanning electron microscope (SEM) investigations of fracture surface showed the existence of microvoids leading to fracture. The formation of carbide was not noticed in the optical microscope investigation even if cooled in furnace.

ABSTRACT (continued)

Key Words : Dual Phase Steel, Martensite Volume Fraction

Science Code: 626.20.01

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım süresince değerli yardımları ile beni yönlendiren danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Elmas SALAMCI'ya, kıymetli bilgilerinden yararlandığım Prof. Dr. Ercan CANDAN'a ve yine değerli bilgi ve deneyimleri ile çalışmalarına ışık tutan Yrd. Doç. Dr. Mustafa ACARER, Yrd. Doç. Dr. Bilge DEMİR, Doç. Dr. Ramazan KAÇAR'a, numune hazırlama ve işleme gibi yardımlarının yanında manevi desteğini her zaman hissettiğim çok kıymetli arkadaşım Nebi YILMAZ'a, ayrıca tez çalışmalarım için Karabük'te kaldığım süre boyunca maddi manevi desteğini gördüğüm arkadaşlarım, Altan ALPER, Mustafa TÜRKMEN, Emin EVSEN, Ramazan DÜNDAR ve Cemal ESNER'e, çok değerli arkadaşlarım Yunus Emre ÖRNEK ve Alper GÜRLER'e teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	.ii
ÖZET.....	.iii
ABSTRACT.....	.v
TEŞEKKÜR.....	vii
İÇİNDEKİLER.....	.viii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	.x
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	.xii
SİMGE VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	.xiii
 BÖLÜM 1 GİRİŞ.....	1
 BÖLÜM 2 ÇİFT FAZLI ÇELİK ÜRETİMİ.....	4
2.1 ÇİFT FAZLI ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	6
2.1.1 Sürekli Tavlama Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi.....	7
2.1.2 Kutu Tavlama İle Çift Fazlı Çelik Üretimi.....	9
2.1.3 Sıcak Hadde Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi.....	9
2.2 ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPI OLUŞUMU.....	9
2.2.1 Östenit.....	9
2.2.2 Ferrit.....	13
2.2.3 Kalıntı Östenit	15
2.2.4 Martenzit	17
2.2.5 Çift Fazlı Çeliklerde Mikroyapı Oluşumuna Soğuma Hızının Etkisi.....	18
2.3 ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİK İLİŞKİSİ ÜZERİNE FAZLARIN ETKİSİ.....	21
2.3.1 Ferrit ve Martenzit	21
2.3.2 Yeni Ferrit	24
2.4 ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MEKANİK ÖZELLİKLER	27

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	<u>Sayfa</u>
2.4.1 Akma Dayanımı özellikleri	27
2.4.2 Çekme Dayanımı Özellikleri.....	28
2.4.3 Dayanım-Süneklik Özellikleri.....	30
2.4.4 Deformasyon Sertleşmesi (Pekleşme)	30
 BÖLÜM 3 DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	 36
3.1 MALZEME.....	36
3.2 ISIL İŞLEM	37
3.2.1 Martenzit Hacim Oranı İle Kritik Tavlama Sıcaklığının Değişimi	39
3.3 METALOGRAFİ	40
3.4 SEM ÇALIŞMASI	41
3.5 ÇEKME DENEYİ	41
3.6 MİKROSERTLİK	42
 BÖLÜM 4 DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	 43
4.1 ISIL İŞLEM VE METALOGRAFİ.....	43
4.1.1 Soğuma Hızına Bağlı Olarak Ortaya Çıkan Östenit Dönüşüm Ürünleri	45
4.2 ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI	48
4.2.1 Akma ve Çekme Mukavemeti.....	58
4.2.2 Kırılma Özellikleri.....	60
4.3 MİKROSERTLİK ÖZELLİKLERİ	61
4.4 SEM İNCELEMESİ	63
 BÖLÜM 5 SONUÇ VE ÖNERİLER.....	 69
 KAYNAKLAR	 71
 ÖZGEÇMİŞ.....	 74

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
2.1 Demir-Sementit denge diyagramı.	4
2.2 Çeşitli çift faz üretim ısıt işlemleri.....	5
2.3 Değişik ısıt işlem sonrasında oluşan mikroyapılar	6
2.4 Çift fazlı çelikler için sürekli tavlama diyagramı, sıcaklık zaman çevirimi.....	8
2.5 Ferrit + perlitli çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama ile östenit büyümesinin üç adımı	10
2.6 Östenit oluşum diyagramı.....	12
2.7 Fe-Fe ₃ C denge diyagramı (kesik çizgili) ve iki sistematik ZSD diyagram	14
2.8 Niyobyum mikro alaşımlı çift fazlı çelik mikroyapısı.	15
2.9 Gerinime bağlı olarak kalıntı östenitin martenzite dönüşen miktarı.....	16
2.10 Karbon içeriğinin ve ikili bölge sıcaklığının martenzit hacim oranına etkisi.....	17
2.11 İkili bölge sıcaklığının martenzit fazının karbon içeriğine etkisi	18
2.12 Mn miktarı ile çift fazlı mikroyapı oluşumu ve soğuma hızı etkisi	19
2.13 790 °C’de 90sn östenitlemeye tabi tutulmuş, %0,12 C, %1,28 Mn, 0,51 Si, %0,13 Mo, içeren çeliğe ait sürekli soğuma dönüşüm diyagramı (γ-östenit, γ _A iğnesel ferrit, B-beynit, P-perlit M-martenzit).....	20
2.14 Çift fazlı yapı: martenzit beyaz, ferrit gri (lepera dağlama, 1000x)	22
2.15 TEM mikroyapısı, küresel Fe ₃ C partiküllerinin östenizasyon işlemi öncesi (735 °C, 15dk/suda soğutma 40,000X)	23
2.16 HT-10 çeliğinden elde edilen çekme sonuçlarının tavlama sıcaklığına bağlı olarak gösterimi (soğuma hızı 23°C/Sn)	25
2.17 Yeni ferrit hacim oranı ile çekme gerilmesi ve % toplam uzama değişimi.....	26
2.18 Çift faz ve klasik yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik (YMDA) gerilme-uzama ilişkisi.	27
2.19 Swift eşitliğine göre çift fazlı çeliklerin J.C. analizleri.....	33
2.20 Ludwick eşitliğine göre çift fazlı çeliklerin J-C analizleri	34

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
2.21 Pekleşme üssü "n" in çift fazlı ve diğer çeliklerde çekme dayanımı ile ilişkisi	35
3.1 Kimyasal bileşimi verilen çeliğin sıcak hadde sonrası mikroyapısı, (dağlama %2 Nital).....	37
3.2 Isıl işlem sıcaklık ölçüm sistemi.	38
3.3 Kullanılan malzemede kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak MHO'nın değişimi. ...	40
3.4 Çekme deneyi yapılan malzemenin ölçüleri (TS 138).	42
4.1 Değişik kritik tavlama sıcaklıklarından suda su verilmiş malzemenin mikroyapı fotoğrafları, (dağlama %2 Nital + %10Sodyum Metabisülfid)...	43
4.2 Yeni ferrit mikroyapı resimleri, (Dağlama %4pikral + Kaynar durumdaki alkali kromat solüsyonu).	46
4.3 Çekme deneyi sırasında gerilme ve gerinim değerlerinin bilgisayar ekranındaki görüntüsü.	48
4.4 715 Serisi Gerilme-Gerinim Mühendislik Diyagramı.....	50
4.5 725 Serisi Gerilme-Gerinim Mühendislik Diyagramı.....	50
4.6 752 Serisi Gerilme-Gerinim Mühendislik Diyagramı.....	51
4.7 715 Serisi mikroyapı fotoğrafları.	52
4.8 725 Serisi mikroyapı fotoğrafları.	54
4.9 752 Serisi mikroyapı fotoğrafları.	56
4.10 Tavlama sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemetindeki değişim.	58
4.11 Tavlama sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetindeki değişim.....	59
4.12 Dayanım-martenzit hacim oranı ilişkisi (715–725–752 Suda soğutma).	59
4.13 Üretilen çift fazlı çeliklerin mikrosertlik sonuçları.....	61
4.14 Çekme deneyi sonrasında kopan yüzeylerin SEM görüntüleri.....	63

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
2.1 Üretim yöntemine göre ticari çift fazlı çelik kimyasal bileşimler.....	7
2.2 Östenit oluşum diyagramı için kullanılan çeliğin kimyasal bileşimi.....	12
2.3 Çeşitli interkritik tavlama sıcaklıklarında tutulmuş ve sabit soğuma hızında (23°C/sn)soğutulmuş malzemeye ait gerilme ve metalografik bulgular.....	24
3.1 Deneylerde kullanılan malzemenin kimyasal bileşimi.....	36
3.2 Kritik tavlama sıcaklıkları.....	38
4.1 Kullanılan malzemeye uygulanan işlem prosedürü ve faz hacim oranları.....	47
4.2 Çekme diyagramlarından elde edilen mühendislik verileri.....	49
4.3 Isıl işlem sıcaklığı soğutma ortamı ve mikrosertlik arasındaki ilişki.....	62

SİMGE VE KISALTMALAR DİZİNİ

mm	: milimetre
μm	: mikrometre
dk	: dakika
γ	: östenit
α	: ferrit
M	: martenzit
Mn _{eş}	: mangan eş değeri
σ_{ϵ}	: çekme gerilmesi
$\sigma_{0,002}$	: %0,2 kalıcı gerilme
S.H (°C/sn)	: soğuma hızı
%e	: mühendislik % uzaması
n	: pekleşme katsayısı

KISALTMALAR

YMDA	: Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
MHO	: Martenzit Hacim Oranı
ZKÜ	: Zonguldak Karaelmas Üniversitesi
Mpa	: Megapaskal
SEM	: Scanning Electron Microscopy
TEM	: Transmission Electron Microscopy
MB	: Mikroboşluk
TEF	: Teknik Eğitim Fakültesi
ZSD	: Zaman Sıcaklık Dönüşüm
Wt	: Weight
HSLA	: High Strength Low Alloy

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Geçmişe bakıldığında bilim ve teknolojinin ilerlemesiyle birlikte insan ihtiyaçlarında da bir artış meydana geldiği kolaylıkla görülebilir. Bu ihtiyaç kimi zaman bir lüks, kimi zaman bir hayati ihtiyaç şeklinde ortaya çıkmıştır. Bu durum malzeme kullanan bütün üretici ve tüketiciler için büyük önem arz eder. Çoğu alanda arzu edilen ideal malzemenin hafif, dayanıklı, şekillendirilebilme özelliği ve korozyon direnci yüksek ve ekonomik olması gibi özelliklere sahip olması istenir. Bu ihtiyaçlara özellikle otomotiv sanayisinde şiddetle ihtiyaç duyulmaktadır. Çünkü hafiflik, yakıt tasarrufunun yanında maliyeti düşürmekte, şekillendirilebilme özelliği istenilen geometride uygun malzeme yapılmasını sağlamakta, korozyon direnci de malzeme ömrünü uzatmaktadır.

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çelik türlerinin yeni bir sınıfı (Speich, 1997) olan çift fazlı çelikler yukarıda bahsedilen ihtiyaçların karşılanması amacıyla üzerinde çalışılan bir çelik türüdür.

Çift fazlı çelik kavramı 1937’de yeni bir yatak malzemesinin üretimi için Grabe’in %0,25 C’lu bir çeliği kritik bölgeden soğutması sonucunda çift fazlı yapıyı elde etmesi ve patent almasıyla tanınmıştır. 1947’de Herres ve Lorig tamamlanmamış östenitleştirmenin yüksek alaşımlı östenit adalarının oluşumuna ve arkasından martenzit dönüşümüne yol açtığını söylemişlerdir. Ardından 1960’larda Williams ve Davies’in kalay kaplama uygulamaları için çift fazlı şerit gelişimi üzerine yaptıkları çalışmalar, çift fazlı çelik incelemelerinin başlangıcı sayılır. Cairns ve Charles tarafından yapılan çalışmalar da bu tip çelik üzerine yapılan ilk çalışmalardan biri olarak literatürde yerini almıştır. Çift fazlı çeliklerin gelişimi ve üzerindeki araştırmalar 1970’lerde de devam etmiştir. Özel olarak; Tamura ve arkadaşları martenzitin mukavemeti ve hacim oranı arasında bir ilişki tespit etmişlerdir ve Hayami ve Furukawa ise sürekli tavlama yoluyla işlenen ferrit-martenzit çeliklerinin özelliklerini tartışmışlardır. Çift fazlı çelikler olarak bu malzemelerin ilk tasarımları bu

yazarlar ile anılmıştır. Rashid de, standart bir vanadyumlu YMDA kalite çelik (GM 980 X) kullanarak ticari çift fazlı çeliklerin üretimi üzerine yayınlar yapmış ve bu malzemelerin gelişimine büyük bir yardımda bulunmuştur (Llewellyn and Hillis 1996).

Çift fazlı çelikler hakkında günümüze kadar farklı araştırmacılar tarafından bu çeliklerin çeşitli özelliklerini inceleyen birçok çalışma yapılmıştır.

Çift fazlı çelikler YMDA çeliklerini A_1 ve A_3 kritik sıcaklıkları arasında (ferrit + östenit) tavlama ve bu belirlenen sıcaklıklar arasında bir süre tutmak ve ardından hedef mikroyapı elde edilebilecek soğuma hızında soğutulması ile elde edilir (Honeycombe and Bhadeshia, 1995). Çift fazlı çeliklerin mikroyapıları, ferrit matris içerisinde dağılmış yaklaşık %20 sert martenzit fazından meydana gelir (Llewellyn and Hillis, 1996; Speich, 1996). Bu kategorideki çelikler basitçe mikroyapılarında % ağırlık olarak 0,08-0,2C, 0,5-1,5Mn içermekle birlikte vanadyum ile mikro alaşımlandırılmış %0,5Cr ve 0,2-0,4Mo içeren çeliklerde sıklıkla kullanılır (Honeycombe and Bhadeshia, 1995).

Ticari çift-fazlı çelikler;

- a) Sürekli tavlama-sıcak haddeleme,
- b) Sürekli tavlama soğuk haddeleme,
- c) Kutu tavlama
- d) Sıcak haddeleme yöntemleri ile üretilmektedir (Speich, 1996).

Bu yöntemlerdeki soğuma oranı farklılığından dolayı, kullanılan çelik alaşımının martenzitik dönüşümü gerçekleştirebilmesi çok önemlidir (Llewellyn and Hillis, 1996). (Martenzitik dönüşümün gerçekleşmesini sağlayacak alaşımın aynı zamanda çift-fazlı çeliklerden beklenen üstün özellikleri desteklemesi, kırılgan bileşikler meydana getirip çift fazlı çeliklerden beklenen en önemli özellik olan sünekliğe zarar vermemelidir.)

Çift fazlı çeliklerin sahip olduğu önemli özellikler:

- a. Sürekli akma davranışı,
- b. Düşük akma/çekme dayanımı oranı,
- c. Yüksek çalışma sertleşmesi oranı,

- d. Yüksek düzeyde üniform toplam uzamadır. (Llewellyn and Hillis, 1996; Rao and Rashid, 1997).

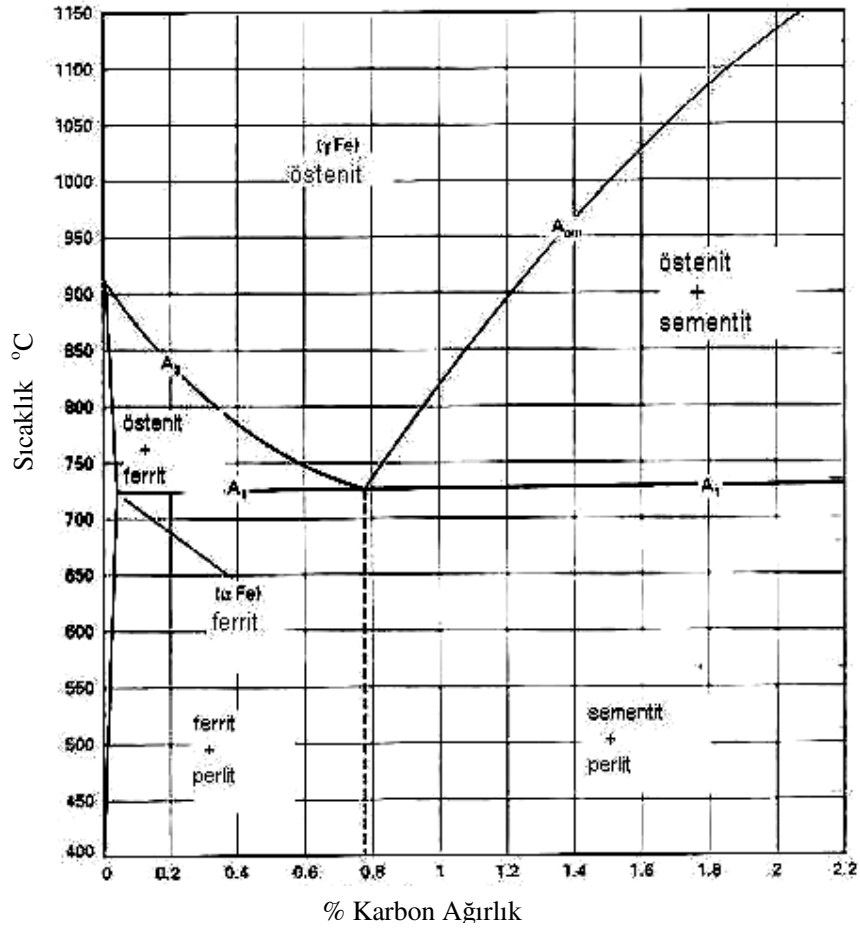
Sahip olduğu bu üstün özellikler çift fazlı çelikleri özellikle otomotiv sanayinde kullanılan önemli malzeme türlerinden biri yapmıştır.

Bu çalışmada döküm yolu ile üretilmiş ve sıcak haddelenmiş çelikten çift fazlı çelik üretimi araştırılmıştır. Çalışmada soğutma ortamı olarak su, hava, yağ ve fırın kullanılmıştır. Bu çalışmanın amacı, farklı soğutma ortamlarında üretilmiş çift fazlı çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılmasıdır.

BÖLÜM 2

ÇİFT FAZLI ÇELİK ÜRETİMİ

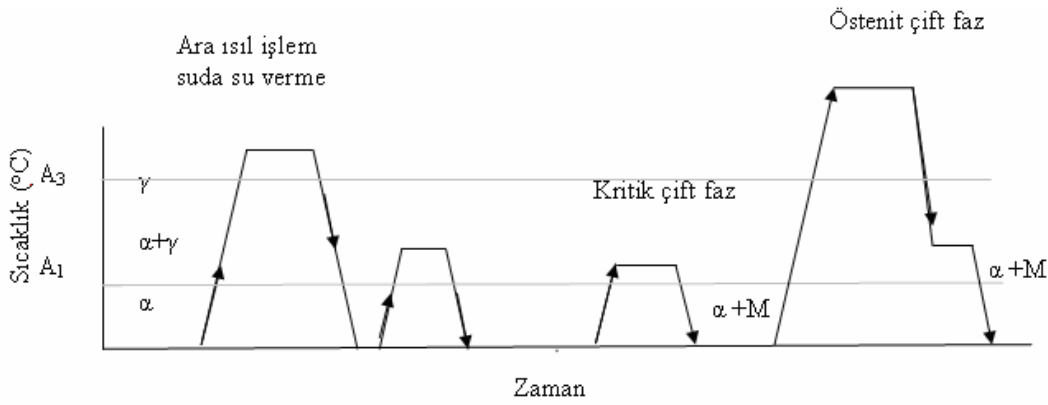
Çift fazlı çelik, ferrit ve martenzit fazlarının karışımından oluşur. Bu çift fazlı yapının üretimi Şekil 2.1 de demir-sementit denge diyagramında da gösterilen A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında tavlanan ötektoid altı çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak uygun hızla soğutulması ile elde edilir. Farklı morfolojilerde çift faz oluşturulması mümkündür.



Şekil 2.1 Demir-sementit denge diyagramı (Bramfitt et al, 1996).

Çift fazlı yapı $\alpha + P \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + M$ dönüşümüyle gerçekleşir. Ferritli perlitli çelik, belirlenen kritik sıcaklığa ısıtılır ve yeterince bu sıcaklıkta bekletilir. Bu durumda çeliğin mikroyapısı ferrit ve östenitten ibarettir. Ardından çelik, martenzit oluşturabilecek bir hızla soğutulur. Sonuçta mikroyapı, ferrit + martenzitten oluşur. Bu şekilde üretilen çift fazlı çeliğe “kritik sıcaklık çift faz çeliği” denir. Şekil 2.2, farklı çift faz üretim ısıl işlemlerinin şematik gösterimini içermektedir.

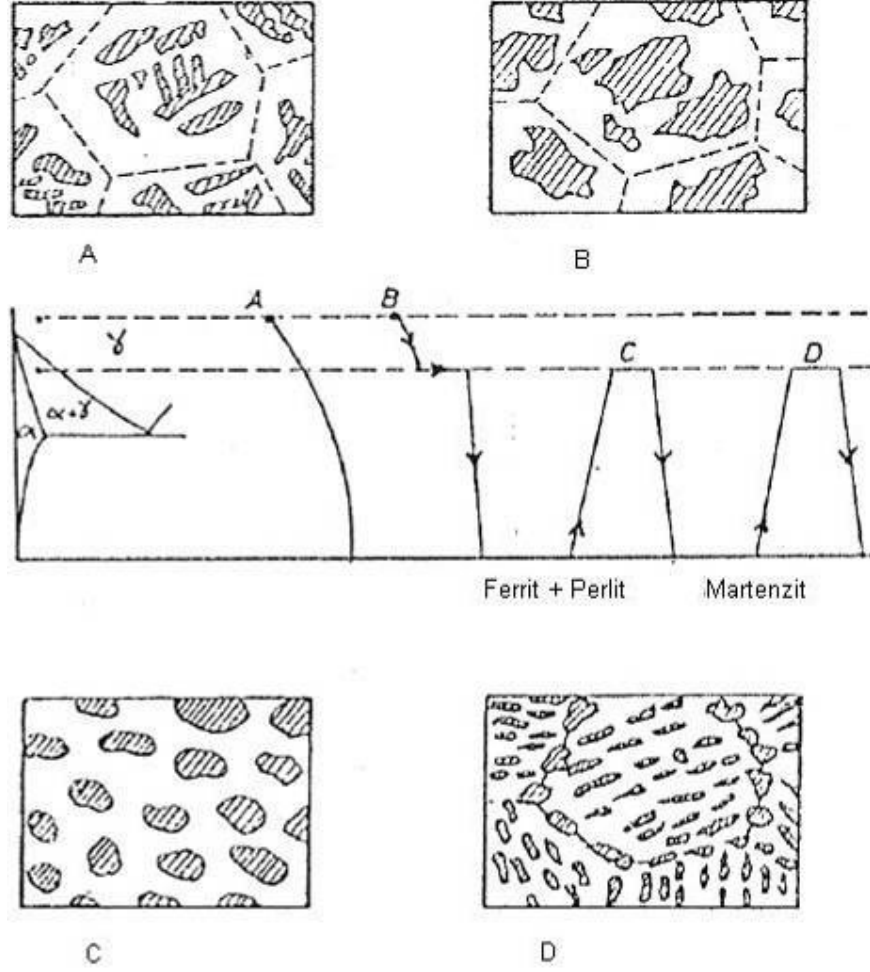
Diğer bir tür olan östenit çift faz işlemi ise uygun bileşimdeki çelik, ferrit + perlit bölgesinden östenit bölgesine tavlanylup ferrit + perlit bileşiminde östenit dönüşümü sağlandıktan sonra kontrollü bir şekilde soğutularak östenitten ferrit + östenit ayrışması gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu numune yapıda martenzit oluşturabilecek bir hızla soğutulmuştur. $\alpha + P \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + M$. Oluşan mikroyapı yine ferrit + martenzittir.



