

**ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MARTENZİT
MORFOLOJİSİ VE HACİM ORANININ STATİK
DEFORMASYON YAŞLANMA DAVRANIŞI
ÜZERİNE ETKİSİ**

**2013
DOKTORA TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

Mustafa TÜRKMEN

**ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MARTENZİT MORFOLOJİSİ VE HACİM
ORANININ STATİK DEFORMASYON YAŞLANMA DAVRANIŞI ÜZERİNE
ETKİSİ**

Mustafa TÜRKMEN

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

KARABÜK

Ocak 2013

Mustafa TÜRKMEN tarafından hazırlanan "ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MARTENZİT MORFOLOJİSİ VE HACİM ORANININ STATİK DEFORMASYON YAŞLANMA DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ" başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı



Bu alışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Doktora Tezi olarak kabul edilmiştir. 18/01/2013

nvani, Adı SOYADI (Kurumu)

Başkan : Prof. Dr. Mehmet TÜRKER (G)

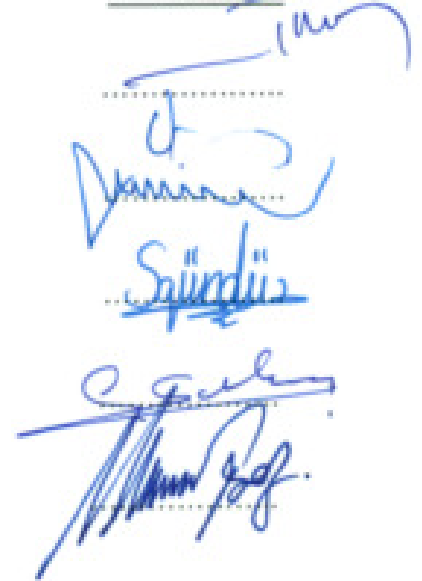
ye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KB)

ye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KB)

ye : Prof. Dr. Serdar SALMAN (MAK)

ye : Doç. Dr. Mustafa BOZ (KB)

İmzası



...../...../2013

KB Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

.....

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Mustafa TÜRKMEN

ÖZET

Doktora Tezi

ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MARTENZİT MORFOLOJİSİ VE HACİM ORANININ STATİK DEFORMASYON YAŞLANMA DAVRANIŞI ÜZERİNE ETKİSİ

Mustafa TÜRKMEN

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalı**

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Ocak 2013, 144 sayfa

Çok iyi yüzey kalitesine ve iyi şekillenebilme özelliğine sahip olan çift-fazlı çelikler soğuk deformasyona oldukça uygundur. Bu çalışmada, S235JR (3237 ve 4237) kalite çeliklerden elde edilen farklı martenzit morfolojisi ve hacim oranına sahip çift fazlı çeliklerin statik deformasyon yaşlanma davranışı incelenmiştir. Kritik sıcaklık bölgesinde üç farklı ısı işlemi (kritik çift faz, ara su verme ve kademeli su verme) türü uygulanmıştır. Yaşlanma deneyleri % 4 ön deformasyondan sonra 180 °C'de 10 dakika ile 160 dakika arasında bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Uygulanan farklı ısı işlemleri sonrası yapılan mikroyapı çalışmaları ile ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojileri tespit edilmiştir. Martenzit morfolojisinin ve hacim oranının 180 °C'de farklı yaşlanma sürelerinde ΔY (Yaşlanmadan dolayı dayanımdaki artış), akma (YS) ve maksimum çekme dayanım (UTS) değerlerinin eğilimini etkilemediği bulunmuştur. % 4 ön deformasyon işleminden sonra 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan çift fazlı çelik numunelerin akma ve çekme dayanımları artarken % uzama ve % kesit daralması değerleri azalmıştır. Bu, arayer atomlarının dislokasyonlar etrafında cottrell atmosferi oluşturmasının bir sonucudur. Yaşlanma

süresinin 40, 80 ve 160 dakikaya çıkarılması martenzitin temperlenmesine neden olarak akma dayanımını düşürürken % uzama ve % kesit daralmasını artırmıştır. Belirli yaşlanma sürelerinde fiber martenzit morfolojisine sahip numuneler, ağ veya kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelere göre daha yüksek ΔY , Y_S , UTS ve sertlik değerleri göstermiştir. Kütleli martenzit morfolojisine sahip çelik numuneler en düşük ΔY , Y_S , UTS değerlerine sahip olmuştur. Ayrıca 4237 kalite çeliğinde yaşlanma, 3237 kalite çeliğine göre 40, 80, ve 160 dakika yaşlanma sürelerinde daha yavaş olarak meydana gelmiştir. Bunun nedeni çeliklerin farklı kimyasal bileşime sahip olmasıdır.

Anahtar Sözcükler : Çift fazlı çelik, martenzitik dönüşüm, statik yaşlanma sertleşmesi.

Bilim Kodu : 710.3.022

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

THE EFFECT OF MARTENSITE MORPHOLOGY AND VOLUME FRACTION ON STATIC STRAIN AGEING BEHAVIOUR OF DUAL PHASE STEELS

Mustafa TÜRKMEN

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

January 2013, 144 pages

Dual phase steels characterized by good formability and excellent surface finish, are suitable for applications where processing involves cold deformation. In this study, static strain ageing behaviour of dual phase steels with different martensite morphology and volume fraction obtained from S235JR (3237 and 4237) grade steels was investigated. Three different types (Intercritical annealing, intermediate quenching and step quenching) of heat treatment was applied in the critical temperature. Ageing experiments after 4 % pre-strain were carried out at 180 °C for different times ranging from 10 to 160 min. The microstructure after different heat treatments applied to the work pieces with the network, fiber, and the bulky martensite morphologies have been identified. It was found that the martensite morphology and volume fraction have no effect on the trend of ΔY (an increase in strength due to strain ageing), YS (yield strength) and UTS (ultimate tensile strength) at different ageing times for 180 °C. After % 4 pre-strain of dual phase steel samples both YS and UTS exhibit maximum values but elongation and reduction in area decreased at ageing temperature of 180 °C for 20 minutes. This is due to the formation of solute

atom atmospheres around dislocation. When the ageing time increased to 40, 80 or 160 minutes, YS decreased but elongation and reduction in area increased due to tempering effect that starts in martensite phase. However, at a given ageing time for 180 °C ΔY , YS, UTS and hardness values of fibrous martensite are higher than network or bulky martensite. Steel samples with bulky martensite showed the lowest ΔY , YS and UTS. In addition the ageing in 4237 grade steel occurred more slowly than in 3237 grade steel having dual-phase structure. This was clearly observed at aging times of 40, 80 and 160 minutes and associated with the chemical composition of the steels.

Key Word : Dual Phase steel, martenzitic transformation, static strain ageing.

Science Code : 710.3.022

TEŞEKKÜR

Kendisi ile çalışma olanağı tanıyıp bilgisi, tecrübesi ve olumlu düşünceleri ile beni yönlendiren, bana her konuda destek veren değerli hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ' e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Tezin başlangıcından bu yana beni yönlendiren, yardımlarını esirgemeyen değerli hocalarım Prof. Dr. Ramazan KAÇAR ve Prof. Dr. Mehmet TÜRKER'e teşekkürlerimi bir borç bilirim. Karabük'te bulunduğum süre içerisinde göstermiş oldukları ilgi ve alakadan dolayı Teknoloji Fakültesi, Teknik Eğitim Fakültesi ve Mühendislik Fakültesi'nde görev yapan değerli hocalarım Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN, Prof. Dr. İbrahim ÇİFTÇİ, Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK, Doç. Dr. Halil DEMİR, Doç. Dr. Mustafa BOZ, Yrd. Doç. Dr. Melik ÇETİN, Yrd. Doç. Dr. Yavuz SUN, Yrd. Doç. Dr. Metin ZEYVELİ, Yrd. Doç. Dr. Oğuzhan DOĞAN, Yrd. Doç. Dr. Hasan KARABULUT, Arş. Gör. M. Akif ERDEN, Arş. Gör. Musa YILDIRIM ve Teknik Öğretmen Ahmet KAYNAR'a teşekkür ederim. 10D4571502 Kodlu proje ile bu çalışmayı destekleyen Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimine teşekkürlerimi sunarım.

Bu günlere gelmemde desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen AİLEME sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Son olarak çalışmalarım boyunca gösterdiği anlayış ve hoşgörü ile destek olan eşim Mehtap TÜRKMEN'e teşekkür etmek benim için büyük bir mutluluktur.

Çalışmamı bu süreçte kaybettiğim canım babam Reşat TÜRKMEN'e ithaf ediyorum.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xviii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xix
BÖLÜM 1.	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	3
ÇİFT FAZLI ÇELİKLER	3
2.1. GİRİŞ	3
2.2. ÇİFT FAZLI ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMLERİ	4
2.2.1. Sürekli Tavlama Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi	5
2.2.2. Kutu Tavlama ile Çift Fazlı Çelik Üretimi	8
2.2.3. Sıcak Hadde Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi	8
2.3. ÇİFT FAZLI ÇELİK ÜRETİM ISIL İŞLEMİ	9
2.3.1. Kritik Sıcaklıklarda Tavlama (Östenizasyon)	11
2.3.2. Soğutma (Su Verme)	15
2.3.3. Östenitik Dönüşüm Ürünleri	17
2.3.3.1. Martenzit	17
2.3.3.2. Ferrit, Perlit ve Beynit	21
2.3.3.3. Kalıntı Östenit	24
2.4. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ	25
2.4.1. Akma Davranışı ve Deformasyon Sertleşmesi	26
2.4.2. Akma ve Çekme Mukavemeti	27

	<u>Sayfa</u>
2.4.3. Süneklik	28
2.4.4. Temperleme ve Deformasyon Yaşlanması	28
2.5. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ	29
2.5.1. Karbon	29
2.5.2. Mangan	30
2.5.3. Silisyum	30
2.5.4. Molibden	31
2.5.5. Vanadyum	31
2.5.6. Krom	31
2.5.7. Niobyum	32
2.5.8. Alüminyum	32
2.5.9. Titanyum	32
2.6. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE FERRİT VE MARTENZİT FAZ ORANLARININ VE ORTALAMA TANE BOYUTLARININ BELİRLENMESİ	33
2.6.1. Tane Boyutunun Ortalama Kesme Metodu Kullanılarak Belirlenmesi	33
2.6.2. Ferrit ve Martenzit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi	34
BÖLÜM 3.	35
YAŞLANMA SERTLEŞMESİ	35
3.1. GİRİŞ	35
3.2. STATİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ	36
3.3. DİNAMİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ	38
3.4. KARBON VE AZOT ATOMLARININ ETKİLERİ	40
3.4.1. Karbon ve Azotun Ferrit ve Östenitte Çözünürlüğü	40
3.4.2. Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Difüzyonu ...	42
3.4.3. Anelastik Davranış ve İç Sürtünme Deneyi	43
3.4.4. Karbon ve Azot Atomlarının Yaşlanma Sertleşmesindeki Rolü	45
3.5. DİĞER ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ	47

3.6. YERALAN ALAŞIM ELEMETLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ	48
3.7. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE YAŞLANMA SERTLEŞMESİ OLAYI	50
BÖLÜM 4.	52
DENEYSEL METOT	52
4.1. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN MALZEMELER	52
4.2. HOMOJENLEŞTİRME, NORMALİZASYON VE ÇİFT-FAZ ISIL İŞLEMLERİNİN UYGULANMASI	52
4.3. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ	55
4.3.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması	55
4.3.2. Dağlayıcıların Hazırlanması ve Dağlama İşlemlerinin Yapılması	55
4.4. ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI	55
4.5. NUMUNELERE ÖN DEFORMASYON İŞLEMİNİN UYGULANMASI	56
4.6. NUMUNELERİN YAŞLANDIRILMASI VE ARDINDAN ÇEKME DENEYİNİN UYGULANMASI	57
4.7. MİKRO SERTLİK ÖLÇÜMLERİ	57
4.8. ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM ve TEM) İNCELEMELERİ	57
BÖLÜM 5.	59
DENEYSEL SONUÇLAR.....	59
5.1. GİRİŞ	59
5.2. OPTİK MİKROYAPI SONUÇLARI	59
5.3. ÇEKME DENEY SONUÇLARI	65
5.3.1. %4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 3237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Çekme Test Sonuçları	65
5.3.2. % 4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 4237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Çekme Test Sonuçları	72
5.4. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI	80

5.4.1. % 4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 3237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Sertlik Deneyi Sonuçları	80
5.4.2. % 4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 4237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Sertlik Deneyi Sonuçları	83
5.5. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İNCELEMELERİ	86
5.5.1. 3237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Yaşlandırma Uygulanmayan ve % 4 Ön Deformasyon Sonrası Yaşlandırılan Numunelerin Kırık Yüzey Görüntüleri	86
5.5.2. 4237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Yaşlandırma Uygulanmayan ve % 4 Ön Deformasyon Sonrası Yaşlandırılan Numunelerin Kırık Yüzey Görüntüleri	97
5.6. GEÇİRMELİ ELEKTRON MİKROSKOP (TEM) VE EDS İNCELEMELERİ.....	107
BÖLÜM 6.	114
DENEYSEL SONUÇLARININ İRDELENMESİ	114
6.1. GİRİŞ	114
6.2. MİKROYAPI SONUÇLARININ İRDELENMESİ	114
6.3. ÇEKME DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ	116
6.3.1. Martenzit Morfolojisi, Hacim Oranı ve Tane Boyutunun Mekanik Özelliklere Etkisi	117
6.3.2. Yaşlanma Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi	119
6.4. SERTLİK SONUÇLARININ İRDELENMESİ	123
6.5. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	125
6.6. GEÇİRMELİ ELEKTRON MİKROSKOP (TEM) VE EDS SONUÇLARININ İRDELENMESİ	128
BÖLÜM 7.	130
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	130
7.1. SONUÇLAR	130
7.2. ÖNERİLER	134
KAYNAKLAR.....	135

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Çift fazlı çelikler için sürekli tavlama diyagramı, sıcaklık zaman çevirimi.....	7
Şekil 2.2. Farklı çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemlerinin şematik gösterimi	10
Şekil 2.3. % 1,5 Mn'lı çelik için çeşitli kritik sıcaklıklarda oluşan östenit oranı	11
Şekil 2.4. Kritik tavlama sırasında östenitin oluşum aşamaları	12
Şekil 2.5. Östenitin büyüme aşamalarının şematik gösterimi	13
Şekil 2.6. Tane sınır difüzyonu ile Mn paylaşımı	14
Şekil 2.7. % 0,12 C, % 1,5 Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı	15
Şekil 2.8. Şematik mikroyapı haritası	16
Şekil 2.9. Farklı karbon içeriğine sahip çeliklerin ZSD diyagramları a) % 0,8 C, b) % 0,45 C c) % 1,0 C'lu	18
Şekil 2.10. Östenitten martenzite dönüşümün şematik gösterimi	19
Şekil 2.11. Sabit soğutma hızlarında oluşabilecek fazların tavlama sıcaklığına göre değişimi	22
Şekil 2.12. Beynitik yapı	24
Şekil 2.13. Saf demir-karbon alaşımında oda sıcaklığında soğutmadan sonra kalıntı östenit miktarının karbon oranı ile değişimi	25
Şekil 2.14. Sade karbonlu ve SAE 980X, SAE 950X ve M 980X (çift-fazlı) çeliklerinin mühendislik gerilme-%uzama eğrileri	26
Şekil 3.1. Statik yaşlanma sertleşmesinin gerilme-uzama diyagramı üzerinde gösterilmesi	37
Şekil 3.2. Dinamik yaşlanma sertleşmesi neticesinde vanadyum mikroalaşım çeliğinin gerilme-uzama diyagramında meydana gelen değişim.....	39
Şekil 3.3. Elastik ve anelastik şekil değişimi arasındaki ilişki	44
Şekil 3.4. Uygulanan gerilme karşısında karbon atomlarının uygun oktahedral boşluklara hareketi	45
Şekil 3.5. 60°C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan düşük karbonlu çeliğin mekanik özelliklerindeki değişme	46
Şekil 3.6. Karbon, azot ve manganın %10 plastik deformasyondaki dayanıma etkisi	49

Şekil 3.7. Düşük karbon ve mangan içeren çeliğin yüksek sıcaklık çekme dayanımına kromun etkisi	50
Şekil 4.1. Uygulanan çift faz ısıl işlem türleri	54
Şekil 4.2. Çekme deney numunelerinin hazırlanma ölçüleri	56
Şekil 5.1. Deneylerde kullanılan a) 3237 ve b) 4237 kalite çelik malzemelerin ısıl işlem öncesi mikroyapı görünütüsü	61
Şekil 5.2. 3237 kalite çelikten elde edilen A, B ve C grubu numunelere 730, 775 ve 820 °C’de uygulanan ısıl işlem sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri(500x)	62
Şekil 5.3. 4237 kalite çelikten elde edilen A, B ve C grubu numunelere 730, 775 ve 820 °C’de uygulanan ısıl işlem sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri (500x)	63
Şekil 5.4. 3237 ve 4237 kalite çeliklerden elde edilen A, B ve C grubu numunelerdeki MHO’nun kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi	64
Şekil 5.5. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin a) A-730 grubu b) B-730 grubu ve c) C-730 grubu gerilme-uzama diyagramları...67	67
Şekil 5.6. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin a) A-775 grubu b) B-775 grubu ve c) C-775 grubu gerilme-uzama diyagramları	69
Şekil 5.7. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin a) A-820 grubu b) B-820 grubu ve c) C-820 grubu gerilme-uzama diyagramları	71
Şekil 5.8. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin a) A-730 grubu b) B-730 grubu ve c) C-730 grubu gerilme-uzama diyagramları	75
Şekil 5.9. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin a) A-775 grubu b) B-775 grubu ve c) C-775 grubu gerilme-uzama diyagramları	77
Şekil 5.10. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin a) A-820 grubu b) B-820 grubu ve c) C-820 grubu numunelerin gerilme-uzama diyagramları	79
Şekil 5.11. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin A-730 grubu, B-730 grubu ve C-730 grubu sertlik değerleri	82
Şekil 5.12. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin A-775 grubu, B-775 grubu ve C-775 grubu sertlik değerleri	82

Şekil 5.13. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin A-820 grubu, B-820 grubu ve C-820 grubu sertlik değerleri	83
Şekil 5.14. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin A-730 grubu, B-730 grubu ve C-730 grubu sertlik değerleri	85
Şekil 5.15. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin A-775 grubu, B-775 grubu ve C-775 grubu sertlik değerleri	85
Şekil 5.16. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin A-820 grubu, B-820 grubu ve C-820 grubu sertlik değerleri	86
Şekil 5.17. 3237 kalite çeliğin A-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	88
Şekil 5.18. 3237 kalite çeliğin B-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.....	89
Şekil 5.19. 3237 kalite çeliğin C-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	90
Şekil 5.20. 3237 kalite çeliğin A-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	91
Şekil 5.21. 3237 kalite çeliğin B-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	92
Şekil 5.22. 3237 kalite çeliğin C-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	93
Şekil 5.23. 3237 kalite çeliğin A-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	94
Şekil 5.24. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	95
Şekil 5.25. 3237 kalite çeliğin C-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’ de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	96

Şekil 5.26. 4237 kalite çeliğin A-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	98
Şekil 5.27. 4237 kalite çeliğin B-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	99
Şekil 5.28. 4237 kalite çeliğin C-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	100
Şekil 5.29. 4237 kalite çeliğin A-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	101
Şekil 5.30. 4237 kalite çeliğin B-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	102
Şekil 5.31. 4237 kalite çeliğin C-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	103
Şekil 5.32. 4237 kalite çeliğin A-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	104
Şekil 5.33. 4237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	105
Şekil 5.34. 4237 kalite çeliğin C-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C' de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri	106
Şekil 5.35. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin TEM resimleri a) x50000 ve b)x100000.....	108
Şekil 5.36. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen 180 °C' de 20 dakika yaşlandırılan numunenin TEM resimleri a) x50000 ve b)x100000.....	109
Şekil 5.37. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen 180 °C' de 160 dakika yaşlandırılan numunenin TEM resimleri a) x50000 ve b)x100000.....	110
Şekil 5.38. 3237 kalite çeliğin A-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin TEM resimleri a) x50000 ve b)x100000.....	111
Şekil 5.39. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin TEM resimleri a) x50000 ve b)x100000.....	112

Sayfa

Şekil 5.40. 3237 kalite çeliğin C-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin EDS analiz sonuçları	113
Şekil 6.1 . Kenar dislokasyonun şematik yapısı	121
Şekil 6.2 . YMK yapıdan HMT yapıya sahip martenzitin birim hücresinin oluşumu	124
Şekil 6.3 . Alaşımız çeliklerde martenzitin kafes parametrelerinin karbon oranına göre değişimi	125

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Üretim yöntemine göre ticari çift fazlı çeliklerin kimyasal bileşimleri ...5	
Çizelge 3.1. Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları40	40
Çizelge 3.2. HMK ve YMK yapılarında uygun boşluk alanlarının büyüklüğü41	41
Çizelge 3.3. γ ve α demirinde karbon ve azotun çözünürlüğü41	41
Çizelge 3.4. Bazı elementlerinin ferrit içerisinde difüzyonu42	42
Çizelge 3.5. Bazı elementlerinin östenit içerisinde difüzyonu43	43
Çizelge 4.1. Deneylerde kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimi (% ağırlık, kalan Fe).....52	52
Çizelge 4.2. 3237 ve 4237 kalite çelik malzemelere ait A1- A3 sıcaklıkları53	53
Çizelge 4.3. Deneylerde uygulanan ısıtma işlem sıcaklığı ve süreleri54	54
Çizelge 5.1. 3237 ve 4237 çeliklerden elde edilen A, B ve C grubu numunelerdeki kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak ölçülen ferrit ve martenzit tane boyutları64	64
Çizelge 5.2. 3237 kalite çelikten 730 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY , UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri68	68
Çizelge 5.3. 3237 kalite çelikten 775 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY , UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri70	70
Çizelge 5.4. 3237 kalite çelikten 820 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY , UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri72	72
Çizelge 5.5. 4237 kalite çelikten 730 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY , UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri76	76
Çizelge 5.6. 4237 kalite çelikten 775 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY , UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri78	78
Çizelge 5.7. 4237 kalite çelikten 820 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY , UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri80	80

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

α	:	Ferrit
γ	:	Östenit
M	:	Martenzit
P	:	Perlit
Mn _{eş}	:	Mangan eş değeri
σ	:	Gerilme
% ϵ	:	% gerçek gerinim
N	:	Pekleşme katsayısı
%e	:	Mühendislik % uzaması
M _s	:	Martenzit başlama sıcaklığı
M _f	:	Martenzit bitiş sıcaklığı

KISALTMALAR

MHO	: Martenzit hacim oranı
HSLA (YMDA)	: Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı
KTS	: Kritik tavlama sıcaklığı
ÖÇF	: Östenit Çift-Faz
KÇF	: Kritik Çift-Faz
KT	: Kritik tavlama
KÖ	: Kalıntı östenit
YS	: Akma dayanımı
ΔY	: Yaşlanmadan dolayı dayanımdaki artış
UTS	: Maksimum çekme dayanımı
TSE	: Türk Standartları Enstitüsü
TÜBİTAK	: Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu
MAM	: Marmara Araştırma Merkezi
SEM	: Tarama elektron mikroskobu
TEM	: Geçirmeli elektron mikroskobu

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Günümüzde enerji fiyatlarındaki artış üretim dallarında düşük maliyetli üretimin ön plana çıkmasına neden olmaktadır. Özellikle otomotiv endüstrisinde yakıt ve maliyet tasarrufu sağladığı için en büyük hedeflerden biri, otomobil gövdesinde kullanılan çelik sacların şekillendirilebilirlik ve mukavemet özelliklerini koruyarak otomobil ağırlığından tasarruf sağlamaktır [1–11]. Ayrıca CO₂ emisyonunun azaltılabilmesi ve yakıt tüketiminde belirlenen hedeflere ulaşılması daha hafif araçların üretilmesi ile mümkündür [12]. Bu nedenle çift fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmaları otomotiv üreticileri de desteklemiş ve bu doğrultuda çelik üreticileri yoğun araştırmalar yapmışlardır [3,9,10].

Çift-fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmalar 1970'li yıllarda başlamasına karşın [13], 1975'de Hayami, Furukava [14] ve Rashid [15]'in çalışmaları ile tanınmıştır. Bugüne kadar da pek çok çalışma yapılmıştır. Çift-fazlı çelikler halen Amerika, Japonya ve Avrupa'da değişik otomobil parçalarının (kaporta sacı, jant vb.) imalatında yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [3,9,10].

Çift-fazlı çelikler kimyasal içerik olarak yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerin bir çeşididir. Bu çelikler kritik tavlama ve su verme ısıl işlemi ile üretilmektedirler. Farklı ısıl işlem rotaları izlenerek üretilen çift fazlı çelikler, başlangıç mikroyapılarına bağlı olarak farklı faz morfolojisine ve martenzit hacim oranına sahip olabilirler. Bu da mikroyapı-mekanik özelliklerin ayarlanması açısından çok önemli bir avantajdır. Mikroyapıları yumuşak ferrit anayapı içerisinde dağılmış martenzit fazlarından oluşmaktadır. Mikroyapılarında çok az miktarda kalıntı östenit, beynit veya perlit içerebilmelerine karşın çift-faz terimi esas fazları oluşturan ferrit ana yapı ve ikinci faz martenzitten meydana gelmektedir.

Bu elikler üretildikleri HSLA elikleri ile kıyaslandığında pek çok Şartlar için ideal özelliklere sahiptir. Bunlar sürekli akma davranışı, düşük akma dayanımı, yüksek pekleşme hızı ve % uzama gibi özelliklerdir.

Genellikle ift fazlı çeliklerde, deformasyon davranışı ile yapısal özellikler arasındaki iliŐkiyi belirlemeye yönelik çalışmalar yapılmaktadır [20,21]. Bu konuda ikinci faz martenzitin miktarının dual fazlı çeliklerin mukavemetine ve snekliliğine etkisi araŐtırılmıŐ, martenzit miktarı arttıķa malzeme mukavemetinin ve sertliğinin arttığı ve sünekliliğin düştüğü gözlenmiştir [22-24]. Ayrıca martenzit oluşumunun Şekli ve dağılımının mekanik özellikler üzerinde etkileri incelenmiştir [25]. Otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çelikler soğuk deforme edildikten sonra boyanarak kurutulmaktadır. Teknolojik olarak ŐekillendirilmiŐ ve boyanmıŐ sacın fırınlama işlemi sırasında akma mukavemetinde görülen artış deformasyon yaşlanma mekanizması ile açıklanmaktadır [26,28].

Çift fazlı çeliklerin statik deformasyon yaşlanma davranıŐları ile ilgili çalışmalara literatürde rastlanmasına rağmen morfolojinin yaşlanmayı nasıl etkilediğiyle ilgili çalışmaların olmadığı tespit edilmiştir. Dolayısı ile bu çalışmanın konusu, çift fazlı çeliklerde martenzit morfolojisinin ve hacim oranının statik deformasyon yaşlanma davranışı üzerine etkisinin araŐtırılmasını içermektedir. Bu çalışmada farklı kimyasal bileşime sahip elik numunelere kritik sıcaklık bölgesinde farklı sıcaklık değerlerinde  tür ıŐıl işlem rotası uygulanarak değişik martenzit morfolojisine ve hacim oranına sahip çift fazlı çelikler elde edilmiştir. Söz konusu çeliklerin martenzit morfolojisi ve hacim oranına bağlı olarak statik deformasyon yaşlanma nedeniyle mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimin derecesi belirlenmeye alıŐılmıŐtir.

2. BÖLÜM

ÇİFT FAZLI ÇELİKLER

2.1. GİRİŞ

Çift fazlı çelikler, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerin yeni bir sınıfıdır. Bu sınıftaki çelikleri yaklaşık olarak 550 MPa'lık bir çekme mukavemeti ve yumuşak sünek ferrit matris içerisinde dağılmış olan % 15–20 oranında sert martenzit parçacıkları ile karakterize etmek mümkündür. “Çift faz” terimi mikroyapıda mevcut olan iki temel faza yani martenzit ve ferritin varlığına işaret eder. Bu çeliklerin diğer karakteristik özellikleri, yüksek mukavemete ek olarak sürekli akma davranışı ve yakın mukavemet değerlerine sahip diğer HSLA çeliklerine oranla daha yüksek toplam şekil değiştirme olarak ifade edilebilir [27].

Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri klasik HSLA ve az karbonlu alaşımsız çeliklerden oldukça farklıdır [25,29]. Bu çelikler genel olarak eşit çekme mukavemetine sahip ferritik perlitik çeliklerden daha yüksek sünekliğe sahiptirler. Bu nedenle gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinde elastik deformasyondan plastik deformasyona geçerken süreksiz akma olayının meydana gelmemesi ve düşük deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızının yüksek olması çift fazlı çeliklerin özellikleri arasındadır. Akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranı düşük ve biçimlenebilme kabiliyeti yüksek olan çift fazlı çelikler, yüksek mukavemet ağırlık parametresine de sahip olduklarından, taşıt ağırlığını ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmak amacıyla özellikle otomotiv endüstrisinde 1975 yılından sonra kullanım alanı bulmuştur [10,27-30].