Şekil 2.2 Çeşitli çift faz üretim ısıl işlemleri (Kim and Thomas, 1981).

Çift fazlı çelik üretmek amacıyla yapılan farklı ısıl işlemlerin sonucunda oluşan mikroyapı ve özellikler birbirinden farklıdır. Şekil 2.3 farklı çift faz ısıl işlemi sonrasında meydana gelen mikroyapıları şematik olarak göstermektedir, şekilde siyah alanlar martenziti, beyaz alanlar ise ferriti temsil etmektedir.

Çift fazlı çeliklerin mikroyapıları, ferrit matris içerisinde dağılmış yaklaşık %20 sert martenzit fazından meydana gelir (Llewellyn and Hillis, 1996; Speich, 1996). Yaklaşık %20 martenzit hacim oranı, çift fazlı çeliklerden beklenen süneklik ve mukavemet ilişkisi açısından önemlidir, bununla birlikte malzemenin kullanılacağı servis şartları dikkate alınır.



Şekil 2.3 Değişik ısıt işlemleri sonrasında oluşan mikroyapılar (Bolvadin, 1990).

2.1 ÇİFT FAZLI ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Çift fazlı çelik üretimi farklı yöntemlerle gerçekleştirilmektedir (Çizelge 2.1). Yönteme uygun kimyasal bileşim seçimi üretimde en önemli parametreyi oluşturur ve bu maliyet açısından da önemlidir.

Ticari olarak çift fazlı çelikler;

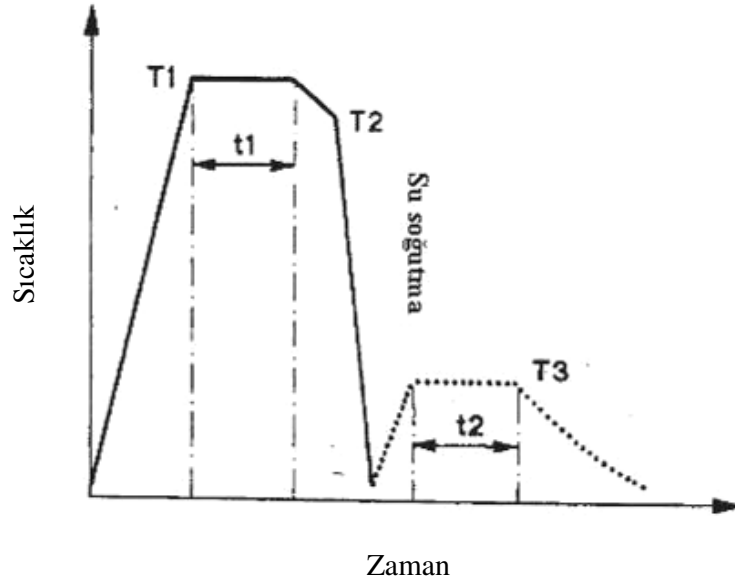
- Sürekli tavlama-sıcak haddeleme,
- Sürekli tavlama soğuk-haddeleme,
- Kutu tavlama,
- Sıcak haddeleme yöntemleri ile üretilmektedir (Speich, 1996).

Çizelge 2.1 Üretim yöntemine göre ticari çift fazlı çelik kimyasal bileşimler (Speich, 1996).

Bileşim, % Ağırlık							
Üretim Yöntemi	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	N
Sürekli tavlama, sıcak haddeleme	0.11	1.43	0.61	0.12	0.08	0.06	0.01
Sürekli tavlama, soğuk haddeleme	0.11	1.20	0.40	-	-	-	-
Kutu tavlama	0.12	2.10	1.40	-	-	-	-
Hadde esnasında	0.06	0.90	1.35	0.50	0.35	-	-

2.1.1 Sürekli Tavlama Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi

Sürekli tavlama prosesi, 1972’de Japonya’da, geleneksel kutu tavlama prosesine göre önemli ekonomik ve metalürjik avantajlara sahip olmasından dolayı ticari olarak geniş bir ölçekte benimsenmiştir. Sürekli tavlamanın önemli faydaları vardır. Daha yüksek soğuma hızı oranı alaşımın kompozisyonu ile alakalı yüksek kritik soğuma hızına uygundur. Şekil 2.4 çift fazlı çelikler için kullanılan sürekli tavlama hattının sıcaklık zaman çevirimini göstermektedir. Malzeme A₁ sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa hızlı ısıtılmış ve burada gaz-jet ile kritik sıcaklığa soğutulmadan önce bir süre tutulmuştur. Çelik daha sonra 230-400°C arasındaki bir sıcaklığa tekrar ısıtılabilir, isteğe bağlı yapılan bu yeniden ısıtma işlemi malzemeye yaşlanma etkisi sağlar (Llewellyn and Hillis, 1996).



Şekil 2.4 Çift fazlı çelikler için sürekli tavlama diyagramı, sıcaklık zaman çevirimi (Llewellyn and Hillis, 1996).

Yüksek T1 tavlama sıcaklığı yüksek manganlı çeliklerde önemli bir etkiye sahiptir, yüksek sıcaklıklar mangan difüzyonunun artmasına sebep olur ve bu durum östenit fazını zenginleştirir. Bununla birlikte, düşük manganlı çelik kompozisyonlarında tavlama sıcaklığı daha az etkilidir. Çünkü karbon, ferrit ve östenit arasındaki dengeyi sağlamada önemli bir etkidir ve bu karbonun hızlı difüzyon kinetiğinden kaynaklanmaktadır (Llewellyn and Hillis, 1996).

Rigsbee et al.(1979) t1 zamanının önemli bir etken olduğunu göstermişlerdir. Uzun süreler alaşımlı türlerde difüzyonu artırır ve yüksek sıcaklığa benzer bir etki oluşturur. Bunun sonucunda oluşan temiz ferrit (karbürden arınmış), segregasyonun östenit fazında çözünmesiyle süneklikte bir artma, düşük akma/çekme dayanımı, çekme dayanımında ise çok az bir düşüşe neden olur.

T2 soğutma sıcaklığı da önemli bir etkidir ve soğutmadan önceki östenit oranı alaşım içeriğine bağlı olarak kontrol edilebilir. Dayanım, artan sıcaklıkla ve oluşan östenit hacmiyle artar (Llewellyn and Hillis, 1996).

2.1.2 Kutu Tavlama İle Çift Fazlı Çelik Üretimi

Kutu tavlama, tavlama sıcaklığından soğuma oranı çok düşüktür; 10°C/saat veya 20°C/saat (Speich, 1996). Bu yüzden kullanılan alaşım elemanları yüksek oranda sertleşme kabiliyeti gerektirir.

Mangan sertleşme kabiliyeti için önemli bir etkidir, belirli bir düzeyde kutu tavlanan çeliklerde bulunmak zorundadır. Böyle malzemeler pahalıdır ve segregasyon probleminin ortaya çıkması durumunda, bu özellikte değişimlere yol açar. Çift fazlı çelik için bu rota sınırlanmıştır; bu durum sürekli tavlama hatlarının sınırlı olarak benimsenmesinden kaynaklanmaktadır (Llewellyn and Hillis, 1996).

2.1.3 Sıcak Hadde Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi

Sıcak hadde şeridinde çift fazlı yapı üretimi önemli derecede ekonomik ılımlılığa sahiptir, ayrıca soğuk hadde ile karşılaştırıldığında daha kalın malzeme gereksinimlerine cevap verebilir. Sıcak hadde esnasında çift fazlı yapı üretimi Climax Molybdenenum şirketi tarafından geliştirilmiştir. Sıcak hadde esnasında arzu edilen yapıyı elde etmenin yolu perlitten sakınmak ve kısıtlanan beynit oluşumunun %5'ten daha az olmasıdır (Llewellyn and Hillis, 1996).

2.2 ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPI OLUŞUMU

Çift fazlı çelikler ana faz olarak ferrit ve martenzitten ibarettir. Bununla birlikte mikroyapıda değişik sebeplerden dolayı farklı fazlar bulunabilmektedir. Bunlar; yeni ferrit, kalıntı östenit ve beynit olabilir (Avtar et al., 1986).

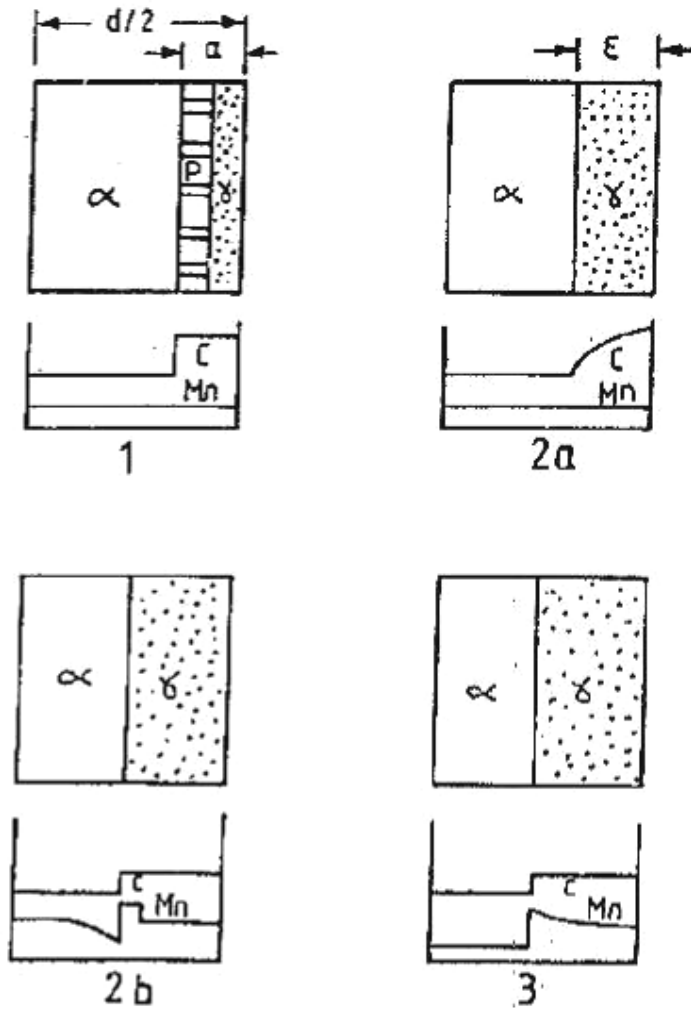
2.2.1 Östenit

A₁-A₃ kritik sıcaklıkları arasındaki ısıtma işlem uygulamasında, oluşan $\alpha + P \rightarrow \alpha + \gamma$ dönüşümü aşağıdaki aşamalardan meydana gelmektedir:

1. Perlit taneleri içerisinde östenit tanelerinin büyümesi
2. Ferrit taneleri içerisinde östenit tanelerinin büyümesi

- a) Karbon difüzyon kontrollü büyüme
- b) Mangan difüzyon kontrollü büyüme
- 3) Nihai dengenin kurulması.

Birinci aşamada, ferrit-perlit taneleri ara yüzeyinde östenit oluşur ve büyür. Bu büyüme sonunda, perlit taneleri ergiyerek yüksek karbonlu östenit tanelerine dönüşürler. Dönüşüm Şekil 2.5’de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.5 Ferrit + perlitli çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama ile östenit büyümesinin üç aşamı (Speich et al., 1981).

Perlit tanelerinin östenit tanelerine dönüşmesi, karbon difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Difüzyon mesafesi çok kısa olduğundan, östenit tanelerinin oluşması için gerekli zaman ihmal edilecek kadar kısadır. Sözü edilen difüzyon mesafesi, perlit lamelleri arasındaki mesafe olan $0,2\mu\text{m}$ kadardır. Perlit tanelerinin östenit tanelerine dönüşümü, düşük sıcaklıklarda, yer alan alaşım elementlerinden etkilenir ve düşük sıcaklıklarda Mn gibi yer alan alaşım elementlerinin yavaş difüzyonu sebebiyle, büyüme oranı oldukça azalır. Östenit tanelerinin perlit-ferrit ara yüzeyinde aniden oluştuğu varsayılırsa perlit tanelerinin tamamen erimesi için gerekli süre t_p eşitlik 2.1 den hesaplanabilir (Repas,1978).

$$t_p = a/G \quad (2.1)$$

a: Perlit lamellerinin yarı kalınlığı

G: Büyüme oranı

Eğer perlit lamelleri, küp şeklinde ferrit taneleriyle çevrilir ise, perlit lamellerinin yarı kalınlığı olan (a) değeri, eşitlik 2.2 ile hesaplanır (Speich, 1979).

$$a = V_v(p) \times d / 2 \quad (2.2)$$

$V_v(p)$ = perlit miktarı

d=kübik yapıli ferrit tanelerinin çapı.

İkinci aşama, ferrit taneleri içerisinde östenit tanelerinin büyümesi aşamasıdır. Bu aşamada östenit tanelerinin büyümesi, karbon ve mangan kontrolü ile gerçekleşmektedir. Ferrit taneleri içerisinde östenit tanelerinin karbon difüzyonu ile büyümesi, birinci aşama bittikten sonra veya birinci aşamayla birlikte oluşmaktadır. A_1 - A_3 dönüşüm sıcaklıkları arasında, kaldırma kuralı gereğince, ferrit-östenit dengesi kuruluncaya kadar, östenit taneleri ferrit taneleri içerisinde büyüyecektir. Bu olay, konsantrasyon farkından doğan itici güce bağlı olarak, Mn elementi yeniden dağılıma uğrayarak veya yeniden dağılıma uğramaksızın olabilir.

Şayet Mn yeniden dağılıma uğramazsa, ikinci dereceden denge meydana gelir ve östenit tanelerinin ferrit taneleri içerisinde büyüme hızı, östenit taneleri içerisindeki karbon difüzyonu ile kontrol edilir (Şekil 2.5).

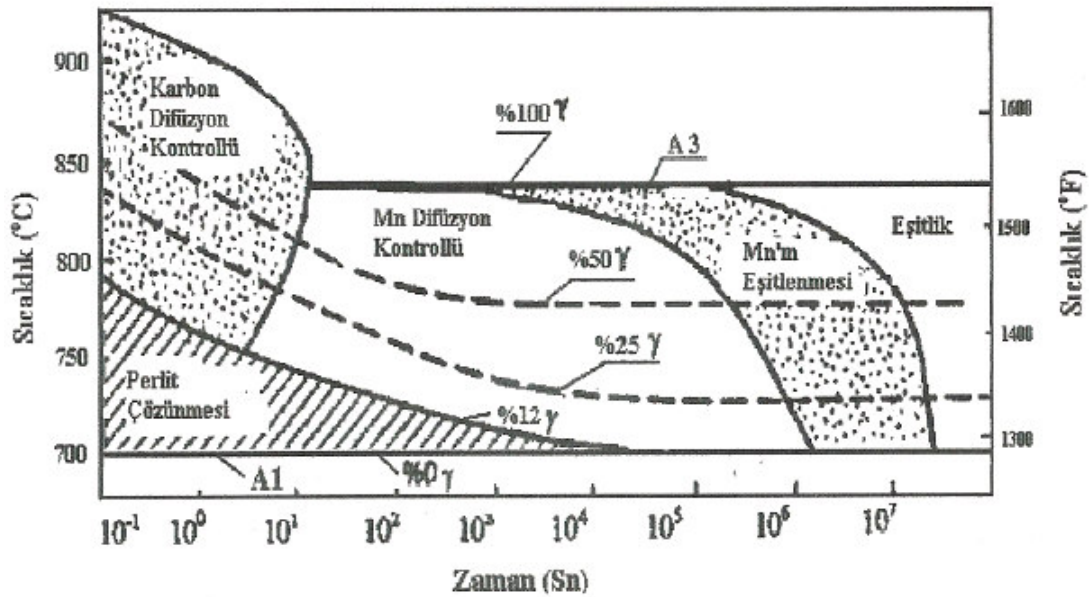
Ferrit taneleri içerisinde östenit tanelerinin oluşması sırasında, mangan difüzyon kontrolü söz konusu ise, mangan elementi, östenit tanelerine ferrit tanelerinden difüz olmaktadır. Ancak, mangan elementinin ferrit tanelerindeki difüzyonu, östenit tanelerindeki difüzyonundan üç kat daha fazladır (ferritteki Mn difüzyonu östenitteki orana öncelikli olarak gerçekleşmektedir). Bu nedenle Mn kontrolü ile östenit tanelerinin büyümesi yavaş cereyan edecektir.

Östenit tanelerinin oluşmasında, son aşama nihai dengenin kurulmasıdır. Nihai denge, östenit fazı içerisinde Mn elementi konsantrasyon gradyanının yok olması ile kurulur. Östenit taneleri içerisinde Mn difüzyonu çok yavaş olduğundan, bu dengenin kurulması için geçen süre oldukça uzundur (Speich et al., 1981).

Speich ve arkadaşları, aşağıda kimyasal bileşimi verilen bir çelik için Şekil 2.6'da gösterilen östenit oluşum diyagramını belirlemişlerdir.

Çizelge 2.2 Östenit oluşum diyagramı için kullanılan çeliğin kimyasal bileşimi.

C	Mn	P	S	Si	Al
0.12	1.47	0.009	0.010	0.24	0.008



Şekil 2.6 Östenit oluşum diyagramı (Speich et al., 1981).

Önceki teorik çalışmalar göz önüne alındığında her çelik için ayrı ayrı östenit oluşum diyagramı çizilmesi mümkündür. Bu diyagram farklı miktarlarda östenit oluşturulması ve meydana gelen östenitin oluşum esnasındaki her kademesinin kontrol edilmesine imkan verir.

Örneğin söz konusu çelik, ortalama 780 °C civarında ısıtıldığında diyagrama göre östenit oluşumu için ilk adım perlitin çözünmesidir. Bu adım çok hızlıdır ve 0.2 sn tamamlandıktan sonra %12 östenit oluşmuştur. Daha uzun tutmada östenit, karbon difüzyonu ile östenit oluşumu kontrol edilerek ferrit içerisine doğru büyümeye başlar, bu da yaklaşık %20 östenit oluşana kadar (6 sn) sürer. Bu adım östenitin ferrit içerisine yavaşça büyümesiyle takip edilir. Ferritteki Mn difüzyonu kontrol edilerek %50 östenit oluşumuna kadar süren bu adım 55 saat sürer. Son adım östenitteki Mn içeriğinin yavaş dengesidir. Son denge ancak 3000 saat sonra başarılabılır.

A₁ ve 740 °C arasındaki düşük sıcaklıklarda, Şekil 2.6'da perlit çözünmesinin çok yavaş olduğu görülmektedir. Bu durumda östenitin büyümesi yalnızca ferritteki mangan difüzyonuyla kontrol edilir. Karbon difüzyon kontrollü adım yoktur. Şekil 2.6'da 850-900 °C'deki yüksek sıcaklıklarda perlit çözünmesinin neredeyse bir anlık olduğu görülmektedir ve östenitin ferrite büyümesi östenitteki karbon difüzyonuyla kontrol edilir. Mangan difüzyon kontrollü adım yoktur (Speich et al., 1981).

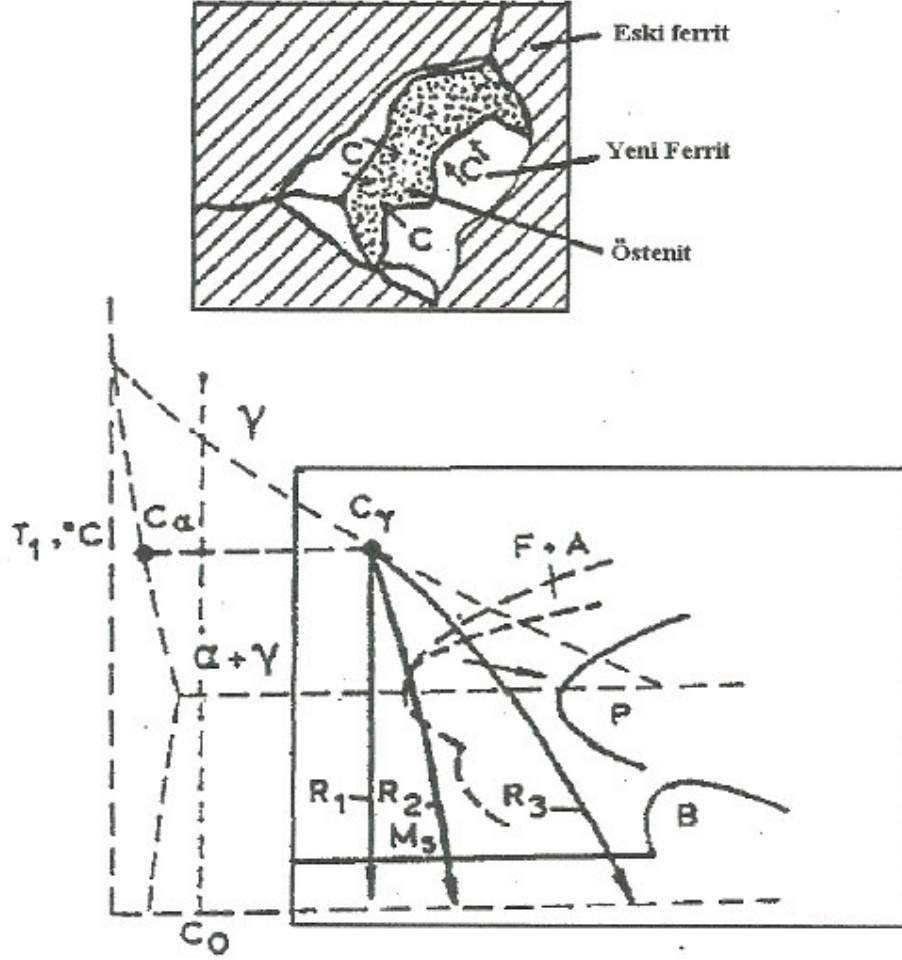
2.2.2 Ferrit

Çift fazlı çeliklerin özelliklerinin belirlenmesinde; ferrit tane boyutu, ferrit matriste bulunan çökeltiler, ferrit matris içerisindeki arayır ve yer alan elementlerinin bulunması gibi önemli parametreler göz önünde bulundurulur.

Ferrit tanelerinin eş eksenli olması arzu edilir. Düşük dönüşüm sıcaklıklarına sahip çift fazlı çeliklerde oluşan iğnel ferrit, mukavemeti artırır fakat sünekliği azaltır (Piplani and Raghavan, 1981). Çift fazlı çeliklerde optimum özellikler için ferrit tane boyutunun da küçük olması istenir (Davies, 1978).

Ferrit; yeni ferrit ve eski ferrit olarak iki kısımda incelenebilir; ikisinin de çelik özelliklerine farklı etkileri vardır.

Kritik tavlama sonrasında soğutma esnasında östenitin ferrite dönüşmesiyle oluşan yeni ferrit çelik deformasyon davranışı üzerinde etkilidir ve eski ferritten kompozisyon bakımından farklıdır (Şekil 2.7) (Speich et al., 1981).