Çift fazlı çeliklerle ilgili sınırlı çalışmalar 1970'lerde başlamış olmasına rağmen 1975 ve 1976'da yapılan bir çalışma [30], kritik sıcaklık aralıklarında sürekli olarak tavlamanın ferrit ve martenzit mikroyapısına sahip ve normal yolla sertleştirilmiş

HSLA çeliklerine oranla daha yüksek süneklik sağladığını göstermiştir. 1976'da yapılan bir çalışma [30], vanadyum-azot HSLA çeliklerinin kritik tavlama sıcaklığının 550 MPa'lık bir çekme mukavemetine sahip olmasına ve süneklikte oldukça yüksek bir artışın meydana gelmesine neden olduğu görülmüştür. Bu çalışmaya kadar 550 MPa seviyesinde çekme mukavemetine sahip, kritik tavlama olmadan üretilen çeliklerin şekillendirilebilirliği oldukça zayıf olduğu düşünüldüğünde çalışmanın çift fazlı çeliklerin yaygınlaşması açısından taşıdığı önem daha da iyi anlaşılabilir [27].

Genel olarak bu çelikler, % 0,1'den az karbon içermektedir. Kritik tavlama sıcaklığından ve hızlı soğutmadan sonra mikroyapıdaki martenzitin % 20'sini çeliğin karbon içeriği oluşturur. Sertleşebilirliği artırmak dolayısıyla martenzit oluşumunu sağlamak için yapıya % 1-1,5 oranında mangan ilave edilir. Yapıya ayrıca tane boyutu kontrolünü sağlamak için vanadyum, niobyum ve titanyum gibi mikroalaşım elementleri de eklenebilir [30].

Çift fazlı çelikler üzerine araştırmaların başladığı 1970'lerden itibaren özellikle şekillendirilebilme kabiliyetini düşürmeden mukavemeti artırmanın önemli olduğu otomobil endüstrisinde geniş kullanım alanı bulmuştur. Jant, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi presle biçimlendirilen otomobil parçalarının yapımında kullanılan çift fazlı çelikler, 1980 yılından itibaren ise ticari olarak büyük tonajlarda üretilmeye başlamıştır. Günümüzde ticari olarak çift fazlı çelik üreten başlıca ülkeler A.B.D., Japonya, İngiltere, Fransa, İtalya, Almanya ve Lüksemburg olarak sıralanabilir [9,10,27-31].

2.2. ÇİFT FAZLI ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Çift fazlı çelik üretimi farklı yöntemlerle gerçekleştirilmektedir. Yönteme uygun kimyasal bileşim seçimi üretimde en önemli parametreyi oluşturur ve bu maliyet açısından da önemlidir [9,10,18,31-34]. Üretim yöntemlerine göre, genel olarak kullanılan kompozisyonlar Çizelge 2.1'de gösterilmiştir [9,10,34].

Ticari olarak çift fazlı çelikler;

1. Sürekli tavlama sıcak-haddeleme,
2. Sürekli tavlama soğuk-haddeleme,

3. Kutu tavlama,
4. Sıcak haddeleme yöntemleri ile üretilmektedir.

Çizelge 2.1. Üretim yöntemine göre ticari çift fazlı çeliklerin kimyasal bileşimleri

Üretim Yöntemi	Bileşim, % Ağırlık						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	N
Sürekli tavlama, sıcak hadde	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Sürekli tavlama, soğuk hadde	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	-	-

2.2.1. Sürekli Tavlama Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi

Sürekli tavlama işleminde çelikler kutu tavlama gibi statik olarak fırında bekletilmek yerine dinamik olarak açık sac halinde merdaneler üzerinde kesintisiz olarak tavlama fırını, ardından yaşlandırma fırınından geçirilir. Sürekli tavlama işleminin ilk aşamasında çelik ısıtılarak mikroyapının yeniden kristalleşmesi tamamlanırken ikinci aşamada daha düşük bir sıcaklığa kadar ısıtılarak aşırı yaşlanma işlemine tabi tutulur. Aşırı yaşlanma ile çelik yapısındaki çözülmüş karbon katı çözelti bünyesinden ayrıştırılır. Aşırı yaşlanma kademesi uygulanmadığı durumda çeliğin çok hızlı soğuması sonucu karbon çözeltide kalacaktır. Bunun sonucu olarak karbon deformasyon yaşlanması ya da su verme yaşlanmasına sebep olarak, sacın şekillendirilebilirliğinde düşüşe sebep olur [9,35,36].

Sürekli tavlama işlemi; sıcak daldırma ile galvanize edilmiş çelikler, teneke ve paslanmaz çelik tipi sacların üretiminde yaygın olarak uzun bir süredir kullanılmaktadır. Genelde bu tip proses ile üretim yapan hatlarda kısa süreli tavlama sonucu çelik yaklaşık 10 °C/s gibi düşük hızda oda sıcaklığına soğutulur, hat yaşlanması olmadan üretimi yapmak mümkündür [36,37].

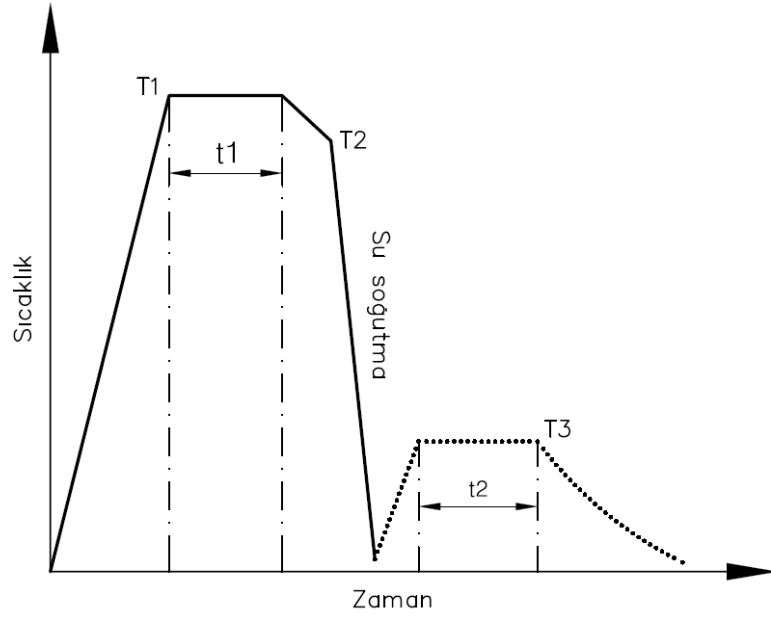
Sürekli tavlama prosesi 1970'lerden beri modern çelik üretiminde, hızlı soğutma yöntemi ve hatta yaşlandırma prosesleri ile otomotiv sanayinin yüksek talebini karşılamak için uygulanmaktadır [9,11,38-40]. Ayrıca sürekli tavlama prosesinin

geleneksel kutu tavlama prosesine göre ürün bakımından bazı üstünlükleri vardır [36]. Bunlar;

1. Gelişmiş özellikler ve homojen ürün eldesi,
2. Mükemmel yüzey temizliği ve düzgünlüğü,
3. Geniş bir ürün çeşitliliği.

Özellikle otomotiv sanayinde hayati önem taşıyan boyanabilirlik özelliği çeliğin adhezyon ve korozyon direncinin yanı sıra, en önemlisi sacın yüzey temizliği ile ilgilidir. Yukarıda belirtildiği gibi sürekli tavlama prosesi ile yüksek yüzey temizliği elde edilebilmektedir. Bu hatlardaki özellikler, modern elektrolitik temizleme ve mekanik temizlemenin ardından yapılan yüksek sıcaklıkta tavlama ile sağlanmaktadır. Kutu tavlama ile kıyaslandığında, sürekli tavlama yüzeydeki boyanabilme performansını düşüren faktörler daha azdır. Kutu tavlama ile kıyasla sürekli tavlama tek tabaka çelik tavlama şeklindedir. Bunun sonucunda kutu tavlama karşılaşılan bobinin içi ve dışında homojen olmayan durum oluşmamaktadır. Bunun sebebi ise sıcaklık kontrolünün sürekli tavlama çok iyi bir şekilde kontrol edilebilmesidir. Özellikle yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerdeki sertliği sağlayan bileşenlerin çökmesi ve çift fazlı çeliklerde ise martenzit oluşumu tavlama sıcaklığına çok bağlıdır. Bu da sürekli tavlamanın bu tip çeliklerde çok daha önemli olmasını sağlar [35,36].

Modern sürekli tavlama prosesleri, bir kaç prosesin birbiri ardına uygulanmasından oluşmuş bir sistemdir. Sistemin girişinde bobinden açılmış olan sac, kimyasal veya elektrolitik metodlarla temizlenip, ardından hızlı bir şekilde 675-850 °C arasına ısıtılır. Bu sıcaklıkta yaklaşık 1 dakika bekletilerek tutma aşaması gerçekleştirilir. Ardından soğutma ve aşırı yaşlanma işlemleri yapılır. Şekil 2.1 çift fazlı çelikler için kullanılan sürekli tavlama hattının sıcaklık zaman çevirimini göstermektedir. Malzeme A₁ sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa hızlıca ısıtılmış ve burada gaz-jet ile soğutulmadan önce bir süre tutulmuştur. Çelik daha sonra 230-400 °C arasındaki bir sıcaklığa tekrar ısıtılabilir. İsteğe bağlı yapılan bu yeniden ısıtma işlemi malzemeye yaşlanma etkisi sağlar [9-11,36,41].



Şekil 2.1. Çift fazlı çelikler için sürekli tavlama diyagramı, sıcaklık zaman çevirimi [41].

Yüksek T_1 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 [9-11,41].

Rigsbee ve arkadaşları T_1 zamanının önemli bir etken olduğunu göstermişlerdir. Uzun süreler alaşım türlerinde 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 [42].

T_2 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 [9-11,41].

2.2.2. Kutu Tavlama İle Çift Fazlı Çelik Üretimi

Kutu tavlama, tavlama sıcaklığından soğuma hızı çok düşüktür; 10 °C/saat veya 20 °C/saat [11,34]. Bu yüzden kullanılan alaşım elemanları yüksek oranda sertleşme kabiliyeti gerektirir.

Mangan sertleşme kabiliyeti için önemli bir etkidir, belirli bir düzeyde kutu tavlama çeliklerinde 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 [9,11,41].

2.2.3. Sıcak Hadde Esnasında Çift Fazlı Çelik Üretimi

Sıcak hadde esnasında çift fazlı yapı üretimi Climax Molybdenenum Co., tarafından geliştirilmiştir. Sıcak haddeleme sırasında çift-fazlı çelik üretimi diğer üretim yöntemleri ile kıyaslandığında daha ekonomik bir yöntemdir. Bundan dolayı ticari olarak tercih edilmektedir. Bu işlem sırasında diğer üretim yöntemlerinde yapılması gereken pek çok işleme gerek yoktur. Bu nedenle işçilik, enerji ve zamandan tasarruf sağlanmaktadır. Sıcak hadde şeridinde çift fazlı yapı üretimi soğuk hadde ile karşılaştırıldığında daha kalın malzeme gereksinimlerine cevap verebilir. [9-11,41].

Sıcak haddeleme sonrasında malzemenin soğuma hızı, sade karbonlu çeliklerden normal çift-fazlı çelik yapısını üretebilmek için gerekli hızlarından çok düşüktür. Hadde sonrasındaki yavaş soğuma hızlarında normal çift-fazlı çelik yapısının elde edilebilmesi için çeliğin uygun elementler ile alaşımlandırılması gerekmektedir. Önerilen alaşım elementleri C miktarının düşük olmasının yanında Mn, Cr, Si ve Mo'dir. Sıcak hadde sonrasında suda su verme uygulandığı takdirde daha düşük alaşım elementi ilavesi ile de çift-fazlı çelik üretimi gerçekleştirilebilir [9-11,30,41].

2.3. ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİM ISIL İŞLEMİ

Çift fazlı çelik üretimi ısıtma işlemi ötektoid altı çeliklere uygulanır. Bu nedenle arzu edilen mekanik özellikleri elde edebilmek için sertleşebilirlikleri sade karbonlu çeliklere oranla daha iyi olan, düşük miktarda karbon ve diğer alaşım elementlerine sahip olan HSLA çelikler tercih edilir [25–28, 43].

Çift fazlı çeliklerin üretimi iki temel ısıtma işlem basamağında gerçekleştirilmektedir [27,30,31]. Bu basamaklar;

1. Kritik sıcaklıklarda tavlama,
2. Ferrit - Östenit bölgesinden hızlı soğutma olarak ifade edilebilir.

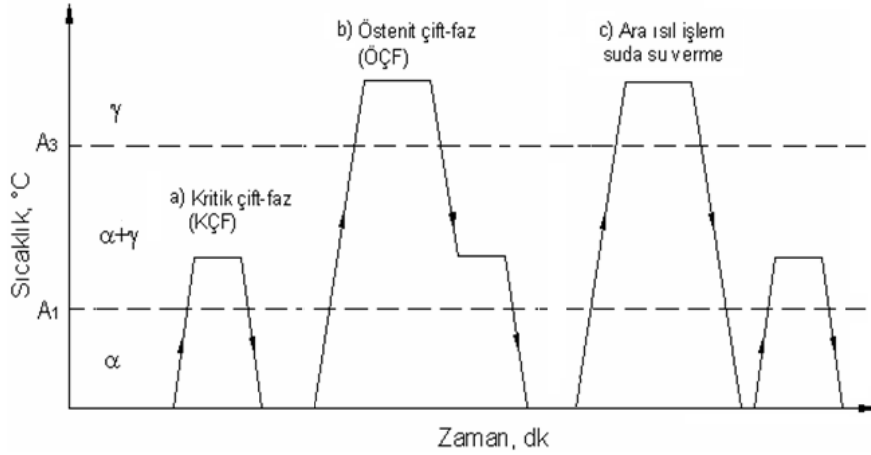
Çift fazlı çelik üretimi ısıtma işlemlerini detaylı bir şekilde değerlendirecek olursak, kritik sıcaklıklarda tavlama yönteminin ilk aşamasında ferrit - perlit içeren çelik numuneleri öncelikle kritik sıcaklıklar arasında (A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında ferrit-östenit bölgesinde), numune kalınlığına bağlı olarak değişen sürelerde tavlansak perlit fazının östenite dönüşümü sağlanmaktadır [27].

İkinci aşamada ise kritik tavlama sıcaklığından (ferrit – östenit bölgesinde) daha önceden belirlenen süre boyunca tavlansak çelik numuneler hızla oda sıcaklığına soğutulur. Böylelikle östenitin martenzite dönüşümü sağlanmış olur. Bu işlem çoğunlukla su ya da buzlu tuzlu su ortamında gerçekleştirildiğinden literatürde ‘su verme’ olarak da bilinmektedir. Rashid [44] ve Araki [45], bu yöntemle elde ettikleri çeliğe kritik sıcaklık çift fazlı (KÇF) çeliği ismini vermişlerdir. Bu yöntemdeki en önemli aşama, çeliğin A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında yani ferrit - östenit bölgesinde tutulması olup farklı ısıtma işlem rotaları izlenerek değişik morfolojiye sahip çift-fazlı çelik üretimidir [9-11,19,36]. Şekil 2.2’de çift-fazlı çelik üretim ısıtma işlemlerinin şematik gösterimi verilmektedir.

Çift fazlı mikroyapının elde edilmesinde kullanılan ikinci bir yöntem ise benzer esaslara dayanmakla birlikte ferrit - perlit mikroyapısına sahip çelik numuneler öncelikle A_3 sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklığa kadar tavlansak tamamen östenitik

yapıya geçiş sağlanır. Östenit dönüşümünün tamamlanması için tavlama işlemine bu sıcaklıkta belirli bir süre devam edildikten sonra malzeme kritik sıcaklıklar arasına kadar soğutulur. Bu soğutma işlemi ile östenitin bir kısmının ferrite dönüşmesi amaçlanmaktadır. Yani östenitten ferrit + östenit fazları elde edilmektedir. Geline bu sıcaklık değerinde de bir süre beklendikten sonra önceki yöntemle benzer şekilde oda sıcaklığına hızlı soğutma yapılmaktadır (su verme). Böylelikle östeniti martenzite dönüştürerek çift fazlı yapı elde edilmiş olur [27]. Baucher ve Hamburg [46], Van 80 çeliği kullanarak bu yöntemle çift fazlı yapı elde etmişler ve elde ettikleri bu çift fazlı çeliğe östenit çift fazlı (ÖÇF) çeliği ismini vermişlerdir.

Diğer bir tür olan ara ısıl işlem su verme de ise uygun bileşimdeki çelik A_3 sıcaklık çizgisi üzerine ısıtıldıktan sonra su verme işlemi uygulanır. Ardından belirlenen kritik sıcaklığa ısıtılır ve yeterince bu sıcaklıkta bekletildikten sonra kontrollü bir şekilde soğutulur yine ferrit + martenzit yapısı elde edilir. Uygulanan bu üç tür ısıl işlemlerle elde edilen çift fazlı çeliklerin mikroyapıları ve buna bağlı olarak mekanik özellikleri birbirinden farklıdır [9-11,47-49]. Das ve arkadaşları [49] kimyasal bileşimleri farklı olan malzemelerle yapmış oldukları deneylerde, farklı yöntemleri kullanarak çift-fazlı çelik üretmeyi amaçlamışlardır.



Şekil 2.2. Farklı çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemlerinin şematik gösterimi [49].

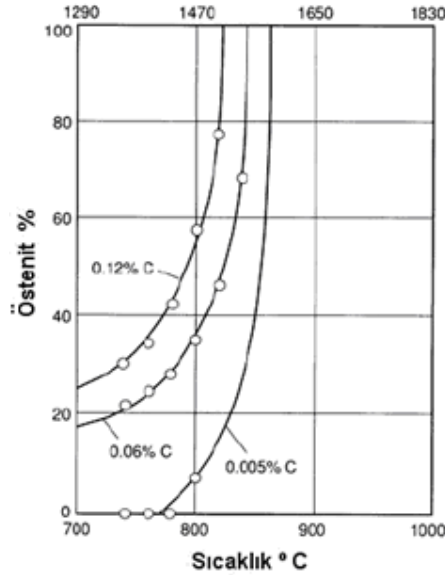
2.3.1. Kritik Sıcaklıklarda Tavlama (Östenizasyon)

Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenit dönüşümü gerçekleştiğinden bu adım çift fazlı çelik ısıtılmasının ilgi çeken bir adımı olmuştur. Çünkü kritik tavlama sırasında dönüşümü gerçekleştiren östenit, su verme işlemi sırasında martenzite dönüşerek çift fazlı çeliğin mekanik özelliklerini doğrudan etkiler [9,10,19,27,36]. Şekil 2.3., % 1,5 Mn'lı bir çelik için çeşitli kritik sıcaklıklarda oluşan östenitin yüzdesini göstermektedir [30].

Kritik tavlama sıcaklığı bağımsız bir parametre olmayıp çeliğin bileşimine göre değişmektedir. Eşitlik 2.1. ve Eşitlik 2.2.'de verilen ve Andrews bağıntıları [51] olarak bilinen bağıntılar yardımıyla A_1 ve A_3 sıcaklıkları hesaplanabilir.

$$A_{c3}=910- 203 \sqrt{C} -15,2 Ni + 44,7 Si + 104 V + 31,5 Mo + 13,1 W \quad (2.1)$$

$$A_{c1}=723- 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 290 As + 6,38 W \quad (2.2)$$

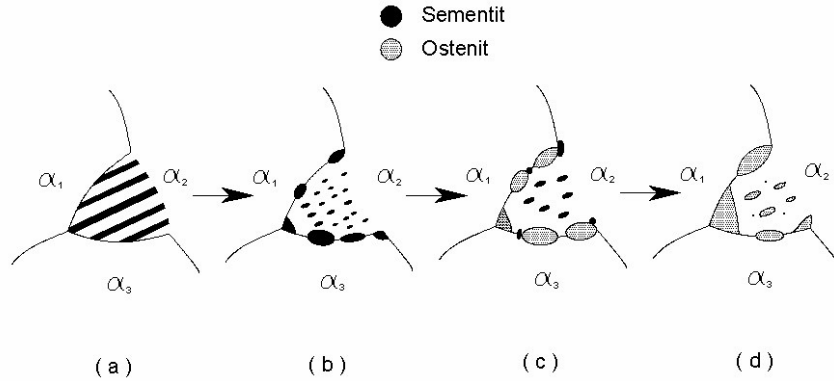


Şekil 2.3. % 1,5 Mn'lı çelik için çeşitli kritik sıcaklıklarda oluşan östenit oranı [30].

Kritik sıcaklıklarda tavlama iki aşamada gerçekleşmektedir;

Östenitin çekirdeklenmesi: Araştırmacılara göre östenit ilk olarak ferrit – ferrit tane sınırlarında ve sementit parçacıkları üzerinde, karbonca zengin alanlarda oluşur [52].

Bu konuda Young'ın [53], normalize edilmiş % 0,08 C içerikli çelikte düşük kritik sıcaklıklarda tavlama esnasında östenit oluşumunu inceledikleri çalışma ile oluşturdukları model temel olarak kabul edilebilir. Bu model Şekil 2.4'te görülmektedir.



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

Şekil 2.4. Kritik tavlama sırasında östenitin oluşum aşamaları [53].

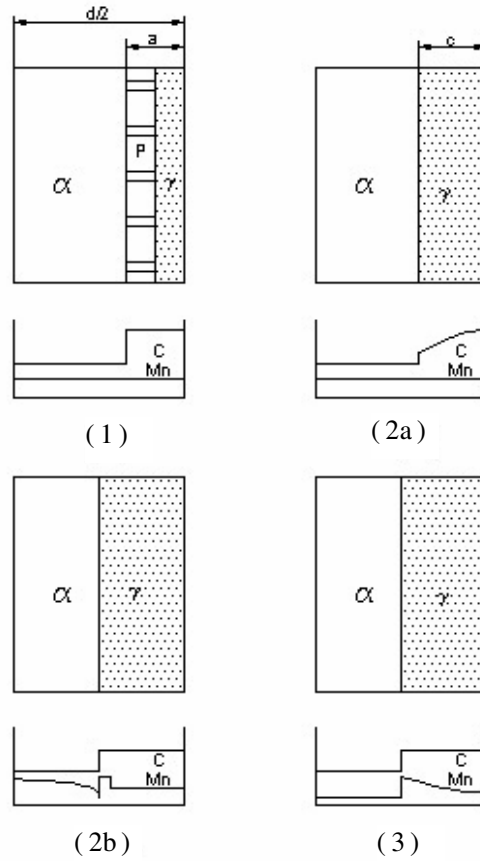
Östenitin çekirdeklenmesi üzerinde başlangıç mikroyapısı da oldukça önemli bir rol oynamaktadır [9,27]. Kim ve Thomas [49], morfolojinin çift fazlı çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisini inceledikleri çalışmalarında üç farklı başlangıç mikroyapısı seçerek bunlar üzerinde östenitin çekirdeklenmesini incelemiştir. Önce A_3 sıcaklığı üzerinden daha sonra $\alpha+\gamma$ bölgesinden su verilmiş numunelerde östenitin, A_3 sıcaklığı üzerinden su verilme sırasında oluşan martenzitin çita tane sınırlarında, K.Ç.F. (kritik çift faz) numunelerinde ise ferrit–sementit tane sınırlarında sementit üzerinde çekirdeklendiğini, Ö.Ç.F. (östenit çift faz) numunelerinde ise ferritin önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklendiğini bildirmişlerdir.

Östenitin Büyümesi: Speich, Demarest ve Miller [54], kritik tavlama sırasında östenitin oluşumunu inceledikleri çalışmalarında % 0,6–1,2 C ve % 1,5 Mn içerikli

çelikler üzerinde çalışmışlar ve östenit oluşum basamaklarını üç temel başlık altında incelemişlerdir:

1. Aşama: (Perlitin çözünmesi) Bu aşama östenitin ferrit-perlit ara yüzeyinde çekirdeklenip büyümesi ile başlamakta olup, perlit tamamen çözününceye kadar devam eder. Östenit dönüşümünün bu aşamasını kontrol eden temel faktör karbonun perlitin içerisindeki lameler boşluklara difüzyonudur [55]. Jeong ve arkadaşlarına göre difüzyon mesafesi kısa olduğu için difüzyon zamanı ihmal edilebilecek kadar kısadır [56]. Bu aşama oldukça hızlıdır ve birkaç saniye içerisinde gerçekleşir [55].

Speich ve arkadaşları, ferrit-perlit çeliklerinin kritik sıcaklıklarda tavlınması sonucu östenitin üç aşamalı olarak oluşmasını Şekil 2.5'te gösterildiği şekilde modellemişlerdir [54].



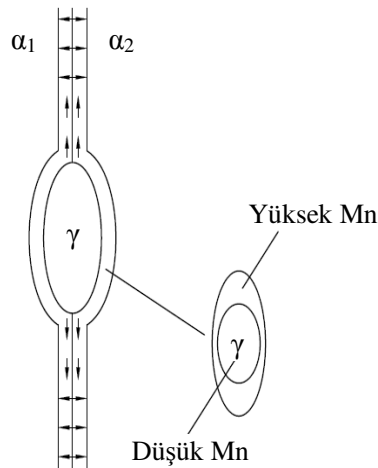
Şekil 2.5. Östenitin büyüme aşamalarının şematik gösterimi [54].

2. Aşama: Hem ferrit içerisinde hem de ferrit tane sınırları boyunca oluşur [40]. Östenitin ferrit içlerine doğru büyümesi gerçekleşmektedir. Bu aşama hem karbon hem de Mn difüzyonu tarafından kontrol edilen iki basamaktan oluşur [9,27,31].

Karbon Difüzyon Kontrollü: Mn'nin yeniden paylaşımıyla veya yeniden paylaşılmadan gerçekleşebilir. Mn yeniden paylaşılmaya uğramazsa paradenge kurulur ve büyüme hızı karbon difüzyonu tarafından kontrol edilebilir [9,31].

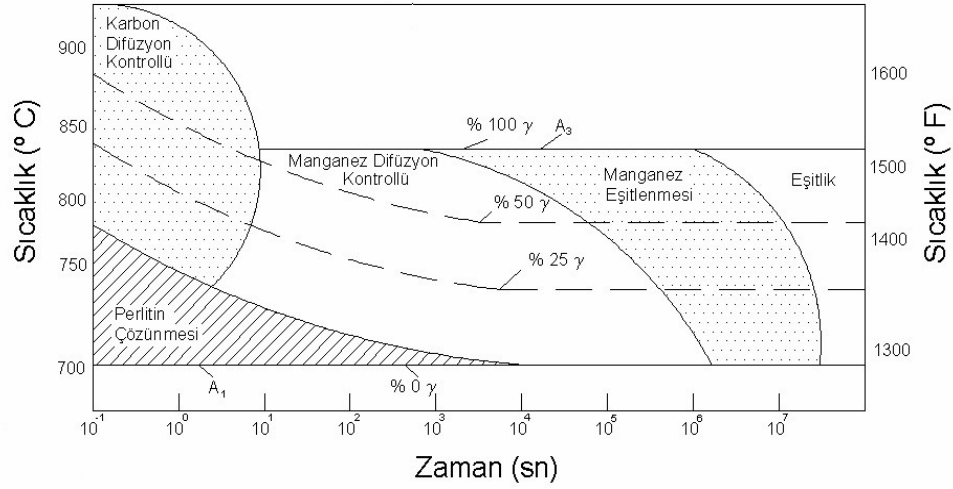
Mn Difüzyon Kontrollü: Düşük sıcaklıklarda östenit-ferrit ara yüzeyi ilerlerken Mn'nin paylaşımı gerçekleşir. Mn'nin ferrit içerisindeki difüzyon hızı, östenit içerisindeki difüzyon hızından üç kat daha fazladır. Bundan dolayı östenitin büyüme hızını büyük oranda Mn'nin ferrit içerisindeki difüzyon hızı kontrol etmektedir [56].

3. Aşama: Östenitin büyümesinin tamamlandığı bu aşamada terazi kuralı gereğince son ferrit-östenit dengesi kurulur [9-11,53]. Bu durum östenit içerisinde Mn konsantrasyon gradyanının ortadan kalkması ile sağlanır. Mn'nin östenit içerisindeki difüzyon hızı çok yavaş olduğundan bu aşama oldukça yavaştır [31]. Östenit-ferrit ara yüzeyinde bölgesel eşitliği muhafaza etmek için bir miktar yüksek Mn'li alaşım bulunabilir [55]. Bu aşama düşük sıcaklıklarda çok uzun süre tavlama koşullarında östenitteki mangan difüzyonu ile kontrol edilen bir hızda gerçekleşir [30]. Aaronson [57] difüzyon ile östenitin büyümesini incelediği çalışmasında tane sınırı difüzyonu ile Mn'nin paylaşımını gösteren Şekil 2.6'daki modeli sunmuştur.



Şekil 2.6. Tane sınır difüzyonu ile Mn paylaşımı [57].

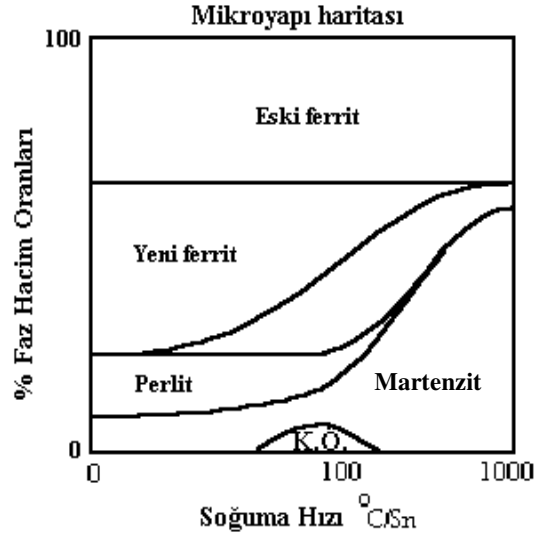
Tüm bu bilgiler ışığında her çelik için östenit oluşum diyagramları çizilebilir [27]. Speich ve arkadaşlarının [54], tüm bu aşamaları dikkate alarak çalışmış oldukları çelik için çıkardıkları östenit oluşum diyagramı Şekil 2.7’de gösterilmiştir.



Şekil 2.7. % 0,12 C, % 1,5 Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı [54]

2.3.2. Soğutma (Su verme)

Bu aşama, östenitin martenzite dönüşümünün gerçekleştiği aşama olarak da bilinmektedir. Soğutma işlemine bağlı olarak gerçekleşen mikroyapı dönüşümü sonrası elde edilen martenzit çift fazlı çeliğin mekanik davranışlarını büyük oranda etkiler. Östenit dönüşümü sonucunda mikroyapıda yalnızca martenzit oluşmaz. Kritik tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğutma hızına bağlı olarak farklı östenitik dönüşüm ürünlerine rastlamak mümkündür [9-11,27]. Şekil 2.8’de soğuma hızına bağlı olarak çizilen şematik mikroyapı haritası gösterilmiştir [9,58].



Şekil 2.8. Şematik mikroyapı haritası [9].

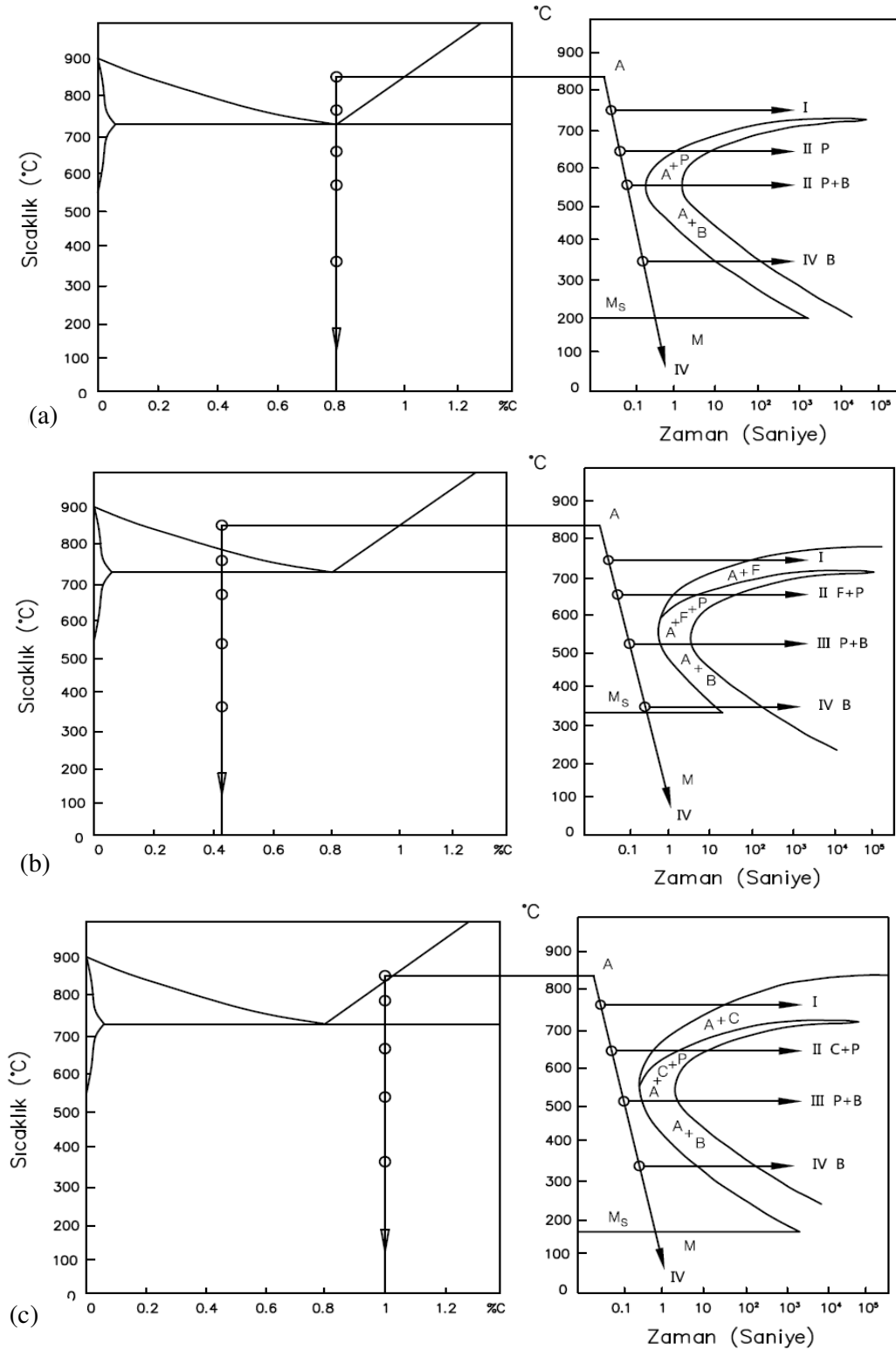
Şekilden de açıkça görülebileceği gibi ferrit+östenit bölgesinden hızlı soğutma sırasında östenit, martenzit, yeni (eş eksenli) ferrit, sementit, beynit veya perlite dönüşebilir. Ayrıca yapıda bir miktar östenitin dönüşmeden kalması (kalıntı östenit) kaçınılmazdır [9,27].

Östenitin kritik tavlama işleminden sonraki oluşumu klasik tavlamadan sonraki oluşumuna oldukça benzemekle birlikte bir takım basamaklar kritik tavlama işlemi özel yapmaktadır. Öncelikle östenitin kritik tavlama sıcaklığıyla birlikte belirlenen karbon içeriğinden dolayı, östenitin sertleşebilirliği bu sıcaklıkla değişmektedir. İkinci olarak martenzitin difüzyonsuz bir dönüşümle oluşması nedeniyle martenzit fazı östenitin orjinal çelikten çok daha fazla olan karbon içeriğini devralır. Son olarak karbon dengesini sağlamak önemli olduğu için levye kanununu kullanmak kritik sıcaklıkla değişen östenit miktarını ve çeliğin orjinal karbon içeriğini değiştirecektir. Kritik tavlama sıcaklığından yüksek hızlarda soğutma sırasında teorik olarak östenitin hepsi martenzite dönüşür. Daha düşük soğutma hızlarında (yağda soğutma gibi) küçük parçacıklar halinde kalıntı östenit bulunmaktadır [27,30].

2.3.3. Östenitik Dönüşüm Ürünleri

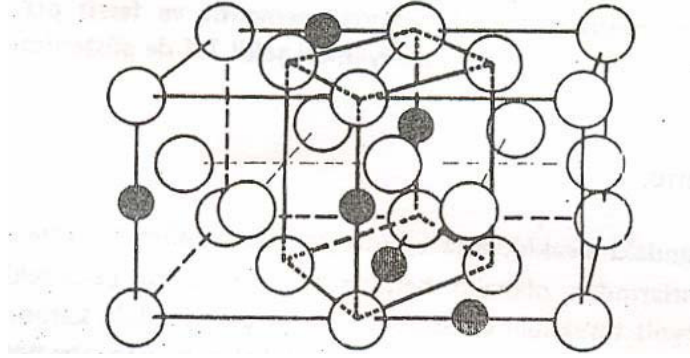
2.3.3.1. Martenzit

Şekil 2.9’da farklı karbon içeriğine sahip çeliklerin ZSD (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramı verilmiştir. Diyagrama göre eğer soğuma V eğrisi ile gösterildiği şekilde çok hızlı meydana gelirse östenit, M ile gösterilen kısma ulaştığında martenzite dönüşmeye başlayacaktır. Eğer soğutma işlemine M_s ’nin altında devam edilirse östenitin dönüşümü esnasında çok az karbon hareketi olacak, böylece karbon atomları γ -demiri katı ergiyiği içerisinde kalacaklardır. γ -demiri içerisinde karbon atomlarının yerleşebilecekleri boşluklar α -demirine oranla daha az olduğundan α -demiri kafesinde bir genişleme söz konusu olacak ve böyle bir gerilmeli hal çeliğin sertleşmesine neden olacaktır. Sertleşme sonrası oluşan ve γ -demiri içerisinde karbonun aşırı doymuş bir ergiyiği olan bu yeni faz martenzittir. Şekil 2.10’da östenitten martenzite dönüşümü temsil eden basit bir model görülmektedir. Martenzit birim hücrenin kenarlarında yerleşmiş karbon atomları birim hücrenin bir yönde uzamasına ve sonuçta hacim merkez tetragonal kafesin ortaya çıkmasına neden olurlar [59].



A: Östenit B: Beynit C:Sementit F:Ferrit P:Perlit M: Martenzit

Şekil 2.9. Farklı karbon içeriğine sahip çeliklerin ZSD diyagramları a) $0.8\% \text{ C}$ 'lu, b) $0.45\% \text{ C}$ 'lu c) $1.0\% \text{ C}$ 'lu [59].



Şekil 2.10. Östenitten martenzite dönüşümün şematik gösterimi [59].

Martenzit dönüşüm başlama sıcaklığı M_s , martenzit dönüşüm bitiş sıcaklığı ise M_f ile gösterilir. Yapı M_s sıcaklığının altına inildiğinde tamamen martenzit olmaz. Sıcaklık düşerken martenzit oranı artar. Yapının tamamen martenzite dönüşümü için sıcaklığın M_f sıcaklığının altına inmesi gerekmektedir. M_s ve M_f her ikisi de çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak değişir. M_s sıcaklığı için Andrews bağıntısı Eşitlik 2.3.'te verilmiştir [59, 60]. M_f sıcaklığı ise özellikle karbon oranından etkilenmektedir. Karbon oranı % 0,5–0,6 civarında M_f sıcaklığı sıfır dereceye düşmektedir ve karbon oranı arttıkça da sıfırın altına inmektedir [60, 61]. Çift fazlı çelikler oluşurken yapıda az da olsa bulunan kalıntı östenitin varlığını da M_f sıcaklığı ile açıklamak mümkündür.

$$M_s (^{\circ}C) = 550 - 350 (\% C) - 40 (\% Mn) - 20 (\% Cr) - 10 (\% Mo) - 17 (\% Ni) - 8 (\% W) - 10 (\% Cu) + 15 (\% Co) + 30 (\% Al) \quad (2.3)$$

Martenzitin oluşabilmesi için çeliğin yeterli karbon oranına ve yeterli soğutma hızına sahip olması gerekmektedir. Dönüşüm diyagramlarından da görüldüğü gibi, perlit ve beynitin oluşması zamana bağlı olarak ilerlediği halde martenzit oluşumunda böyle bir durum söz konusu değildir. M_s 'nin altındaki her bir sıcaklık belirli bir martenzit oluşum yüzdesine tekabül eder. Ancak oluşan martenzit miktarı çeliğin cinsine, östenitleme işleminin koşullarına ve sertleştirme için uygulanacak olan soğutma hızına bağlıdır. Östenitin büyük oranlarda martenzite dönüşümünü sağlayabilmek için kritik bir soğutma hızına ihtiyaç vardır. Soğutma hızını etkileyen faktörler östenit tanelerinin büyüklüğü ve östenit içerisinde ergimiş olarak bulunan karbon

miktardır. Ancak kritik soğutma hızı üzerinde en büyük etkiyi başta Mn olmak üzere alaşım elementleri yapmaktadır. Mn'in soğutma hızına etkisini açıklayabilmek için Chang ve arkadaşları [62] tarafından belirlenen $Mn_{Eş}$ denkliğinden faydalanılabilir (Eşitlik 2.4. ve Eşitlik 2.5.).

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

$$\text{Log (Soğutma Hızı)} = -1,73 Mn_{Eş} + 3,95 \quad (2.5)$$

Malzemenin tüm kesitinde martenzit oluşumunu sağlayan söz konusu soğutma hızı, üst kritik soğutma hızı olarak da adlandırılır. Martenzitik yapı elde etmek için soğutma, en azından kritik soğutma hızını aşacak şekilde yapılmalıdır. Martenzit oluşumunun ilk olarak görüldüğü soğutma hızı da alt kritik soğutma hızı olarak adlandırılır. Eğer soğutma hızı, üst ve alt kritik soğutma hızları arasında kalırsa martenzitin yanı sıra ara kademe fazları beynit, perlit ve ferrit de oluşabilir [9, 17, 18, 27, 63].

Yapının tamamen martenzite dönüşmesi arzu edildiğinde, sertliği önemli ölçüde düşürdüğü için bu yapıların oluşması istenmemekle birlikte alaşım durumuna da bağlı olarak özellikle kalın kesitlerde önlenmesi oldukça zordur. Ancak çift fazlı yapılar oluşturulurken veya gerekli hacimde martenzit elde edilirken yüksek tokluğa imkan veren beynit [64] ve perlitin varlığı da arzulandır [65].

Tavlama sıcaklığı hem östenit hacim oranını hem de östenit içerisinde ergimiş halde bulunan karbon içeriğini kontrol ettiği, soğutma hızının ise kayma ve difüzyon hızı arasındaki dengeyi belirlediği düşünüldüğünde çift faz ısıl işleminin her iki adımının da martenzit dönüşümünde etkili olduğu açıkça görülmektedir.

Ferrit matris içerisinde dağılmış olan ikinci fazın tane boyutu, hacim oranı ve yerleşimi gibi özellikler çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini belirgin şekilde etkiler. Martenzit, çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri üzerinde en etkili olan fazdır. Çünkü bu çeliklerin sahip olduğu karakteristik özellikler olan yüksek mukavemet ve süneklik üzerinde martenzit fazının özellikleri en önemli etkiye sahiptir. Gerek kritik tavlama sıcaklığı ve östenit hacim oranı gerekse östenit

morfolojisi ve soğutma hızı ile kontrol edilebilmesi nedeniyle martenzit fazı çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerinin denetlenebilmesini sağlar.

Martenzit miktarının artmasıyla mukavemet artarken süneklik azalmaktadır. Bu nedenle, mikroyapıda genellikle % 20'den daha az martenzit bulunması arzu edilir [66, 67]. Çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini belirleyen en önemli etkenler martenzit mukavemeti, martenzit hacim oranı, martenzit morfolojisi ve martenzitin karbon içeriğidir [9-11,31].

Martenzitin mukavemeti ve martenzit hacim oranı; malzemenin karbon oranı, kritik tavlama sıcaklığı, kritik tavlama süresi ve östenitin sertleşebilirliği ile yakından ilgilidir. Araştırmacılar [68], kritik tavlama sırasında terazi kuralı gereğince kritik tavlama sıcaklığı yükseldikçe östenit içerisinde ergimiş olan karbon içeriğinin azaldığını, martenzit hacim oranının ve martenzit tanecik boyutunun ise arttığını belirtmişlerdir. Bu şekilde soğutma sonrası elde edilen martenzitin mukavemeti, karbon içeriğine bağlı olarak, düşük sıcaklıklarda kritik tavlama sonrası soğutma ile elde edilen martenzitten daha yüksektir [31]. Ayrıca malzemenin karbon içeriği arttıkça soğutma sonrası yapıda oluşacak martenzitin hacim oranı da artmaktadır.

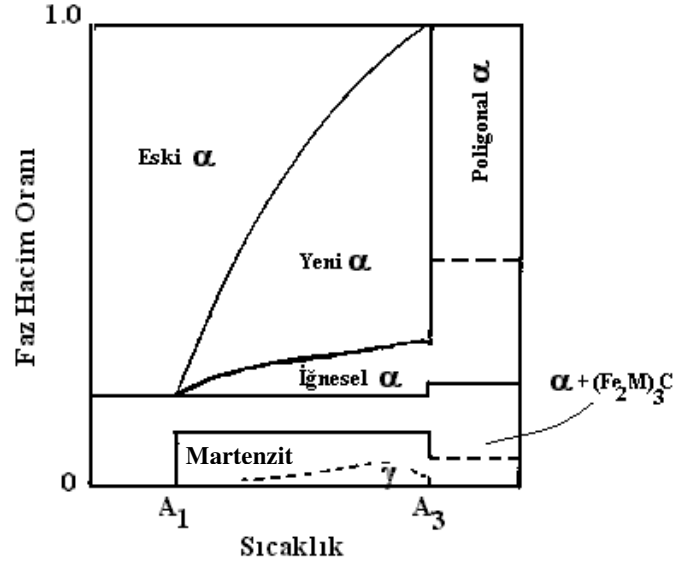
Yumuşak ferrit matris içerisinde oluşan martenzitin mukavemeti, çelik östenitten % 100 martenzitik yapıya dönüşürken oluşan yapının mukavemetinden farklıdır. İkinci yapı daha mukavim olmakla birlikte sünekliği sıfırdır [69].

Martenzit ve ferrit fazlarının hacim oranları bağımsız değişkenler değildir. Uygun kritik soğutma hızları sağlandığında bu iki hacmin toplamı, östenitin bir kısmı kalıntı östenit olarak kalmak kaydıyla kritik sıcaklıkta mevcut östenitin hacmine eşit olmalıdır [65].

2.3.3.2. Ferrit, Perlit ve Beynit

Şekil 2.8.'deki şematik diyagramdan ve Şekil 2.11.'deki grafikten de açıkça görüldüğü gibi kritik tavlama sonrasında soğuma hızı, kritik soğuma hızından daha düşük olduğunda östenitten martenzit dışı fazların dönüşümü gerçekleşir [9,27].

Ferrit fazı martenzitle birlikte çift fazlı yapıya adını veren ikinci fazdır. Mikroyapıda kritik tavlama öncesi bulunan ferrit eski ferrit, soğutma sonrasında eş eksenli olarak ferrit tane sınırlarında çekirdeklenen ferrit ise yeni ferrit ya da eş eksenli ferrit olarak bilinmektedir [70,71].



Şekil 2.11. Sabit soğutma hızlarında oluşabilecek fazların tavlama sıcaklığına göre değişimi [70].

Yukarıdaki diyagramdan da açıkça görüldüğü gibi ferritin oluşumu üzerinde soğutma hızı oldukça etkilidir. Bu fikirden yola çıkan Chang ve Kim [62], kritik tavlama takip eden soğutma sırasında ferrit oluşumunu inceledikleri çalışmada 830 °C'de 30 dakika tavladıkları % 0,13 C'lu çeliği iki farklı soğutma hızında soğutmuşlardır. Sonuçta yeni ferritin, düşük soğutma hızlarında (0,1 °C/sn) öncelikli olarak östenitin merkezinde var olan eski ferritin üzerinde, yüksek soğutma hızlarında ise (5,6 °C/sn) östenit çevresindeki eski ferrit üzerinde büyüdüğünü göstermişlerdir.

Yeni ferritin eski ferrite benzer bir yönlenmeyle oluştuğu kabul edilmekle birlikte mekanik özellikler açısından bir takım farklılıkları vardır. Geip ve arkadaşlarına göre [72] eski ferrit içerisinde çökeltme oluşmasına karşın yeni ferrit içerisinde oluşmamıştır. Bu durum yeni ferritin sünekliğin artırılmasında önemli bir unsur olduğunu göstermektedir.

Mikroyapıda eski ferritle yeni ferriti ayırt edebilmek için Lawson ve arkadaşları, tarafından yeni bir dağlama tekniği geliştirilmiştir. Bu dağlama tekniği ile yeni ferrit beyaz, eski ferrit gri diğer bileşenler ise beyaz olarak gürlmektedir [73].

Sarwar ve arkadaşları, sabit martenzit hacim oranında farklı yeni (eş eksenli) ferrit bileşenleri için çekme özelliklerini inceledikleri çalışmada % 20-25 yeni ferrit içeriğine sahip numunelerin yeni ferrite sahip olmayan numunelere oranla düşük akma ve çekme mukavemetlerine ancak oldukça yüksek süneklik değerlerine sahip olduğunu tespit etmişlerdir [70].

Çift fazlı yapıda ferritin içerisindeki karbon oranı hem kritik tavlama sıcaklığına hem de soğutma hızına bağlıdır. Karbonun çözünebilirliği artan kritik tavlama sıcaklığı ile azalır. Ayrıca soğutma hızı azaldıkça sementit daha düşük karbon içeriğine bağlı olarak oluşabilir [27].

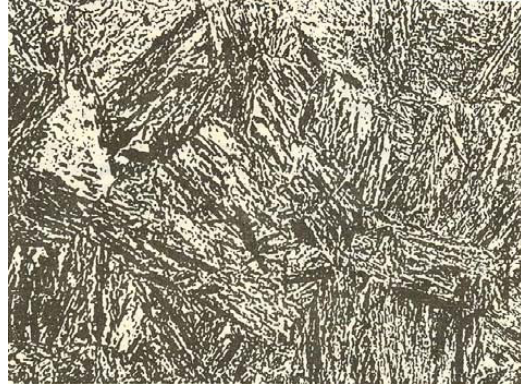
Östenitik bölgeden soğutma işlemine Şekil 2.9.-II eğrisinde gösterildiği gibi devam edilirse perlit dönüşümü gerçekleşir. Perlit oluşum sıcaklığı düştükçe perlit lamelleri çok incilir ve tüm yapı sert olur. Perlit oluşumu östenit tane sınırlarında veya östenit tanelerinin içerisindeki diğer düzensiz bölgelerde gerçekleşir. Hillert [74] yapmış olduğu çalışmada, perlit oluşumunun ferrit ya da sementit üzerinde başladığını ve dallanarak büyüdüğünü belirtmiştir.

Şekil 2.9.'da verilen ZSD diyagramlarında görüldüğu gibi perlit kademesi ile martenzit kademesi arasındaki ara dönüşüm bölgesinde oluşan faz beynittir [63]. 550 °C'nin altındaki sıcaklıklarda beynit perlitte beraber ayrışmaya başlar. Beynit oluşumunun tane sınırlarından plakalar halinde büyüyen ferrit çekirdeklerinin üzerinde başladığı varsayılır. Beynit oluşumu sırasında östenitin çevresindeki karbon miktarı sürekli olarak artar. Bu artış belli bir sınıra geldiğinde ferrit plakaları ile yan yana pozisyonda sementit plakaları meydana gelir.

Sıcaklık düştükçe beynit oluşumu östenit tanelerinin içerisinde de başlar; aynı zamanda beynitin meydana geliş şekli değişir. Metalurjik amaçlı mikroskopta beyniti diğer fazlardan ayırt etmek zordur. Beynit, oluşum sıcaklığına bağlı olarak üst ve alt

beynit olarak ikiye ayrılabilir [59]. Üst beynit gevrek, alt beynit ise toktur. Beynitik dönüşüm sahasının perlite yakın sıcaklık bölgelerinde oluşan yapı “üst beynitik yapı”, martenzite yakın sıcaklık bölgelerinde oluşan yapı ise “alt beynitik yapı” olarak adlandırılır [63].

Beynitik yapı martenzitik yapı ile büyük benzerliğe sahiptir (Şekil 2.12) [63]. İki yapı arasındaki temel fark beynitik yapıda karbürlerin varlığıdır. Alt beynit kademesinde çubuk formunda karbürler, üst beynit tabakasında ise paralel ve yatık uzanmış karbürler ferrit plakaları ile beraber bulunur [63]. Mikroyapıdaki beynit süneklik değerlerini artırarak dinamik yüklere karşı daha fazla direnç sağlar [64].



Şekil 2.12. Beynitik yapı [63].

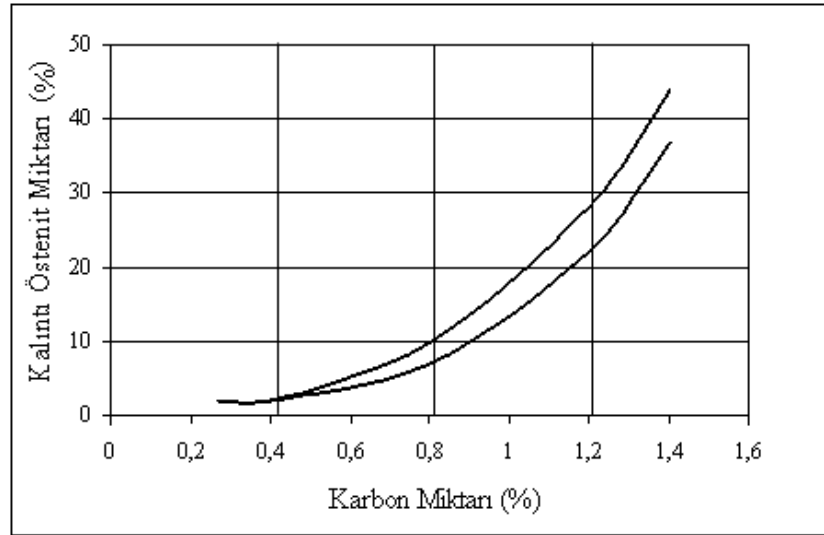
2.3.3.3. Kalıntı Östenit

Çift-fazlı çelik ısı işleme sonrasında çift-fazlı yapıda bir miktar östenit bulunabilir. Bu östenit kalıntı östenit olarak ifade edilmektedir [9-11,27,45]. Çift-fazlı çeliklerde kalıntı östenit miktarı % C, diğer alaşım elementleri ve soğutma hızına bağlı olarak değişmekle birlikte genellikle % 2-9 civarında bildirilmiştir [52].

Normal ısı işleme şartları altında kalıntı östenit miktarının tamamen giderilmesi mümkün değildir. Ancak sıfırın altında soğutma, temperleme veya deformasyonla östenitin martenzite dönüşümü sağlanabilir [58]. Temperleme ile kalıntı östenit, 200-400 °C’de beynite dönüşmektedir [28]. Martemperleme gibi işlemlerde M_s sıcaklığı civarında soğutmada kesinti olduğunda yapıdaki kalıntı östenit miktarı artar.

Martemperlenmiş veya havada soğutulmuş olan bir çelik yağda soğutulmuş olanlara oranla daha fazla kalıntı östenit içermektedir [63]. Eğer sıcaklık oda sıcaklığının altına düşürülürse östenitten martenzite dönüşümü devam eder. Martenzit miktarını böylelikle artırma işlemine, sıfırın altında soğutma işlemi (subzero-treatment) adı verilir [59].

Kalıntı östenit süneklik değerlerini artırır. Fakat çift fazlı çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı çok düşük düzeyde olduğu için bu etkileri de düşük olacaktır. Dolayısıyla değerlendirmede kalıntı östenitin çift fazlı çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi ihmal edilebilir. Ancak yüksek karbonlu ve yüksek alaşımlı çeliklerde yapıda açıkça tanınacak şekilde görülebilir. Şekil 2.13.'te kalıntı östenit miktarının karbon oranı ile artışı görülmektedir [63].

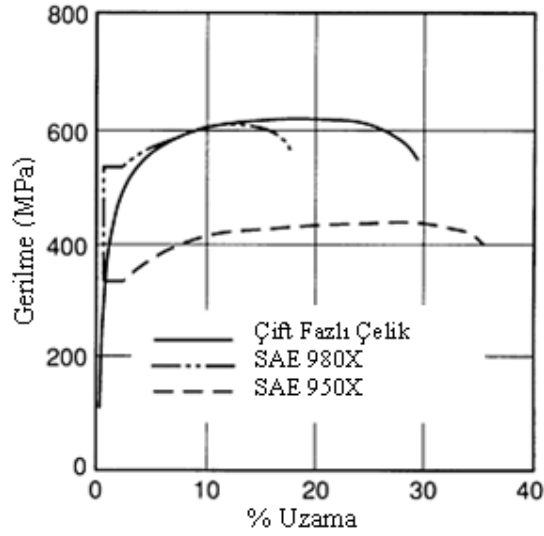


Şekil 2.13. Saf demir-karbon alaşımında oda sıcaklığına soğutmadan sonra kalıntı östenit miktarının karbon oranı ile değişimi [63].