Şekil 2.7 Fe-Fe₃C denge diyagramı (kesik çizgili) ve iki sistematik ZSD diyagramı:

C_{γ} - T_1 kritik sıcaklığındaki östenitin karbon miktarı (kesik çizgi), soğuma sırasında yeni ferrit oluşumu ve östenitin karbonca zenginleşmesi (sürekli çizgi) (He, 1986).

Kritik soğuma hızından daha yavaş olan soğutma hızlarında, yeni ferritin eski ferrit üzerinde bir çekirdeklenme olmadan oluştuğu ve östenit tanelerine doğru bir büyüme gösterdiği (Lawson et al., 1980) ifade edilmektedir. Eski (kalıntı) ve yeni ferriti

mikroyapıda ayırt etmek için Lawson'un geliştirdiği özel dağlama yöntemi kullanılır. şekil 2.8'de 760 °C'de 8 dakika tavlannış şeliğin alkali kromat solüsyonunda dağlanması sonucu oluşan mikroyapı verilmiştir. şekilde görüldüğü gibi martenzit siyah, eski ferrit gri ve yeni ferrit ise beyaz olarak açığa çıkmıştır.

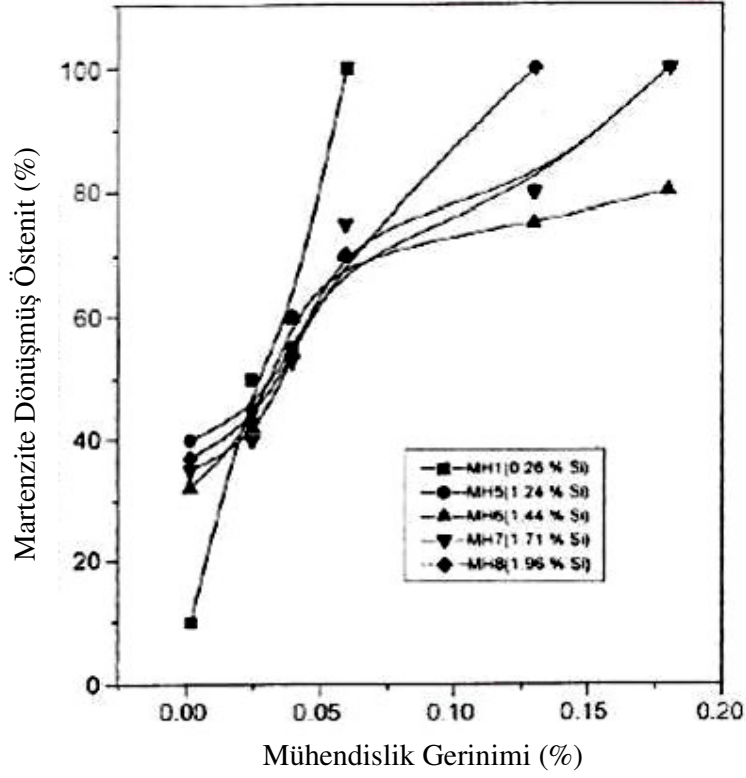


şekil 2.8 Niyobyum mikro alaşımlı çift fazlı elik mikroyapısı (Lawson et al., 1980).

2.2.3 Kalıntı stenit

Suda soğutma ile östenitin tamamen martenzite dönüşememesi çift fazlı çeliklerde %2-9 civarında kalıntı östenit bulunmasına sebep olur. Normal şartlarda kalıntı östenitin yok edilmesi mümkün değildir. Ancak -70 °C'ye kadar soğutma, temperleme veya deformasyonla kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanabilir (Saleh and Priestner, 2001).

Saleh and Priestner (2001), farklı Si içeriğine sahip çeliklerde gerinim miktarına bağlı olarak martenzite dönüşen östenit miktarını şekil 2.9'daki gibi göstermişlerdir.



Şekil 2.9 Gerinime bağlı olarak kalıntı östenitin martenzite dönüşen miktarı (Saleh and Priestner, 2001).

Kalıntı östenit yapıda farklı şekillerde bulunabilir. Kalıntı östenit martenzit dilimleri arasında ince bir tabaka olarak bulunduğu, miktarı çok düşük olduğundan (%1) ayırt edilebilmesi için dikkatli seçilmiş difraksiyon paternine ihtiyaç duyulur.

Kalıntı östenit ikinci faz olan martenzitle birlikte bulunduğu ise, X-ışınları yöntemiyle tespit etmek mümkün olmaktadır. Çift fazlı çeliklerde kalıntı östenit genelde bu tarzda bulunmaktadır. Ayrıca bu faz küçük adacıklar şeklinde ferrit taneleri içinde veya tane köşelerinde de bulunabilir (Piplani and Raghavan, 1981).

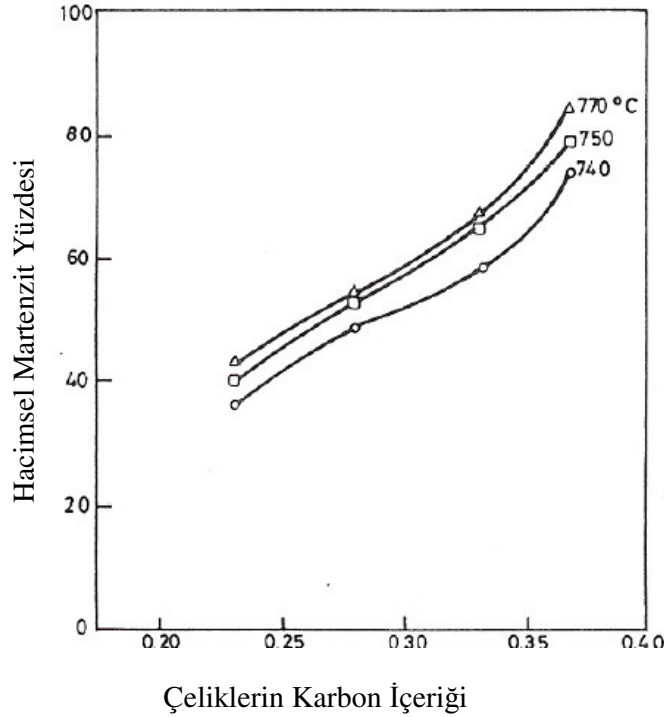
Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan kalıntı östenitin büyük bir kısmının deformasyon sırasında martenzite dönüşmesi üniform ve toplam uzamayı artırır. Ancak kalıntı östenit miktarı düşük ise, üniform ve toplam uzamadaki artış ihmal edilebilir (Giordano et al., 1991).

2.2.4 Martenzit

Çift fazlı çeliklerde süneklik ve dayanım özelliklerini kontrol eden parametrelerden en önemlisi martenzit miktarının hacim oranıdır. Martenzit hacim oranı arttığında, dayanımın artmasına rağmen süneklik azalmaktadır (Piplani and Raghavan, 1981).

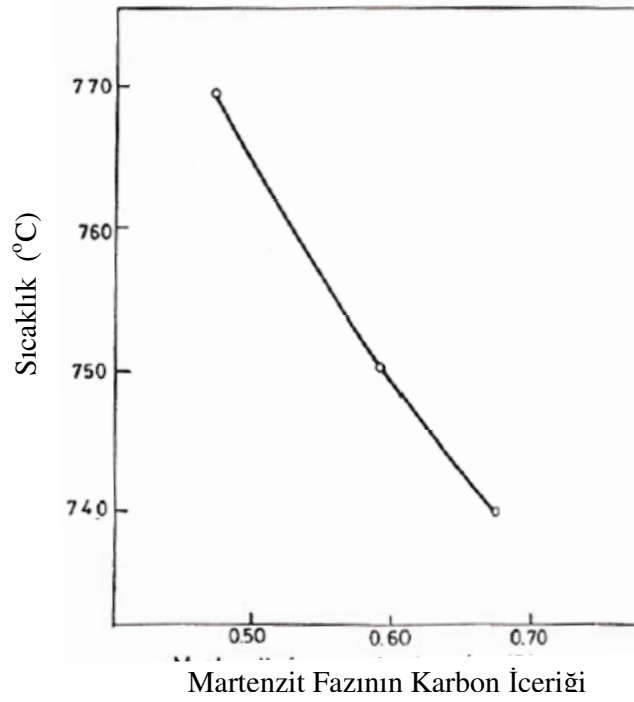
Çift fazlı çeliklerin mikroyapısında bulunan martenzit miktarı büyük oranda; çeliğin karbon içeriğine, tavlama sıcaklığına ve östenit tanelerinin sertleşme kabiliyetine bağlıdır (Davies, 1978).

Çift fazlı çeliklerin martenzit miktarı, artan tavlama sıcaklığı ve artan karbon miktarı ile artmaktadır.



Şekil 2.10 Karbon içeriğinin ve ikili bölge sıcaklığının martenzit hacim oranına etkisi (Bolvadin ve Tekin 1990).

Şekil 2.10, tavlama sıcaklığı ve karbon içeriğinin çelikteki martenzit hacim oranına etkisini göstermektedir. Artan tavlama sıcaklığına bağlı olarak martenzit hacim oranı artmakta bununla birlikte martenzitin karbon içeriği azalmaktadır. Şekil 2.11, martenzit karbon içeriğiyle tavlama sıcaklığı arasındaki ilişkiyi göstermektedir.



Şekil 2.11 İkili bölge sıcaklığının martenzit fazının karbon içeriğine etkisi (Bolvadin ve Tekin, 1990).

2.2.5 Çift Fazlı Çeliklerde Mikroyapı Oluşumuna Soğuma Hızının Etkisi

Kritik tavlama sıcaklığında tavlanan ve oluşturulan ferrit + östenit fazlarından, ferrit + martenzit fazı elde edilebilmesi için kritik bir soğuma hızına ihtiyaç duyulur. Östenit tanelerinin büyüklüğü ve östenit tanelerinde katı eriyik olarak bulunan karbon miktarı arttıkça, kritik soğuma hızı azalmaktadır.

Yapılan çalışmalar sonucunda çift fazlı mikroyapı elde edilebilmesi için gerekli minimum soğuma hızı ampirik olarak bulunmuştur.

$$\log K_r(^{\circ}\text{C}/\text{sn}) = -1,73\text{Mn}_{\text{eş}} + 3,95 \quad (2.3)$$

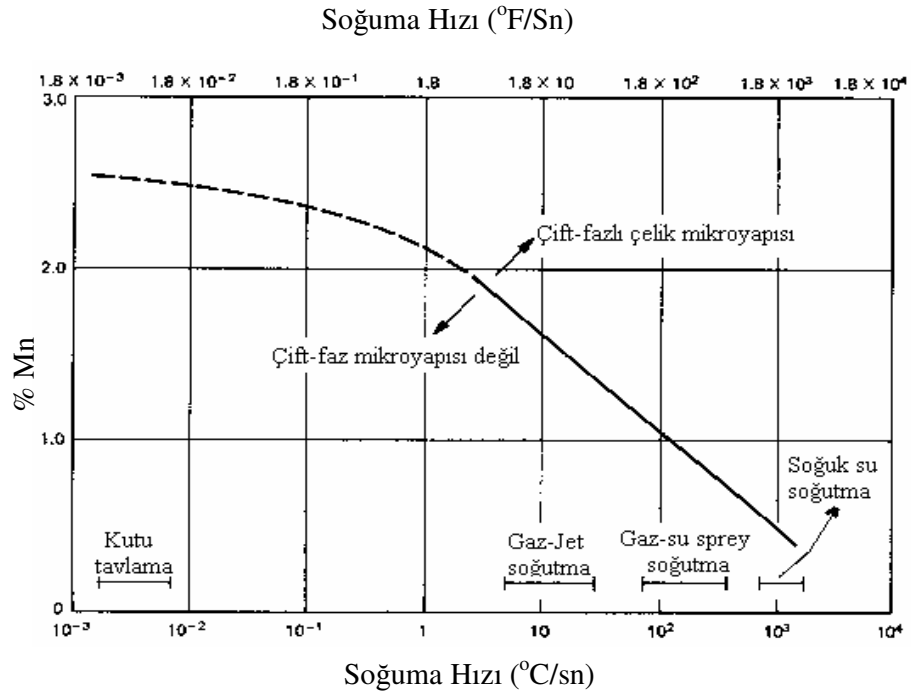
K_r =kritik soğuma hızı

$\text{Mn}_{\text{eş}}$ =manganez eşdeğeri

Manganez eşdeğerine krom ve molibden de etki eder, bu durumda $Mn_{eş}$ aşağıdaki formülle ifade edilmiştir (Hashiguchi et al., 1980).

$$Mn_{eş}(\%) = (\%Mn) + 1,3 (Cr) + 2,67 (Mo) \quad (2.4)$$

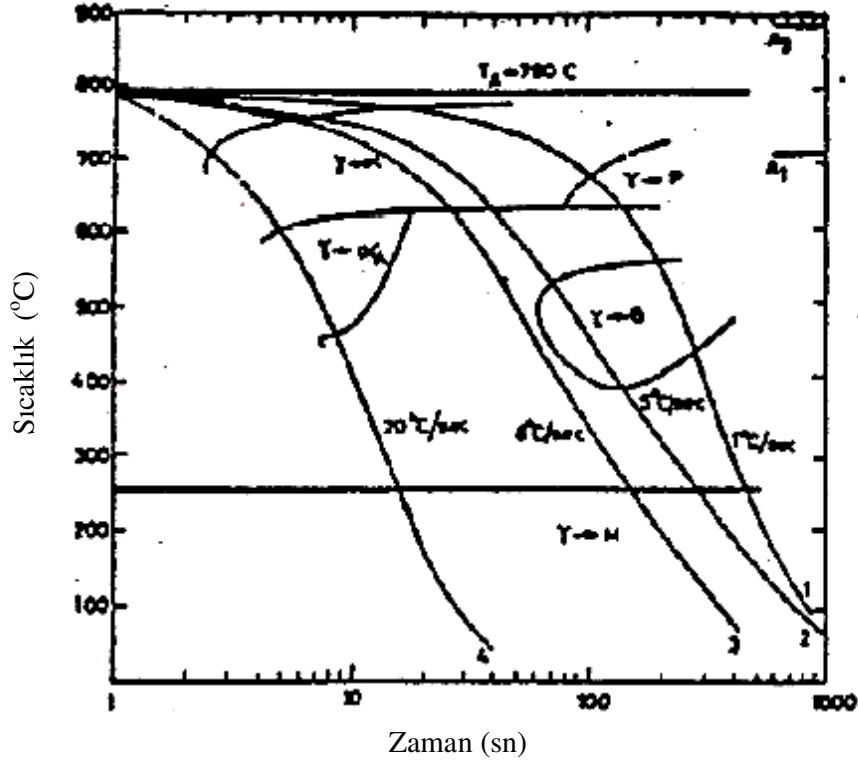
Kritik sıcaklık ($\alpha+\gamma$) bölgesindeki yüksek tavlama sıcaklıklarında, yapıda bulunan östenit miktarı çok, fakat östenitteki karbon miktarı düşüktür. Aynı şekilde kritik sıcaklık bölgesindeki, düşük tavlama sıcaklıklarında yapıda bulunan östenit miktarı az fakat östenitteki karbon miktarı fazladır. Bu nedenle, düşük tavlama sıcaklıklarında östenitin sertleşme kabiliyeti yüksek, fakat yüksek tavlama sıcaklıklarında düşüktür. Çift fazlı mikroyapı oluşumuna büyük etkiye bulunan alaşım elementinden biri de Mn'dır. Şekil 2.12, Mn miktarı-soğuma hızı ile çift fazlı yapı oluşumunu göstermektedir.



Şekil 2.12 Mn miktarı ile çift fazlı mikroyapı oluşumu ve soğuma hızı etkisi (Speich, G.R. 1996).

Östenitleme sıcaklığında mikroyapı %50 eş eksenel ferrit ve %50 östenitten oluşmaktadır. Yavaş soğuma hızlarında mikroyapıda daha fazla eş eksenli ferrit olur. Soğuma hızı çok düşükse geri kalan östenit, perlite dönüşür. Ancak soğuma hızının biraz

yüksek olması östenitin bir kısmının beynite dönüşmesine neden olur. Şekil 2.13, $8^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ soğuma hızında östenitten martenzite dönüşen malzemenin sürekli soğuma dönüşüm diyagramını göstermektedir.



Şekil 2.13 790 °C'de 90sn östenitlemeye tabi tutulmuş, %0,12 C, %1,28 Mn, %0,51 Si, %0,13 Mo içeren çeliğe ait sürekli soğuma dönüşüm diyagramı. γ -östenit, γ_A - iğnesel ferrit, B-beynit, P-perlit, M- martenzit (Piplani and Raghavan, 1981).

Soğuma hızı yüksek olduğunda iğnesel ferritin oluşumu söz konusudur (Piplani and Raghavan, 1981).

Soğuma hızı, karbon difüzyonuna etki etmektedir. Bu etkiden dolayı, farklı mikroyapılar oluşabilmektedir. Hızlı soğumada östenit tanelerinden karbonun difüzyonuna yeterli zaman kalmadığından, östenit tanelerinin hemen hepsi martenzite dönüşebilmektedir. Hızlı soğuma durumunda mikroyapıda ferrit oranı çok azdır. Bu sebepten, martenzit tanelerinin karbon miktarı, östenit tanelerinin karbon miktarına çok yakın olacaktır. Yavaş soğuma durumunda ise ferrit miktarı artacaktır. Yani soğuma hızı, çift faz mikroyapısını tamamen

etkilemekte ve bu da mekanik özellikleri değiştirmektedir. Soğutma kademesindeki martenzit oluşumu sırasında, %2-4 kadar hacim artışı olacağından martenzit taneleri, çevresindeki ferrit tanelerinde artık gerilmeler meydana getirir.

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

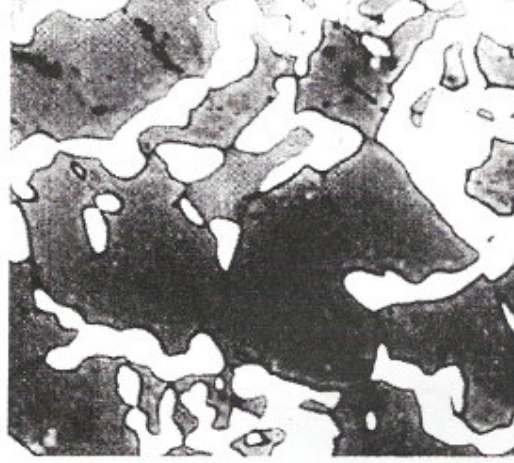
2.3 ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİK İLİŞKİSİ ÜZERİNE FAZLARIN ETKİSİ

Çift fazlı çeliğin mikroyapısını oluşturan ferrit ve martenzitin ayrı ayrı morfolojisi, çift fazlı çeliğin mekanik ve fiziksel özelliğini etkiler. Bunun yanında oluşan diğer fazlar, çift fazlı çeliğin kullanılacak servis şartları için uygunluğunu belirler.

2.3.1 Ferrit ve Martenzit

Çift fazlı çeliğin mikroyapısını ana faz olarak, ferrit ve martenzit oluşturur. Ferrit ve martenzitin morfolojisini ise asıl olarak karbon belirlemektedir. El-Sesy ve El-Barade (2002) yaptıkları çalışmada, karbonun hem serbest halde, hem Fe_3C halinde çift fazlı çeliği oluşturan ferrit ve martenzitin mukavemetini etkileyeceğini göstermişlerdir. Ferrit ve martenzitte bulunan karbonu ayrıntılı olarak inceleyen El-Sesy ve El-Barade şu sonuçlara ulaşmışlardır.

Çift fazlı çeliğin içindeki martenzitin karbon içeriği, öncelikle interkritik tavlama sıcaklığına, ikinci olarak da martenzitin hacim yüzdesine bağlıdır. İnterkritik sıcaklık azaldıkça, martenzitin karbon miktarı artar. Martenzitin karbon içeriği kütle denge denkleminde hesaplanabilir. Şekil 2.14'te optik mikroskop fotoğrafında tipik çift fazlı çelik mikroyapısı gösterilmektedir.



Şekil 2.14 Çift fazlı yapı: martenzit beyaz, ferrit gri (lepera dağlama, 1000x) (El-Sesy and El-Baradie, 2002).

$$|\%C|_a \rho_a = |\%C|_m v_m \rho_m + |\%C|_f (1 - v_m) \rho_f \quad (2.5)$$

v_m = Martenzit Hacim Yüzdesi

$|\%C|_a$ = Alaşım İçerisindeki Karbon İçeriği

$|\%C|_m$ = Martenzit İçerisindeki Karbon İçeriği

$|\%C|_f$ = Ferrit İçerisindeki Karbon İçeriği

ρ_a, ρ_m, ρ_f = Alaşım, Martenzit ve Ferrit Yoğunluğu

Mantıklı bir yaklaşımla ferritin yoğunluğu martenzit ve alaşımın yoğunluğuna eşittir ve ferritin karbon içeriği ihmal edilebilir. Böylece

$$[\%C]_m = |\%C|_a / v_m \quad (2.6)$$

$|\%C|_m$ değeri denklem 2.6'da $|\%C|_a$ (alaşım içerisindeki karbon içeriği) yerine koyarak farklı martenzit hacim yüzdeleri için hesaplanabilir.

Martenzit karbon içeriğinin ölçülmesi esnasında beklenen hata payına rağmen ölçülmüş ve hesaplanmış değerler arasında iyi bir korelasyon vardır. Bu da gösteriyor ki denklem 2.6,

martenzit karbon içeriğini saptamak için oldukça doğrulukla uygulanabilir. Martenzitin karbon içeriği çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışını etkileyen önemli bir faktördür. Martenzitin mukavemeti karbon içeriğine çok bağlıdır. Sonuç olarak karbon içeriği çift fazlı mikroyapının mukavemetini artırır. Çift fazlı çeliklerde martenzit yapısı çıta martenzit yapısından (düşük karbonlu martenzitten) levha tipi martenzite (yüksek karbonlu martenzite) dönüşebilir. Eğer östenit sadece karbon içeriyorsa ve suda soğutulmuşsa, östenit karbon içeriğine bağlı olarak çıta martenzite veya levha martenzite dönüşebilir (El-Sesy and El-Baradie, 2002). Şekil 2.15'teki TEM fotoğrafı ferrit/perlit sınırında bulunan sementit (Fe_3C) partikülleri üzerinde östenitin çekirdeklenmesini göstermektedir.



Şekil 2.15 TEM mikroyapısı, küresel Fe_3C partiküllerinin östenizasyon işlemi öncesi ($735^{\circ}C$, 15dk/suda soğutma 40,000X), (El-Sesy and El-Baradie, 2002).

El-Sesy and El-Baradie yaptıkları bu çalışmada önemli bir metalurjik olay gözlemlenmiştir. Bu olay östenitleştirme prosesinden önce sementit partiküllerinin küreselleşmesidir. Böylece küreselleşmiş sementitten oluşan bir mikroyapı ile başlamak, interkritik tavlama ($\alpha + \gamma$) bölgesinde östenit oluşumunu hızlandırır. Ayrıca El-Sesy ve El-Barade yaptıkları bu çalışma sonucunda; karbon ve sementit (Fe_3C) arasındaki etkileşim ve ferrit içindeki mobil (hareketli) dislokasyonlar sayesinde çift fazlı çeliklerin akma davranışının tahmin edilebileceğini, ferrit içindeki yüksek miktardaki ara karbon içeriği çift fazlı çeliklerde kırılma yol açacağını, lamel yapıları sementit partikülleri östenitleştirmeden hemen önce küreselleşeceğini bunun sonucu olarak, küresel sementit partikülleri östenitleştirme kinetiğini hızlandıracağını iddia etmişlerdir.