2.4. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri incelenirken, mukavemet ve süneklik gibi, özelliklerin yanı sıra, çift fazlı çeliklerin diğer çeliklerden farklı olarak sahip olduğu deformasyon sertleşmesi kabiliyetinden de söz edilebilir [9,10,18,31,36]. Şekil 2.14

SAE 980X ve SAE 950X çeliklerin çekme diyagramları ile karşılaştırmalı olarak verilen çift-fazlı çeliğinin çekme diyagramını göstermektedir [44].



Şekil 2.14. SAE 980X, SAE 950X ve çift-fazlı çeliklerinin mühendislik gerilme-% uzama eğrileri [44]

2.4.1. Akma Davranışı ve Deformasyon Sertleşmesi

Genel olarak ferrit-martenzit mikroyapısına sahip olan çeliklerde tam bir akma noktası yoktur. Bunun sebebi ise çeliğin içerisindeki yüksek hareketli dislokasyon yoğunluğu ve kalıntı gerilmeler sonucu, çok küçük miktarlarda plastik gerilmelerin bile kaymaya neden olmasıdır. Sonuç olarak süreksiz akma önlenerek sürekli akma olur [5, 36].

Çift fazlı çeliklerde deformasyon sertleşmesi olayı bir kaç kademede açıklanabilir. İlk safhada % 0,1–0,5 birim şekil değişimi değerleri arasında hızlı bir deformasyon sertleşmesi görünür. Bu durum kalıntı gerilmenin ortadan kalkması ve iki fazın plastik uyumsuzluklarından kaynaklanan hızlı bir birim şekil değişimi oluşması ile açıklanabilir. İkinci safhada da % 0,5–4 birim şekil değişimi değerleri arasında kalıntı östenitin dönüşümü gerçekleşir. Son safha olan % 4–18 birim şekil değişiminde ise dislokasyon hücrelerinin oluşumu ve dinamik toparlanma ve çapraz kayma (martenzitin akması) daha fazla miktarda ferrit içerisinde deformasyona sebep olur. Çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışı incelenirken Ludwick denklemi kullanılır [36, 49, 61].

$$\sigma_g = \sigma_a + K \cdot \varepsilon_g^n \quad (2.6)$$

σ_g = Gerçek gerilme

σ_a = Akma mukavemeti

K = Mukavemet katsayısı

ε_g = Gerçek birim şekil değişimi

n = Çalışma sertleşmesi üssü

Bunun nedeni, diğer çelik türlerinin deformasyon davranışını değerlendirmekte kullanılan Holloman denkleminin, bu tür çeliklerin log σ -log ε eğrisi lineer olmadığı için geçerli olmadığıdır.

Çift fazlı çeliklerde özellikle ilk safhadaki deformasyon sertleşmesi davranışı çok karmaşıktır. Buna rağmen, aynı mukavemet değerine sahip yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerle karşılaştırıldığında çift fazlı çelikler ilk deformasyon sonucunda deformasyon sertleşmesine uğrayarak iyi şekillendirilebilme kabiliyetine sahip olabilirler. Buna ek olarak çift fazlı çeliklerde akma noktasının olmayışı Lüders bandlarının oluşumunu engeller. Bu sayede şekillendirmeden sonra yüzey düzgün olur.

2.4.2. Akma ve Çekme Mukavemeti

Çift fazlı çeliklerde kompozit teorisine uygun olarak akma ve çekme mukavemeti, sert ve mukavemetli faz olan martenzitin mikroyapıdaki faz yüzdesinin artması veya martenzit fazının sertliğinin artması ile artar. Martenzit fazının mukavemetinin temel artış nedeni olan karbon içeriği, çeliğin orjinal karbon yüzdesi ve interkritik tavlama şartlarına bağlıdır. Özellikle % 1,5 manganlı çelikler bu teoriyi desteklemektedir. Aynı zamanda matris fazı olan ferrit fazının mukavemetinin artışında çeliğin mukavemetinin artışına sebep olur. Ferrit fazının mukavemetinin artışında temel olarak fazın tane boyutunun küçültülmesi ve katı ergiyik sertleşmesi ile çökelen alaşım elementleri neden olur. Sonuç olarak çift fazlı çeliklerin mukavemet artışının kontrolü için karmaşık modeller ve sürekli mekanik etkilere ihtiyaç vardır [5, 17, 76].

2.4.3. Süneklik

Çift fazlı çeliklerde sünekliği artırmak ve mukavemette çok fazla düşüğe sebep olmadan geliştirmek birçok parametreye bağlıdır. Bunu sağlayan etmenler temel olarak; ferrit fazının düşük karbon içermesi, martenzit fazının plastisitesi, eş eksenli ferrit miktarı ve kalıntı östenit fazı miktarıdır. Bu nedenlerin hiç birisi tek başına çeliğe istenen sünekliği vermeye yetmemektedir. Fakat bu bileşenler arasında en mantıklı olan kalıntı östenitin gerilme ile oluşturulan kalıntı gerilme vasıtasıyla dönüşüm geçirmesidir. Tavlama döngüsüne kontrol ve müdahale edilerek kalıntı östenitin artırılması ile süneklik en yüksek değerine ulaşmaktadır [14,44].

2.4.4. Temperleme ve Deformasyon Yaşlanması

Sürekli tavlama prosesinde yeni gelişmeler sayesinde, yüksek mukavemetli fırın sertleşmesine uygun çift fazlı çeliklerin üretilmesi mümkün olmaktadır [77]. Suda su verilmiş çift fazlı sacların temperlenmesi sıcak daldırma ile galvanizleme veya boyanın fırınlanması sırasında yapılmaktadır. Fakat bu işlemin bir dezavantajı temperleme işlemi sırasında sacların yapısında plastik olarak şekil değişiminin oluşması ile deformasyon yaşlanması denen olayın oluşmasıdır. Hatta temperleme; sürekli tavlanan ticari saclarda yukarıda belirtilen problemleri önlemek için proses sonrasında uygulanabilir. Bu tip bir temper işlemin sonucu olarak yapıda bulunan fazlar öngörülebilecek şekilde etkilenir. Yüksek karbon içeren martenzit fazında hatalı yapının toparlanması, karbürlerin çökmesi ve kalıntı östenitin dönüşümü gerçekleşir. Benzer olarak ferrit fazında ise hem dislokasyonlara karbon segregasyonu hem de karbürlerin çökmesi ön görülebilir. Buna ilaveten iki fazın bulunmasından kaynaklanan sinerjik etkiler oluşabilir. Kalıntı gerilmenin oluşması ve ferritteki yüksek dislokasyon yoğunluğu buna örnek verilebilir. Bu nedenle dislokasyonlara karbon segregasyonu ve ferritteki kalıntı gerilmenin giderilmesi temper işleminin önemli işlevlerindedir. Eğer sac levhada martenzit yüzdesi % 30'un altında ise dislokasyonlara karbon segregasyonu ve kalıntı gerilmenin ortadan kalkması ile çeliğin akma mukavemeti artar ve bunun sonucunda süreksiz akma davranışı meydana gelir [36,78].

Çift fazlı çelikler genel olarak oda sıcaklığında yaşlanma karakteri olmayan çeliklerdir. Buna ilaveten 270 °C'ye kadar çok yavaş yaşlanma karakteristiğine sahiptirler. Fakat hem soğuk haddelee hem de plastik deformasyon yaşlanma prosesini hızlandırmaktadır. Bu durum teoride şöyle açıklanmaktadır: çekme ile oluşturulacak şekil değişimi ile çelikte dislokasyon yoğunluğunun daha uniform olarak dağılması temper haddesi görmüş çelik saca göre daha hızlı deformasyon yaşlanmasına sebep olur. Bunun sonucu olarak da karbonun difüzyonu için gerekli mesafe kısalmasından dolayı difüzyon hızlanır [24,36].

2.5. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Çift fazlı çeliklerde alaşım elementlerinin rolü, ısıl işlem sırasında sertleşme kabiliyetini arttırmak, yani martenzitik dönüşümü kolaylaştırmaktır. Alaşım elementlerinin ikinci bir etkisi ise, ferriti, katı ergiyik sertleşmesi veya çökeltme sertleştirmesi mekanizmaları ile sertleştirmektedir. Bu bölümde alaşım elementlerinin çift fazlı çeliklerin özelliklerine etkisi incelenmiştir [9-11,36].

2.5.1. Karbon

Çift-fazlı çelik içerisindeki en önemli alaşım elementi “karbon” dur. Karbon çeliğin yapısal ve mekanik özelliklerini en fazla etkileyen alaşım elementidir. Çift-fazlı çeliklerin karbon oranı % 0,1 veya daha az olması istenir. Bu şekilde fazlar içerisindeki karbonun kontrolü kolaylaşır. Bu oran gerekli sünekliği ve tokluğu sağlar, ayrıca kaynak kabiliyetinin iyi olması için bu seviyelerde tutulması istenir. Aksi takdirde çeliğin karbon miktarının artması, kaynak kabiliyetini ve direncini azaltmaktadır. Martenzit fazının gevrek olmaması bu faz içerisindeki karbon miktarının düşük olması ile sağlanır. Ayrıca karbon, M_s sıcaklığını düşürerek östenitin kararlılığını artırır [18,36,79].

2.5.2. Mangan

Mangan, çeliğin A_1 ve A_3 sıcaklıklarını düşürür ve dönüşüm ürünlerinin tane boyutunu küçültür. Manganın çözümlenmesinde bulunması, mukavemeti artırırken sünekliği azaltmaz [18]. Mangan, östenitin sertleşme kabiliyetini arttırdığı için çift fazlı çeliklerde istenen alaşım elementidir, fakat M_s sıcaklığını düşürerek östeniti kararlı yapar. Çeliklerin korozyon ve darbe direncinin artmasına yardımcı olan mangan, kaynak kabiliyeti açısından sınırlı olarak kullanılır. Mangan miktarındaki artış, deformasyon yaşanmasını geciktirici bir etken olan ince karbür dağılımına yol açar, ancak çeliklerde mangan ve karbonun segregasyonu bantlaşmaya sebep olur. Çift fazlı çeliklerde bulunan mangan miktarı % 1-1,5 seviyesindedir. Ayrıca çeliklerde manganın % 1,8 oranının üstünde yapıda bulunması durumunda çeliğin sünekliğini düşürmesi gibi bir dezavantajı vardır [36, 80].

2.5.3. Silisyum

Silisyum, çeliğin dönüşüm sıcaklıklarını artırdığından, tavlama işlemlerinde ferrit tanelerinin irileşmesine yol açar. Silisyum, katı ergiyik sertleşmesine katkıda bulunarak, mukavemet / süneklik ilişkisini geliştirir [81]. Çift fazlı çeliklerde sünekliğin artması, silisyumun ferritteki karbon miktarını azaltarak ferriti temizlemesi ile sağlanır. Ancak genel olarak, silisyumun geçiş sıcaklığını artırdığı bilinmektedir. Silisyum, sürekli soğuma diyagramı (SSD) ferrit oluşum burnunu sola kaydırır ve östenitin sertleşme kabiliyetini artırarak martenzit dönüşümü kolaylaştırır.

Ayrıca silisyum A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısı işlem alanını genişletmektedir. Silisyum sementitin çökme hızını ve temperleme sırasındaki yumuşama hızını yavaşlatır. Silisyum içeriğindeki azalma, çeliğin ana yapısal özelliğini değiştirmemesine rağmen, ferrit / martenzit arayüzeyinde gevrek karbürlerin oluşmasına sebep olur. Genel olarak silisyumun, çeliklerin soğuk deformasyonu esnasında şiddetle deformasyon sertleşmesine yol açtığı bilinmektedir. Çift fazlı çeliklerde bulunan silisyum % 0,5-2 mertebesinde [18,36,82].

2.5.4. Molibden

Molibden, ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ile oluşan östenitin sertleşme kabiliyetini artırarak, martenzitik dönüşümü teşvik eder. Aynı ısı işlem koşullarında, molibden içeren çelik, vanadyum içeren çelikten daha yüksek sertleşme kabiliyetine sahiptir. Molibden, SSD diyagramındaki perlit oluşum burnunu da sağa kaydırarak, soğuma esnasında perlit oluşma ihtimalini azaltır, ayrıca A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısı işlem alanını genişletir. Molibdenin çeliğin tane boyutuna etkisi yoktur, yani tane küçültücü bir element değildir. Molibden, ferrit fazında karbür oluşturur, ancak tavlama sıcaklığında bu karbürler çabuk erir. Çözeltideki molibdenin sertlik üzerine çok önemli etkisi vardır. Çift fazlı çeliklerde % 0,1 – 0,5 mertebesinde molibden bulunur [18,36].

2.5.5. Vanadyum

Vanadyum, ferrit tane boyutunu küçültür ve çözeltide iken östenitin sertleşme kabiliyetini artırır [9,18,19]. Vanadyum, ferrit içinde ince çökeltilerin oluşmasına ve ferrit / ikinci faz ara yüzeyinde süresiz çökelmelere sebep olur ve ferrit içinde titanyum ve niobyum gibi yeralan elementlerinin çözünürlüğünü azaltır. Vanadyumun östenit fazındaki çözünürlüğü titanyum ve niobyumdan daha fazladır. Çift fazlı çeliklerde vanadyumun kesin rolü bilinmemekle beraber, ferrit ve perlit oluşumunu engellediği bilinmektedir [18]. Çift fazlı çeliklerin vanadyum içeriği, karbonitrür oluşumunu engellemek amacıyla mümkün olduğu kadar az olmalıdır. Çözeltide % 0,03 mertebesinde vanadyum bulunması yaşlanmayı engellemek için yeterlidir. HSLA çeliklerinde % 0,01 ile % 0,012 arasında bulunan vanadyum akma gerilmesini artırırken, darbe direnci ile kaynak kabiliyetini fazla etkilemez [36].

2.5.6. Krom

Krom, östenitin sertleşme kabiliyetini ve martenzit adacıklarının birbiri ile temasını/bağlantısını artırır. Sürekli soğuma diyagramında (SSD) beynit oluşumunu (başlama ve bitme) geciktirir. Krom, küçük oranlarda bulunduğu zaman düşük karbonlu çeliğe genellikle iyi etkide bulunur, fakat fazla miktarda kullanıldığında derin çekme

özelliğini azaltır. Genel olarak kromun çelikteki bakır ve fosfor elementleriyle birlikte korozyon direncini artırdığı bilinmektedir [18,36].

2.5.7. Niobyum

Niobyum, A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırır ve yapının küçük taneli olmasını sağlar. Niobyum karbür oluşturarak ferritin arayer içeriğini azaltır. Bu elementin oluşturduğu karbonitrürler tavlama sıcaklığında çözeltilmeye girmezler. Niobyum, çeliğin mekanik özelliklerine büyük etkiler yapan bir elementtir. % 0,02 Nb ilavesi akma gerilmesinin 70–100 MPa artmasına neden olur. Akma gerilmesi, önemli derecede tane küçülmesi ve bunun yanında katı ergiyik sertleşmesi ile çökelme sertleşmesi sonucu artar [9-11,18]. Darbe direncindeki azalma ve geçiş sıcaklığındaki artma, alüminyum ilavesi ile giderilebilir. Ayrıca karbon oranının mümkün mertebe düşük olması bu iki sakıncanın oluşmasını büyük ölçüde önler [36].

2.5.8. Alüminyum

Alüminyum, karbonu aktive etmek suretiyle, ferritin sünekliğini artırır. Ferrit / martenzit arayüzeyinde karbür oluşumunu önler. A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısı işlem alanını genişletir ve dönüşüm sıcaklıklarını yükseltir [18, 36]. Alüminyum tane küçültücü bir element olup, ferrit fazındaki azotu AlN şeklinde bağlar. Çeliğin darbe direncini artırır, geçiş sıcaklığının düşmesini sağlayan alüminyumun akma gerilmesine etkisi farklı şekillerde olur. Tane küçültücü etkisinden dolayı alüminyum akma gerilmesini artırır. Ancak AlN oluşumu ile ferrit fazındaki ergiyik azot atomları azalacağından, ferritin mukavemeti ve dolayısıyla akma gerilmesi azalır. Diğer taraftan AlN çökeltileri, dislokasyon hareketlerine engel olacaklarından, akma dayanımının artmasına neden olurlar. Böylece alüminyum ilavesi halinde, söz konusu üç olaydan hangisi daha etkili ise genel etki o yönde olacaktır [36].

2.5.9. Titanyum

Titanyum, çelikte ince karbürlerin şekillenmesinde faydalı bir elementtir. Ayrıca çeliğin mekanik özelliklerinin anizotropisinin gelişmesinde, mikroyapının

oluşmasında faydalıdır. Böylece çeliğin mukavemeti de artmış olacaktır. Buna karşın N ve O gibi elementler ile bileşik yaparak, çelikte inklüzyon olarak bulunurlar ve şekillendirilmeyi kötü etkileyebilirler. Bu yüzden tavsiye edilen oran % 0,02 – 0,01 arasındadır [36].

2.6. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE FERRİT VE MARTENZİT FAZ HACİM ORANLARININ VE ORTALAMA TANE BOYUTLARININ BELİRLENMESİ

2.6.1. Tane Boyutunun Ortalama Kesme Metodu Kullanılarak Belirlenmesi

Tane boyutu, ölçüm çizgisinin haddelene yönüne 45° açı oluşturacak şekilde belirlenmesini içeren ortalama doğrusal kesme metodu kullanılarak ölçülebilir. Ölçüm çizgisinin kesmiş olduğu tane veya tane sınırı adeti sayılır. Tek fazlı yapılarda ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, bulunan tane sınırı sayısına bölünerek ortalama tane boyutu bulunur. Çift fazlı yapılarda ise ortalama tane boyutu, ölçüm çizgisinin toplam uzunluğunun ilgili fazın hacimsel oranıyla çarpılması ve bulunan sonucun tane sayısına bölünmesiyle elde edilir. Ölçüm işlemi için en az 500 tane veya tane sınırı sayılmalıdır. Çift fazlı yapıların ortalama tane boyutunun hesaplanmasında sırasıyla Eşitlik 2.7 ve 2.8 kullanılmaktadır [83]. Örneğin çift fazlı çeliklerde ferrit fazının tane boyutunun hesaplanmasında Eşitlik 2.7 kullanılırken, martenzit fazının tane boyutunun hesaplanmasında ise Eşitlik 2.8 kullanılmaktadır.

$$i\alpha = \frac{L \cdot f\alpha}{n\alpha} \quad (2.7)$$

$$im = \frac{L \cdot fm}{nm} \quad (2.8)$$

Burada; $i\alpha / im$ = Ferit / martenzit tane büyüklüğü (μ m)

L = Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

$f\alpha / fm$ = % ferrit / % martenzit miktarı

$n\alpha / nm$ = ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit/martenzit tanelerinin toplam sayısı

Ortalama doğrusal kesme metodunun standart sapması Blank ve Gladman [84] tarafından geliştirilen formül ile hesaplanmaktadır. Bu formülde tek kesme değerinin standart sapması (σ_i / i) 0,7 gibi sabit bir değer olduğu kabul edilmiş olup aşağıdaki formülle ifade edilmektedir.

$$(\sigma_i / i) / n_i^{1/2} = 0,7 / n_i^{1/2} \quad (2.9)$$

Burada; σ_i = Standart sapma
 n_i = Ölçülen tane sayısı

2.6.2. Ferrit ve Martenzit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi

Çeliklerin ferrit ve martenzit oranları Gladman ve Woodhead'in tanımlamış olduğu metalografik nokta sayım metodu kullanılarak yapılmaktadır [85]. Ferrit veya martenzitin hacimsel oranı aşağıda belirtilen formül kullanılarak hesaplanabilir.

$$f = \frac{n}{N} \quad (2.10)$$

Burada; f = Ferrit veya martenzit fazının hacimsel oranı
 n = Ferrit veya martenzit fazına karşılık gelen nokta sayısı
 N = Sayılan toplam nokta sayısı

Nokta sayım metodunun standart sapması Gladman ve Woodhead'in geliştirmiş olduğu aşağıda belirtilen formül kullanılarak hesaplanmaktadır [85].

$$\sigma_n = \sqrt{\frac{f(1-f)}{N}} \quad (2.11)$$

Burada; σ_n = Standart sapma
 f = Ferrit ya da martenzit fazının hacimsel oranı
 N = Sayılan toplam nokta sayısıdır.

BÖLÜM 3

YAŞLANMA SERTLEŞMESİ

3.1. GİRİŞ

Yaşlanma sertleşmesi, karbon (C) ve azot (N) gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellemesiyle metal ve alaşımların mekanik özelliklerinin değişmesine neden olan bir mekanizma olarak tanımlanabilir. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır. Eğer yaşlanma sertleşmesi olayı plastik deformasyon sırasında meydana geliyorsa bu dinamik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır [86].

Yaşlanma sertleşmesi ile ilgili ilk çalışmalar Baird tarafından yazılan iki makale ile başlamıştır. Birinci makale’de yeralan atomların dinamik yaşlanma sertleşmesine ve akma noktasına etkisi 1963 yılında yazar tarafından araştırılmıştır. İkinci makalede yazar, arayer atomları ve dislokasyonların etkileşiminden meydana gelen yaşlanma sertleşmesinin çeliğin mekanik özelliklerine etkisini araştırmıştır. Bu iki makale yaşlandırma sertleşmesi ile ilgili çalışmalara ışık tutmuş ve tutmaya da devam etmektedir [87, 88].

Dinamik yaşlanma sertleşmesi ve statik yaşlanma sertleşmesi çeliğin mekanik özelliklerini farklı şekilde etkilemektedir. Genellikle dinamik yaşlanma sertleşmesi çeliğin şekillendirilebilme özelliğini ve çalışma sertleşmesini etkilerken, statik yaşlanma sertleşmesi çeliğin akma dayanımını etkiler. Statik yaşlanma sertleşmesi ile ilgili çalışmaların bir çoğu belli bir deformasyondan sonra yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar meydana gelmesine dayanmaktadır. Bu olay çeliğin statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli olaydır [87, 88].

1949 yılında Cottrell ve Bilby [89], karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellediğini ve dislokasyonları bu arayer atmosferinden kurtarmak için daha fazla gerilme uygulanması gerektiğini belirtmişlerdir. Bunun sonucunda oda sıcaklığında yapılan çekme deneylerinde üst ve alt akma noktaları elde edilmiştir. Bununla beraber Glen [90], Cottrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarının oluşturduğu atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade çökeltilerle dislokasyonların etkileşiminin çeliğin dayanımının artmasına neden olduğunu belirtmiştir.

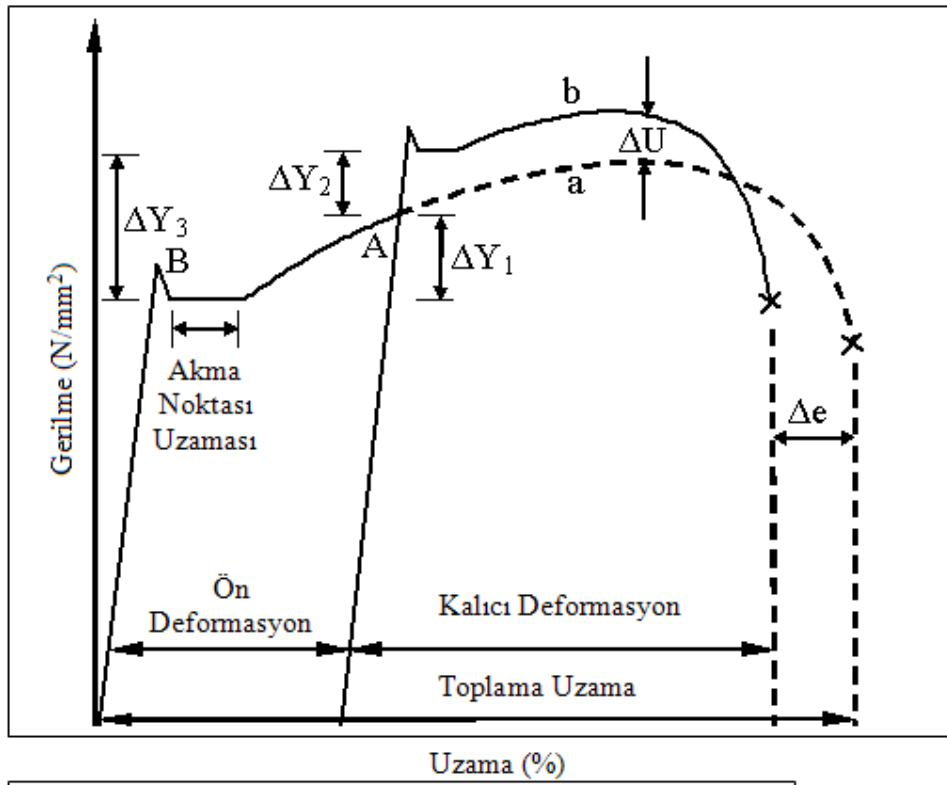
Yukarıdaki açıklamalardan da anlaşılacağı gibi çeliklerde yaşlanma sertleşmesi olayının meydana gelmesine neden olan en önemli etken C ve N gibi arayer atomlarının katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunmasıdır. Çelik içerisinde ağırlık olarak % 0,0001'den % 0,001'e kadar karbon ya da azot yaşlanma sertleşmesi oluşması için yeterli bir miktar olarak görülmektedir [88].

3.2. STATİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ

Statik yaşlanma sertleşmesi, plastik deformasyondan sonra meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanabilir. Statik yaşlanma sertleşmesinin etkisi, akma gerilmesinde bir artış ve uzamada bir düşüş olarak görülmektedir. Bu etkilere hareket eden dislokasyonlar ve onları kilitleyen karbon ve azot ara yer atomlarının neden olduğu kabul edilmektedir [87].

Şekil 3.1 düşük karbonlu çeliğin gerilme-uzama diyagramında statik yaşlanma sertleşmesinin oluşumunu göstermektedir [10]. Burada; normalize edilmiş yumuşak çeliğin gerilme-uzama diyagramı şekil 3.1'deki (a) eğrisinde görülmektedir. Eğer numune akma sınırını aşmış belirli bir oranda plastik deformasyona maruz kalırsa ve çekme test cihazı durdurulup ardından fazla bekletilmeden çekme testine devam edilirse gerilme-uzama eğrisi farklı bir akma noktası göstermez ve (a) eğrisini takip eder. Ancak; numune belirli bir oranda plastik deformasyona uğradığında test cihazı durdurulur ve numune oda sıcaklığında veya oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda (25-400°C) belli bir süre bekletildikten (yaşlanma) sonra çekme işlemine tabi tutulursa; ilk akma noktasına göre daha yüksek bir akma noktası

oluşturduğu ve gerilme-uzama eğrisinin (b) eğrisini takip ettiği görülür. Akma noktasındaki bu artış, statik yaşlanma sertleşmesinin en önemli göstergesi olarak kabul edilmektedir. Ayrıca statik yaşlanma neticesinde çekme dayanımında bir artış, % uzama değerlerinde ise bir azalma meydana gelebilir, fakat bunlar her zaman olmayabilir. Yaşlanma sertleşmesi olayı çeliklerin sünek/gevrek geçiş sıcaklığını, yüksek sıcaklık dayanımını, elektriksel ve manyetik özelliklerini de etkilemektedir [88].



ΔY_1 : Ön deformasyonla oluşturulan gerilmedeki artış
 ΔY_2 : Yaşlanma ile oluşturulan gerilmedeki artış
 ΔY_3 : Deformasyon ve yaşlanmadan dolayı gerilmedeki artış ($\Delta Y_1 + \Delta Y_2$)
 ΔU : Deformasyon ve yaşlanmadan dolayı UTS'deki değişim.
 Δe : Deformasyon ve yaşlanmadan dolayı toplam uzama daki değişim.

Şekil 3.1. Statik yaşlanma sertleşmesinin gerilme-uzama diyagramı üzerinde gösterilmesi [10].

Wilson ve Russel yaptıkları çalışmada; yaşlanma sertleşmesinin çelik içerisinde arayer atomlarının bulunmasından kaynaklandığını göstermişlerdir [91]. Yaşlanma sertleşmesinin etkisini azaltmak için, katı çözeltide arayer atomlarının oranını %

0,0001'den aşağıya dūřurūlmesi gerektiğini ve arayer atomlarının % 0,002 oranında olduğunda yaşlanma olayının maksimuma ulaştığını belirtmişlerdir. Ayrıca, Gūndūz ve Kaçar [92], C-Mn-Al-V-N mikroalaşım çeliğinde yaşlanma sertleşmesinin olduğunu ve özellikle havada soğutulmuş numunelerin herhangi bir ısıl işlem görmemiş numunelere gōre daha fazla statik yaşlanmaya maruz kaldığını gōstermiřlerdir. Yapılan geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) çalışmalarında, havada soğutulmuş numunelerin ana malzemedeki elde edilen numunelere gōre daha fazla karbon ve azotu katı ergiyik içerisinde bulundurduğu belirtilmiştir.

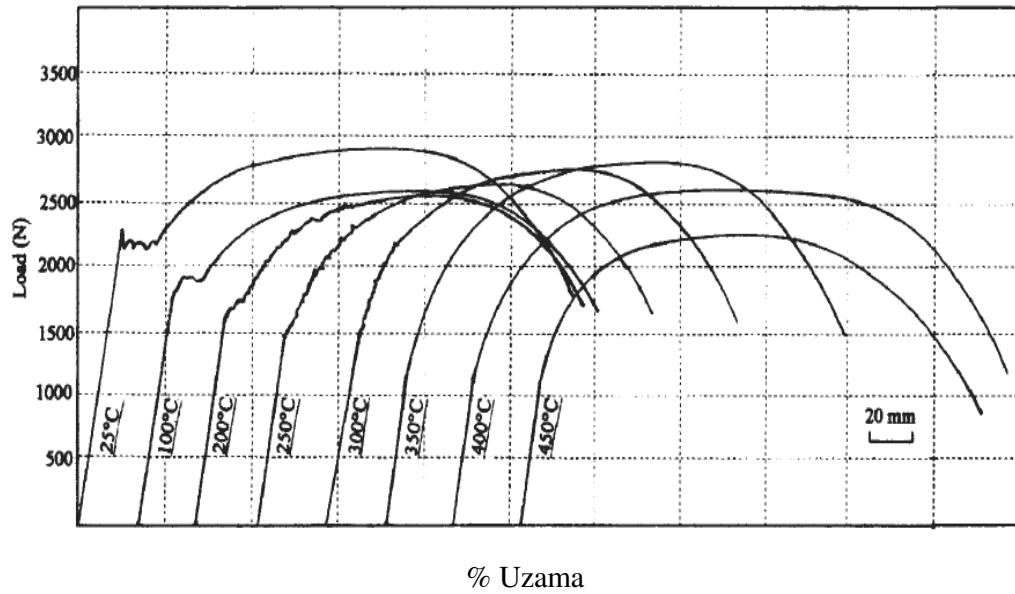
3.3. DİNAMİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ

Dinamik yařlanma sertleřmesi, plastik deformasyon esnasında meydana gelen yařlanma olarak tanımlanabilir. Dinamik yařlanmanın dūřuk karbonlu çeliklerde en çok gōrūldūđü sıcaklık aralıđı 150–250 °C'dir. Bu sıcaklık aralıđında meydana gelen dinamik yařlanma olayı mavi kırılmalık etkisi olarak adlandırılmaktadır. Mavi kırılmalık, C ve N atomlarının yūksel sıcaklıkta dislokasyonların hareketini engellemesinden dolayı oluřmaktadır [93]. C ve N atomu içermeyen çeliklerin çekme dayanımları 25–500 °C aralıđında yapılan sıcak çekme testlerinden sonra dūzgūn olarak dūřerken; C ve N ilavesi, 100–350 °C sıcaklık aralıđında yapılan testlerde dayanımda artıř sađlamaktadır. Azot dūřuk sıcaklıklarda (25–200°C) karbona gōre daha yūksel çōzūnūrlūđe sahip olduđundan dinamik yařlanma sertleřmesinin oluřmasına neden olur. Fakat 200 °C üzerindeki sıcaklıklarda karbon, çōzūnūrlūđünün artmasından dolayı dinamik yařlanma sertleřmesinin oluřmasında bařlıca rol oynar [88].

Yūksel sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda gerilme-uzama diyagramında gōrūlen testere diři (zig-zag) akma davranıř ve çalıřma sertleřmesi oranındaki artıř dinamik yařlanma sertleřmesinin nedeni olarak kabul edilmektedir. Ancak bazı durumlarda, testere diři (zig-zag) davranıř gōrūlmediđi halde yařlanma sertleřmesi oluřabilir. Mulford ve ark. [94], Li CC ve ark.'ları [95] tarafından yapılan çalıřmada, karbonlu çeliklerde testere diři davranıř olmadan da yařlanmanın oluřabileceđi gōsterilmiřtir [94, 95]. Őekil 3.2'de gōrūldūđü gibi oda sıcaklıđında yapılan çekme

testleriyle, yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testleri kıyaslandığında; akma noktasından itibaren maksimum çekme noktası arasındaki bölgede bir dikleşme olması çalışma sertleşmesinin bir göstergesidir. Bu şekilde artan bir çalışma sertleşmesi oranı dinamik yaşlanma sertleşmesinin bir belirtisidir.

Dinamik yaşlanma sertleşmesi, çekme testi sırasında sıcaklığın etkisiyle hareket eden dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Yaşlanma, sadece dislokasyonların serbest hareketi esnasında değil, aynı zamanda bekleme süresi olarak bilinen ve dislokasyonların geçici olarak kayma düzlemindeki bölgesel engellerde tutulduğu süre boyunca ortaya çıktığı ileri sürülmüştür [96].



Şekil 3.2. Dinamik yaşlanma sertleşmesi neticesinde vanadyum mikroalaşım çeliğinin gerilme-uzama diyagramında meydana gelen değişim [96].

C, çeliklerde yaşlanma sertleşmesine neden olmaktadır, ancak düşük sıcaklıklarda ferritte çözünürlüğünün düşük olması nedeniyle N ile karşılaştırıldığında 0–200 °C sıcaklık aralığında çok daha az yaşlanma sertleşmesi oluşturur. Bunun yanında çelik, östenit bölgesinden hızlı bir şekilde soğutulduğunda karbon katı çözültide kalmış ise; düşük sıcaklıklarda dinamik yaşlanma sertleşmesi ortaya çıkabilir. Karbon nedeniyle meydana gelen yaşlanma sertleşmesi, azot tarafından meydana gelen yaşlanma sertleşmesi kadar kolay ortaya çıkmamaktadır. Yaşlanma sıcaklığı değiştiğinde bazı istisnalar olabilir, fakat düşük sıcaklıklarda bu durum oldukça geçerlidir.

3.4. KARBON VE AZOT ATOMLARININ ETKİLERİ

3.4.1. Karbon ve Azotun Ferrit ve Östenitte Çözünürlüğü

Çizelge 3.1’de belirtildiği gibi C ve N atomlarının çapları Fe atomuyla kıyaslandığında oldukça küçüktür. Küçük olmalarından dolayı bu atomlar α -Fe ve γ -Fe kristal kafesinde arayer atomu olarak yer bulurlar. Fakat mangan, nikel, krom gibi metalik alaşım elementleri daha büyük atom çapına sahip olduklarından kristal kafes içerisinde yer alan atomu olarak bulunurlar. Küçük atom çapına sahip olan C ve N atomları kristal kafes içerisindeki oktahedral boşluklara oturmaktadır [97].

Çizelge 3.1. Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları [97].

Element:	Atomik yarıçap , r (Å)	r / r _{Fe}
α -Fe	1.28	1.00
B	0.94	0.73
C	0.77	0.60
N	0.72	0.57
O	0.60	0.47
H	0.46	0.36

Çizelge 3.2 hacim merkezli kübik (HMK) ve yüzey merkezli kübik (YMK) kristal kafeslerinde bulunan oktahedral ve tetrahedral boşlukların çaplarını göstermektedir. Çizelge 3.1 ve 3.2’den görüldüğü gibi C ve N atomlarının çapları kristal kafesteki ara yer boşluklarının çaplarından büyüktür. Bu durumda C ve N atomları arayer boşluklarına oturduklarında kristal kafesi distorsoyona uğratacağı açık olarak görülmektedir.

Çizelge 3.2. HMK ve YMK yapılarında uygun boşluk alanlarının büyüklüğü [97].

Kristal Kafes Yapısı		Yarıçap (r) (Å)	Demir içerisindeki boşluk yarıçapı (Å)
HMK	tetrahedral	0.29r	0.37
	oktahedral	0.15r	0.19
YMK	tetrahedral	0.23r	0.28
	oktahedral	0.41r	0.51

r = demirin atomik yarıçapı (Å)

Ayrıca C ve N atomlarının ferrite nazaran östenit içerisinde daha yüksek çözünebilirliğe sahip olduğu Çizelge 3.3'ten anlaşılmaktadır. Buna neden olarak östenit fazındaki ara yer boşluklarının, ferrit fazındaki boşluklardan daha büyük olması gösterilebilir. Ferrit bölgesinde ise C ve N atomlarının çözünürlüğü düşmektedir. Örneğin C atomunun ferrit bölgesinde maksimum çözünürlüğü ağırlık olarak % 0,025 iken N atomununki ise % 0,1'dir. Arayer atomlarının östenit ve ferrit fazlarında sahip olduğu farklı çözünürlük, çeliklerin ısı işlemlerle mekanik özelliklerinin değişmesine ve yaşlanma sertleşmesinin oluşmasına neden olur.

Çizelge 3.3. γ ve α demirinde karbon ve azotun çözünürlüğü [97].

		SICAKLIK: (°C)	ÇÖZÜNÜRLÜK	
			% ağırlık	% atomik ağırlık
C	γ	1150	2,04	8,8
		723	0,80	3,6
	α	723	0,02	0,095
		20	<0,00005	<0,00012
N	γ	650	2,8	10,3
		590	2,35	8,75
	α	590	0,10	0,40
		20	<0,0001	<0,0004

3.4.2. Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Difüzyonu

α içerisinde C ve N atomlarının difüzyonu, eşitlik 3.1 ve 3.2’de verilen formüllerle hesaplanmaktadır. Burada; D_c ve D_N karbon ve azotun yayınma katsayısı, Q aktivasyon enerjisi, T sıcaklık ve R ise gaz sabitidir.

$$D_c = 6,2 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1} \quad (Q = 80 \text{ kJ mol}^{-1}) \quad (3.1)$$

$$D_N = 3,0 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1} \quad (Q = 76 \text{ kJ mol}^{-1}) \quad (3.2)$$

Çizelge 3.4 ve 3.5 bazı elementlerin ferrit ve östenit içerisinde difüzyonunu göstermektedir. Çizelge 3.4’te görüldüğü gibi, ferrit içerisinde C ve N arayer atomlarının difüzyonu yeralan atomlarının difüzyonundan daha fazladır. Arayer atomlarının difüzyonunun fazla olması demirin karbürleme ve nitrüleme işlemleriyle yüzeyinin sertleşmesine olanak sağlar. Bu durum demir için bir avantaj olarak düşünülebilir. Fakat çelik içerisinde bulunan C ve N gibi arayer atomları yaşlanma sertleşmesinin oluşumunu kolaylaştırarak çeliğin şekillendirilebilme özelliğini düşürür ve beklenmedik çatlamalara ve kırılmalara neden olabilir. Bu açıdan değerlendirildiğinde katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan arayer atomları yaşlanma sertleşmesi meydana getirdiklerinden çelik için zararlıdır.

Çizelge 3.4. Bazı elementlerinin ferrit içerisinde difüzyonu [97].

Çözen:	Çözünen:	Aktivasyon Enerjisi, Q (kJ mol^{-1})	Frekans Faktörü, D_0 ($\text{Cm}^2 \text{ s}^{-1}$)	Yayınım Katsayısı: ($\text{Cm}^2 \text{ s}^{-1}$)	Sıcaklık Aralığı: ($^{\circ}\text{C}$)
α	C	80	6.2×10^{-3}	1.8×10^{-6}	
	N	76	3.0×10^{-3}	1.3×10^{-6}	
	Fe	240	0.5		700-750
	Co	226	0.2	2.1×10^{-11}	700-790
	Cr	343	3.0×10^4		
	Ni	358	9.7	3.7×10^{-11}	700-900
	P	230	2.9	2.0×10^{-10}	860-900

Çizelge 3.5. Bazı elementlerinin östenit içerisinde difüzyonu [97].

Çözen:	Çözünen:	Aktivasyon Enerjisi, Q (kJ mol ⁻¹)	Frekans Faktörü, D ₀ (Cm ² s ⁻¹)	Yayımlı Katsayısı: (Cm ² s ⁻¹)	Sıcaklık Aralığı: (°C)
γ	C	135	0.15	1.5 x 10 ⁷	900-1050
	Fe	269	0.18	2.2 x 10 ⁻¹³	1060-1390
	Co	364	3.0 x 10 ²	24.0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
	Cr	405	1.8 x 10 ⁴	58.0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
	Cu	253	3.0	15.0 x 10 ⁻¹¹	800-1200
	Ni	280	0.77	7.7 x 10 ⁻¹³	930-1050
	P	293	28.3	3.6 x 10 ⁻¹²	1280-1350
	S	202	1.35	1.5 x 10 ⁻⁹	1200-1350
	W	376	1.0 x 10 ³	12.0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250

Ayrıca oda sıcaklığında azotun difüzyonu $1 \times 10^{-16} \text{ cm}^2 / \text{sn}$ iken karbonun difüzyonu $3 \times 10^{-17} \text{ cm}^2 / \text{sn}$ 'dir [64]. Bu durum oda sıcaklığında azotun difüzyonunun karbona nazaran daha fazla olduğunu göstermektedir. Bu nedenle çeliklerde oda sıcaklığında meydana gelen yaşlanma sertleşmesi daha yüksek difüzyon hızına sahip olan azot atomunun dislokasyonların hareketini engellemesiyle oluşmaktadır.

3.4.3. Anelastik Davranış ve İç Sürtünme Deneyi

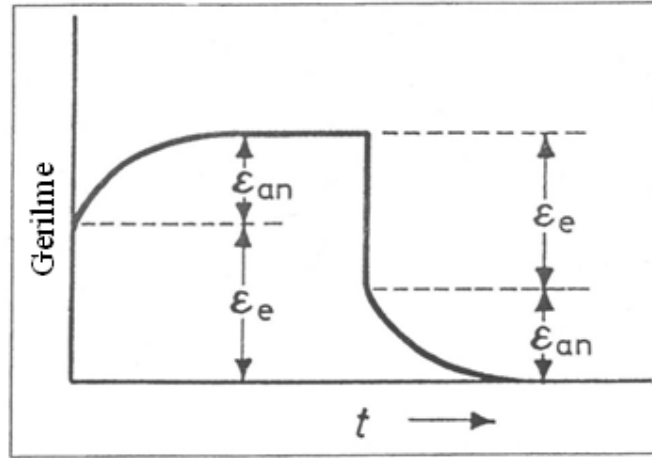
Şekil değiştirmenin zamana bağlı olarak ve gerilmenin gerisinde kalarak oluşması anelastik davranış olarak tanımlanmaktadır. Bu durum Şekil 3.3'te açıkça görülmektedir. Elastik sınırlar içerisinde orantılı olarak belli miktarlarda uygulanan gerilmeler karşısında test parçası elastik şekil değişimine uğrar (ϵ_e). Bu noktadan sonra şekil değişimi kademeli olarak sabit bir değere kadar yükselir ($\epsilon_e + \epsilon_{an}$). Uygulanan gerilme kaldırıldığında parça tekrar eski konumuna döner, fakat küçük bir miktar şekil değişimi kalır ve bu zamanla ortadan kalkar. Anelastik şekil değişimi aşağıdaki formülle ifade edilmektedir [98].

$$\varepsilon = \varepsilon_{an} \exp(-t / \tau) \quad (3.3)$$

Burada; τ gevşeme zamanıdır.

Dalgalı yük altındaki malzemelerde anelastik etki titreşmenin miktarında bir düşmeye neden olur ve iç sürtünmeden dolayı bir enerji açığa çıkarak yok olur. İç sürtünme genelde burkulma sarkacı tarafından ölçülür. Burada küçük bir ağırlık, hassas sıcaklık ayarı yapabilen bir fırın içinde bulunan tel halindeki ince bir test parçasının ucuna asılır. Ağırlık ve test parçası elastik limit içerisinde burulur ve ardından serbest bırakılırlar. Burkulma işleminden sonra parçanın hareketi zamanla düşer ve kaydedilir. Şekil değişiminin gerilimi gerisinden takip etmesiyle meydana gelen açı δ olarak adlandırılır ve $\tan \delta$ iç sürtünmenin ölçümüdür. Burkulmadan sonra parçanın hareketi düşerken bir sinüs eğrisi meydana gelir ve bu sinüs eğrisinin büyüklük oranı logaritmik düşme olarak adlandırılır. $\tan \delta$ küçük olduğunda aşağıdaki formül geçerlidir.

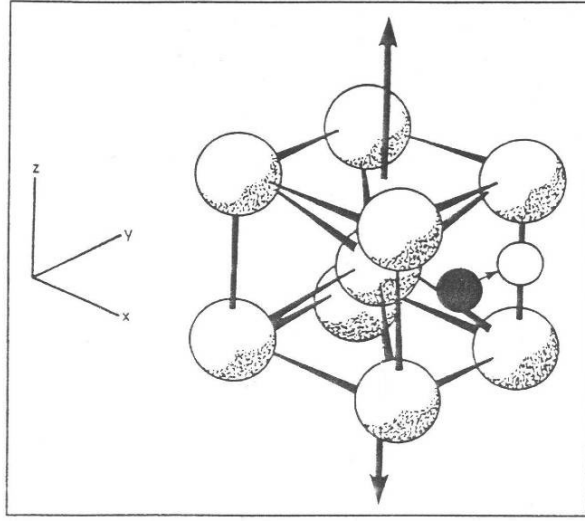
$$\tan \delta = \frac{\log \text{ düşme}}{\Pi} = Q^{-1} \quad (3.4)$$



Şekil 3.3. Elastik ve anelastik şekil değişimi arasındaki ilişki [98].

Karbon ve azot atomunun oluşturduğu oktahedral boşluklar Şekil 3.4'te görüldüğü gibi HMK birim hücrenin köşeleri veya yüzey merkezlerindedir. Şekilden de görüldüğü gibi herhangi bir gerilme $\langle 001 \rangle$ doğrultusunda uygulandığında, oktahedral boşluklar z doğrultusu boyunca uzarken x ve y doğrultularında büzüldüğü

görülür. z doğrultusu boyunca uzayan oktahedral boşluklar arayer atomları için uygun bir yer teşkil eder ve uygun sıcaklıkta arayer atomları bu boşluklara hareket eder. Hareket eden atom sayısı arttıkça Q^{-1} değeri de artar. Uygulanan gerilimin süresi hareket zamanına eşit olduğunda maksimum iç sürtünme meydana gelir. Q^{-1} oda sıcaklığında maksimum 1 sn'lik sarkaç süresine eşittir. Oda sıcaklığının altında ise sıcaklığın düşük olmasından dolayı sarkaçın titreşimine rağmen atomlar hareket edemez ve yüksek sıcaklıklara nazaran daha az hareketlidirler [98].

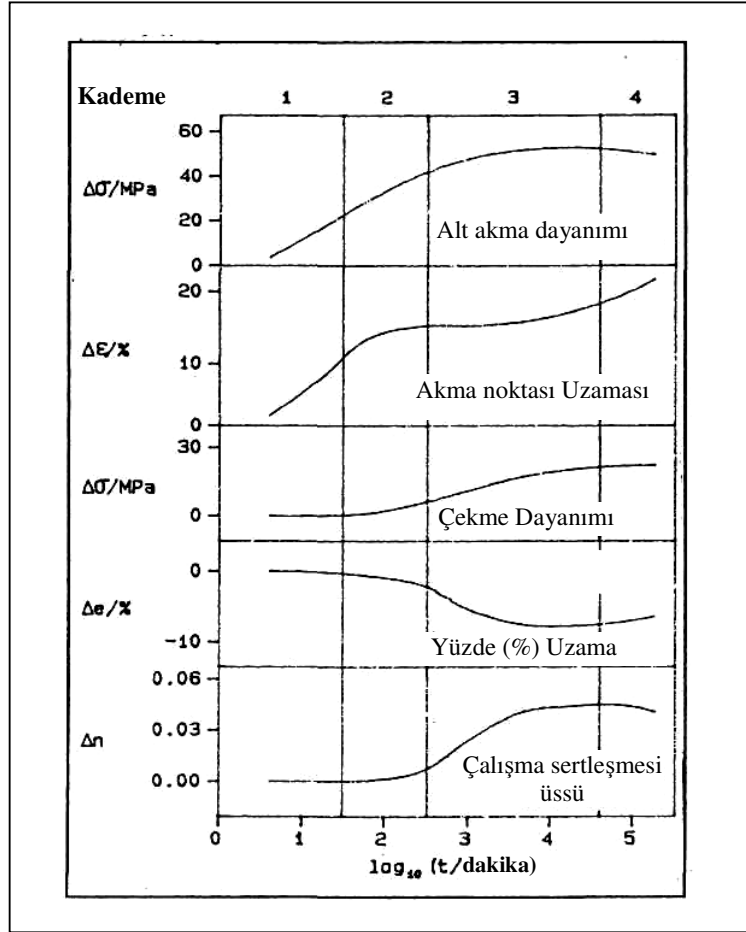


Şekil 3.4. Uygulanan gerilme karşısında karbon atomlarının uygun oktahedral boşluklara hareketi [87].

3.4.4. Karbon ve Azot Atomlarının Yaşlanma Sertleşmesindeki Rolü

Azot atomundan dolayı meydana gelen yaşlanma sertleşmesi katı ergiyik içerisinde bulunan serbest azot miktarıyla direkt olarak ilgilidir. Azotun meydana getirdiği yaşlanma sertleşmesi düşük yaşlanma sıcaklıklarında (200 °C ve altı) meydana gelirken, karbonun meydana getirdiği yaşlanma sertleşmesi 200 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu farklılık bölüm 3.4.1'de açıklandığı gibi C ve N atomlarının ferrit fazı içerisinde farklı çözünebilirliklere sahip olmasından kaynaklanmaktadır [88].

Bölüm 3.2’de detaylı olarak açıklandığı gibi C ve N arayer atomları ön deformasyon ve yaşlanma sonrasında dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliklerin akma dayanımında bir artışa ve % uzama değerlerinde bir düşüğe neden olmaktadır. Mekanik özelliklerdeki bu değişim çeliklerin statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığının bir göstergesidir. Şekil 3.5’de 60 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan düşük karbonlu bir çeliğin mekanik özelliklerinde meydana gelen değişim görülmektedir.



Şekil 3.5. 60 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan düşük karbonlu çeliğin mekanik özelliklerindeki değişim.

Şekil 3.5’den görüldüğü gibi 60°C’de farklı zaman aralıklarında yapılan yaşlandırma işlemi çeliğin mekanik özelliklerini dört aşamada etkilemektedir. 1. aşamada çeliğin akma noktası ve akma noktası uzaması yükselirken diğer mekanik özellikler değişmeden kalmaktadır. 2. aşamada akma noktası artmaya devam ederken, akma

noktası uzaması sabit kalmaktadır. Akma noktası uzamasının bitiminden sonra çalışma sertleşmesinde bir değişim olmadan dayanım yükselmektedir. 3. aşama, 2. aşamaya benzemekle birlikte çalışma sertleşmesi yükselmekte bunun sonucu olarak maksimum çekme dayanımı artarken % uzama değerleri düşmektedir. Bu nedenle 2. ve 3. aşama yaşlanma sertleşmesinin en etkin olduğu aşamalar olarak bilinmektedir. 4. aşama ise aşırı yaşlanmanın meydana geldiği aşamadır. Bu aşamada dayanım düşer fakat akma uzaması sabit kalır veya küçük taneli malzemelerde artış bile olabilir.

Wilson ve Russel [91] 1. aşamanın C ve N arayer atomlarının dislokasyonlar etrafında oluşturmuş olduğu atmosfer neticesinde meydana geldiğini belirtmektedirler. 2. aşamanın ise karbür veya nitür çökeltilerinin dislokasyon hareketini engelleyerek çeliğin dayanımının artmasına neden olduğunu ifade etmektedirler.

Keh ve Lesslie [99] ise 3. aşamanın yeni dislokasyonların meydana geldiği ve bu dislokasyonların hareket etmesiyle çalışma sertleşmesinin yükseldiği aşama olarak belirtmişlerdir. Wilson ve Russel 4. aşamada çökeltilerin dislokasyon üzerinde çözüldüğünü ve bunun sonucunda çeliğin akma dayanımında düşme meydana geldiğini göstermişlerdir [91].

3.5. DİĞER ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ

Bir önceki bölümde yapılan açıklamalardanda anlaşılacağı gibi C ve N atomları yaşlanma sertleşmesini direk olarak etkileyen en önemli elementlerdir. Bunlardan başka yaşlanma sertleşmesini etkileyen ve 3 sınıf altında toplanabilen elementler vardır. Bunların içerisinde 1. sınıf elementler; nitür oluşturabilen alüminyum ve bordur. Bu elementler azotu katı ergiyik içerisinde alarak AlN veya BN oluşturur ve düşük sıcaklıklarda N atomundan dolayı meydana gelecek yaşlanma sertleşmesini minimum düzeye düşürür. Her ne kadar N katı ergiyik içerisinde Al veya B tarafından alınsa da yüksek sıcaklıklarda yaşlanma sertleşmesi çelik içerisinde

oluşabilir [100]. 2. sınıf elementler; vanadyum, niobyum ve titanyum gibi hem karbür hem de nitrür oluşturan elementlerdir. Bu elementler, katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan C ve N atomlarını karbonitrür olarak dışarı alır. Bunun sonucunda ferrit bölgesinde hem düşük hem de yüksek sıcaklıklarda oluşabilecek yaşlanma sertleşmesini ortadan kaldırır [91]. 3. sınıf elementler ise; bakır, nikel, mangan ve fosfor gibi yeralan alaşım elementlerdir. Bunlar karbür ve nitrür yapıcı element değildirler.

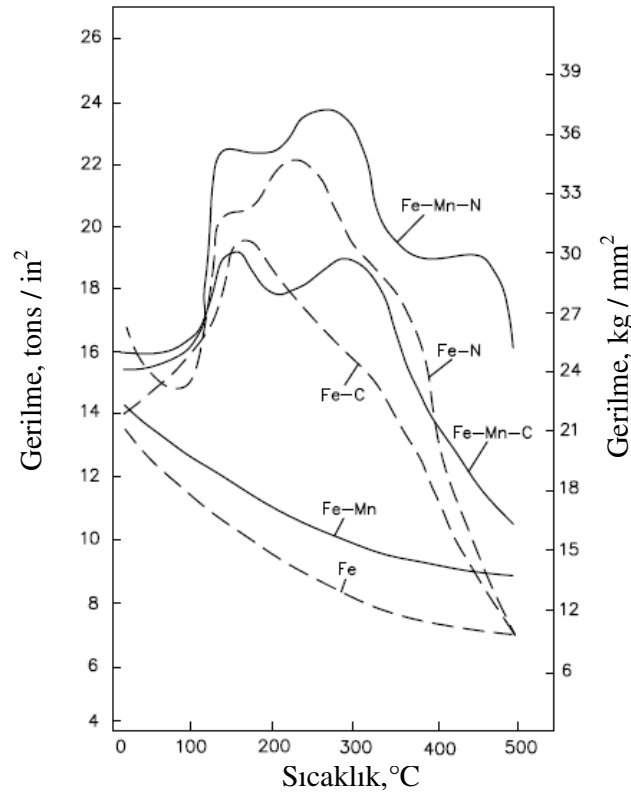
3.6. YERALAN ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ

Bakır, nikel, mangan ve fosfor gibi yer alan alaşım elementleri bölüm 3.5'te açıklanan 1. ve 2. sınıf elementlerden farklı olup bir önceki bölümde belirtildiği gibi 3. sınıf elementler olarak adlandırılmaktadır. Bu elementlerin hiç biri kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementler değildirler. Yalnızca mangan zayıf nitrür (MnN) yapıcı elementtir ve düşük sıcaklıklarda yaşlanma sertleşmesinin oluşmasını çok az miktar engelleyebilir [100].

Katı ergiyik içerisinde bulunan yeralan alaşım elementlerinin statik yaşlanma sertleşmesine etkileri çok belirgin olmamakla birlikte yaşlanmanın şiddetini düşürdüğü bilinmektedir. Fakat bunun yanında yeralan alaşım elementlerinden mangan, krom, molibden, tungsten ve bakır mavi kırılma bölgesinin üstündeki sıcaklıklarda yapılan çekme testi esnasında çeliğin yaşlanma sertleşmesini artırır. Glen bu dayanım artışını, dislokasyonların üzerinde oluşan uyumlu karbür veya nitrürlerin oluşmasına bağlamıştır [90]. Bu karbonitrürler düşük sıcaklıklarda dislokasyonların hareketini engelleyerek statik kilitlenmeyi yüksek sıcaklıklara çıkarmıştır. Ayrıca Glen yapmış olduğu çalışmada yeralan alaşım elementlerinin çeliğin yüksek sıcaklıklarda bile belirgin akma noktası göstermesine neden olduğunu belirtmiştir.