2.3.2 Yeni Ferrit

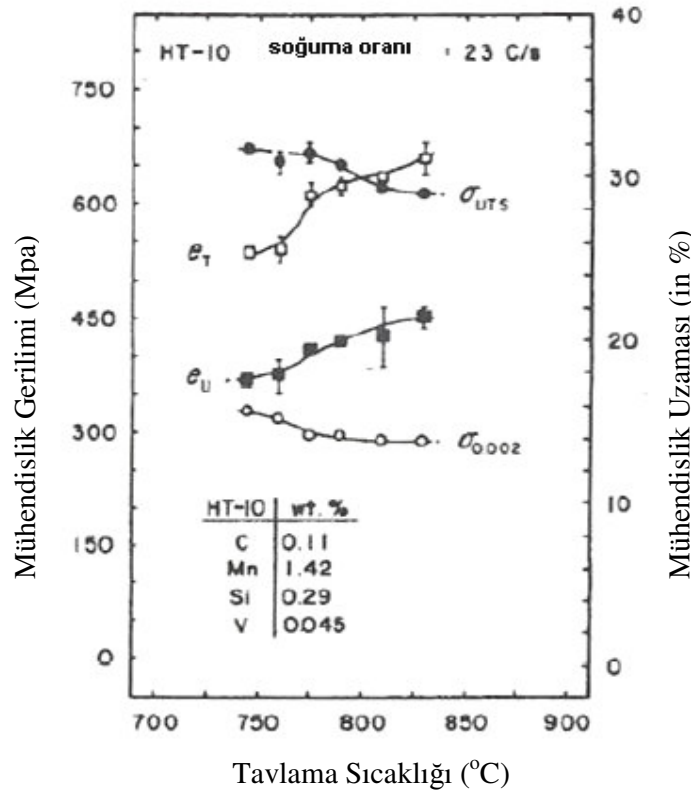
Huppi et al., (1980) yaptıkları çalışmada yeni ferritin oluşum mekanizması ile yeni ferritin mekanik özelliklere nasıl etki ettiğini araştırmışlardır. Bu amaçla çift fazlı çelik özellikleri üzerinde yeni ferritin önemini araştırmak için HT-10 (C 0.11, Mn 1,42, Si 0,29, V 0,045) çeliğinden bir seri numune hazırlanmıştır. Bu numuneler çeşitli interkritik tavlama sıcaklıklarında tutulmuş ve sabit soğuma hızında (23°C/sn) soğutulmuştur. Elde edilen % faz oranları ve gerilme özellikleri aşağıda verilmiştir.

Çizelge 2.3 Çeşitli interkritik tavlama sıcaklıklarında tutulmuş ve sabit soğuma hızında (23°C/sn) soğutulmuş malzemeye ait gerilme ve metalografik bulgular.

Metalografik parametreler				
Sıcaklık °C	Ferrit			Martenzit
	Toplam	Yeni	Kalıntı	
830	81	74	7	12-14
810	82	47	35	12-14
45	79	4	75	13-15

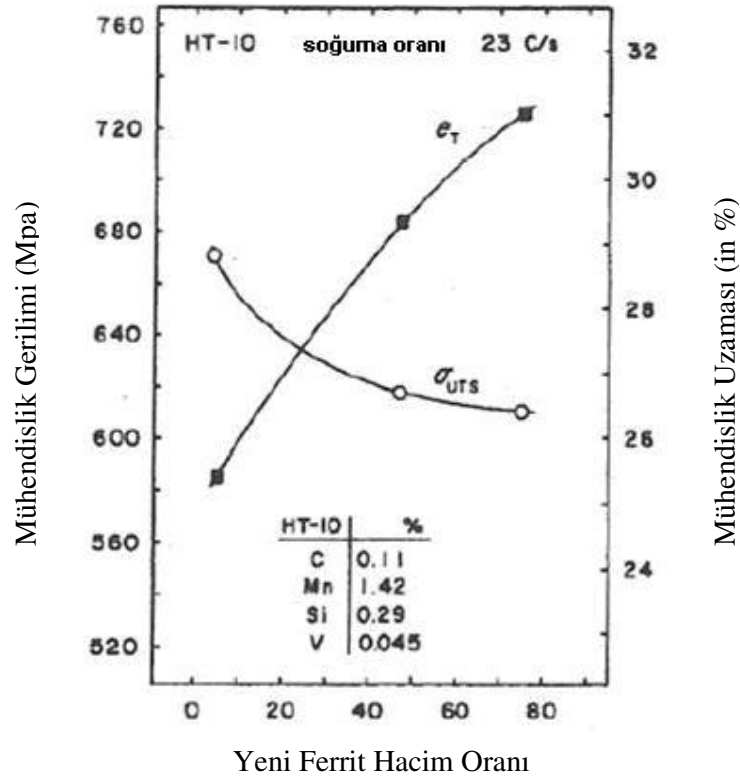
Gerilme özellikleri			
$\sigma_{0.002}$ Mpa	σ_{UTS} Mpa	σ_u %	ϵ_T %
287	610	21.4	31.0
288	618	19.9	29.3
328	672	17.6	25.4

Bulunan mekanik özellikler (akma dayanımı, çekme dayanımı, % uzama) Şekil 2.16'da gösterilmiştir.



Şekil 2.16 HT-10 çeliğinden elde edilen çekme sonuçlarının tavlama sıcaklığına bağlı olarak gösterimi (soğuma hızı 23°C/sn) (Huppi et al., 1980).

Bulunan sonuçlar gösteriyor ki, interkritik tavlama sıcaklığı 740 °C den (A_1 'in hemen üstü) 830 °C'ye (A_3 'ün hemen altı) yükseldiğinde, % uzama değerleri artarken, mukavemet değerleri düşüş göstermiştir. Metalografik parametrelerden görüldüğü üzere ferrit (%79-81) ve martenzitin (%12-15) hacim yüzdesi tavlama sıcaklığından bağımsızdır. İnterkritik tavlama sıcaklığının artışıyla yeni ferritin hacim yüzdesi %4 den %74'e yükselir (Buna bağlı olarak kalıntı ferritte azalma görülür). Bu sonuçlar gösteriyor ki, tavlama sıcaklığının artışı ile süneklikte artış görülmekte ki, bu artış yeni ferrit hacim yüzdesindeki artışla ilgilidir. Şekil 2.17'de yeni ferrit hacim oranının değişimiyle toplam % uzama ve çekme gerilmesinin değişimi gösterilmektedir. Yeni ferrit hacim yüzdesi arttıkça çekme gerilmesi azalır, toplam % uzama artar.



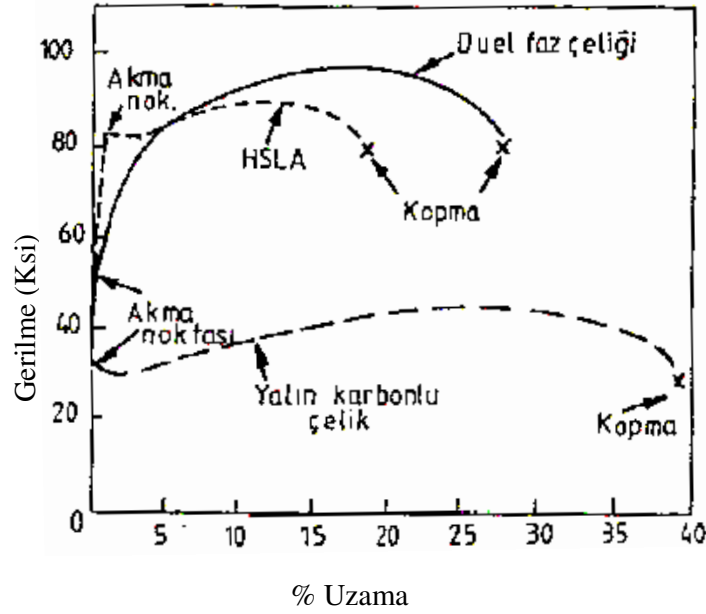
Şekil 2.17 Yeni ferrit hacim oranı ile çekme gerilmesi ve % toplam uzama değişimi (Huppi et al., 1980).

Bu sonuçlar gösteriyor ki, yeni ferritin hacim yüzdesi mikroalaşımli çeliklerin sünekliğini iyileştirmek için normal karbon çeliklere kıyasla daha önemlidir. Mukavemet ve süneklik öncelikle martenzitin hacim yüzdesinden etkilenir. Bu sonuçlar gösteriyor ki, yeni ferritin hacim yüzdesi kontrol edilebilir bir parametredir ve direkt olarak mikroalaşımlandırılmış çift fazlı çeliklerde mukavemet ve sünekliği etkiler.

2.4 ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MEKANİK ÖZELLİKLER

2.4.1 Akma Dayanımı özellikleri

Çift fazlı çeliklerde, çekme deneyi sonuçlarından elde edilen gerilme-gerinim diyagramları incelendiğinde akma bölgesi belirgin olarak görülmez ve akma dayanımı düşüktür. Çift fazlı çeliklerin bu özellikleri düşük alaşımlı yüksek dayanımlı çeliklerle mukayeseli olarak şekil 2.18’de verilmiştir. Çift fazlı çeliklerin belirgin akma bölgesi göstermemeleri ve akma dayanımlarının düşük değerlerde olmasının nedeni $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + M$ dönüşümü esnasında oluşan hacim büyümesi sonucunda ferrit tanelerinde ortaya çıkan iç uzama enerjileri ve oluşan serbest dislokasyonların varlığıdır (Davies, 1978).



Şekil 2.18 Çift faz ve klasik yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik (YMDA) gerilme-uzama ilişkisi (Bolvadin, 1990).

Akma gerilmesi, martenzit hacim oranına bağlı olarak doğrusal bir değişim gösterir ve martenzit fazının karbon içeriğine bağlı değildir (Davies, 1978). Çift fazlı çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını MHO'nın bir fonksiyonu olarak, Davies tarafından şu formüllerle belirlenmiştir;

$$\sigma_{0.1} = 103 + 11.1 \%MHO \text{ MPa} \quad (2.7)$$

$$\sigma_{0.2} = 172 + 15.5 \% \text{MHO MPa} \quad (2.8)$$

$$\sigma_{\epsilon} = 285 + 8.3 \% \text{MHO MPa} \quad (2.9)$$

Çift fazlı çelikleri üstün kılan optimum dayanım-süneklik değerleri için MHO değerinin %15-25 civarında ve malzemenin karbon içeriğinin %0.3'ten az olması istenir. Çift fazlı çeliklerin dayanımlarını artırabilmek için östenitin miktarını ve sertleştirilebilirliğini artırıcı alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo, V, Ni vb.) ile alaşımlandırılması gereklidir. Bununla birlikte bulunan alaşım elemanları ferritin saflığını bozmayacak miktarlarda olmalıdır (Giordano et al., 1991). Çift fazlı çeliklerin akma ve çekme dayanımları üzerine MHO, martenzit morfolojisi ve karbon içeriği baskın olmakla birlikte ferrit fazı özellikleri de etkilidir. Faz hacim oranları ve özellikleri kontrol edilerek, çift fazlı çeliklere arzu edilen dayanım değerleri kazandırılabilir.

2.4.2 Çekme Dayanımı Özellikleri

Çift fazlı çeliklerin çekme dayanımına etki eden mikroyapı elemanları, düşük dayanımlı ferrit ve yüksek dayanımlı martenzit fazları ve bu fazların morfolojileridir. Çift fazlı çeliklerin dayanımına esas etkiyi martenzit fazı yapmaktadır. Çekme dayanımı martenzit hacim oranına bağlı olarak doğrusal olarak değişmektedir. Martenzit hacim oranı ise, östenitleme sıcaklığının dışında, östenit fazının sertleşebilirliğine bağlıdır. Östenit fazının sertleşebilirliği sadece karbon miktarına bağlı ise, A_3 sıcaklığına yaklaştıkça, östenit fazındaki karbon miktarı azalacak ve martenzit harici östenit dönüşüm ürünleri ortaya çıkabilecektir. Bu ise çekme dayanımında azalmaya sebep olacaktır (Davies, 1978).

Kim ve Thomas (1981) çift fazlı çeliklerin çekme özelliklerine etki eden faktörleri aşağıdaki gibi ifade etmişlerdir.

- a. Ferrit ve martenzitin özellikleri
- b. Ferrit ve özellikle martenzit (ikinci faz) morfolojisi
- c. Martenzit hacim oranı ve martenzitin karbon içeriği

Bunların durumunu ise; alaşım elementleri, kritik tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğutma hızı belirlemektedir.

Davies (1979) %0.2 P ve %2Si alaşımlı çelikler üzerinde yaptığı çalışmada %2 Si katılmasını çift fazlı çeliklerde iyi düzeyde dayanım-süneklik özelliği kazandırdığını belirtmiştir. %0.2 P ve %2 Si alaşımına sahip çift fazlı çelikler klasik yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerle kıyaslandığında daha fazla ve düzgün toplam uzamaya sahiptirler. Bunu Si ve P elementlerinin ferrit fazının saflığını bozmadan ferriti katı eriyik olarak mukavemetlendirmesi sağlamaktadır. Si ve P karbon atomlarının aktifliğini artırarak ferritten difüzyonu kolaylaştırır. Si aynı zamanda M/α arayüzeyinde karbür oluşmasını önler.

Sarwar et al.,(2005) yaptıkları çalışmada, çift fazlı çeliğin çekme özellikleri üzerine yeni ferritin etkisini incelemişlerdir.

Sarwar et al.,(2005) martenzit miktarı sabit tutulduğunda yeni ferritin malzemenin sünekliğini artıracağını, fakat mukavemetini belirgin bir şekilde düşüreceğini belirtmişlerdir. Yaptıkları çalışmada şu sonuçlara ulaşmışlardır;

Çift fazlı çelikte haddelenmeyen malzemede martenzit etrafında oluşan yeni ferrit sünekliği iyileştirirken çekme mukavemetini düşürür. Ancak sıcak haddelenen malzemede eski ve yeni ferritin morfolojisi değişir ve yeni ferrit sünekliği yine artırır.

Kırılma yüzeylerinin SEM incelemesi, hem haddelenmiş hem haddelenmemiş durumda mikroyapının yeni ferrit ve mikroboşluk içerdiğini göstermiştir. Bu yumuşak yeni ferrit ile martenzit arayüzeyinin kolayca kırılmasından ileri gelebilir. Diğer bir gözlem ise haddelenmiş numunelerin kırılma yüzeylerinde yeni ferritin martenzit tanelerinin en/boy oranını azaltmasıdır. (Yeni ferrit içermeyen numuneler mikroboşluk içermezler ve tamamen klivaj kırılma gösterirler.)

Daha iyi dayanım-süneklik elde etmek için ekstra ısıtma işlemi yapmak yerine yeni ferrit içeren çift fazlı çelik üretmek daha ucuzdur.

2.4.3 Dayanım-Süneklik Özellikleri

Çift fazlı çeliklerin tercih edilme sebebi, aynı dayanım değerlerine sahip YMDA çeliklerden daha yüksek süneklik özelliği göstermeleridir (Rashid, 1976). YMDA çeliklerin toplam uzama değerleri %18 iken çift fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri %28'e kadar çıkabilmektedir (Hayami and Furukawa, 1975). Dolayısı ile çift fazlı çeliklerin şekillendirilme kabiliyetleri üretildikleri, YMDA çeliklerine göre daha iyidir. Bu durum çift fazlı çeliklerin ticari olarak ilgi çekmesini de sağlamıştır (Rashid, 1976).

Rashid, çift fazlı çeliklerde yüksek deformasyon oranlarında dahi martenzit-ferrit arayüzeyinde herhangi bir ayrışma ya da kopma olmadığını bildirmiştir. Bu durumun martenzit-ferrit arayüzeyinin çok iyi bir uyum sağlaması ile açıklanabileceğini bildirmiştir.

Çift fazlı çeliklerin sünekliği, ferrit fazı hacim oranının artması diğer bir deyişle martenzit hacim oranının azalmasıyla artar. Çok iyi süneklik değerleri arzu edildiğinde ferrit fazı hacim oranının %80'den fazla olması istenir.

2.4.4 Deformasyon Sertleşmesi (Pekleşme)

Çift-fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler (Tomita, 1990). Çift fazlı çeliklerin yüksek deformasyon sertleşmesi hızına sebep olarak martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içinde bulunan ve çok sayıdaki hareketli dislokasyonlar gösterilmektedir (Paruz and Edmands, 1989). Çekme sırasında deformasyonun henüz erken aşamasında, kalıntı gerilmeler yok olurken dislokasyonların kesişmesi veya arayüzeyin engellenmesi sonucu dislokasyonların hareketi önlenir. Deformasyonun devamı için gerekli yeni dislokasyonların oluşumu ve dislokasyonların tırmanması için gerilmenin artırılması gereklidir. Artan gerilme ile şekil değişimi de artacaktır (Speich and Miller, 1979).

Metallerin deformasyon davranışı Hollman eşitliği (Eş 2.10) ile izah edilmektedir. Bazı araştırmacılar (Ramos et al., 1979), çift fazlı çeliklerin de deformasyon davranışının da Hollman eşitliği ile ifade edilebileceğini ifade etmişlerdir.

$$\Sigma = k \cdot \epsilon^n \quad (2.10)$$

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

Burada:

σ = Gerçek gerilme

ε_p = Gerçek plastik şekil değiştirme

k = Dayanım katsayısı

n = Pekleşme katsayısıdır

Önceki araştırmacıların aksine, diğer bazı araştırmacılar (Tomita, 1990; Cribb and Rigsbee, 1979), çift fazlı çeliklerin üç farklı deformasyon aşamasına sahip olmalarından dolayı pekleşme katsayısı " n "'in değişken olduğunu; her üç deformasyon aşaması için üç farklı " n " katsayısının varlığını kabul etmişlerdir. Buna bağlı olarak sabit n değeri ve Hollman denkleminin çift fazlı çeliklerin pekleşme davranışını tam olarak karşılamadığı sonucuna varmışlardır. Bunun yerine Ludwick denkleminde (Eşitlik 2.11) geliştirilen Joul-Crossard analizi, çift fazlı çeliklerin deformasyon değerlerinin bulunmasında kullanılmış ve deneysel değerlerle uyum gösterdiği açıklanmıştır.

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot \varepsilon_p^n \quad (2.11)$$

k, n = sabittir ($\log \sigma$ - $\log \varepsilon$ çiziminden elde edilirler)

veya

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

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

Geliştirilmiş Swift denklemiyle (2.12) üniform uzama sade bir şekilde anlatılmaktadır.

$$\varepsilon_p = \varepsilon_0 + C \sigma^m \quad (2.12)$$

ε_p = gerçek plastik şekil değiştirme

C, m, ε_0 = malzeme sabitleri

σ = Gerçek gerilme

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

Maksimum yüklemedeki şekil değiştirme ε_{pu}

$$\varepsilon_{pu} = \frac{1}{m} + \varepsilon_o \quad (2.13)$$

Burada ε_{pu} , $\frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} = \sigma$ (considere kriteri) ile tanımlanan üniform şekil değişimidir.

Ludwick'den

$$\ln \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \ln(k.n) + (m-1)\ln \varepsilon_p \quad (2.14)$$

Joult-Crossard analizi küçük şekil değiştirme miktarında pekleşmedeki değişmelere karşı çok hassastır. Çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışları üzerine mikroyapısal değişikliklerin etkisini belirlemek için çok kullanışlı bir metottur (Matlock et al., 1979).

Ramos et al.(1979), çift fazlı çeliklerin çekme deneyi sırasındaki üç farklı deformasyon aşamasının, tavlama sıcaklığının artması ve soğuma hızının azalmasıyla birlikte daha açık bir şekilde belirginleştiğini belirtmiştir.

Çift fazlı çeliklerin pekleşme hızı MHO ile doğrusal olarak değişmektedir (Matlock et al., 1979, Ramos et al.,1979) MHO'nın artması ile birlikte süreksiz akma eğilimi azalmakta, birinci ve ikinci aşamaların ayırt edilmesi zorlaşmakta ve erken şekil değişimlerinde deformasyon aşamaları arasındaki geçiş de azalmaktadır.

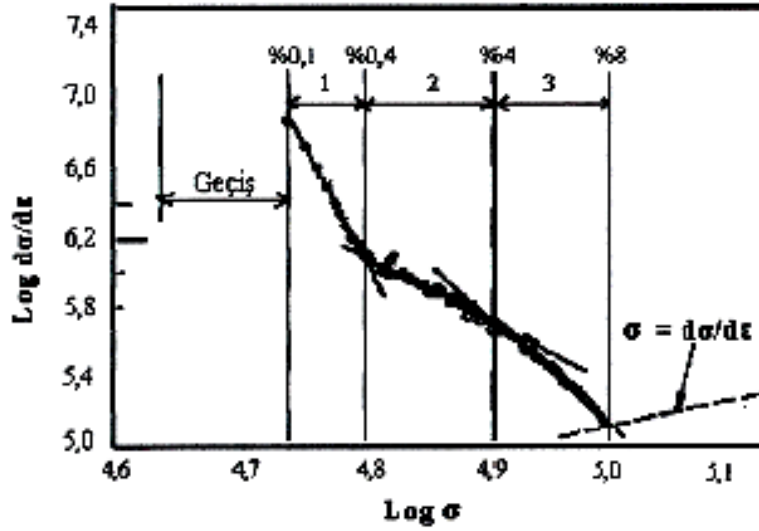
Cribb and Rigsbee (1979) çift fazlı çeliklerin deformasyon aşamalarını pekleşme aşamalarına bağlı olarak aşağıdaki şekilde açıklamışlardır (Şekil 2.19 ve 2.20).

Birinci aşamada ($\varepsilon = 0.1-0.5$) ; Martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ortadan kalkar ve

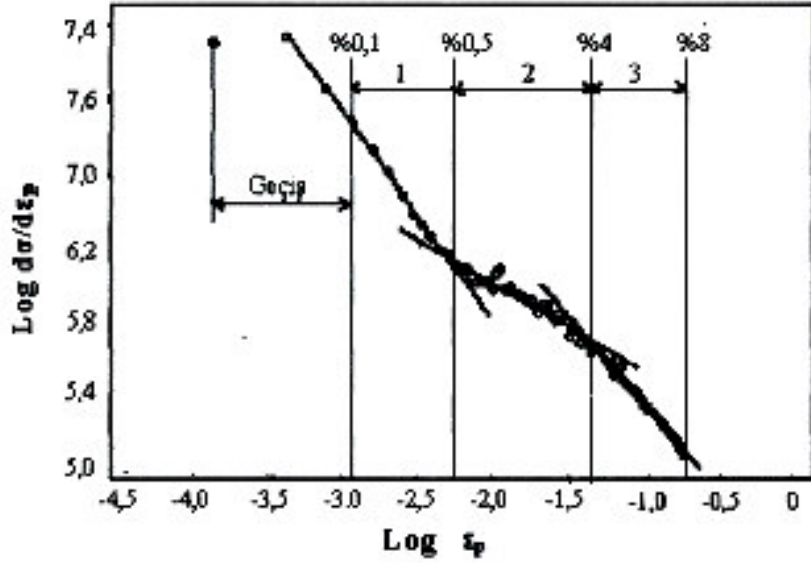
hareketli dislokasyonların sebep olduğu ferritin homojen deformasyonu gerçekleşir.