Baird ve Jamieson mangan miktarının çeliklerin yüksek sıcaklık çekme özelliklerine etkisini detaylı olarak araştırmışlardır [93]. Yapılan çalışmada % 1 Mn ilave edilen

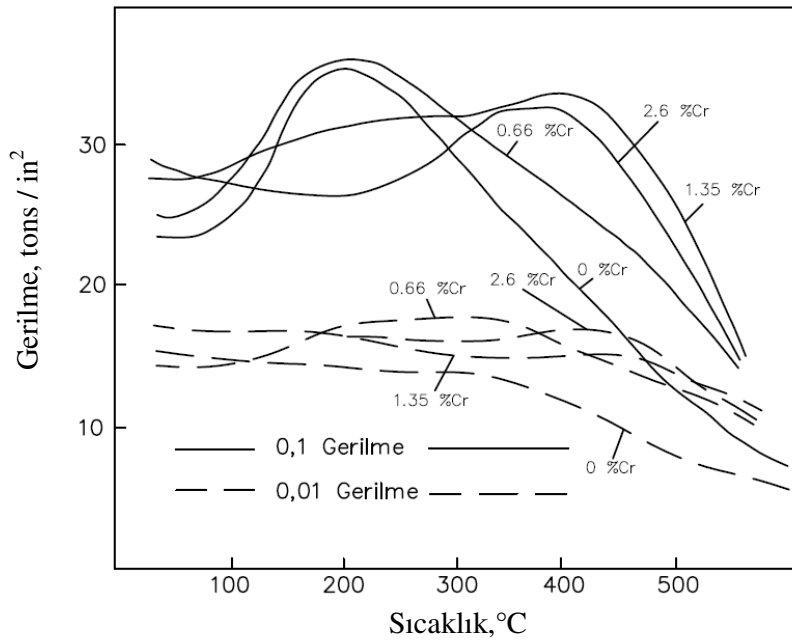
ve karbon veya azot atomundan yoksun olan numunelerin akma dayanımında 20-500 °C sıcaklık aralığında yapılan çekme testi neticesinde herhangi bir değişim görülmemiştir. Fakat çalışma sertleşmesi oranı sıcaklıkla birlikte artmıştır. Şekil 3.6 karbon, azot ve manganın, demirin % 10 plastik deformasyondaki dayanımına etkisini göstermektedir [87]. Şekilden de görüldüğü gibi C ve Mn'in bir arada bulunması 300 °C sıcaklıkta bir dayanım artışına sebep olurken N ve Mn'in bir arada bulunması 450 °C'de bir dayanım artışına neden olmuştur.



Şekil 3.6. Karbon, azot ve manganın % 10 plastik deformasyondaki dayanıma etkisi.

Şekil 3.7'de ise krom oranının düşük karbonlu çeliğin yüksek sıcaklık çekme dayanımına etkisi görülmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi, Cr içermeyen veya çok az miktarda Cr içeren bir numunede yaklaşık 200 °C sıcaklıkta bir dayanım artışı görülürken, Cr oranı % 1,35'e yükseldiğinde yaşlanma sertleşmesinin daha fazla olduğu görülmektedir. Cr oranının % 2,6'ya çıktığı durumda ise % 1,35'lik orana göre 200 °C sıcaklıkta bir düşüş görülürken 400 °C sıcaklıkta yeni bir artış

görülmektedir. Jones ve Combs [101] içerisinde % 0,44 krom içeren çeliklerin yaşlanma sertleşme özelliklerini araştırmışlardır. Çalışmada kullanılan çelik malzemeler sıcak ve soğuk haddelemeden sonra 680 °C’de 20 saat tavlammıştır. Yapılan çalışma neticesinde Cr miktarının artması yaşlanma sertleşmesinin hızını 100 °C’de düşürmüştür ve % 0,44 Cr içeren numunelerin çekme dayanımında herhangi bir değişim gözlenmemiştir. Çalışmada elde edilen bu sonuçlar katı ergiyik içerisinde bulunan N atomunun Cr tarafından kısmen CrN olarak alındığını veya Cr’un N atomunun dislokasyonlara hareket etmesini engellediğini göstermektedir.



Şekil 3.7. Düşük karbon ve mangan içeren çeliğin yüksek sıcaklık çekme dayanımına kromun etkisi [87].

3.7. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE YAŞLANMA SERTLEŞMESİ OLAYI

Çift-fazlı çelikler yüksek derin çekilebilme özelliği ve pürüzsüz yüzey sağlaması nedeniyle otomotiv sanayinde çok yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerin araçların çeşitli kısımlarında kullanılması (tekerlek diski, kapılar, şasi elemanı) % 30'a kadar taşıt ağırlığının azalmasına ve parçaların kullanım ömrünün artmasına

neden olmuştur. Yaşlanma yukarıda da belirtildiği gibi çeliklerin dayanımını artırırken şekillendirilebilme özelliğini olumsuz yönde etkilemektedir.

Yapılan literatür araştırmasında çift fazlı çeliklerin yaşlanma olayından etkilendiği fakat bu konunun daha detaylı araştırılması gereği belirtilmektedir. Örneğin, Abdalla [102] çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığında önemli derecede yaşlanmadığını belirtirken, Krupitzer [103] ise bunun aksine düşük oranlarda deformasyona maruz kalan çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığında bile yaşlandığını belirtmiştir. Chang [104] ve Davis [105] yapmış oldukları çalışmada çift fazlı çeliğin mekanik özelliklerinin yaşlanma sıcaklığına bağlı olarak gösterdiği değişimi incelemişler ve 225 °C'ye kadar dislokasyonların etrafında Cottrell atmosferinin oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Sıcaklık ve ön deformasyonun birlikte getirdiği etki neticesinde, deformasyonun yaşlandırmayı hızlandırdığı görülmüştür. Bronfin ve arkadaşları soğuk deformasyondan sonra dislokasyonların Cottrell atmosferinden ayrılarak yaşlanmaya neden olduğunu göstermişlerdir [106]. Gündüz ve Tosun yapmış oldukları çalışmada alaşımsız ve mikroalaşımli çeliklerden üretilen çift fazlı çeliklerin deformasyon yaşlanma davranışlarını incelemişlerdir [107]. Mikroalaşımli çeliklerde yaşlanmadan dolayı meydana gelen dayanım artışı (ΔY) alaşımsız çeliklere oranla daha fazla olduğunu tespit etmişlerdir.

Yapılan bu çalışmalar ışığında çift fazlı çelikler, kimyasal bileşimlerine ve yapılarına bağlı olarak değişik sıcaklıklarda farklı yaşlanma davranışı göstermektedirler.

BÖLÜM 4

DENEYSEL METOT

4.1. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN MALZEMELER

Deneysel çalışmalarda Çizelge 4.1’de kimyasal içeriği belirtilen, 400x400x4 mm ebatlarında OYAK Ereğli Demir ve Çelik Fabrikalarından temin edilen çelikler (3237, 4237) kullanılmıştır. Isıl işlem öncesi malzeme 18x80x4 mm ebatlarında kesilmiştir.

Çizelge 4.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimi.

Standart		Elementler (% Ağırlık)							
DIN	Erdemir Kalite Numarası	C	Mn	Si	S	P	Al	N	Fe
EN 10025-2004	3237	0,1	1,2	0,40	0,030	0,025	0,015	0,009	Kalan
S235JR	4237	0,2	1,4	0,25	0,020	0,025	0,020	0,009	Kalan

4.2. HOMOJENLEŞTİRME, NORMALİZASYON VE ÇİFT-FAZ ISIL İŞLEMLERİNİN UYGULANMASI

Deneysel çalışmalarda 1600 °C kapasiteli Protherm marka ısıl işlem fırını kullanılmıştır. Homojen bir yapı elde edebilmek için deneysel çalışmalarda kullanılan bütün çelik malzemelere 1100 °C sıcaklıkta 60 dakika tavlandıktan sonra fırında soğutma (homojenizasyon) ve 980 °C sıcaklıkta 30 dakika tavlandıktan sonra havada soğutma (normalizasyon) ısıl işlemleri uygulanmıştır.

Isıl işlem deneylerinde kullanılacak malzemelerin kritik bölge sınır sıcaklıklarının (A₁- A₃) tespit edilmesinde Eş. 2.1. ve 2.2.’de verilmiş olan Andrews formülü kullanılmıştır [51]. Çizelge 4.2’de deneysel çalışmalarda kullanılan çeliklerin A₁- A₃ sıcaklıkları verilmiştir. Buna göre 730 °C, 775 °C ve 820 °C sıcaklıkları çift-faz ısıl işlem sıcaklığı olarak belirlenmiştir.

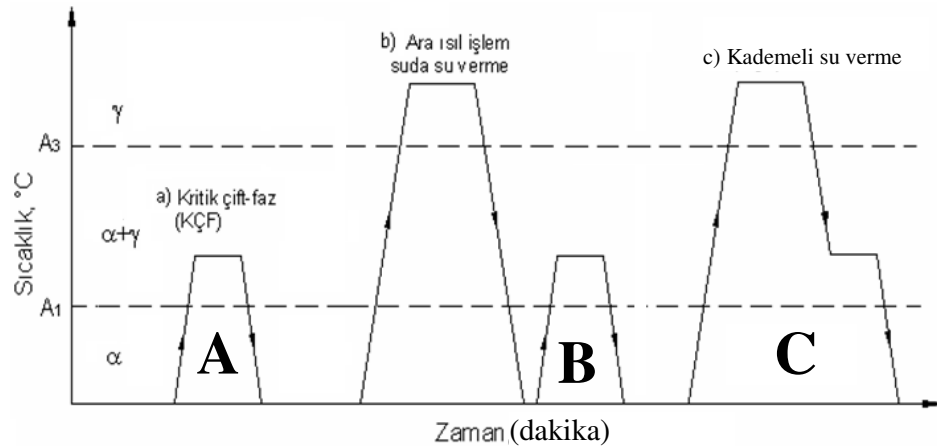
Çizelge 4.2. 3237 ve 4237 kalite çelik malzemelere ait A₁- A₃ sıcaklıkları

Malzeme grubu	Kritik tavlama sınır sıcaklıkları (°C)	
	A ₁	A ₃
3237	721	861
4237	715	832

Deneyler çerçevesinde ilk olarak Çizelge 4.3' te belirtilen 730 °C, 775 °C ve 820 °C' de 30 dakika süre için üç farklı ısıtma işlemi uygulanmıştır. Bunlar kritik çift faz (A grubu), ara su verme (B grubu) ve kademeli su verme (C grubu) olarak adlandırılmıştır. Kritik çift faz ısıtma işleminde numuneler 730 °C, 775 °C ve 820 °C' de 30 dakika tavlandıktan sonra suda soğutulmuşlardır. Ara su verme ısıtma işleminde numuneler 980 °C' de 30 dakika tavlandıktan sonra suda soğutulup ardından 730 °C, 775 °C ve 820 °C' de tekrar 30 dakika tavlandıktan sonra suda soğutulmuştur. Kademeli su verme ısıtma işleminde ise numuneler 980 °C' de 30 dakika tavlandıktan sonra 730 °C, 775 °C ve 820 °C'ye havada soğutulup ardından bu sıcaklıklarda 30 dakika tavlandıktan sonra suda soğutulmuşlardır. Çeliklere uygulanan bu ısıtma işlemler Şekil 4.1'de şematik olarak gösterilmektedir. Şekil 4.1'de belirtilen farklı ısıtma işlemler ile martenzitin morfolojisi değiştirilirken farklı sıcaklıklarda (730 °C, 775 °C ve 820 °C) uygulanan ısıtma işlemler ile de martenzit hacim oranı değiştirilmiştir.

Çizelge 4.3. Deneysel uygulamalarda uygulanan ısı işleme sıcaklığı ve süreleri

Numune Kodu	Sıcaklık (°C)	Süre (dakika)	Soğutma ortamı	Sıcaklık (°C)	Süre (dakika)	Soğutma ortamı
A GRUBU Kritik Tavlama Çift Faz	---	---	---	730-775-820	30	Su
B GRUBU Ara su verme	980	30	Su	730-775-820	30	Su
C GRUBU Kademeli su verme	980	30	Hava (730, 775 ve 820'ye geçiş)	730-775-820	30	Su



Şekil 4.1. Uygulanan çift faz ısı işleme türleri.

Isıl işlem deneyleri sırasında sıcaklık ölçümünde K tipi yüksek sıcaklık ısı çifti kullanılmıştır. Isıl işlem görececek numunelerin bir bölümünün uç kısımları delinmiştir. Açılan bu deliğe, K tipi yüksek sıcaklık ısı çifti sıkı geçme olarak yerleştirilmiştir. Isıl çiftin diğer ucu ise parça merkezindeki sıcaklığı okuyabilmek amacıyla sıcaklık ölçüm cihazına bağlanmıştır. Isıl çift yerleştirilmiş olan parçalar fırın içerisine konularak ısı işleme gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu işlem sayesinde, numunenin merkezindeki sıcaklık tam ölçülerek fırın üzerinde ayarlanan sıcaklık ile karşılaştırılması yapılmıştır. Bunun sonunda, parçanın merkezindeki sıcaklık ile fırın üzerinde ayarlanan sıcaklığın $\pm 2^{\circ}\text{C}$ aralığında olduğu görülmüştür. Fırın içerisinde farklı bölgelerden doğabilecek sıcaklık farklılaşmasını önlemek için deneylerde fırının aynı bölgesi kullanılmıştır.

4.3. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Mikroyapı incelemeleri, Kocaeli Üniversitesi Hereke Meslek Yüksekokulu metalurji laboratuvarında bulunan X50-X1000 büyütme kapasiteli Nikon Eclipse L150 marka optik mikroskop kullanılarak yapılmıştır. Her numunenin değişik bölgelerinden farklı büyüklüklerde görüntüler alınarak bu görüntülerin bütün mikroyapıyı temsil edebilir nitelikte olmasına dikkat edilmiştir. Ayrıca çelik numunelerin tane boyutu, ferrit ve martenzit oranları uygun büyütmede clemex vision lite marka mikroyapı analiz sistemi kullanılarak ölçülmüştür.

4.3.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada çeliklerin mikroyapısını incelemek ve tane boyutlarını ölçmek amacıyla optik mikroskop kullanılmıştır. Çizelge 2.1’de kimyasal bileşimi verilen çeliklerden 10x10x4 mm ölçülerinde numuneler kesilmiştir. Daha sonra bu parçalar kalıplanarak sırasıyla 200, 400, 600, 800, 1000, 1200 meshlik su zımparasıyla yüzeydeki pürüzler yok edilinceye kadar zımparalanmıştır. Bu yüzeyler sırayla 6 µm, 3 µm ve 1 µm elmas pastalar ile parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilmiştir.

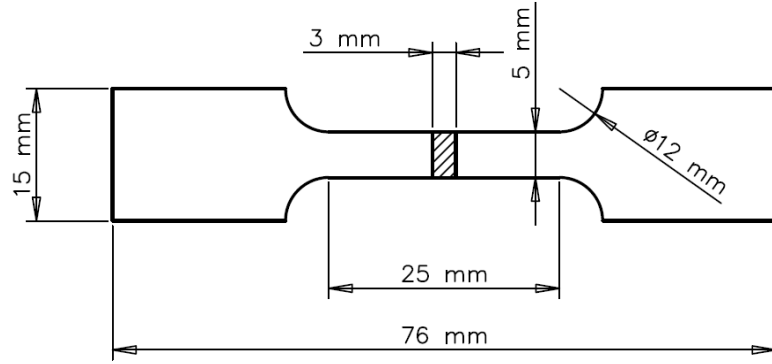
4.3.2. Dağlayıcıların Hazırlanması ve Dağlama İşleminin Yapılması

Metalografik incelemeler için parlatılan ve dağlamaya hazır hale getirilen numuneler için etanol içerisinde % 2 nitrik asit karıştırılarak elde edilen Nital çözeltisi hazırlanmıştır. Dağlama işlemi numunelerin Nital çözeltisi içerisinde daldırılarak 8-10 saniye bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra dağlanan yüzeyler alkol ile temizlenip kurutulduktan sonra optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.

4.4. ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

Numuneler 18x80x4 mm ebatlarında 3237 kalite çeliğe uygulanan ısıl işlemler için 162 adet ve 4237 kalite çeliğe uygulanan ısıl işlemler için 162 adet olmak üzere

toplamda 324 adet numune kesilmiştir. Kesilen bu numuneler çift-faz ısıl işleminden sonra düzlem taşlamada her iki yüzeyinden 0,3 mm olmak üzere taşlanmıştır. Taşlama ile, ısıl işlemler sırasında oluşabilecek de-karbürize bölge numune yüzeyinden kaldırılmış olup düzgün yüzey elde edilmiştir. Düzlem taşlama sonrasında numuneler Şekil 4.2’de belirtilen ölçülerde dik işleme merkezinde (CNC freze) işlenmiştir. İşlenen numunelerden 730, 775, 820 °C’de her bir sıcaklıkta uygulanan A, B ve C grubu ısıl işlemleri için ve ayrıca her bir gruba uygulanan 180°C’de 10-20-40-80-160 dakika yaşlandırma işlemi için 54’er adet olmak üzere toplam 162 adet çekme deney numunesi hazırlanmıştır. Elde edilen 162 adet çekme deney numunesi yalnızca bir çelik grubu içindir (3237). Diğer çelik grubu (4237) içinde 162 adet numune hazırlanmıştır.



Şekil 4.2. Çekme deney numunelerinin hazırlanma ölçüleri.

4.5. NUMUNELERE ÖN DEFORMASYON İŞLEMİNİN UYGULANMASI

Numunelerin ön deformasyonu, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü mekanik test laboratuvarında bulunan Shimadzu Trapezium Single marka 50 kN kapasiteli test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. % 4 ön deformasyon işlemi uygulanan numunelerin merkezine ekstansometre bağlanmıştır. Ekstansometre kullanılarak numunelerin belirtilen ön deformasyon miktarlarında tam olarak deforme olması sağlanmıştır. Ön deformasyona tabi tutulmuş numuneler çekme test cihazından alınarak yaşlandırmaya hazır duruma getirilmiştir. Ön deformasyon işleminin yapılmasında 2 mm/dakika çekme hızı kullanılmıştır.

4.6. NUMUNELERİN YAŞLANDIRILMASI VE ÇEKME DENEYİNİN UYGULANMASI

%4 ön deformasyonu tamamlanan çekme numuneleri 180°C’ de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika bekletilerek yaşlandırılmıştır. Her bir yaşlandırma işlemi için üçer adet numune kullanılmıştır. Yaşlandırılan numuneler daha sonra çekme deneyi uygulanarak koparılmıştır. Her deney sonrasında gerilme-% uzama diyagramları elde edilmiştir. Bu diyagramlardan farklı yaşlandırma süreleri sonucu oluşan akma dayanımı (%0,2), çekme dayanımı, % uzama değerleri hesaplanarak yaşlanmadan dolayı mekanik özelliklerdeki değişim tespit edilmiştir.

4.7. MİKRO SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Sertlik ölçümleri TSE mekanik test laboratuvarlarında bulunan Buehler Micromet 5103 marka sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Mikro sertlik ölçümleri HV 1 (1000 g) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Bütün numunelerden 10’ar adet ölçüm yapılmış ve ortalaması alınmıştır.

4.8. ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM ve TEM) İNCELEMELERİ

Çekme numunelerin kırık yüzeylerinin incelenmesi Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’ne ait laboratuvarında bulunan Jeol-100c marka tarama elektron mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. 180 °C’de yaşlandırma işlemi sonrasında çekme işlemine tabi tutulan numunelerin çekme deneyi sonucunda kopan uçlarının kırık yüzey görüntüleri alınarak yaşlanma süresinin çeliklerin kırılma davranışlarını nasıl etkilediği yapılan incelemede görülmeye çalışılmıştır.

TEM çalışması için ısıtma işlemi görmüş çift fazlı çeliklerden numune hazırlanmıştır. Numuneler düşük hızda çalışan Struers Minitom kesme cihazıyla kesilmiş, 3 mm çapında delinmiş ve 100 µm’a kadar zımparalanarak inceltirilmiştir. Numunelerin elektro parlatma işlemi % 5 perklorik asit + % 95 metanol çözeltisinde, -30 °C sıcaklıkta, 50 V ve 250 mA’de Struers-Tenupol-5 Çift Jet Elektroparlatıcı cihazında gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan numuneler TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi

(MAM) Malzeme Enstitüsü laboratuvarında bulunan Jeol 2100 marka TEM kullanılarak 200 kV altında incelenmiştir.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR

5.1. GİRİŞ

Bu bölüm, farklı kimyasal kompozisyona sahip 3237 ve 4237 kalite çeliklerin deneysel sonuçlarını vermektedir. Bölüm 5.2 iki farklı çeliğin tane boyutlarını, ferrit ve martenzit hacim oranlarını, çeliklerin başlangıç ve çift-faz mikroyapı resimlerini göstermektedir. Bölüm 5.3 çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilme-uzama diyagramlarını ve bu diyagramlardan elde edilen sonuçları göstermektedir. Bölüm 5.4 ön deformasyon sonrası yaşlandırılan farklı martenzit morfolojisi ve hacim oranına sahip numunelerinin sertlik sonuçlarını göstermektedir. Ayrıca, çeliklere ait SEM ve TEM resimleri ve EDS analiz sonuçları Bölüm 5.5'te verilmektedir.

5.2. OPTİK MİKROYAPI SONUÇLARI

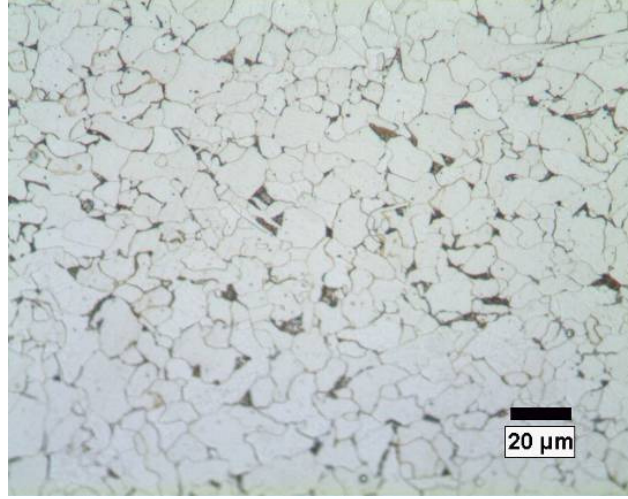
Yapılan mikroyapı incelemelerinde deneylerde kullanılan 3237 ve 4237 kalite çelik malzemelerin başlangıç mikroyapısı ferrit ve perlit fazlarından meydana gelirken, çift-faz ısıl işlemi sonrası elde edilen mikroyapıların ise ferrit ve martenzit fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Şekil 5.1 başlangıç mikroyapı resimlerini gösterirken Şekil 5.2–5.3'de 730, 775 ve 820 °C'de uygulanan ısıl işlem sonrası elde edilen ve A, B ve C grubu olarak adlandırılan çift-faz mikroyapılarını göstermektedir.

Her iki kalite çeliğe 730, 775 ve 820 °C'de uygulanan kritik çift faz işlemi sonrasında A grubu numuneler ağ şeklinde tane sınırlarında dağılmış martenzit morfolojisi göstermiştir. Ara ısıl işlem uygulanan B grubu numunelerde fiber martenzit morfolojisinin oluştuğu ve ferrit matris içerisinde homojen olarak dağılım gösterdiği tespit edilmiştir. C grubu numunelerde uygulanan kademeli su verme sonrası kütleli martenzit morfolojisi gözlenmiştir (Şekil 5.2-5.3).

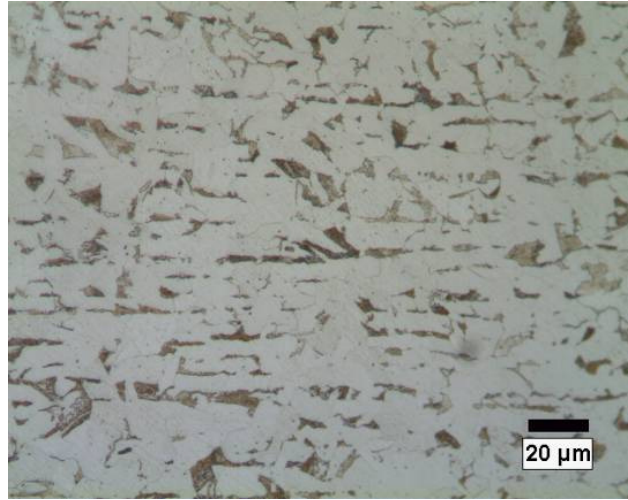
Ayrıca Şekil 5.4, 3237 ve 4237 kalite çeliklerinin kritik tavlama sıcaklığına ve ısıl işlem grubuna bağlı olarak hesaplanan martenzit hacim oranı (MHO) miktarlarını Çizelge 5.1 ise ferrit ve martenzit tane boyutlarını göstermektedir. Çizelge 5.1 ve Şekil 5.4'ten görüldüğü gibi, çeliklerin kimyasal bileşiminden ve farklı ısıl işlem gruplarından kaynaklanan martenzit fazlarının hacimsel oranları ve tane boyutları arasında belirgin farklılıklar görülmektedir.

3237 kalite çelik malzemeye 730 °C'de uygulanan kritik tavlama ile A, B ve C grubu ısıl işlemler sonrası elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit hacim oranları % 16±2 olarak bulunmuştur. Sıcaklık 775 °C'ye artırıldığında bu değer % 21±2, 820 °C'de ise % 31±2 olarak ölçülmüştür (Şekil 5.4). Ferrit ve martenzit tane boyutları ise 730 °C'de elde edilen ağ martenzit için 20,4 µm ve 5,2 µm ölçülmüştür. Fiber ve kütleli martenzit için ferrit ve martenzit tane boyutları ise sırasıyla 11,3 µm, 3,3 µm ve 21,1 µm, 7,1 µm olarak belirlenmiştir. Kritik sıcaklık değerinin 775 °C'ye çıkmasıyla ağ martenzit morfolojisine sahip numunelerde ferrit ve martenzit tane boyutları 19,8 µm ve 9,1 µm, fiber ve kütleli martenzitte ise sırasıyla 12,2 µm, 4,1 µm ve 21,1 µm, 10,5 µm olarak ölçülmüştür. Kritik sıcaklık değerinin 820 °C'ye çıkmasıyla ferrit tane boyutları benzer değerler gösterirken martenzit tane boyutlarının arttığı görülmektedir. (Çizelge 5.1)

4237 kalite çelik malzemeye 730 °C'de uygulanan kritik tavlama ile A, B ve C grubu ısıl işlemler sonrası elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit hacim oranları % 37±2 olarak bulunmuştur. Sıcaklık 775 °C'ye artırıldığında bu değer % 63±2, 820 °C'de ise % 86±2 olarak ölçülmüştür (Şekil 5.4). Ferrit ve martenzit tane boyutları ise 730 °C'de elde edilen ağ martenzit için 17,5 µm ve 8,7 µm ölçülmüştür. Fiber ve kütleli martenzit için ferrit ve martenzit tane boyutları ise sırasıyla 7,2 µm, 2,7 µm ve 40,3 µm, 37,4 olarak belirlenmiştir. Kritik sıcaklık değerinin 775 °C'ye çıkmasıyla ağ martenzit morfolojisine sahip numunelerde ferrit ve martenzit tane boyutları 17,1 µm ve 10,2 µm, fiber ve kütleli martenzitte ise sırasıyla 9 µm, 3,5 µm ve 36,3 µm, 43,1 µm olarak ölçülmüştür. Kritik sıcaklık değerinin 820 °C'ye çıkmasıyla ferrit tane boyutları azalma gösterirken martenzit tane boyutlarının arttığı görülmektedir. (Çizelge 5.1)

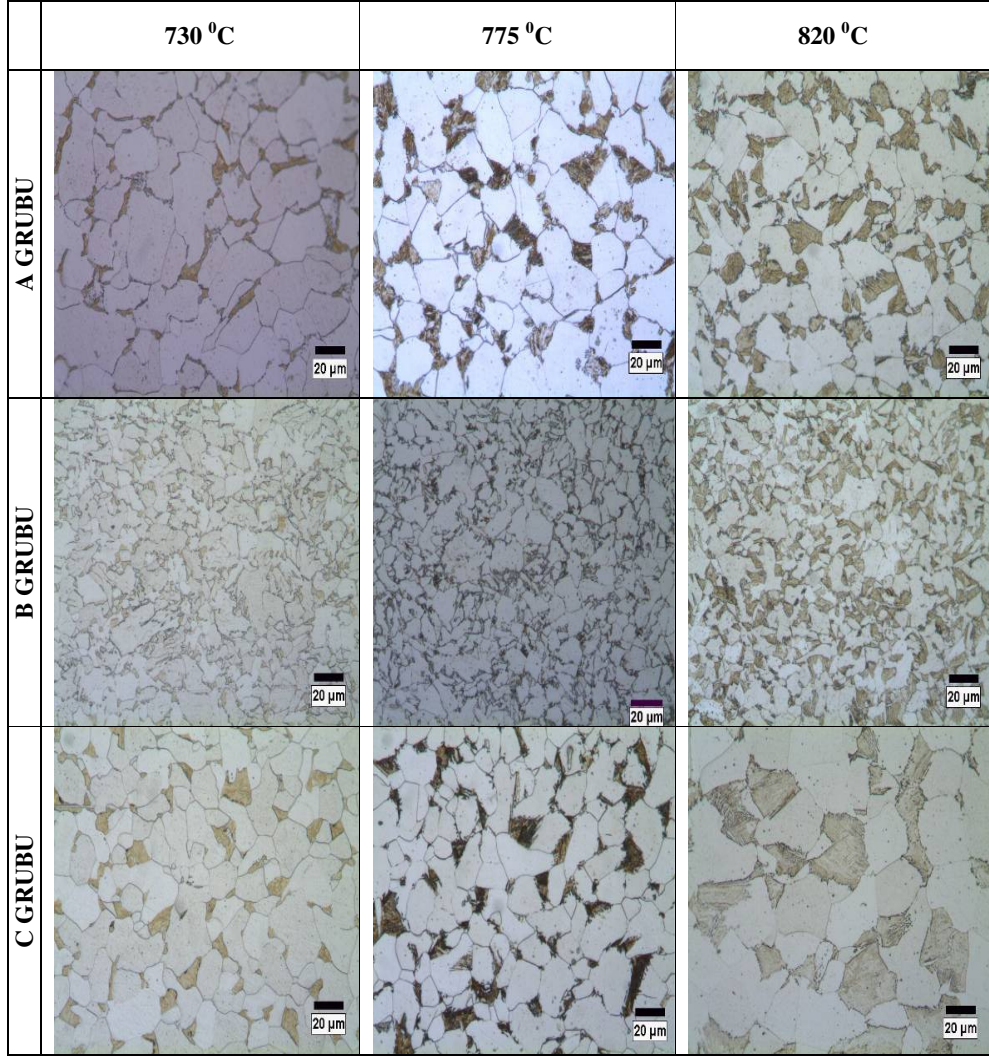


a)

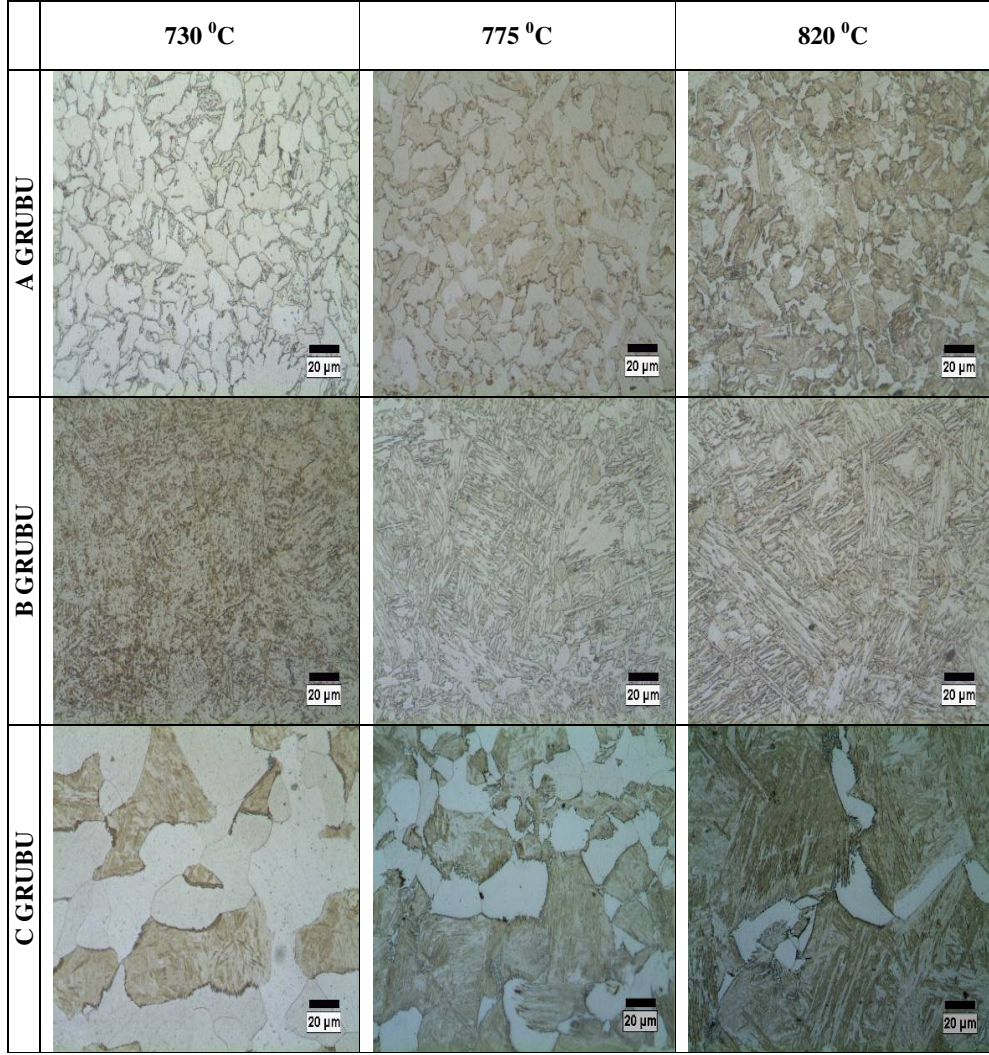


b)

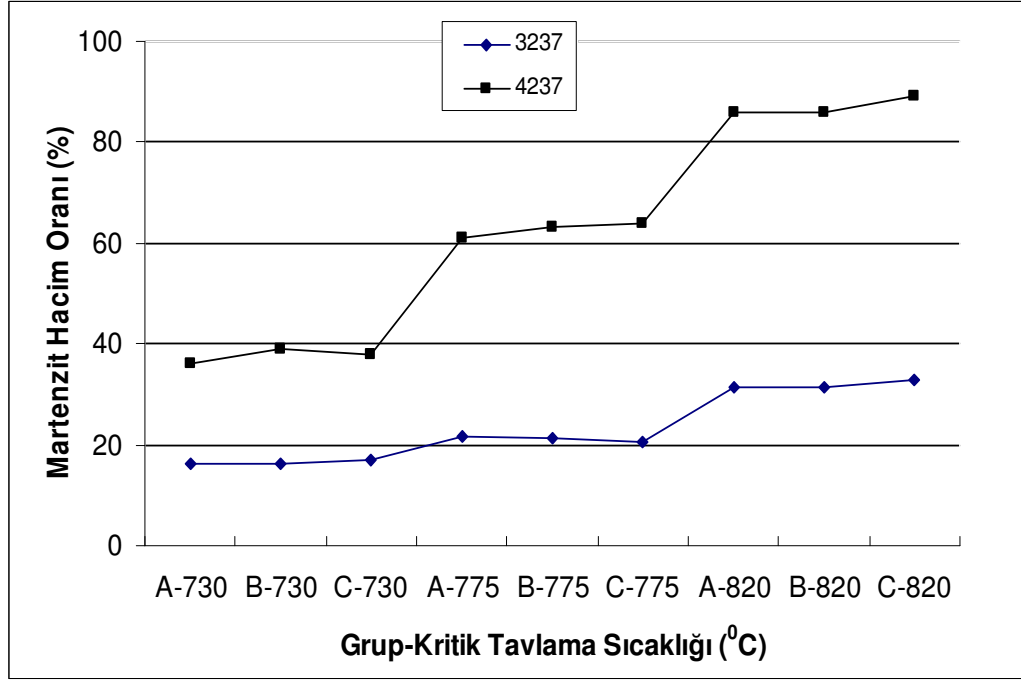
Şekil 5.1. Deneylerde kullanılan a) 3237 ve b) 4237 çelik malzemelerin ısıt işlem öncesi mikroyapı görüntüsü



Şekil 5.2. 3237 kalite çelikten elde edilen A, B ve C grubu numunelere 730, 775 ve 820 °C’de uygulanan ısı işlemleri sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri (500x).



Şekil 5.3. 4237 kalite çelikten elde edilen A, B ve C grubu numunelere 730, 775 ve 820 °C’de uygulanan ısıt işlemler sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri (500x).



Şekil 5.4. 3237 ve 4237 kalite çeliklerden elde edilen A, B ve C grubu numunelerdeki MHO'nun kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi.

Çizelge 5.1. 3237 ve 4237 kalite çeliklerden elde edilen A, B ve C grubu numunelerdeki kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak ölçülen ferrit ve martenzit tane boyutları.

Malzeme Grup- Kritik Tavlama Sıcaklığı (°C)	3237		4237	
	Martenzit Tane Boyutu (µm)	Ferrit Tane Boyutu (µm)	Martenzit Tane Boyutu (µm)	Ferrit Tane Boyutu (µm)
A-730	5,2	20,4	8,7	17,5
B-730	3,3	11,3	2,7	7,2
C-730	7,1	21,1	37,4	40,3
A-775	9,1	19,8	10,2	17,1
B-775	4,1	12,2	3,5	9
C-775	10,5	21,1	43,1	36,3
A-820	10,2	18,5	13,2	11,1
B-820	6,5	11	4	9,2
C-820	16,1	24,9	94	16,2

5.3. ÇEKME DENEY SONUÇLARI

Çekme deneyi; 3237 ve 4237 kalite çelikten elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu numunelere ve 180 °C'de beş farklı zaman aralığında yaşlandırılan numunelere (10, 20, 40, 80 ve 160 dakika) 2 mm/dakika çekme hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Farklı martenzit morfolojisi ve hacim oranları ile farklı yaşlandırma süreleri için elde edilen sonuçlar; Şekil 5.5-5.7 ve 5.8-5.10'da verilmiştir.

5.3.1. %4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 3237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C'de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Çekme Test Sonuçları

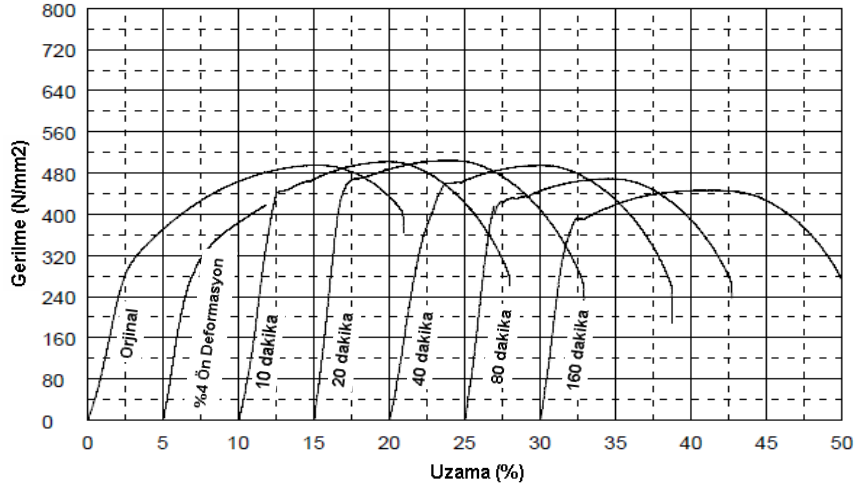
Şekiller 5.5-5.7, % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180°C' de beş farklı zaman aralığında yaşlandırılan (10, 20, 40, 80 ve 160 dakika) 730, 775, 820 °C'de kritik olarak tavllanmış A (ağ martenzit), B (fiber martenzit) ve C (kütlesel martenzit) grubu numunelerin gerilme-uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekillerden de görüldüğü gibi farklı morfoloji ve MHO'na sahip çift fazlı çelikler % 4 ön deformasyon işlemlerinden sonra 180 °C'de farklı sürelerde yaşlandırıldığında gerilme-uzama diyagramlarında farklılıklar görülmüştür. Örneğin, farklı hacim oranlarında ağ, fiber ve kütlesel martenzit morfolojisine sahip bütün numuneler, yaşlandırma süresi 10 dakikadan 20 dakikaya yükselirken akma ve çekme dayanımları belirgin bir şekilde artış göstermiştir. Fakat bunun yanında % uzama ve % kesit daralması değerlerinde düşme görülmüştür. Yaşlandırma süresinin 40 dakikadan 160 dakikaya yükseltilmesi, akma ve çekme dayanımlarının aşamalı olarak düşmesine neden olmuştur. Bunun yanında % uzama ve % kesit daralması değerlerinde bir artış gözlenmiştir. Yaşlandırma süresinin 10 dakikadan itibaren artmasıyla birlikte alt akma bölgesi belirgin bir şekil almış ve artan yaşlandırma sıcaklığıyla birlikte alt akma bölgesi de artmıştır.

Çizelge 5.2-5.4, farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin deformasyon yaşlanma davranışını belirlemek için, yaşlanma sonrası akma dayanımı (YS), deformasyon yaşlanmasından dolayı gerilmedeki artış (ΔY), maksimum çekme dayanımı (UTS),

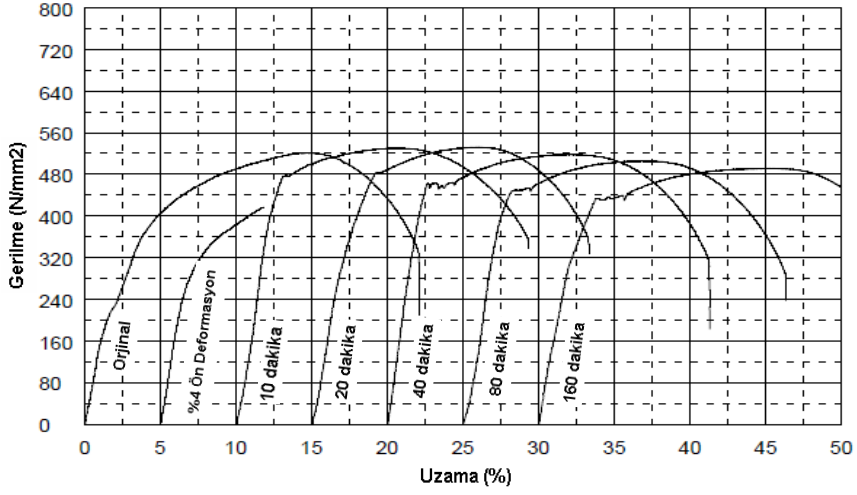
% uzama ve % kesit daralması değerlerini göstermektedir. Çizelge 5.2’de görüldüğü gibi yaşlanmadan dolayı dayanımda meydana gelen en büyük artış (ΔY), % 4 n deformasyon işleminden sonra 180 C’de 20 dakika yaşlandırılan fiber, ağ ve kütlesel martenzit morfolojisine sahip bütün numunelerde gerçekleşmiştir. Bununla beraber fiber martenzit yapılı B730 numuneler 180 C’de 20 dakika yaşlandırıldığında ΔY 62 MPa dayanım gösterirken, bu değer A730 ağ ve C730 kütlesel martenzit morfolojiye sahip 180 C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde 46 MPa ve 21 MPa olarak tespit edilmiştir (izelge 5.2).

Kritik sıcaklık değerinin 775 C ve 820 C’ye artmasıyla elde edilen numuneler içerisinde de yine fiber martenzit morfolojisine sahip B775 ve B820 numuneler sırasıyla 67 MPa ve 90 MPa olmak üzere en yüksek ΔY değerlerini göstermiştir (izelge 5.3-5.4). 775 C ve 820 C’de elde edilen ağ martenzit morfolojisine sahip A775 ve A820 numunelerde ΔY değerleri sırasıyla 56 MPa ve 60 MPa olarak gözlenirken, kütlesel martenzit morfolojisine sahip C775 ve C820 numunelerde ΔY değerleri sırasıyla 30 MPa ve 34 MPa olarak bulunmuştur (izelge 5.3-5.4).

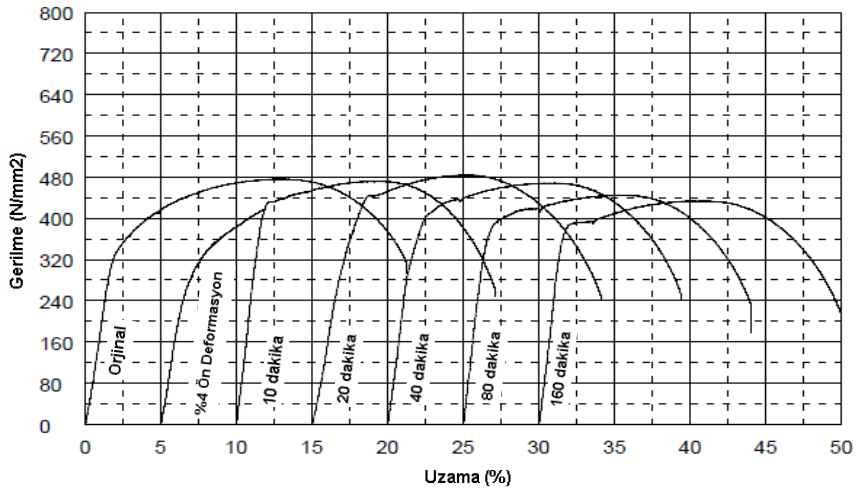
Yaşlanma süresinin 20 dakikadan 160 dakikaya artması ile bütün numunelerde ΔY değerleri dşmştir. Fiber martenzit yapılı B730 numuneler 180 C’de 160 dakika yaşlandırıldığında ΔY 8 MPa dayanım gösterirken, bu değer A730 ağ ve C730 kütlesel martenzit morfolojiye sahip numunelerde sırasıyla -26 MPa ve -33 MPa olarak tespit edilmiştir (izelge 5.2). Bu durum 775 C ve 820 C’de elde edilen numunelerde de benzerlik arz etmektedir (izelge 5.3-5.4).



(a)



(b)

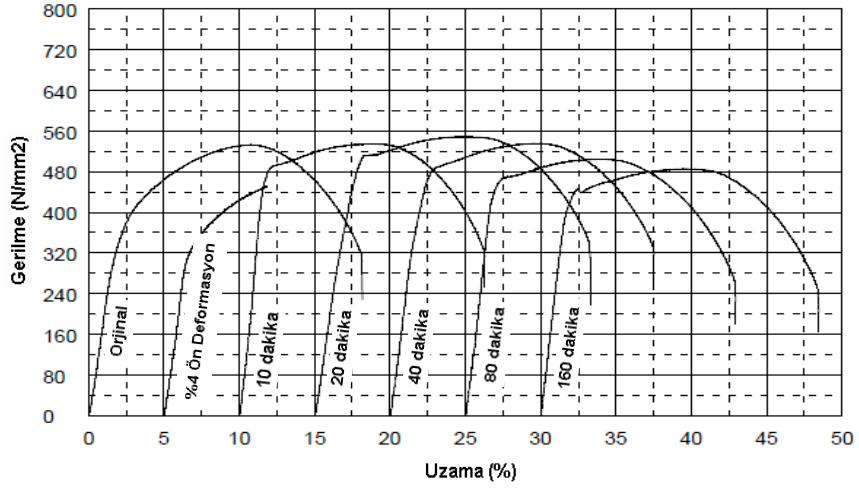


(c)

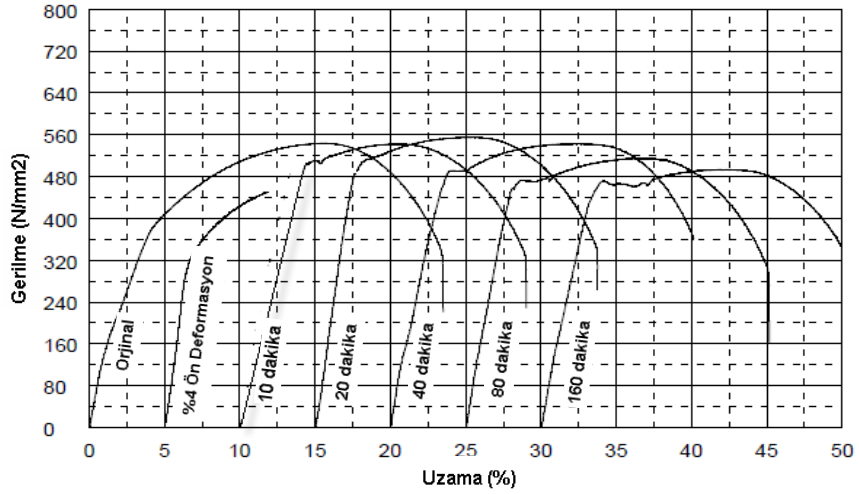
Şekil 5.5. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin a) A-730 grubu b) B-730 grubu ve c) C-730 grubu gerilme-uzama diyagramları.

Çizelge 5.2. 3237 kalite çelikten 730 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY, UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri.

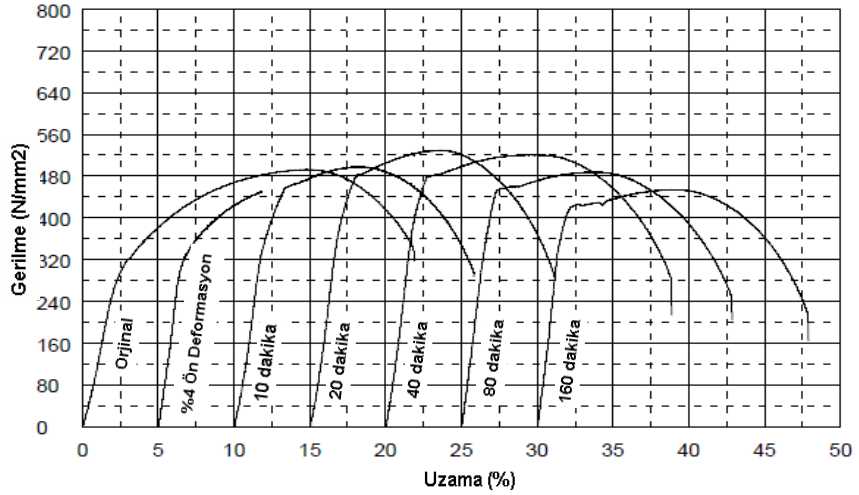
Grup	Yaşlanma Süresi (dakika)	Yaşlanma Sonrası Akma Dayanımı (MPa)	ΔY (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
A 730	Orjinal	-	-	496	21	83
	10	445	25	500	17	82
	20	466	46	503	17	81
	40	450	30	495	18	82
	80	422	2	469	18	83
	160	394	-26	448	20	83
B 730	Orjinal	-	-	520	24	86
	10	474	54	531	20	83
	20	482	62	535	19	83
	40	450	30	518	21	83
	80	445	25	504	21	84
	160	428	8	493	23	84
C 730	Orjinal	-	-	477	21	83
	10	430	10	477	16	82
	20	441	21	482	18	82
	40	430	10	469	19	83
	80	417	-3	445	19	83
	160	387	-33	434	20	83



(a)



(b)

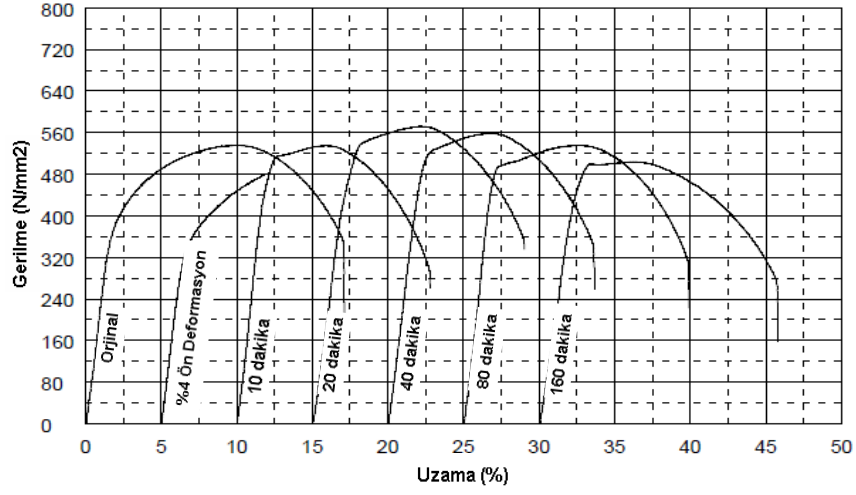


(c)

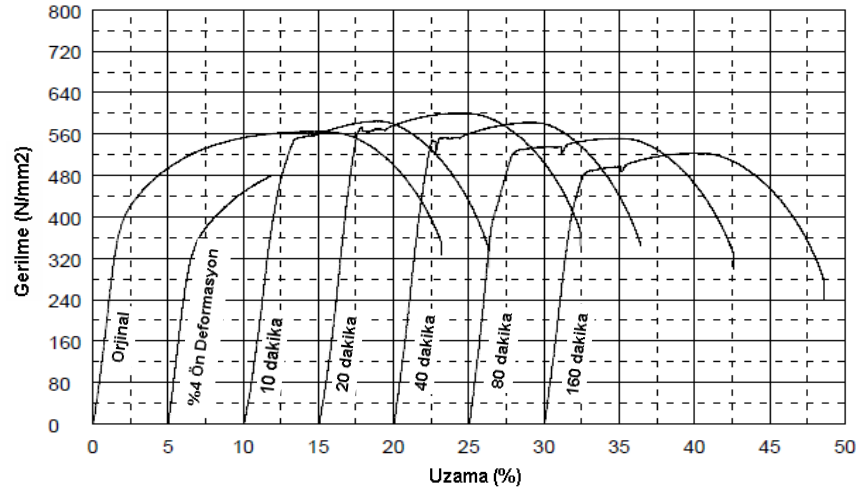
Şekil 5.6. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin a) A-775 grubu b) B-775 grubu ve c) C-775 grubu gerilme-uzama diyagramları.

Çizelge 5.3. 3237 kalite çelikten 775 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY, UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri.

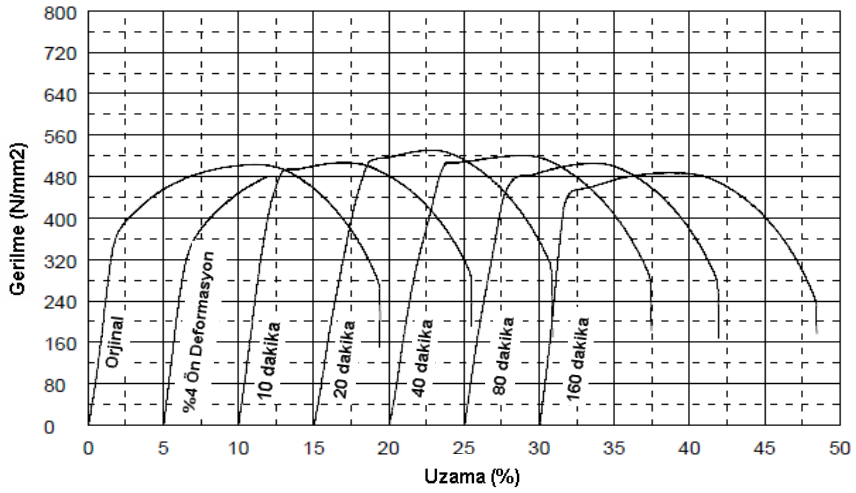
Grup	Yaşlanma Süresi (dakika)	Yaşlanma Sonrası Akma Dayanımı (MPa)	ΔY (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
A 775	Orjinal	-	-	533	18	82
	10	483	33	535	16	81
	20	506	56	546	16	81
	40	487	37	533	17	81
	80	468	18	505	17	82
	160	445	-5	485	18	82
B 775	Orjinal	-	-	544	24	84
	10	508	58	544	19	83
	20	517	67	555	19	83
	40	490	40	545	20	83
	80	475	25	515	20	83
	160	465	15	494	21	84
C 775	Orjinal	-	-	492	21	82
	10	461	11	498	16	82
	20	480	30	530	16	82
	40	476	26	518	18	83
	80	451	1	484	18	83
	160	421	-29	451	18	83



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.7. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin a) A-820 grubu b) B-820 grubu ve c) C-820 grubu gerilme-uzama diyagramları.

Çizelge 5.4. 3237 kalite çelikten 820 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY, UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri.