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

Üçüncü 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 gerçekleşir.



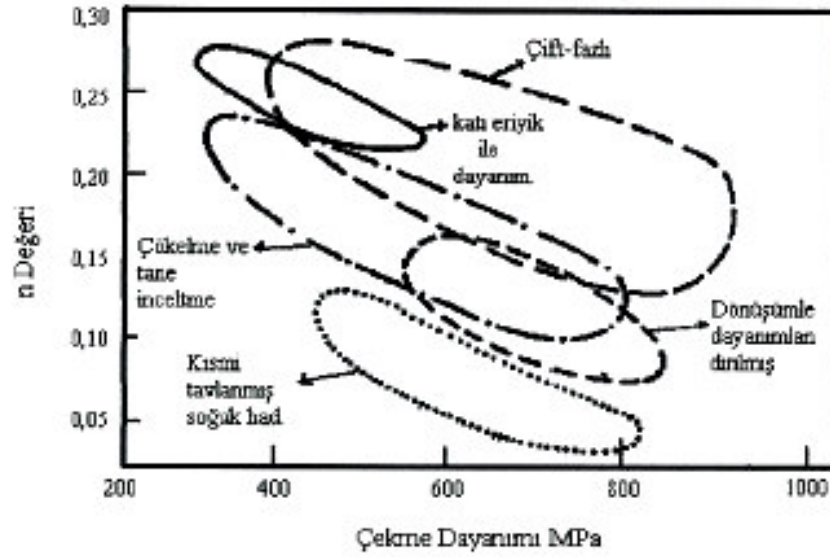
Şekil 2.19 Swift eşitliğine göre çift fazlı çeliklerin J.C. analizleri (Cribb and Rigsbee, 1979).



Şekil 2.20 Ludwick eşitliği'ne göre çift fazlı çeliklerin J-C analizleri (Cribb and Rigsbee, 1979).

Pekleşme ikinci bir yaklaşım olarak, akma dayanımının çekme dayanımına oranı gösterilebilir (akma oranı, σ_A/σ_C). Çift fazlı çeliklerin akma oranı 0.5-0.7 arasında değişmektedir. Bu değerler özellikle preste şekillendirilen parçalar açısından üreticilere önemli bir kolaylık ve ekonomiklik sağlamaktadır. Çift fazlı çelikten üretilen parçalar için daha düşük kuvvetler yeterli olmaktadır. Düşük akma dayanımı, düşük miktarlardaki şekillendirmelerde, şekillendirme sırasındaki geri dönüşümü oldukça azaltarak şekil kontrolünü kolaylaştırmaktadır. Bunun yanında şekillendirme sonrasında, yüksek pekleşmeden dolayı ikinci bir avantaj sağlamaktadır. Aynı zamanda şekillendirme sırasında kalıbın az aşınması açısından da ayrı bir avantaj sağlanacaktır (Cornford et al., 1979).

Çift fazlı çelikler, şekillendirme kabiliyeti ve şekillendirme sonrası dayanımları açısından diğer çeliklere oranla oldukça iyi değerler göstermektedir. Çift fazlı çeliklerin ortalama pekleşme üssü "n"e karşılık gelen dayanım değerleri diğer çeliklerinki ile birlikte Şekil 2.21'de gösterilmiştir. Çift fazlı çeliklerin sünekliği büyük oranda ferrit fazı hacim oranı ve özelliklerine bağlıdır. İyi süneklik değerleri için ferritin saf ve hacim oranının %80 den fazla olması gerekir (Davies, 1978).



Şekil 2.21 Pekleşme üssü "n" in çift fazlı ve diğer çeliklerde çekme dayanımı ile ilişkisi (Speich, 1996).

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

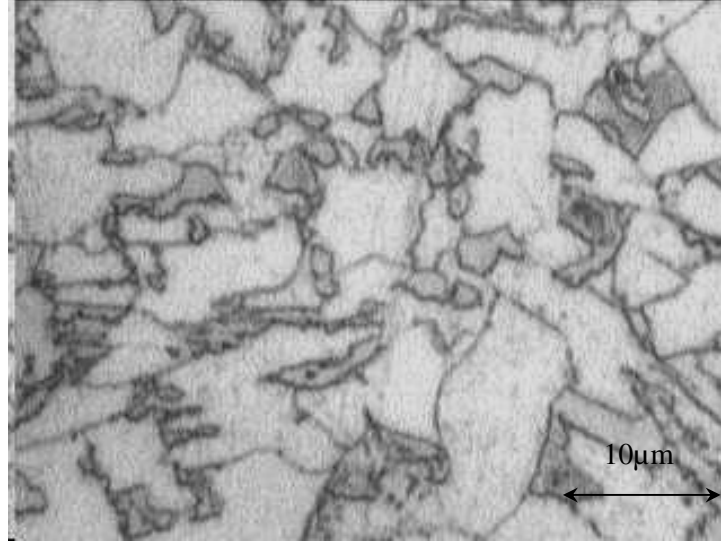
3.1 MALZEME

Deneyleerde kullanılan çelik malzemeler döküm yolu ile 26x300x300mm boyutlarında blok halinde üretilmiştir. Döküm işlemi TUBİTAK MAM’da yapılmıştır. İşlem 3000Hz. (orta frekans) 100kg kapasiteli, magnezit astarlı indüksiyon ocağında yapılmıştır. Kum kalıplar otomatik olarak hazırlanmış ve kum sinterlenmesini önlemek için yüzeylerine erimiş silika boya sürülmüştür. Üretilen bloklar 26x26x300 boyutlarında kesilerek parçalara ayrılmıştır. Ayrılan bu parçalar daha sonra sıcak hadde ile 4 pasoda 4mm kalınlığa getirilmiştir. Kullanılan malzemenin kimyasal bileşimi çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1 Deneyleerde kullanılan malzemenin kimyasal bileşimi (% Ağırlık, artakalan Fe).

C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni
0,0981	1,6530	0,0158	0,0126	0,5496	0,0225	0,0672	0,6947
Mo	Sn	Al	Nb	V	W	Co	Ti
0,0035	0,0024	0,0057	0,0210	0,0178	0,0043	0,0085	0,0073

Çift fazlı mikroyapı üretmek amaçlı kullanılan çeliğin sıcak hadde sonrası mikroyapısı Şekil 3.1’de gösterilmiştir.



Şekil 3.1 Kimyasal bileşimi verilen çeliğin sıcak hadde sonrası mikroyapısı, dağlama %2 Nital.

3.2 ISIL İŞLEM

Isıl işlemler iki aşamada gerçekleştirilmiştir

- 1) MHO'nın kritik sıcaklığa bağımlılığının tespiti
- 2) Çekme deney numunelerine uygulanan ısıl işlemler.

İlk aşamadaki ısıl işlemler sırasında 4x15x15mm boyutlarında numuneler kullanılmıştır. Isıl işlem sıcaklığı ile martenzit hacim oranı değişimi bu boyuttaki malzemelerin mikroyapılarının incelenmesi sonucu bulunmuştur.

Malzemenin kritik tavlama sınır sıcaklıkları (A_1 ve A_3) Andrews (1965) ampirik formülü kullanılarak elde edilmiştir.

$$A_1 = (723) - (10.7Mn) - (16.9Ni) + (29.1Si) + (16.9Cr) + (290As) + (6.38W) \quad (3.1)$$

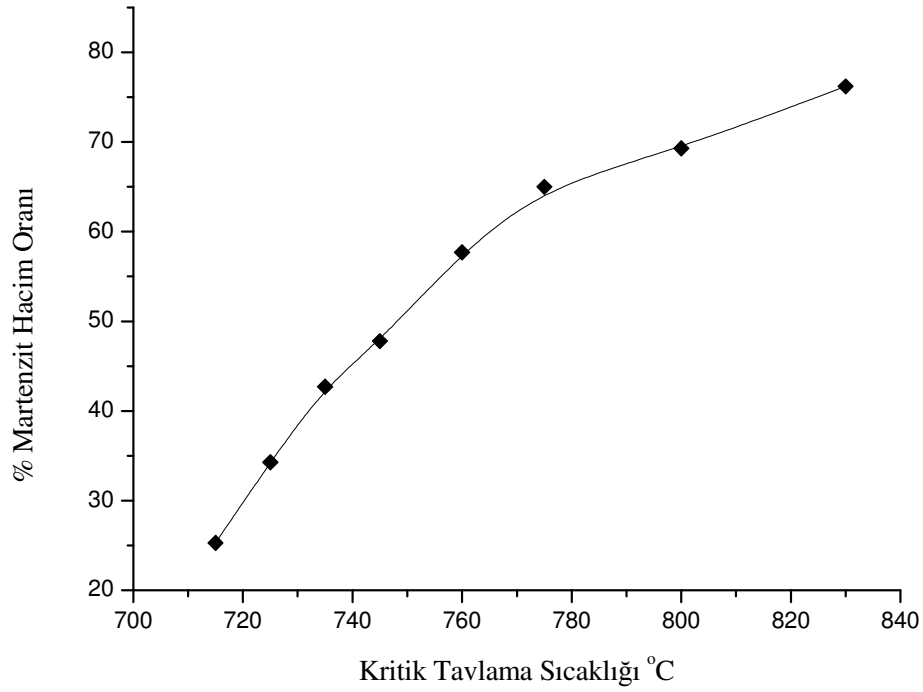
$$A_3 = (910) - (203\sqrt{C}) - (15.2Ni) + (44.7Si) + (104V) + (31.5Mo) + (13.1W) \quad (3.2)$$

Isıl çiftin numuneye teması delik içerisine sıkıştırma şeklinde olmuştur. Bu amaçla ısıtma işlemi yapılan her numuneye orta bölgeye yakın (bölgesel ısı farklılığı önlemek için) 1mm çapında delik delinmiştir. Isıl çiftler bu deliğe sıkıştırılmıştır. Her ısıtma işlemi sonrasında delikten çıkarılan tel yüzeyleri, meydana gelen oksit tabakası ve yağ birikintilerinin sıcaklık ölçümünü etkilememesi için zımparalanmıştır. Sonraki ısıtma işlemi için kullanılan tel yüzeyleri her seferinde temizlenmiştir. Çekme deneyi numunelerinde ise çekme numunesinin ortasına yakın bir yerden 1mm delik delinmiş ve sabitleme çubuğu da numunenin uç kısmına direnç kaynağı ile puntalanmıştır. Punta yapılan yer daha sonra kesilerek atılmıştır, böylece yapılan direnç kaynağının parça üzerindeki ısı etkisi bertaraf edilmiştir. Tavlama zamanı istenilen sıcaklığa geldikten itibaren bütün işlemler için 25dk olarak sabit tutulmuştur.

Isıtma işlemi sırasında fırın içerisinde farklı bölgelerden doğabilecek sıcaklık farklılaşmasını önlemek için bütün deneyler süresince fırın içerisinde aynı bölge kullanılmıştır. Tavlama süresince, numune sıcaklığı kayıt cihazı üzerindeki sıcaklık göstergesinden sürekli gözlenerek ve tavlama sıcaklığındaki değişimler; Numune sıcak bölgeden soğuk bölgeye veya tam tersi bir yönde hareket ettirilerek $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar indirilmiştir.

3.2.1 Martenzit Hacim Oranı İle Kritik Tavlama Sıcaklığının Değişimi

Martenzit hacim oranının kritik tavlama sıcaklığıyla değişimini belirlemek amacıyla 4x15x15mm boyutlarında numuneler kullanılmıştır. Hazırlanan numuneler belirlenen sıcaklıklarda yapılan ısıtma işlemi sonrasında suda soğutulmuştur. Suda soğutmada, soğutma hızı çok yüksek olduğundan (1600°C/sn) oluşan östenitin tamamen martenzite dönüştüğü kabul edilmiştir. Üretilen çift fazlı çeliklerin martenzit hacim oranları Swift marka point counter (Nokta sayıcı) ile yapılan 700–1000 nokta sayımıyla elde edilmiştir. Isıtma işlemi sonrasında elde edilen, kritik tavlama sıcaklığı ile MHO değişimini gösteren grafik Şekil 3.3'te gösterilmiştir. Grafikte de görüldüğü gibi kritik tavlama sıcaklığı arttıkça MHO da artmaktadır.



Şekil 3.3 Kullanılan malzemede kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak MHO'nun değişimi.

3.3 METALOGRAFİ

Isıl işlem görmüş numuneler (4x15x15mm) standart metalografik usullerle (zımparalama, parlatma ve dağlama) metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Zımparalama işleminde 250 No'lu zımparadan başlanarak ısıtılmanın yüzeyde oluşturduğu etkinin yok edilmesi amaçlanmıştır.

Metalografi incelemesinde optik mikroskop kullanılmıştır. Çift fazlı çelik mikroyapılarını incelemek amacıyla, dağlama solüsyonu olarak %2 Nitrik asit + %98 Methanol (%2'lik nital) kullanılmıştır. Ayrıca kullanılan ikinci bir dağlama ile martenzit daha belirgin bir şekilde görülmüştür. Bu dağlamada ise %10 sodyum metabisülfid + %90 saf su kullanılmıştır. Numuneler ikinci kez sodyum metabisülfid ile dağlandıklarında ferrit tane sınırları daha belirginleşmiş ve martenzit daha koyu kahverengileşmiştir (Benscoter, 1996). Eski ve yeni ferriti ayırt etmek için Lawson et al.'ın dağlama metodu kullanılmıştır. Bu metot %4'lük pikral ile dağlama sonrasında kaynar haldeki alkali kromat solüsyonunda

[8grCrO₃+40grNaOH+72mlt.H₂O] 4-10dk'lık bir sürede ikinci bir dağlama işlemini içermektedir. Bu dağlama sonrasında yeni ferrit beyaz, eski ferrit gri, martenzit ise siyah olarak görülmektedir (Lawson et al., 1980).

Mikroyapıyı oluşturan fazların hacim oranlarını hesaplamak için Swift marka point counter cihazı kullanılmıştır. Güvenirlik sağlanması açısından her numunede yaklaşık olarak 700-1000 nokta sayımı yapılmıştır

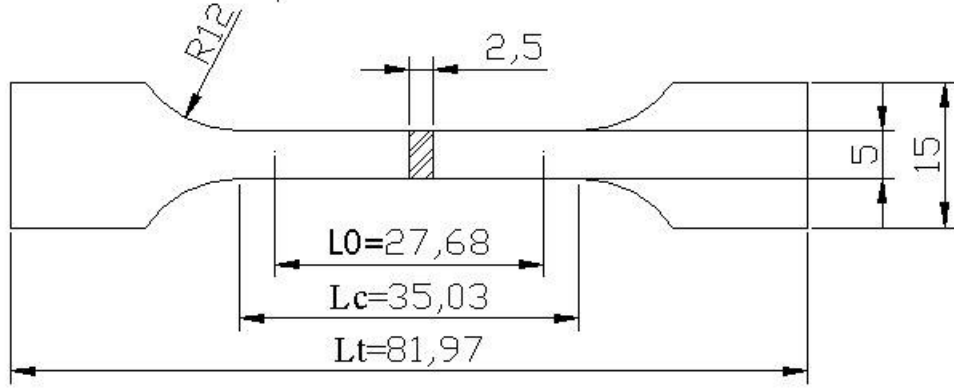
3.4 SEM ÇALIŞMASI

Çekme deneyleri sonucunda ortaya çıkan kırılma yüzeylerinin ve kopma oluşumunun incelenmesi JEOL JSM 6360 model SEM'de yapılmıştır.

Mikroyapıdaki kopma başlangıcının incelenmesi için kopmuş çekme numunelerinin kopma bölgesine yakın yerinden alınan parçalar çekme yönüne paralel ve çekme yönüne dik olmak üzere iki yönlü olarak incelenmiştir.

3.5 ÇEKME DENEYİ

Çekme deneyi için hazırlanan numunelerin ölçüleri Şekil 3.4'e gösterilmiştir. Yapılan çekme deneylerinde her ısıtılma işlemi için 3'er adet çekme deneyi numunesi hazırlanmıştır. Şekil 3.4'te gösterilen ölçüler numunenin deneye hazır halidir. Malzeme 4mm'den 2,5mm'ye düzlem taşlama ile inceltilmiştir. Bu inceltme işlemi genelde 0,3-0,2mm olmasına rağmen kullanılacak deney cihazının kapasitesi ölçüsünde inceltme işlemi yapılmıştır. Böylece yüzeyde, ısı etkisinden kaynaklanabilecek dekarbürize bölge ve diğer oluşabilecek etkiler minimize edilmiştir. Deney Zwick marka 20kN kapasiteli çekme deneyi cihazında yapılmıştır. Çekme hızının etkisini minimize etmek için deney sırasında çekme hızı 1mm/dk olarak ayarlanmıştır.



Şekil 3.4 Çekme deneyi yapılan malzemenin ölçüleri (TS 138).

3.6 MİKROSERTLİK

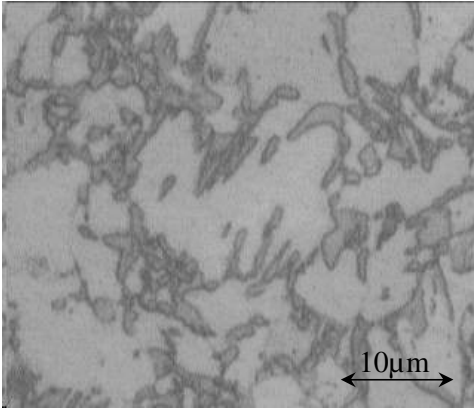
Mikrosertlik ölçümlerinde SHIMADZU marka HMV-2 model mikrosertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Uygulanan yük bütün numunelerde 100gr olarak belirlenmiş ve süre olarak 15sn tutulmuştur. Güvenirlik açısından bütün işlemlerde 3 ölçüm yapılmıştır.

BÖLÜM 4

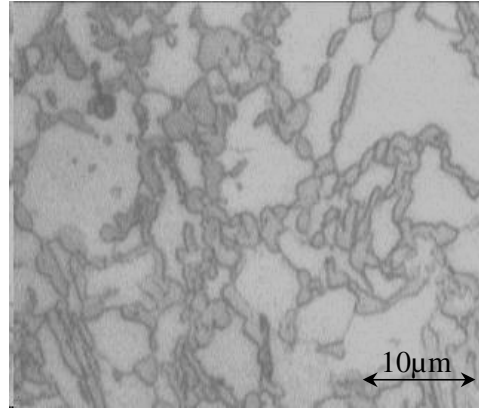
DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1 ISIL İŞLEM VE METALOGRAFİ

Deneylerde kullanılan malzemenin MHO'nın kritik sıcaklığa bağımlılığını gösteren grafik Şekil 3.3'te gösterilmiştir. MHO'nın kritik tavlama sıcaklığına bağımlılığı tespit etmekte kullanılan sekiz farklı kritik tavlama sıcaklığına ait mikroyapı fotoğrafları Şekil 4.1'de gösterilmiştir. %2 Nital ile dağlanmış numunelerin optik mikroskop incelemelerinde, martenzit kahverengi, eski ferrit ise beyaz olarak açığa çıkmıştır. Kaldıraç kuralı gereğince martenzit hacim oranının artan tavlama sıcaklığıyla birlikte arttığı bu mikroyapı resimlerinden de görülmektedir.

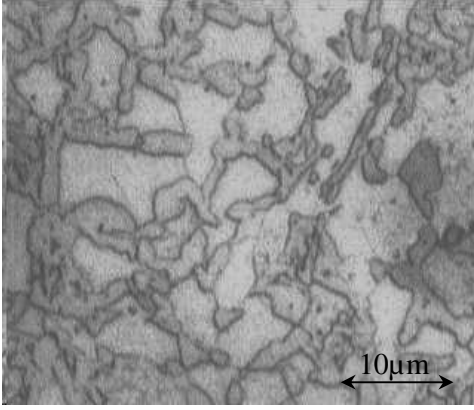


a) 715 °C

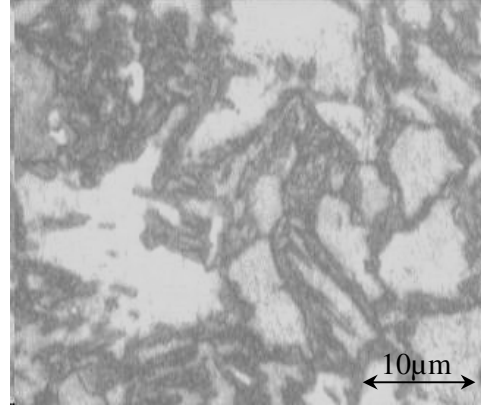


b) 725 °C

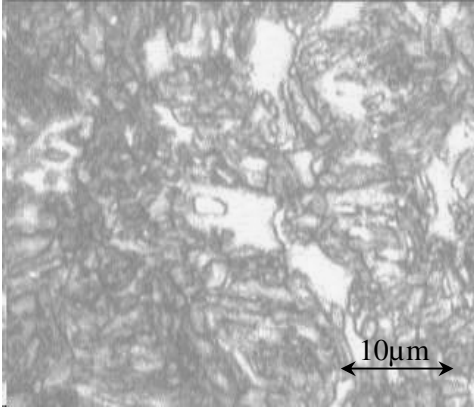
Şekil 4.1 Değişik kritik tavlama sıcaklıklarından suda su verilmiş malzemenin mikroyapı fotoğrafları, dağlama %2 Nital + %10 Sodyum Metabisülfid.



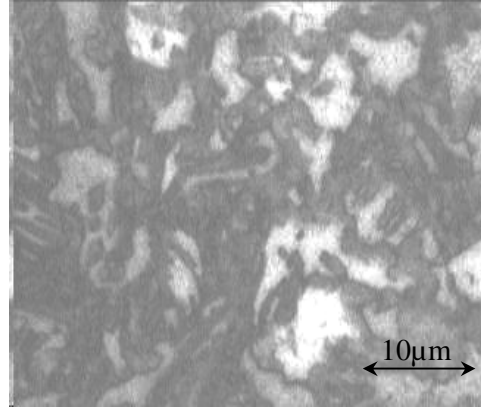
c) 735 °C



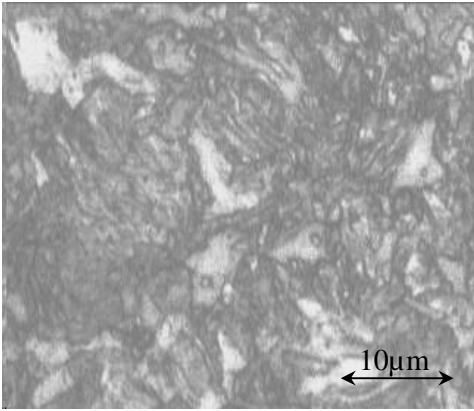
d) 745 °C



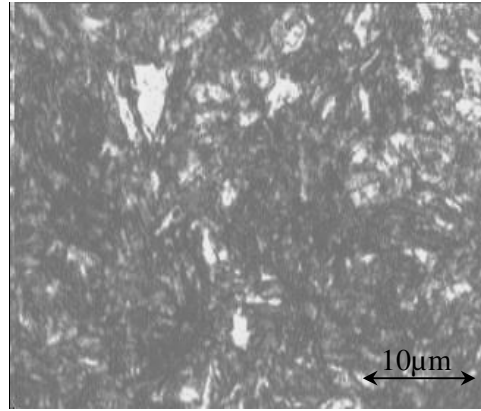
e) 760 °C



f) 775 °C



g) 800 °C



h) 830 °C

Şekil 4.1 Devam ediyor.

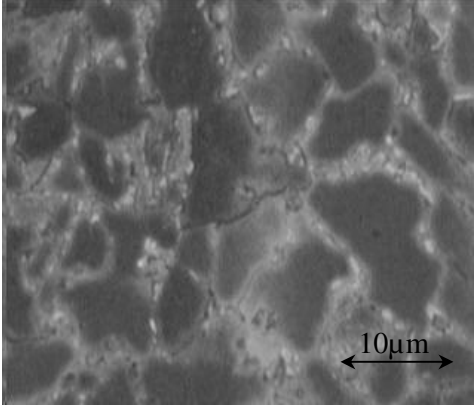
4.1.1 Soğuma Hızına Bağlı Olarak Ortaya Çıkan Östenit Dönüşüm Ürünleri

Kritik tavlama sıcaklığında mikroyapı ferrit ve östenit fazlarından oluşmaktadır. Soğuma sırasında soğuma hızına bağlı olarak östenit; martenzit, yeni ferrit veya perlit ve/veya beynite dönüşebilir. Bu fazlar östenit dönüşüm ürünleri olarak ifade edilmektedir. Bu fazlardan; kritik tavlama öncesinde var olan, tavlama ve soğuma sırasında hacimsel olarak bir değişikliğe uğramayan ferrite eski ferrit (dönüşüm öncesi oluşan ilk ferrit) ve soğuma sırasında soğuma hızına bağlı olarak östenitten dönüşen ferrite ise yeni ferrit veya epitaksiyel ferrit denilmektedir (Huppi et al., 1980).

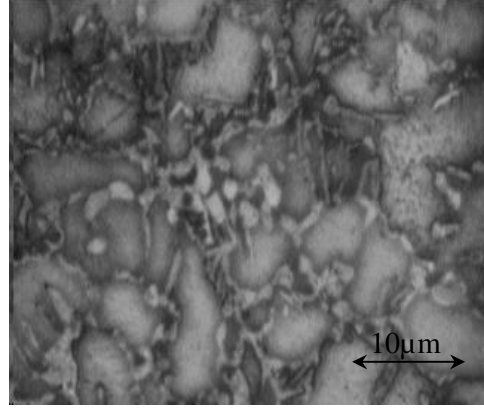
Kimyasal kompozisyon östenit dönüşüm ürünleriyle birlikte sertleşebilirliği etkileyen en önemli parametrelerdendir. Bu çalışmada kullanılan çelik malzemenin Mn ve Ni içeriği diğer araştırmacılarla kıyaslandığında yüksek, karbon içeriği ise düşüktür (Priesner and Ajmal, 1987; Chang and Kim, 1985) Mn ve Ni içeriği sertleşebilirliği artırırken, düşük karbon içeriği de karbür oluşumunun engellenmesine yardım ettiği söylenebilir. Çalışmada kullanılan çeliğin Mn, Ni ve C kombinasyonu yüksek sertleşebilirlik değerlerinin sağlanmasında etkili olmuştur. 0,01°C/sn soğuma hızında bile karbür oluşumuna rastlanmamıştır.

Östenit dönüşüm ürünlerinden biri olan yeni ferriti mikroyapıda görebilmek amacıyla %4 pikralle dağlama ve sonrasında kaynar haldeki alkali kromat çözeltisinde ikinci bir dağlama yapılmıştır (Lawson et al., 1980). Bu işlemlerden sonra Şekil 4.2’de de görüldüğü gibi martenzit siyah, eski ferrit gri ve yeni ferrit beyaz olarak açığa çıkmıştır. Soğuma hızı azaldıkça ve tavlama sıcaklığı arttıkça yeni ferrit miktarı da artmıştır.

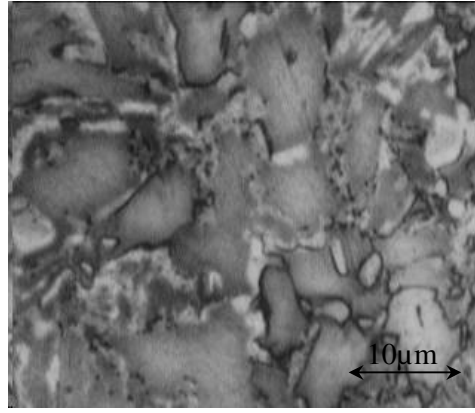
Çizelge 4.1’de gösterilen faz hacim oranlarının belirlenmesinde, 4x15x15mm boyutlarında deney numuneleri üzerinden işlem yapılmış, sonrasında elde edilen sonuçlar çekme deneyi yapılacak numunelere de aynen tekrar edilmiştir. Çekme deneyi yapılacak numunelerin uç kısımlarından alınan numunelerin de faz hesabı yapılarak 4x15x15mm boyutlarında kullanılan malzemeyle karşılaştırılmıştır.



a) 715 fırında soğutma



b) 725 fırında soğutma



c) 752 fırında soğutma

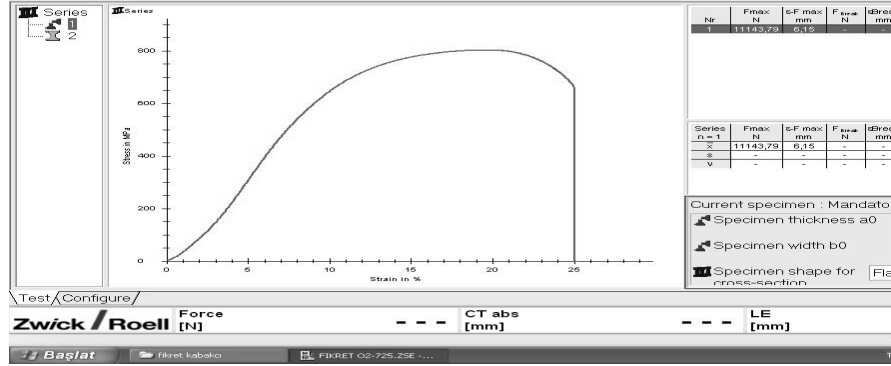
Şekil 4.2 Yeni ferrit mikroyapı resimleri, Dağlama %4 pikral + kaynar durumdaki alkali kromat solüsyonu.

Çizelge 4.1 Kullanılan malzemeye uygulanan işlem prosedürü ve faz hacim oranları.

Döküm Parçalar				
Sıcak haddeleme (4 pasoda 4mm)				
Çift Faz Isıl İşlemleri				
Isıl işlem Sıcaklığı (°C)	Soğutma Ortamı	Yaklaşık soğutma hızı (°C/sn)	%MHO	%Yeni Ferrit
715	Su	1600	25	-
715	Yağ	380	24	1
715	Hava	9	24	1
715	Fırın	0,01	20	5
725	Su	1600	35	-
725	Yağ	380	33	2
725	Hava	9	33	2
725	Fırın	0,01	25	10
752	Su	1600	52	-
752	Yağ	380	48	4
752	Hava	9	37	15
752	Fırın	0,01	37	15

4.2 ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI

Çekme deneyinden elde edilen mühendislik verileri Çizelge 4.2’de verilmiştir. Çekme deneyi esnasında gerilme-gerinim değerleri Şekil 4.3’te verildiği gibi bilgisayar ekranına aktarılmıştır.



Şekil 4.3 Çekme deneyi sırasında gerilme ve gerinim değerlerinin bilgisayar ekranındaki görüntüsü.

Çizelge 4.2’de verilen mühendislik değerleri gerilme-gerinim diyagramından ortalama değerler alınarak elde edilmiştir. Çekme deneyinden elde edilen grafikler 715, 725, 752 serileri halinde Şekil 4.4-5 ve 6’da gösterilmiştir. Bu grafiklerde;

S= Suda soğutma

Y= Yağda soğutma

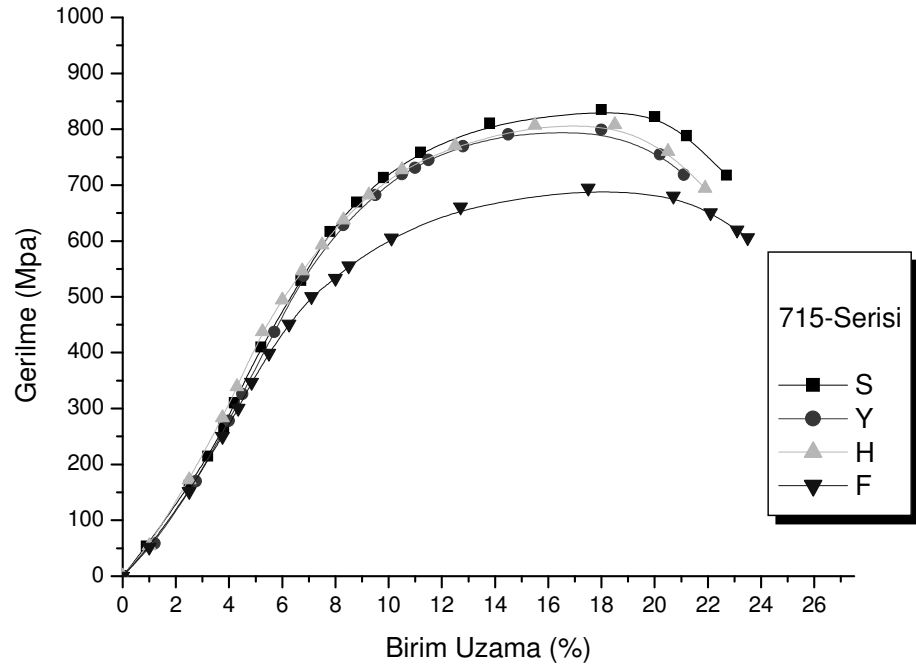
H= Havada Soğutma

F= Fırında soğutma

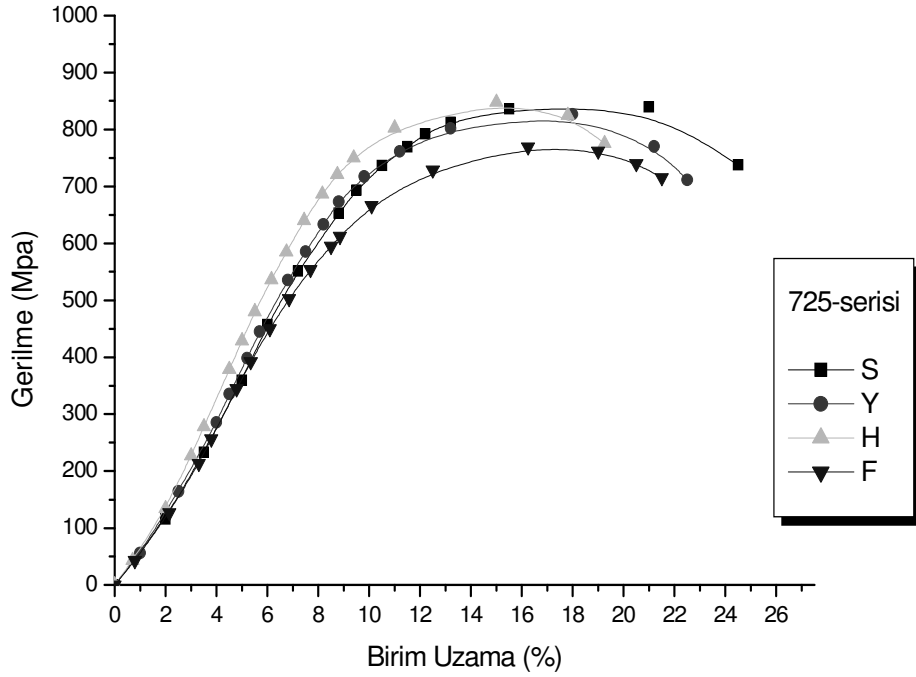
anlamlarına gelmektedirler.

Çizelge 4.2 Çekme diyagramlarından elde edilen mühendislik verileri.

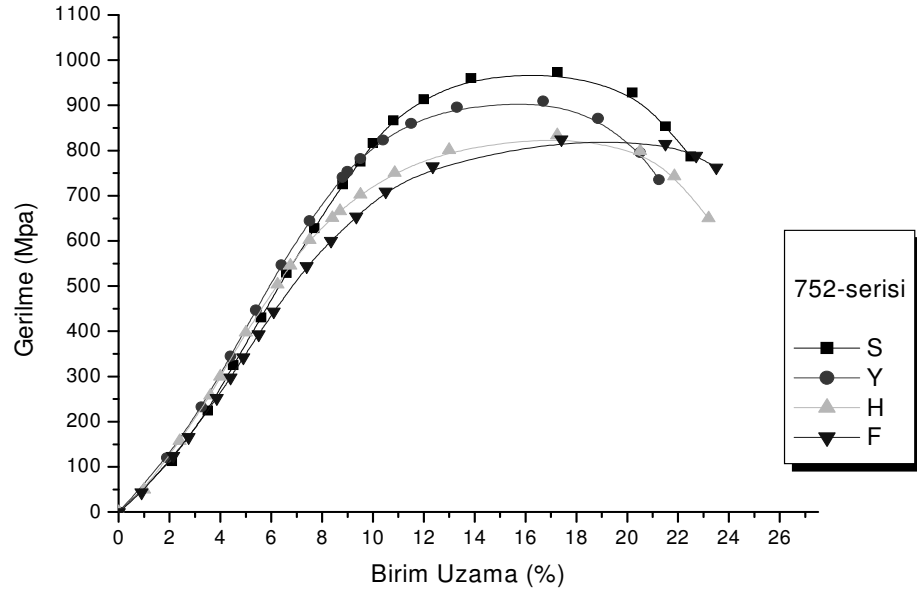
Isıl işlem sıcaklıkları (°C)	Soğutma ortamları	%0,2 Deneme akma dayanımı (Mpa)	Çekme dayanımı (Mpa)	Kopma dayanımı (Mpa)	% Toplam uzama (kopuncaya kadar)
715	Su	560	835	717	22,7
715	Yağ	548	798	718	21,1
715	Hava	545	808	694	21,9
715	Fırın	442	694	605	23,5
725	Su	600	840	737	24,5
725	Yağ	587	826	711	22,5
725	Hava	572	847	775	19,25
725	Fırın	458	769	715	21,5
752	Su	735	973	786	22,5
752	Yağ	673	908	735	21,25
752	Hava	595	834	650	23,2
752	Fırın	567	824	762	23,5



Şekil 4.4 715 Serisi Gerilme-Gerinim Mühendislik Diyagramı.

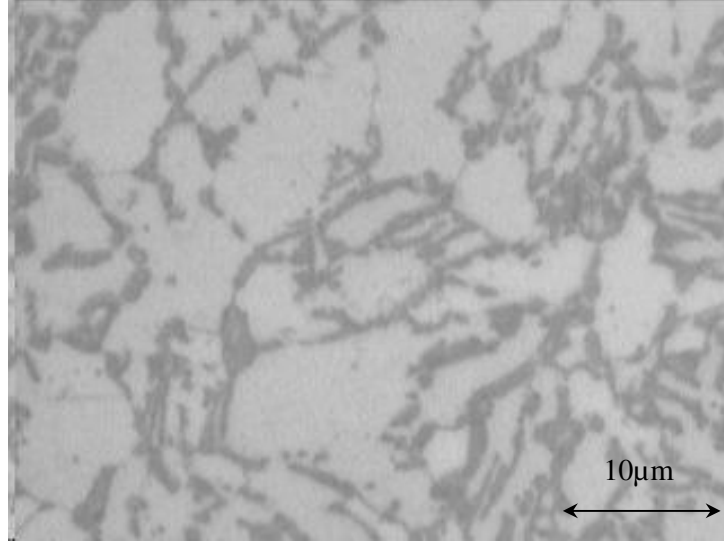


Şekil 4.5 725 Serisi Gerilme-Gerinim Mühendislik Diyagramı.

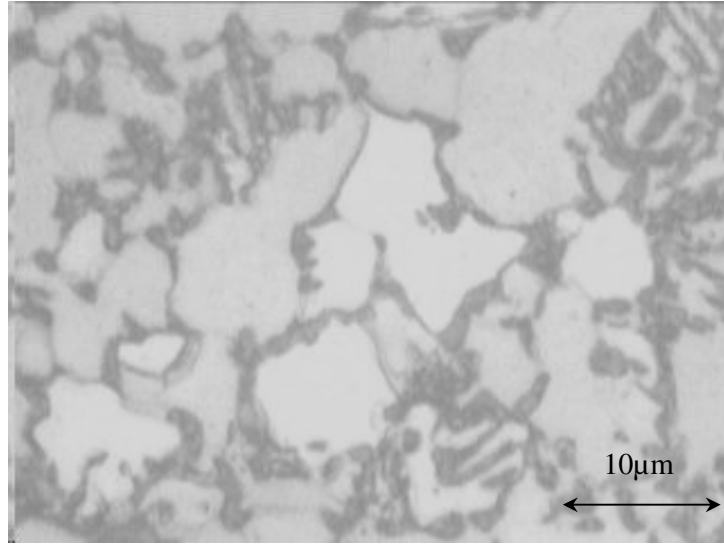


Şekil 4.6 752 Serisi Gerilme-Gerinim Mühendislik Diyagramı.

Şekil 4.7-8-9'da çekme deneyi yapılan numunelerin uç kısımlarından alınan parçaların mikroyapıları gösterilmektedir. Dağlama reaktifi olarak %2 Nital + %10 Sodyum Metabisülfite kullanılmıştır. Nitalle dağlamaya ek olarak yapılan, sodyum metabisülfitle ikinci dağlamada martenzit Şekillerden de görüldüğü gibi koyu olarak ortaya çıkmıştır.

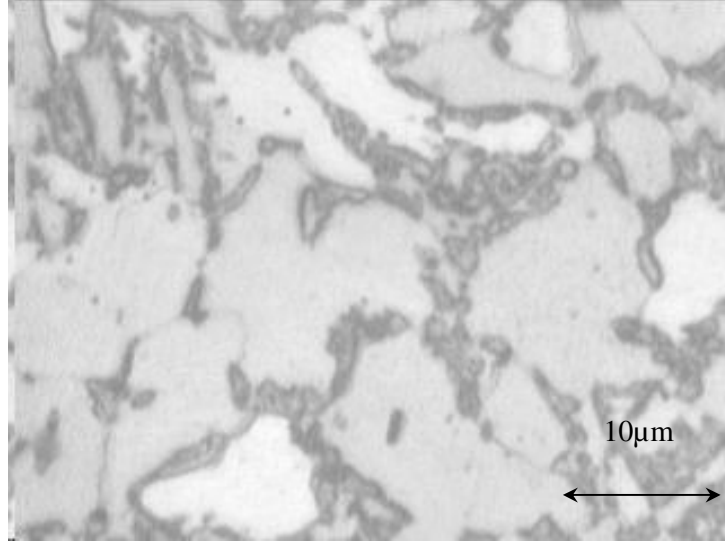


a) 715-Suda

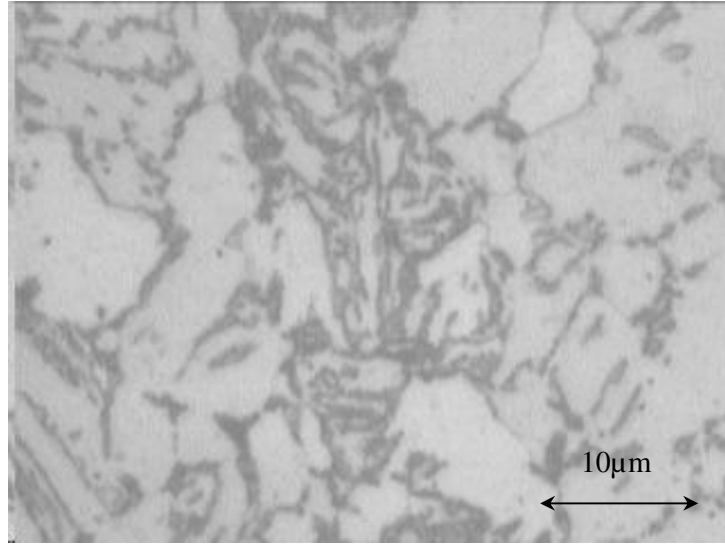


b) 715 –Yağda

Şekil 4.7 715 Serisi mikroyapı fotoğrafları.

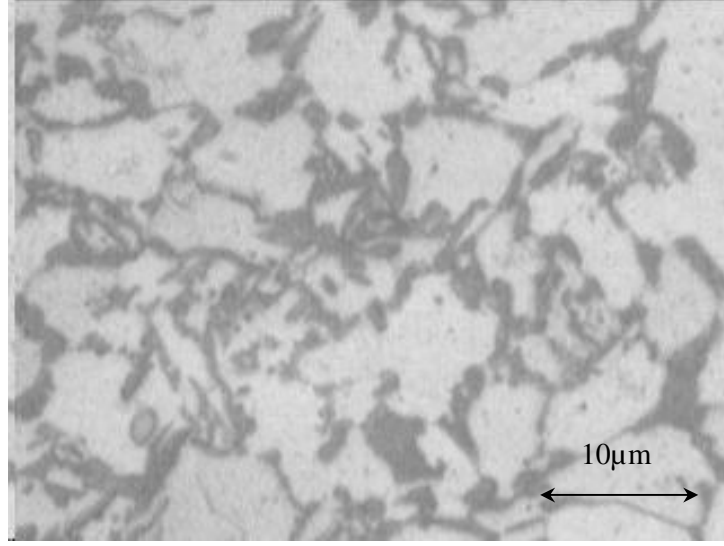


c) 715-Havada

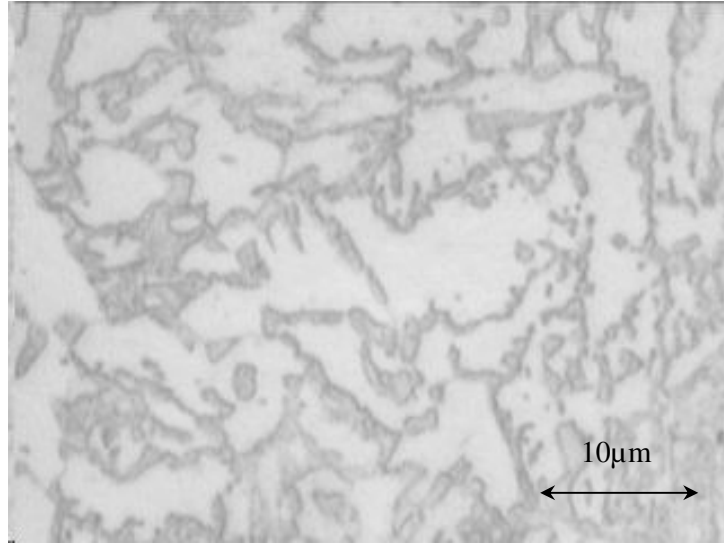


d) 715-Fırında

Şekil 4.7 Devam ediyor.

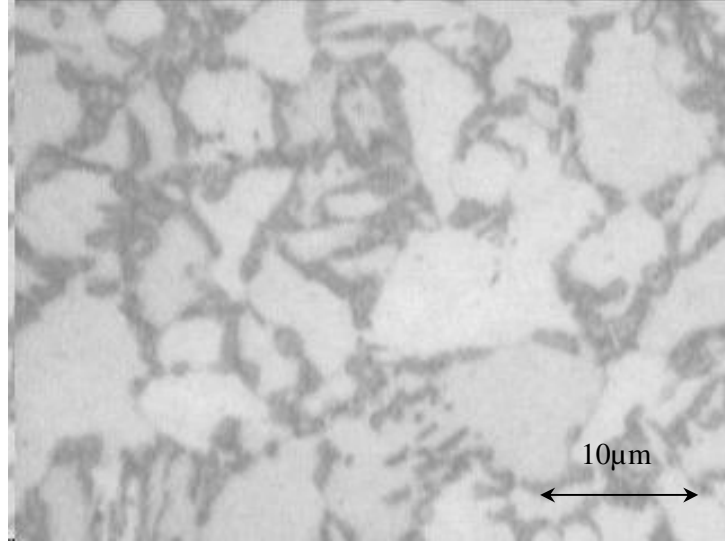


a) 725-Suda

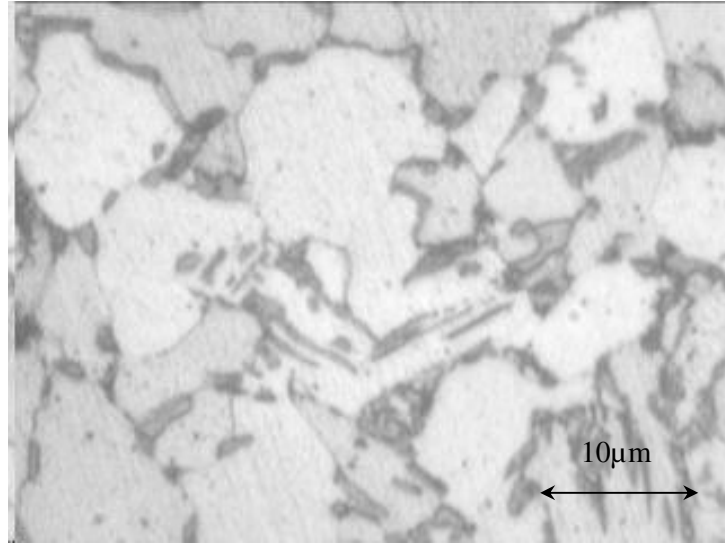


b) 725-Yağda

Şekil 4.8 725 Serisi mikroyapı fotoğrafları.

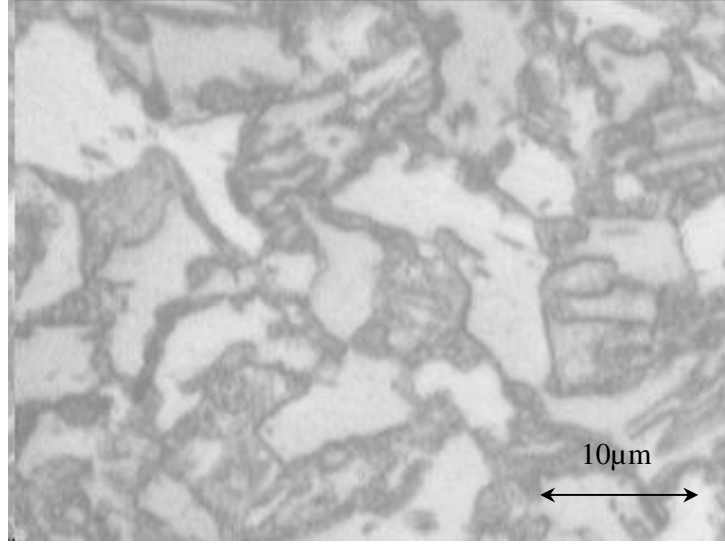


c) 725-Havada

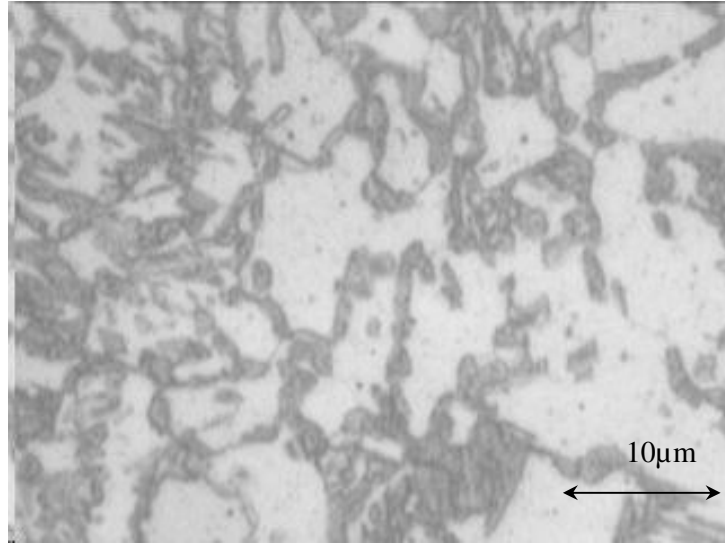


d) 725-Fırında

Şekil 4.8 Devam ediyor.

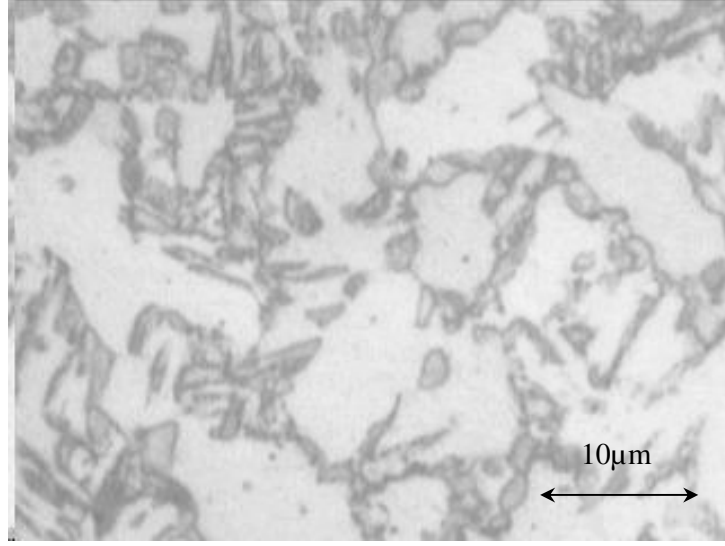


a) 752-Suda

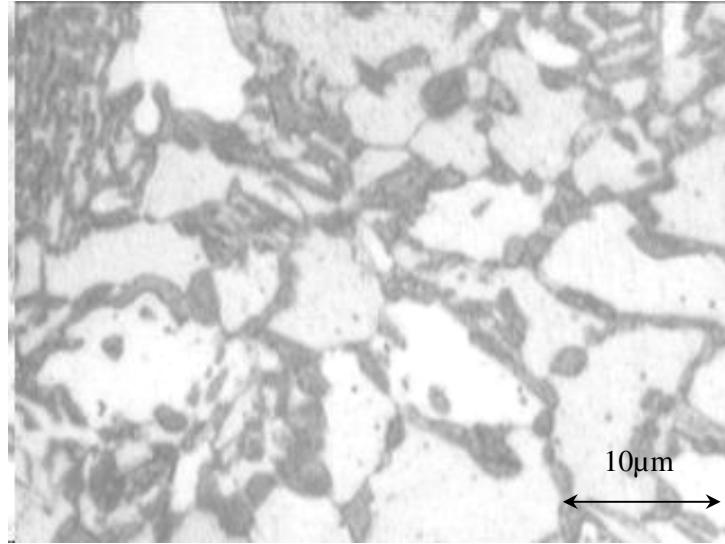


b) 752-yağda

Şekil 4.9 752 Serisi mikroyapı fotoğrafları.



c) 752-Havada

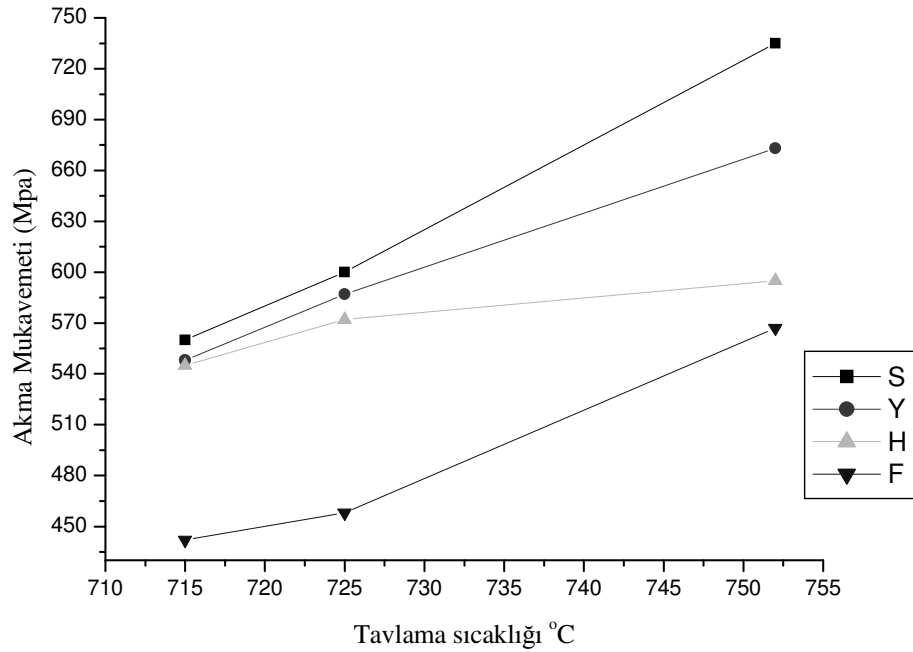


d) 752-Fırında

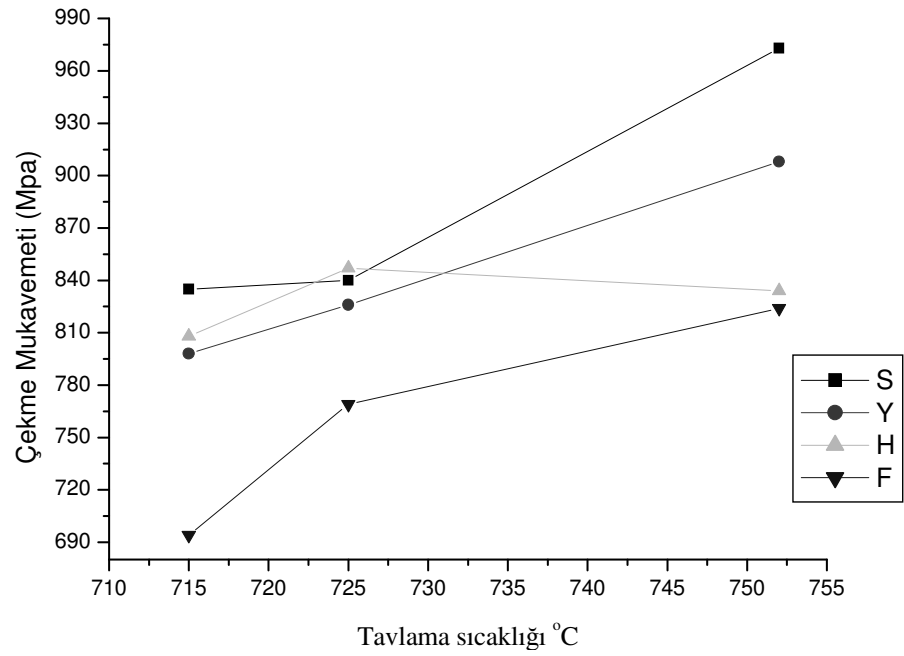
Şekil 4.9 Devam ediyor.

4.2.1 Akma ve Çekme Mukavemeti

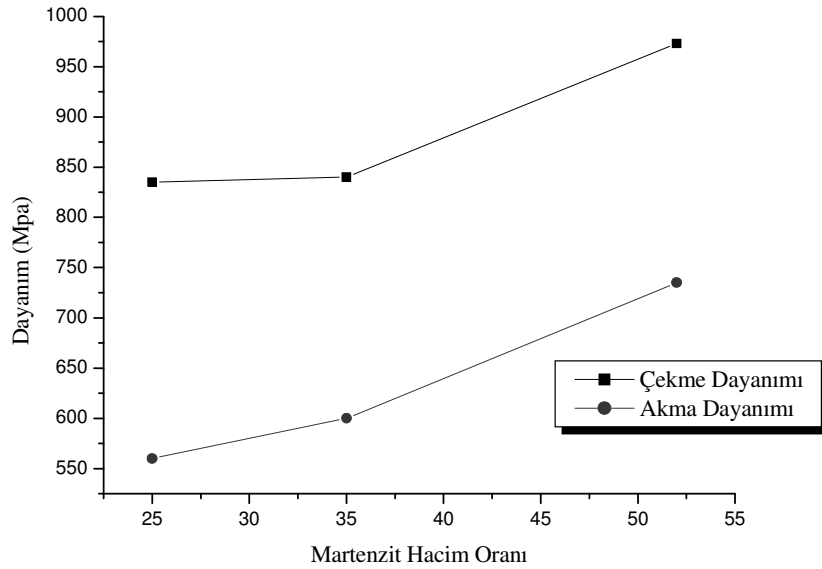
Şekil 4.10 ve 4.11’den görüldüğü gibi, tavlama sıcaklığı arttıkça akma ve çekme mukavemeti de artmaktadır. Yapılan deneylerde malzemelerin belirgin bir akma noktası göstermedikleri tespit edilmiştir. Akma noktası olarak %0.2 deneme akma noktası kullanılmıştır. Yapılan deneylerden malzemelerin belirgin bir akma noktası göstermemelerine rağmen akma dayanımları ideal çift faz çelik özelliklerinden yüksek çıkmıştır. Bunun sebebi olarak mikroyapıdaki martenzit hacim oranının yüksek olması gösterilebilir. Martenzit hacim oranı çekme ve akma dayanımını artırmaktadır. Şekil 4.12 715, 725 ve 752 °C’de tavllanmış ve suda soğutulmuş malzemelerin MHO ve Dayanım ilişkisini göstermektedir.



Şekil 4.10 Tavlama sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemetindeki değişim.



Şekil 4.11 Tavlama sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetindeki değişim.



Şekil 4.12 Dayanım-martenzit hacim oranı ilişkisi (715–725–752 Suda soğutma).

Şekil 4.4-5 ve 6'da görüldüğü gibi %toplam uzamada ve %üniform uzamada numuneler arasında belirgin bir fark yoktur. Bunun sebebi olarak MHO ve yeni ferrit miktarındaki değişim gösterilebilir. Düşük MHO ve yeni ferrit miktarı, yüksek MHO ve yeni ferrit

olarak dengelenmiştir. Martenzit hacim oranı arttıkça mukavemet artmakta, süneklik düşmektedir.

Düşük karbonlu çeliklerin aksine çift fazlı çeliklerin sürekli akma davranışı göstermeleri, martenzitik dönüşüm sırasında meydana gelen hacim büyümesi ve bunun sonucunda meydana gelen gerilmelerin etkisiyle martenzite sınır ferrit içerisinde oluşan yüksek yoğunluktaki hareketli dislokasyonlarla ilişkilendirilmektedir. Yüksek yoğunluktaki hareketli dislokasyonlar asıl malzemeye göre daha erken gerilme düzeylerinde kaymaya sebep olmaktadır. Bu nedenle deformasyonda herhangi bir kesiklik olmadan sürekli akma davranışı görülmektedir (Speich and Miller, 1979).

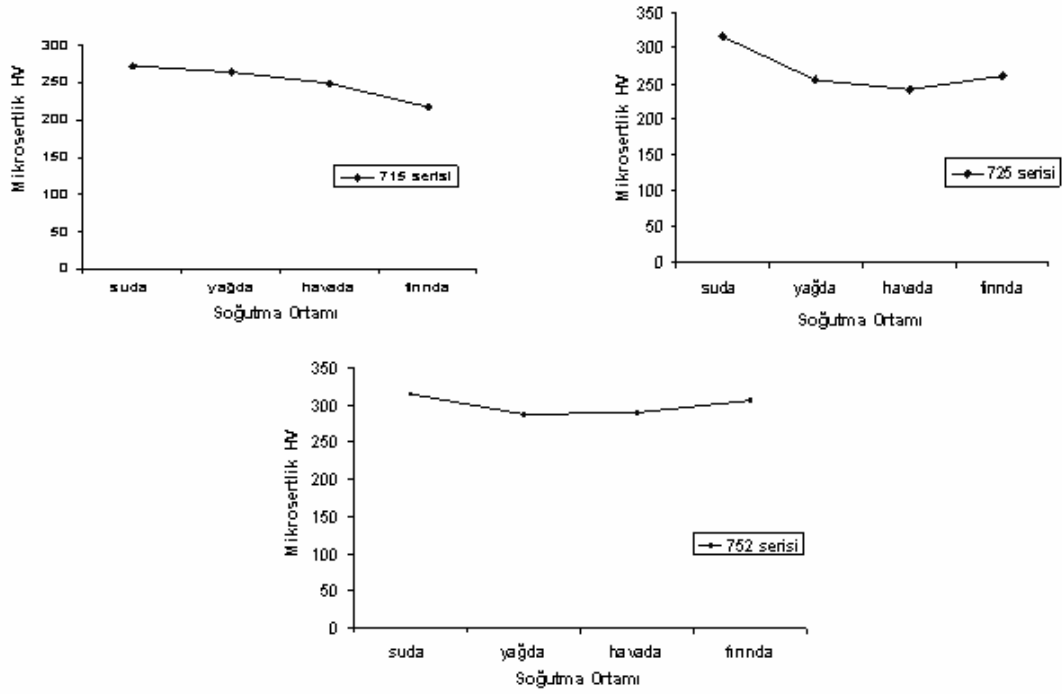
4.2.2 Kırılma Özellikleri

Çekme deney numunelerinin kırılma mekanizmaları elektron mikroskobu ile incelenmiştir. Kırılan yüzeyler genelde çanak ve koni kırılma modu sergilemişlerdir. Kırılan numunelerin kırık yüzeyine yakın ve boyun bölgelerinde yapılan incelemelerde mikroboşluklar gözlenmiştir. SEM çalışması bölümünde bu mikroboşlukların mikroyapı fotoğrafları yer almaktadır. Çanak ve koni kırılma tipi ile birlikte mikroboşluk oluşumları sünek kopma karakteri için tipik göstergelerdendir (Speich and Miller, 1979).

Genelde kırılma yapısında mikroboşluk birleşmesinin baskın olduğu gözlenmiştir. Kırılma yüzeylerinde yoğun olarak sünek çukurcuklar bulunmaktadır. Bu çukurcuklar martenzit yada inklüzyonların kırılması neticesinde oluşmuş olabilir. Çukurcuk duvarlarının dalgalı olması; çukurcukları çevreleyen ferritin gerinimin son aşaması olan kırılmaya kadar deforme olduğunu göstermektedir. Mikroboşluklar martenzit ve/veya inklüzyonlarla ilgilidir. Bunun sebebi olarak mikroboşlukların martenzit ve inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmeleri gösterilmektedir. Mikroboşlukların martenzit üzerinde çekirdeklenmesinin nedeni, bitişik martenzit parçacıklarının ayrışması ve martenzit parçacıklarının bölgesel deformasyonu veya ferrit-martenzit arayüzeyinin ayrışmasına atfedilmektedir (Erdoğan, 2002).

4.3 MİKROSERTLİK ÖZELLİKLERİ

Çizelge 4.3 ısıtım işlem sıcaklığı, soğutma ortamı ve mikrosertlik arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Şekil 4.13'te mikrosertlik ve soğutma ortamı arasındaki ilişki gösterilmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi en yüksek sertlik değerleri suda soğutmada ortaya çıkmıştır. Bunun sebebi suyun soğutma hızının diğer soğutma ortamlarındaki soğutma hızından yüksek çıkmasıdır. Soğutma hızı arttıkça mikrosertlik genel olarak artmaktadır. Bunu martenzit hacim oranının artmasıyla ilişkilendirebiliriz.



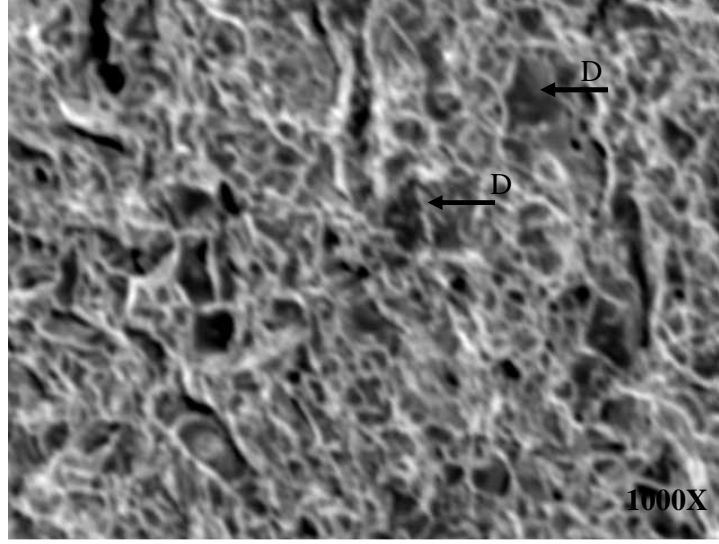
Şekil 4.13 Üretilen çift fazlı çeliklerin mikrosertlik sonuçları.

Çizelge 4.3 Isıl işlem sıcaklığı soğutma ortamı ve mikrosertlik arasındaki ilişki.

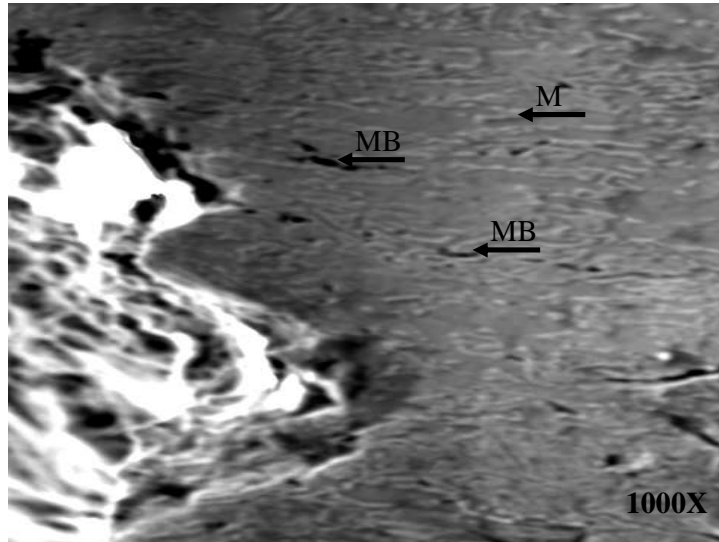
ISIL İŞLEM SICAKLIĞI °C	715		715	715	725	725	725	725	725	752	752	752
MHO	25	24	24	20	35	33	33	25	52	48	37	37
SOĞUTMA ORTAMI	Su	Yağ	Hava	Fırın	Su	Yağ	Hava	Fırın	Su	Yağ	Hava	Fırın
YAKLAŞIK SOĞUMA HIZI °C/Sn	1600	380	9	0,01	1600	380	9	0,01	1600	380	9	0,01
MIKROSERTLİK HV 100gr 15 sn	272	264	249	217	315	255	241	261	315	288	290	306

4.4 SEM İNCELEMESİ

Çekme deneyi sonrasında kopan numunelerin kopma özellikleri SEM ile incelenmiştir. Şekil 4.14'te SEM görüntüleri verilmiştir. Numuneler iki yönlü olarak incelenmiştir. İlk yön kırık yüzeye dik yönde, ikinci yön ise çekme yönüne paralel olarak alınmıştır.

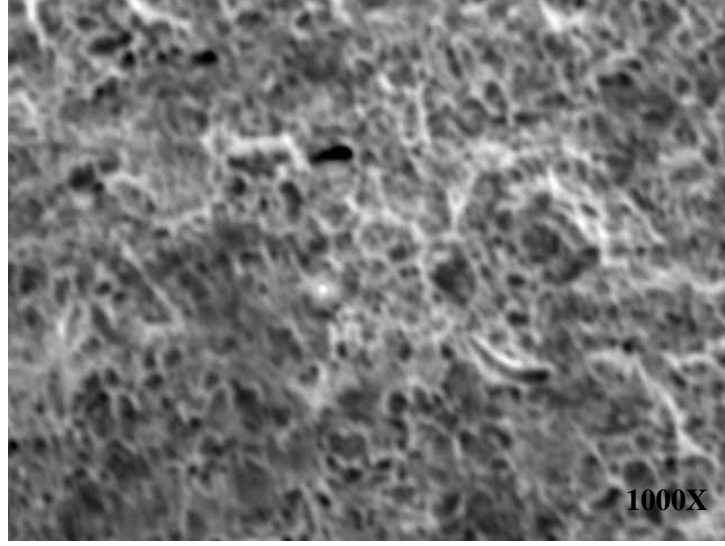


a) 725 suda soğutma kırık yüzey (D= Sünek çukurcuk).

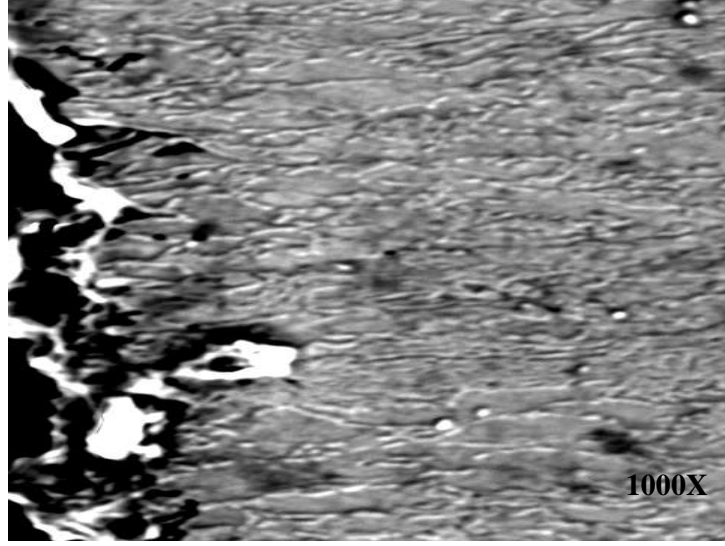


b) 725 suda soğutma, çekme yönüne paralel yüzey (MB= mikro boşluk, M= Martenzit).

Şekil 4.14 Çekme deneyi sonrasında kopan yüzeylerin SEM görüntüleri.

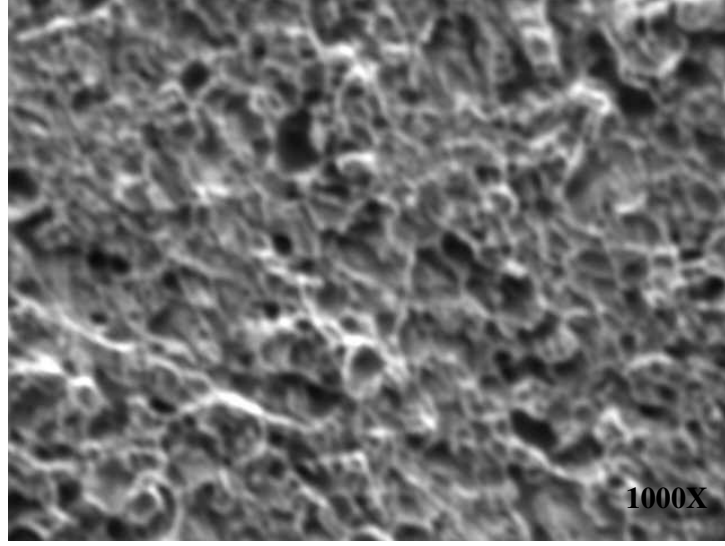


c) 725 yağda soğutma, kırık yüzey

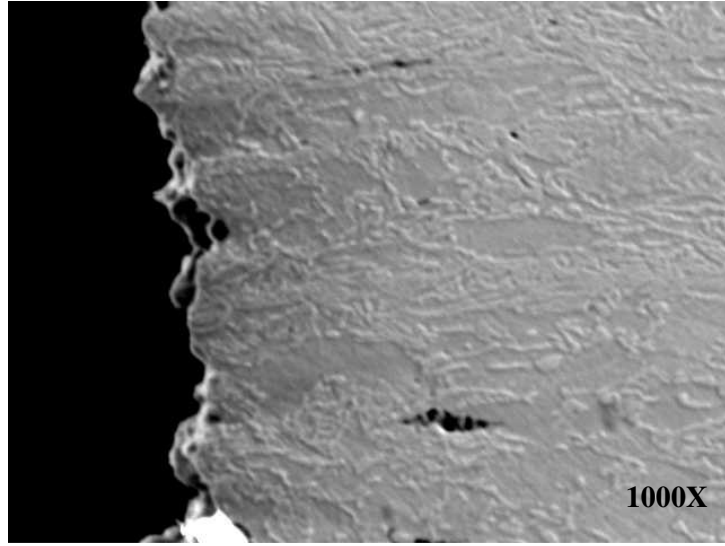


d) 725 yağda soğutma, çekme yönüne paralel yüzey

Şekil 4.14 Devam ediyor

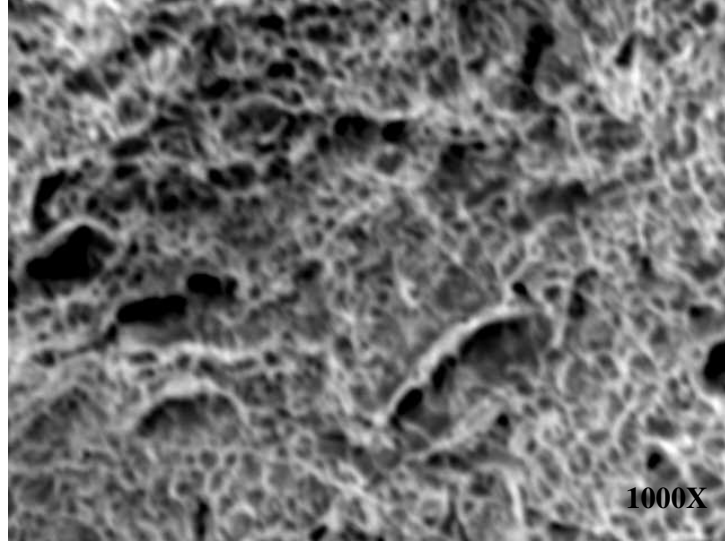


e) 725 havada soğutma, kırık yüzey

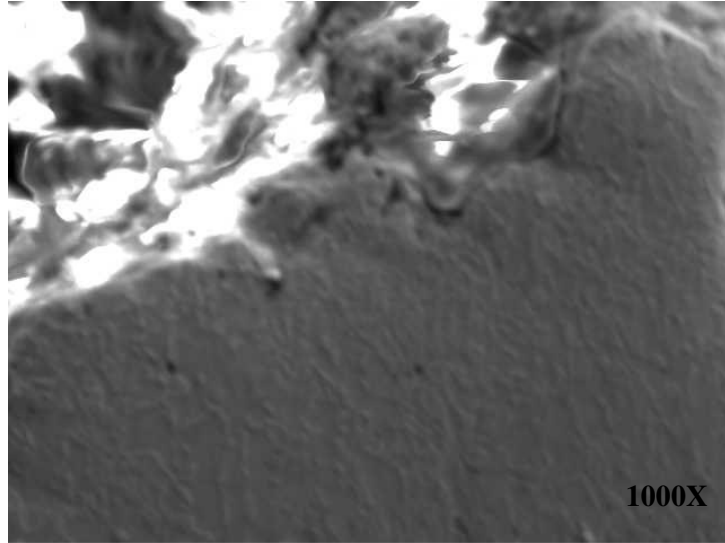


f) 725 havada soğutma, çekme yönüne paralel yüzey

Şekil 4.14 Devam ediyor

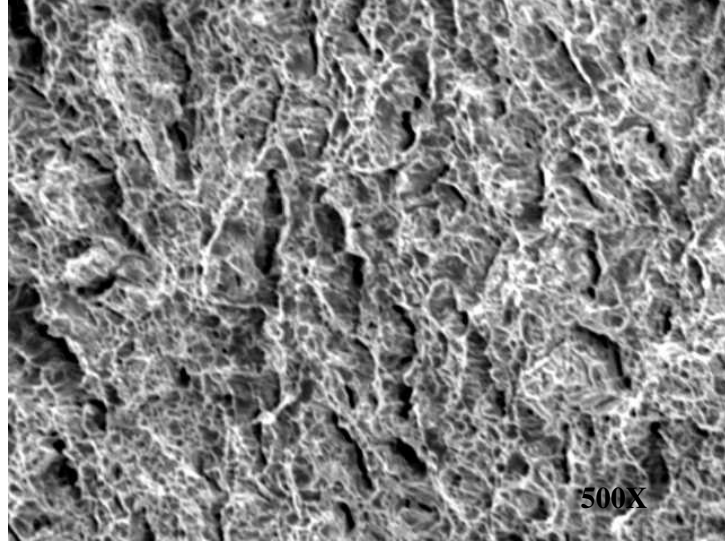


g) 725 fırında soğutma, kırık yüzey

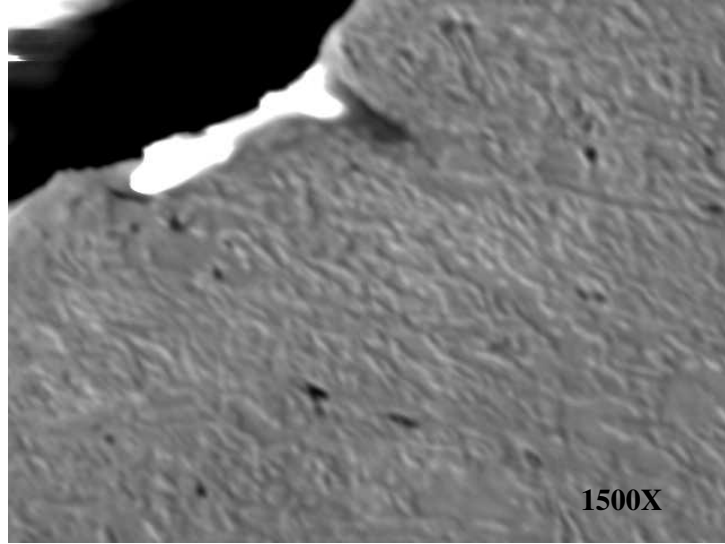


h) 725 fırında soğutma, çekme yönüne paralel yüzey

Şekil 4.14 Devam ediyor



ı) 752 fırında soğutma, kırık yüzey



j) 752 fırında soğutma, çekme yönüne paralel yüzey.

Şekil 4.14 Devam ediyor.

Kırık yüzey incelemesi kırılan yüzeyin nasıl olduğu (sünek veya gevrek), çekme yönüne paralel yönde yapılan inceleme ise kırılma başlangıcının nasıl oluştuğu hakkında bilgi sağlamak amacıyla yapılmıştır.

Yapılan incelemelerde kopma bölgesine yakın boyun bölgesinde mikroboşluklar gözlenmiştir. Mikro boşlukların kırılma yüzeyine doğru artması ve uzaması bu bölgedeki gerininin yüksek olması ile açıklanmaktadır (Erdoğan M, 2002). Çekme yönüne paralel SEM mikroyapı resimlerinden de görüldüğü gibi kırık yüzeye yakın bölgelerde ferrit ve martenzit uzayarak plastik şekil değişimine uğramışlardır. Kırık yüzey incelemelerinden kırılmanın genel olarak mikro boşluk birleşmesi ile gerçekleştiği görülmektedir.

Kırık yüzey SEM incelemelerinde görüldüğü gibi kopan numunelerin hiç birinde düzgün yüzey ayrılma modu gözlenmemiştir. Kırık yüzeylerdeki sünek çukurcuklar bunu göstermektedir. Martenzit hacim oranının yüksek olduğu suda soğutulan numunelerde görülen kırık yüzeylerle fırında soğutulan numunelerin kırık yüzeyleri karşılaştırıldığında fırında soğutulan numunelerin daha fazla sünek bölgelere sahip olduğu görülmektedir. Bunun nedenini, ferrit fazına göre çok daha sert bir faz olan martenzitin hacimsel yüzdesindeki artışa bağlamak mümkündür, çünkü çeliklerin mikroyapısında bulunan martenzitin hacimsel yüzdesindeki artış çeliklerin gevrek kırılmalarına yol açar (Bolvadin ve Tekin, 1990). Genel olarak karşılaştırıldığında çift fazlı çelikler YMDA çeliklerine oranla daha sünek bir kırılma karakterine sahiptir (Davies, 1979).

BÖLÜM 5

SONUÇ VE ÖNERİLER

Kimyasal bileşimi çizelge 3.1 de verilen sıcak hadde yapılmış ve çift faz üretmek amaçlı A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında tavlanan ardından su, yağ, hava ve fırında soğutulan 4mm kalınlığındaki çelik malzemenin özelliklerinin belirlenebilmesi için oda sıcaklığında yapılan çekme deneyi ve mikro sertlik ile mikroyapı özellikleri araştırılmasından elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

- 1) Çift fazlı çeliklerin mikroyapısında bulunan martenzit hacim oranı artan su verme sıcaklığı ile birlikte artmaktadır.
- 2) Martenzit hacim miktarındaki artış sertlik ve mukavemeti artırmaktadır.
- 3) Kopma mikro boşlukların ilerlemesi ile gerçekleşmiş ve hiçbir numunede doğrudan kopma modu (klivaj) gözlenmemiştir, buradan numunelerin tamamında sünek bir kopma modu görüldüğü söylenebilir.
- 4) Tavlama başlangıç sıcaklığı malzemenin A_1 (711) sıcaklığının hemen üzerinde olmasına rağmen martenzit hacim oranı oldukça yüksektir. Bu yüksek martenzit hacim oranı tavlama süresi ve malzemenin kimyasal bileşimine ve özellikle Mn miktarının yüksekliğiyle açıklanabilir.
- 5) Tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte soğuma hızının azalması yeni ferrit miktarını artırmaktadır.
- 6) Soğuma hızı arttıkça MHO artmaktadır, yağda ve havada soğutulan 715 ve 725 serisi numunelerin aynı MHO sahip olması sertleşebilirlik için çok önemli olan kimyasal bileşimdeki Mn miktarına bağlanmaktadır.

7) Martenzit hacim oranındaki artış sertliği artırmakta bunun yanında yeni ferrit hacim miktarındaki artış ise sertliği azaltmaktadır.

Daha sonra yapılabilecek çalışmalar için bazı oneriler aşağıda verilmiştir:

- 1) Kullanılan elik için çift fazlı mikroyapı eldesinde, tavlama suresinin etkisi araştırılabilir.
- 2) Elde edilen verilere göre bu malzemelerin nerelerde kullanılabileceği araştırılabilir.
- 3) Korozyon, aşınma, yorulma ve darbe dayanımları araştırılabilir.
- 4) Kırık yüzey incelemelerinde çekme yönüne paralel kopma bölgesi TEM ile incelenerek kopma sırasında meydana gelen deformasyon ve mikroboşluk özellikleri detaylı bir şekilde araştırılabilir.
- 5) Elde edilen farklı MHO sahip çeliklerin direnç kaynağı ile kaynaklanabilirliği incelenebilir, ayrıca aynı MHO sahip ve farklı MHO sahip çeliklerin birbiriyle kaynaklanabilirliği incelenebilir.
- 6) Farklı morfolojide çift fazlı mikroyapı oluşturarak, elde edilen verilerle kıyaslanabilir.

KAYNAKLAR

- Andrews, K.W.** (1965) *Empirical Formulae For The Calculation Of Some Transformation Temperatures*, Journal Of Iron And Steel Institute. pp.721-727.
- Avtar, R., Jha, B.K., Dwiedi, V.S.** (1986) *Effect Of Transformed Ferrite On Fracture Behavior Of Dual-Phase Steel*, Journal of Material Science Let. pp.725-727.
- Benscoter, A.O.** (1996) *Carbon And Alloy Steels*, Metallography And Microstructures ASM Handbook, Tenth Edition, vol. 9, pp. 170.
- Bolvadin, H.** (1990) *Metallographic and Mechanical studies on plain Carbon and Vanadium Containing Dual phase structural steels*. METU M.S. Thesis. Ankara, pp. 10-35.
- Bolvadin, H., Tekin, E.** (1990) *Çift Fazlı İç Yapı Oluşturma İşleminin Yapı Çeliklerine Etkileri*, 6. Metalurji kongre ve sergisi. Cilt: 1, s.249-261
- Bramfitt, B.L., Betlehem steel Corporation, and Anil, K. Hingwe, Molloy Manufacturing Company.** (1996) *Annealing Of Steel*, Heat Treating ASM Handbook, tenth edition, Vol. 4, pp. 42-55.
- 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.
- Cornford, A.E., Hiam J.R. and Hoops R.M.** (1979) *Properties of As-Rolled-Dual Phase Steels*, SAE, Tech. Paper series 79007, Detroit, pp.23-31.
- Cribb, W.R. and Rigsbee J.M.** (1979) *Work Hardening Behavior and Its Relationship To The Microstructure and Mechanical Properties of Dual- Phase Steels*, Structures and Prop. of Dual-Phase Steels, Ed. By. R.A Kott and. J.W. Morris, AIME, pp.91-117.
- 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.
- Davies, R.G.** (1978) *Influence Of Martensite Composition And Content On The Properties Of Dual Phase Steels*, Met. Trans. V. 9A, pp.671-679.
- El-Sesy, I.A., El-Baradie. Z.M.** (2002) *Influence Carbon And/Or Iron Carbide On The Structure And Properties Of Dual-Phase Steels*, Mat. Let. V.57, pp.580-585.
- Erdoğan, M.** (2002) *The Effect of New Ferrit Content on Tensile Fracture Behaviour of Dual Phase Steels*, Journal of Materials Sci., 37, pp.3623-3630.
- Giordano, L., Mutteazzi, P., Tizianni, A. and Zambon, A.** (1991) *Retained Austenite Variation In Dual Phase Steel After Mechanical Stressing And Heat Treatment* Mat. Sci. and Eng. V.A31, pp.215-219.

- Hashiguchi, K., Nishida, M., Kato, T., Tanaka, T.** (1980) *effect Of Alloying Elements And Cooling Rate After Annealing On Mechanical Properties Of Dual Pohase Steels*, KAWASAKI techni. Report. No:1 pp.70-78.
- 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.
- He, J.** (1986) *Transformation Process And Products Of Dual Phase Steels During Continuous Annealing*, Mat. Sci. and. Tech. V. 2, pp. 1162-1165.
- Honeycombe, R.W.K. and Bhadeshia, H.K.D.H.** (1995) *Steels Microstructure and Properties 2nd edn.*, Butterworth-Heinemann pp.211-212.
- Huppi, G.S., Matlock, D.K., Krauss, G.** (1980) *An Evaluation Of The Importance Of Epitaxial Ferrite In Dual Phase Steel Microstructures*, Scripta Met. V.14, pp.1239-1243.
- Kim, N.J. and Thomas, G.** (1981) *Effects of morphology on the properties of a Dual-phase Fe/2Si/0.1C/steel*, Met. Trans. Vol.12A, pp.483-489.
- Lawson, R.D., Matlock, D.K., Krauss, G.** (1980) *An Etching Technique For Microalloyed Dual-Phase Steels*, Metallography. V. 1, pp.71-87.
- Llewellyn, D. T. and Hillis, D. J.** (1996) *Dual Phase Steels*, Ironmaking and Steelmaking Review Vol. 23, pp. 471-478.
- 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. Newyork, pp.145-82.
- Paruz, H. and Edmands D.V.** (1989) *The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel*, Mat. Sci. and. Eng., A132, pp.67-74.
- Piplani, R.K., and Raghavan, G.** (1981) *Microstructure And Its Correlation With Properties In Dual Phase Steels*, Steel India, vol. 4, pp.1-21.
- Priestner, R. and Ajmal M.** (1987) *Effect of Carbon Content and Miroalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual Phase Steel* Mat. Sci. and Tech., vol. 3, pp. 360-364.
- 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.
- Rao, B.V.N. and Rashid, M.S.** (1997) *Direct Observations of Deformation-Induced Retained Austenite Transformation in A Vanadium-Containing Dual-Phase Steel*, Material characterization, Vol. 39, pp. 435-453.

- Rashid, M.S.** (1976) *Gm 980x-A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability*, SAE, Preprint 760206, pp.938-949.
- Repas, P.E.** (1978) *Dual-Phase And Cold-Pressing Vanadium Steels In The Automobile Industry*, Vanitech. London, pp.12-232.
- Rigsbee, J.M.** (1979) *Fundamentals Of Dual Phase Steels*, proc. Conf. TMS-AIME, Chicago, pp.304-329.
- Saleh, M.H., Priestner, R.** (2001) *Retained Austenite In Dual-Phase Silicon Steels And Its Effect On Mechanical Properties*. Material Processing Technology. 113 pp.587-593.
- Sarwar, M., Ahmad, E., Qureshi, K.A, Manzoor, T.** (2005) *Influence Of Epitaxial Ferrite On Tensile Properties Of Dual Phase Steel*, Materials Design. In press, pp.1-6.
- Speich, G.R. and Miller, R.L.** (1979) *Mechanical Properties of Ferrit-Martensite Steels*, Structure and. Prop. of Dual-Phase Steels, Ed. By R.A. Kott and J.W. Morris, AIME, pp.145-182.
- Speich, G.R.** (1996) *Dual Phase Steels*, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys ASM Handbook, tenth edition, Vol. 1, pp. 424-429.
- Speich, G.R., Demarest, V.A., and Miller, R.L.** (1981) *Formation Of Austenite During Intercritical Annealing Of Dual Phase Steels*. Met. Trans. Vol.12A, pp.1419-1427.
- TS 138 EN 10002-1.** (2004) *Metalik Malzemeler-Çekme Deneyi*, TSE, Ankara, s.25-26.

ÖZGEÇMİŞ

Fikret KABAKCI 1981’de Zonguldak’ta doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı; Zonguldak EML Metal işleri bölümünden mezun olduktan sonra 1999 yılında ZKÜ Karabük TEF Metal öğretmenliği bölümüne girdi; 2003’te iyi derece ile mezun olduktan sonra aynı yıl ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek lisans programına başladı ve halen bu yüksek lisans programına devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

ADRES : 19 Mayıs Mah. Meriç Cad.

Gündoğdu sok. no: 23

Kozlu / ZONGULDAK

TEL: (0543) 690 0537

E-Posta: fikretkabakci@yahoo.com