Grup	Yaşlanma Süresi (dakika)	Yaşlanma Sonrası Akma Dayanımı (MPa)	ΔY (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
A 820	Orjinal	-	-	536	17	78
	10	514	34	536	13	80
	20	540	60	568	13	80
	40	522	42	559	14	80
	80	510	30	533	15	81
	160	485	5	504	16	82
B 820	Orjinal	-	-	565	23	82
	10	551	71	585	16	82
	20	570	90	600	17	83
	40	552	72	583	17	83
	80	534	54	551	18	83
	160	497	17	522	18	83
C 820	Orjinal	-	-	504	20	82
	10	492	12	507	16	82
	20	514	34	535	16	83
	40	508	28	522	17	83
	80	482	2	505	18	83
	160	454	-26	487	19	84

5.3.2. % 4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 4237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Çekme Test Sonuçları

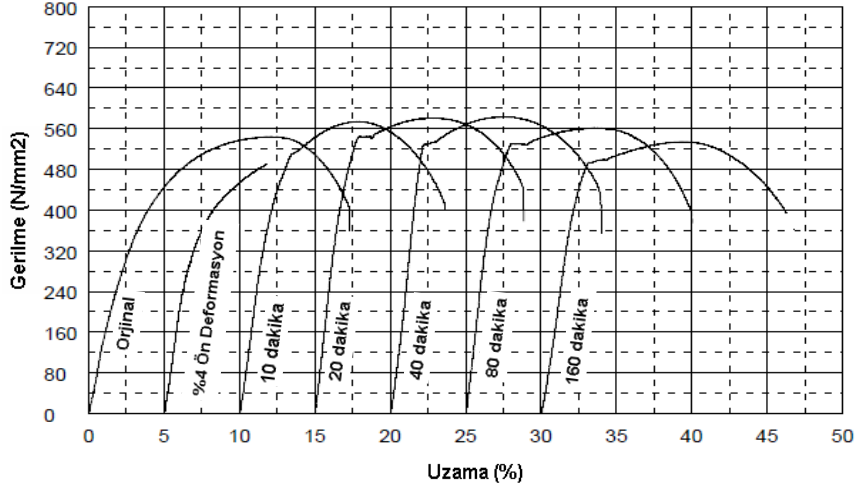
Şekiller 5.8-5.10, % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C’de beş farklı zaman aralığında yaşlandırılan (10, 20, 40, 80 ve 160 dakika) 4237 kalite çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (ağ martenzit), B (fiber martenzit) ve C (kütlesel martenzit) grubu numunelerin gerilme-uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekillerden de görüldüğü gibi 4237 kalite çelikten elde edilen farklı morfoloji ve MHO’na sahip çift fazlı çelikler % 4 ön deformasyon işlemlerinden sonra 180 °C’ de farklı sürelerde yaşlandırıldığında gerilme-uzama diyagramlarında farklılıklar görülmüştür. Örneğin, farklı hacim oranlarında ağ, fiber ve kütlesel martenzit morfolojisine sahip bütün numuneler, yaşlandırma süresi 10 dakikadan 20 dakikaya yükselirken akma ve çekme dayanımları belirgin bir şekilde artış göstermiştir. Fakat bunun yanında % uzama ve % kesit daralması değerlerinde düşme görülmüştür. Yaşlandırma süresinin 40 dakikadan 160 dakikaya yükseltilmesi, akma ve çekme dayanımlarının aşamalı olarak düşmesine neden olmuştur. Bunun yanında % uzama

ve % kesit daralması değerlerinde bir artış gözlenmiştir. Yaşlandırma süresinin 10 dakikadan itibaren artmasıyla birlikte alt akma bölgesi belirgin bir şekil almış ve artan yaşlandırma sıcaklığıyla birlikte alt akma bölgesi de artmıştır. 4237 kalite çelikten elde edilen farklı martenzit hacim oranlarındaki kütleli martenzit morfolojisine sahip numuneler, 3237 kalite çelikten elde edilen kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin aksine belirgin akma noktası ve akma noktası uzaması göstermemiştir (Şekil 5.5-5.10).

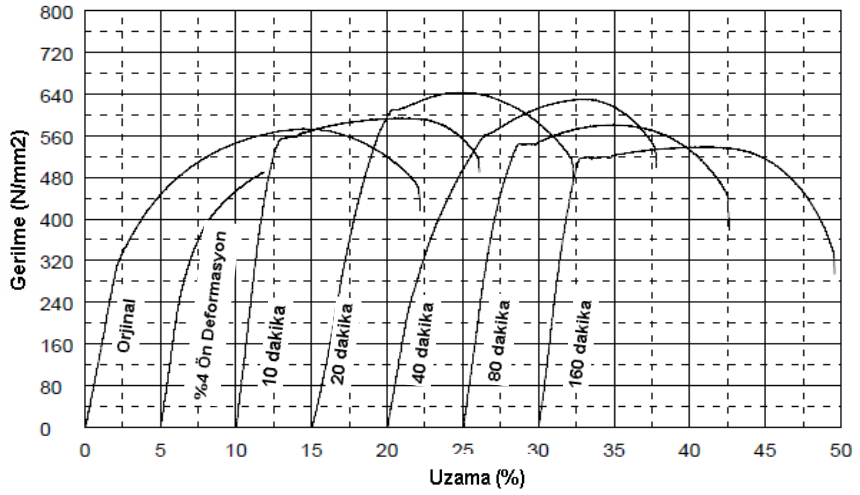
Çizelge 5.5-5.7 farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin deformasyon yaşlanma davranışını belirlemek için, yaşlanma sonrası akma dayanımı (YS), deformasyon yaşlanmasından dolayı gerilmedeki artış (ΔY), maksimum çekme dayanımı (UTS), % uzama ve % kesit daralması değerlerini göstermektedir. Çizelge 5.5'te görüldüğü gibi yaşlanmadan dolayı dayanımda meydana gelen en büyük artış (ΔY), % 4 ön deformasyon işleminden sonra 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan fiber, ağ ve kütleli martenzit morfolojisine sahip bütün numunelerde gerçekleşmiştir. Bununla beraber fiber martenzit yapılı B730 numuneler 180 °C'de 20 dakika yaşlandırıldığında ΔY 106 MPa dayanım gösterirken, bu değer A730 ağ ve C730 kütleli martenzit morfolojiye sahip 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde 62 MPa ve 36 MPa olarak tespit edilmiştir (Çizelge 5.5).

Kritik sıcaklık değerinin 775 °C ve 820 °C'ye artmasıyla elde edilen numuneler içerisinde de yine fiber martenzit morfolojisine sahip B775 ve B820 numuneler sırasıyla 129 MPa ve 178 MPa olmak üzere en yüksek ΔY değerlerini göstermişlerdir. 775 °C ve 820 °C'de elde edilen ağ martenzit morfolojisine sahip A775 ve A820 numunelerde sırasıyla 68 MPa ve 73 MPa olarak gözlenirken kütleli martenzit morfolojisine sahip C775 ve C820 numunelerinde sırasıyla 46 MPa ve 58 MPa olarak gözlenmiştir. Yaşlanma süresinin 20 dakikadan 160 dakikaya artması ile 4237 kalite çelikten elde edilen bütün numunelerde ΔY değerleri düşmüştür. Fiber martenzit yapılı B730 numuneler 180 °C'de 160 dakika yaşlandırıldığında ΔY 27 MPa dayanım gösterirken, bu değer A730 ağ ve C730 kütleli martenzit morfolojiye sahip numunelerde sırasıyla 11 MPa ve 2 MPa olarak tespit edilmiştir. Bu durum 775 °C ve 820 °C'de elde edilen numunelerde de benzerlik arz etmektedir (Çizelge 5.5-5.7).

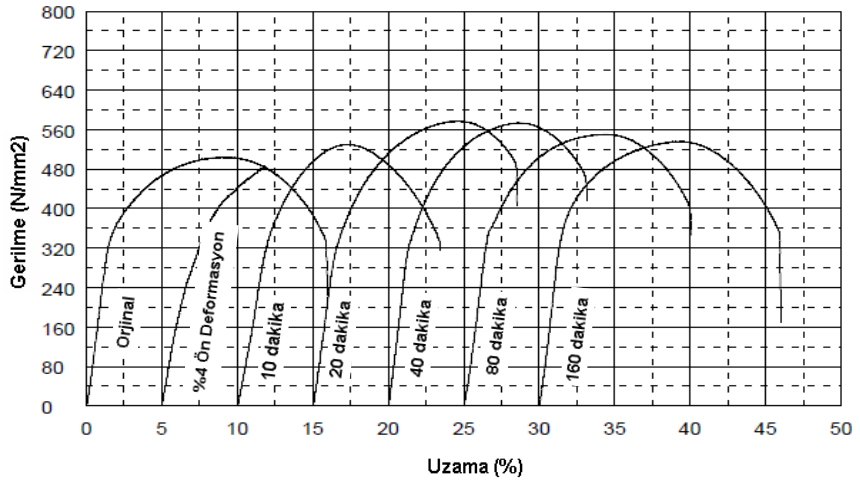
3237 ve 4237 kalite çelikten 730, 775, 820 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit numunelerin %4 ön deformasyon ve ardından 180 °C'de farklı sürelerde yaşlanma sonrası elde edilen veriler birbiri ile karşılaştırıldığında çelik 4237'nin bütün yaşlandırma süreleri için çelik 3237'ye göre ΔY değerleri daha yüksek bulunmuştur (Çizelge 5.5-5.7). Bunun yanında yaşlandırma süresi 40 dakikadan 160 dakikaya artırıldığında çelik 3237 numunelerinin ΔY değerleri eksi değerlere düşmüştür. Bu durum çelik 3237'nin çelik 4237'ye göre aşırı yaşlandığını göstermektedir.



(a)



(b)

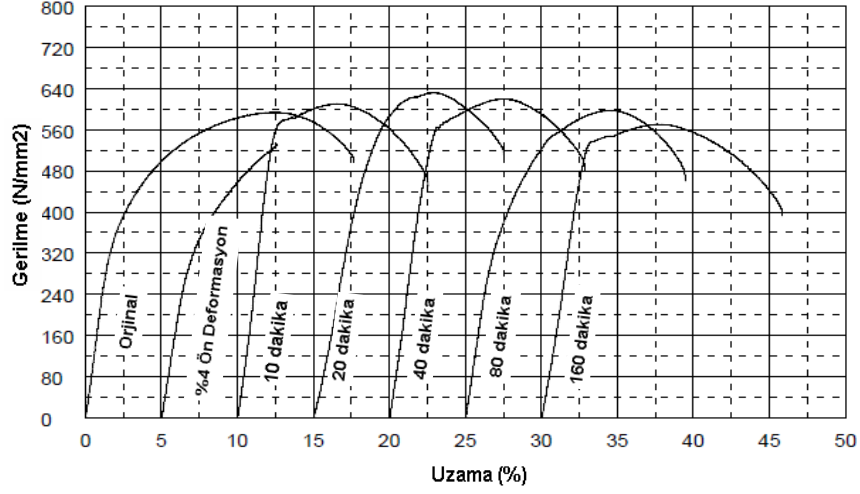


(c)

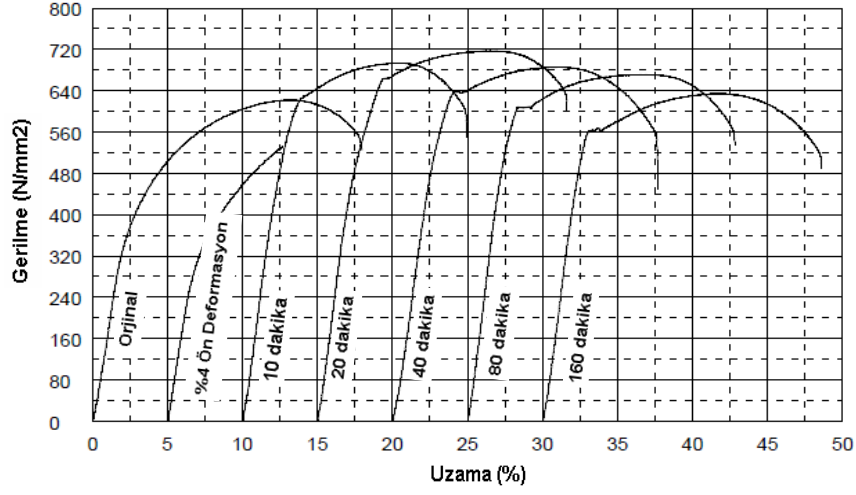
Şekil 5.8. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin a) A-730 grubu b) B-730 grubu ve c) C-730 grubu gerilme-uzama diyagramları.

Çizelge 5.5. 4237 kalite çelikten 730 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY, UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri.

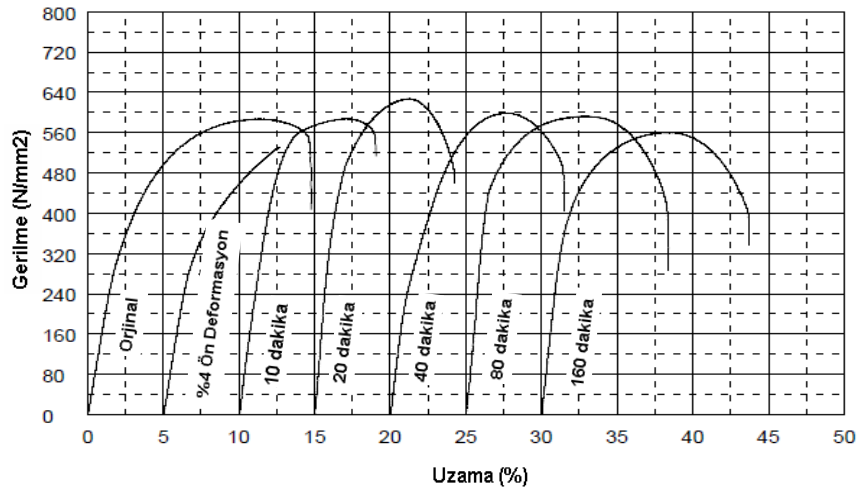
Grup	Yaşlanma Süresi (dakika)	Yaşlanma Sonrası Akma Dayanımı (MPa)	ΔY (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
A 730	Orjinal	-	-	542	17	76
	10	525	35	570	12	75
	20	552	62	582	13	75
	40	532	42	580	14	76
	80	520	30	563	15	76
	160	501	11	535	16	76
B 730	Orjinal	-	-	574	22	81
	10	564	74	595	16	79
	20	596	106	640	17	78
	40	568	78	629	18	78
	80	545	55	582	18	79
	160	517	27	543	19	80
C 730	Orjinal	-	-	515	15	36
	10	503	13	530	13	35
	20	526	36	578	13	33
	40	517	27	564	13	34
	80	495	5	551	15	34
	160	492	2	530	16	35



(a)



(b)

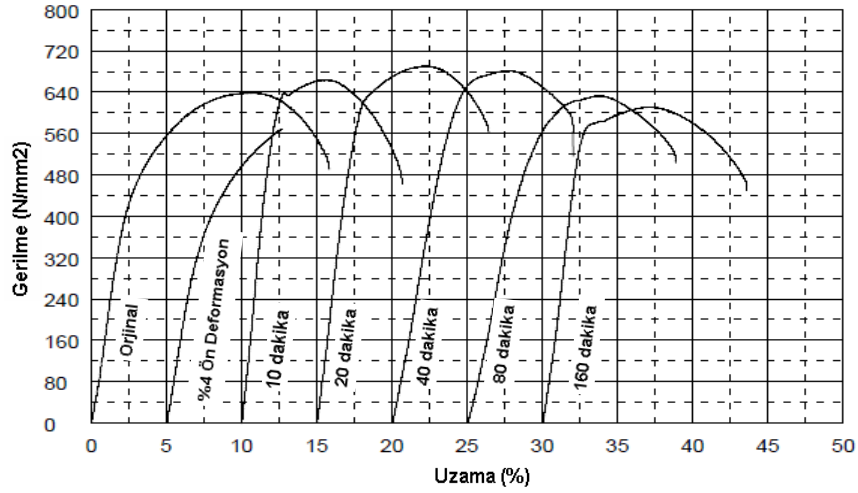


(c)

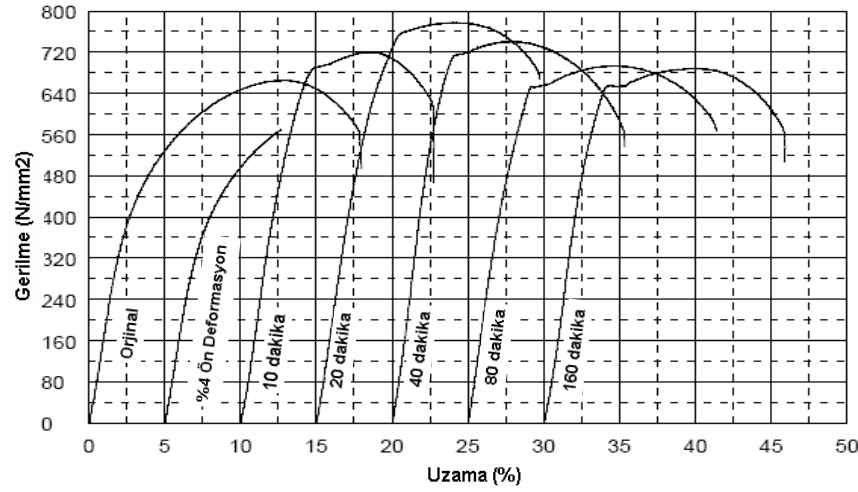
Şekil 5.9. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin a) A-775 grubu b) B-775 grubu ve c) C-775 grubu gerilme-uzama diyagramları.

Çizelge 5.6. 4237 kalite çelikten 775 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY , UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri.

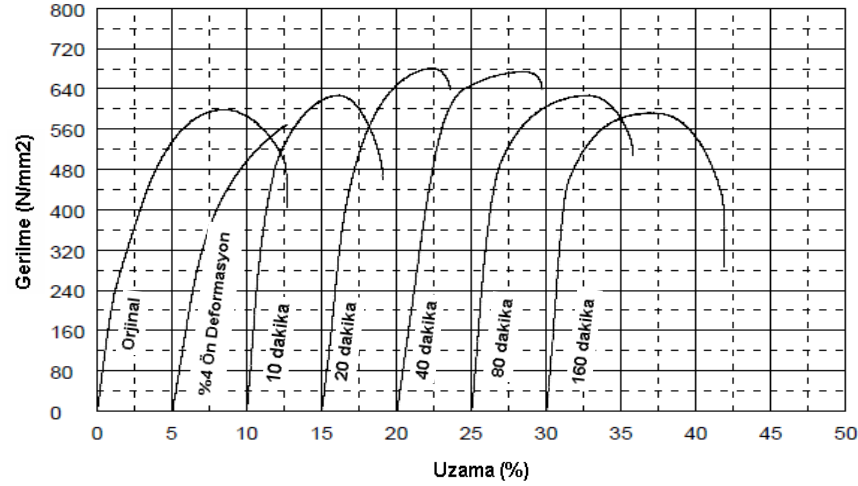
Grup	Yaşlanma Süresi (dakika)	Yaşlanma Sonrası Akma Dayanımı (MPa)	ΔY (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
A 775	Orjinal	-	-	594	16	68
	10	566	36	608	12	67
	20	598	68	630	12	66
	40	578	48	620	13	67
	80	561	31	595	14	67
	160	547	17	571	16	68
B 775	Orjinal	-	-	622	18	77
	10	625	95	694	15	76
	20	659	129	717	16	75
	40	634	104	686	17	76
	80	606	76	671	17	76
	160	560	30	634	18	76
C 775	Orjinal	-	-	585	14	32
	10	554	24	586	9	27
	20	576	46	624	9	26
	40	562	32	597	11	27
	80	543	13	585	12	27
	160	535	6	560	14	28



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.10. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin a) A-820 grubu b) B-820 grubu ve c) C-820 grubu gerilme-uzama diyagramları.

Çizelge 5.7. 4237 kalite çelikten 820 °C’de elde edilen farklı morfolojiye sahip çift fazlı çeliklerin yaşlanma sonrası YS, ΔY, UTS, % uzama ve % kesit daralması değerleri.

Grup	Yaşlanma Süresi (dakika)	Yaşlanma Sonrası Akma Dayanımı (MPa)	ΔY (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
A 820	Orjinal	-	-	638	15	64
	10	636	66	663	11	63
	20	643	73	690	11	63
	40	638	68	680	12	64
	80	607	37	632	13	64
	160	595	25	611	14	64
B 820	Orjinal	-	-	665	18	73
	10	684	114	720	13	70
	20	748	178	778	14	71
	40	715	145	741	15	71
	80	655	85	694	16	72
	160	651	81	688	16	72
C 820	Orjinal	-	-	600	13	31
	10	600	30	625	8	26
	20	628	58	680	8	26
	40	621	51	670	9	27
	80	586	16	622	11	27
	160	579	9	595	12	27

5.4. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI

3237 ve 4237 kalite çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu numunelere ve 180 °C’de beş farklı zaman aralığında yaşlandırılan numunelere (10, 20, 40, 80 ve 160 dakika) Vickers yöntemi ile 1 kg yük uygulanarak sertlik değerleri ölçülmüştür. Farklı martenzit morfolojisi ve hacim oranları ile farklı yaşlandırma süreleri için elde edilen Çelik 3237’ye ait sertlik değerleri Şekil 5.11-5.13’te, Çelik 4237’ye ait sertlik değerleri ise Şekil 5.14-5.16’da verilmiştir.

5.4.1. % 4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 3237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Sertlik Deneyi Sonuçları

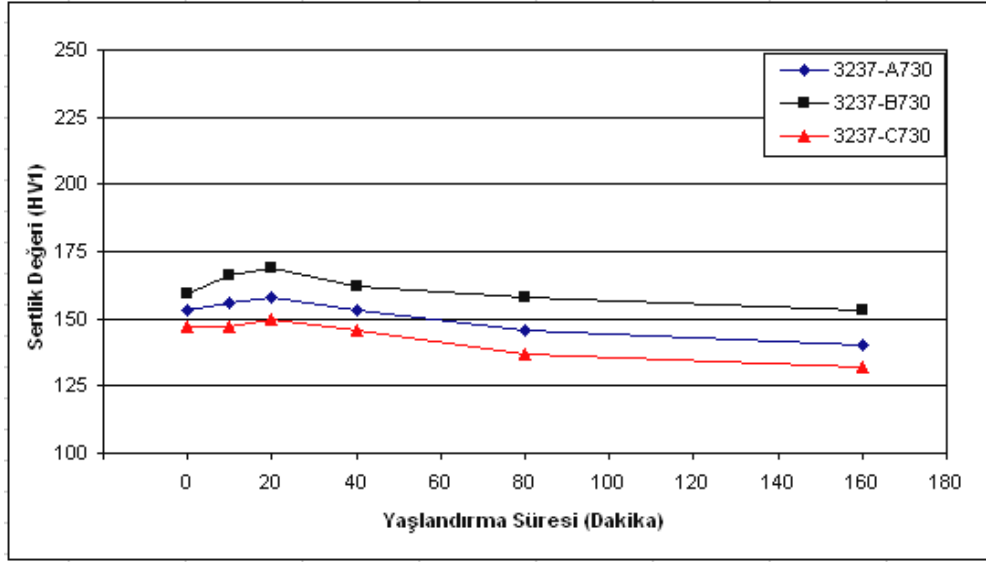
Şekiller 5.11-5.13, % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C’ de beş farklı zaman aralığında yaşlandırılan (10, 20, 40, 80 ve 160 dakika) 730, 775, 820 °C’de kritik olarak tavllanmış A (ağ martenzit), B (fiber martenzit) ve C (kütlesel martenzit)

grubu 3237 kalite çelikten elde edilen numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. Şekillerden de görüldüğü gibi farklı morfoloji ve MHO'na sahip çift fazlı çelikler % 4 ön deformasyon işlemlerinden sonra 180 °C'de farklı sürelerde yaşlandırıldığında sertlik değerlerinde farklılıklar görülmüştür.

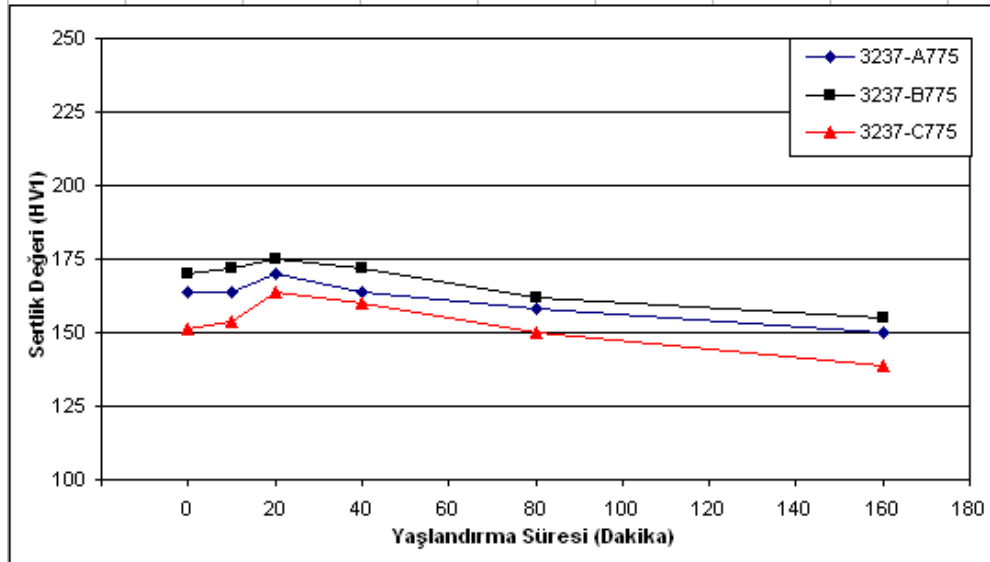
Farklı martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik sonuçları incelendiğinde 180 °C'de yaşlandırma süresinin 10 dakikadan 20 dakikaya artmasıyla birlikte numunelerin sertliğinde bir artış gözlenmiştir. Ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numuneler 180 °C'de 20 dakika yaşlandırıldığında en yüksek sertlik değerlerine sahip olmuştur. Örneğin bu değer 730 °C'de elde edilen ağ martenzit için 158 HV, fiber martenzit için 169 HV ve kütleli martenzit için ise 150 HV olarak ölçülmüştür. Yaşlanma zamanının 40, 80 ve 160 dakikaya çıkması ile ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik değerleri kademeli olarak düşmüştür. En düşük sertlik değerleri bütün martenzit morfolojileri için 180 °C'de 160 dakika yaşlandırılan numunelerde tespit edilmiştir. 730 °C'de elde edilen ağ martenzit 140 HV, fiber martenzit 153 HV ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerden ise 132 HV değerleri tespit edilmiştir.

Farklı martenzit hacim oranları için kritik sıcaklık değerinin 775 °C ve 820 °C'ye artmasıyla elde edilen 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numuneler en yüksek sertlik değerlerini göstermiştir. 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerinin yüksek olması, sertlik sonuçlarının çekme deneyi sonuçları ile uyumlu olduğunu göstermektedir. Çünkü ön deformasyon sonrası bütün martenzit morfolojisi ve hacim oranları için 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin YS, UTS ve ΔY değerleri yüksek çıkmıştır. Ön deformasyon sonrası 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numuneler içerisinde de fiber martenzit morfolojisine sahip B775 ve B820 numuneler sırasıyla 175 HV ve 188 HV olmak üzere en yüksek sertlik değerlerini göstermişlerdir. 775 °C ve 820 °C'de elde edilen ağ martenzit morfolojisine sahip A775 ve A820 numunelerde sırasıyla 170 HV ve 178 HV olarak ölçülürken kütleli martenzit morfolojisine sahip C775 ve C820 numunelerinde sırasıyla 164 HV ve 168 HV olarak ölçülmüştür. Yaşlanma zamanının 160 dakikaya çıkması ile sertlik değerleri B775 ve B820 numuneler için sırasıyla 155 HV ve 164 HV değerlerine düşmüştür. 180 °C'de 160 dakika yaşlandırılan A775 ve A820

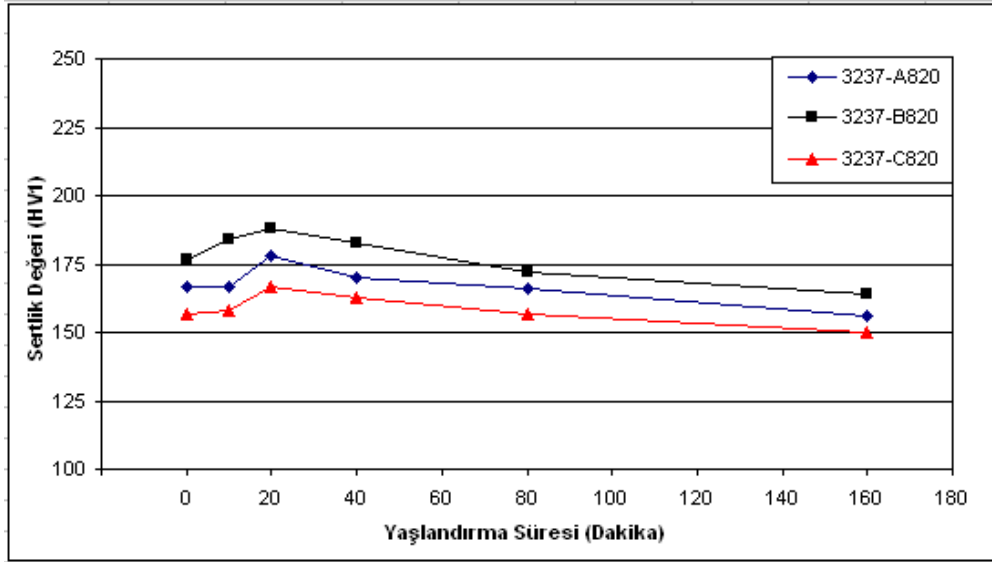
numunelerde sırasıyla 150 HV ve 156 HV olarak tespit edilen sertlik değerleri kütleli martenzit morfolojisine sahip C775 ve C820 numunelerinde sırasıyla 139 HV ve 150 HV olarak ölçülmüştür (Şekil 5.11-5.13).



Şekil 5.11. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin A-730 grubu, B-730 grubu ve C-730 grubu sertlik değerleri.



Şekil 5.12. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin A-775 grubu, B-775 grubu ve C-775 grubu sertlik değerleri.



Şekil 5.13. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerin A-820 grubu, B-820 grubu ve C-820 grubu sertlik değerleri.

5.4.2. % 4 Ön deformasyon Uygulanan ve Ardından Yaşlandırılan 4237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Numunelerin Sertlik Deneyi Sonuçları

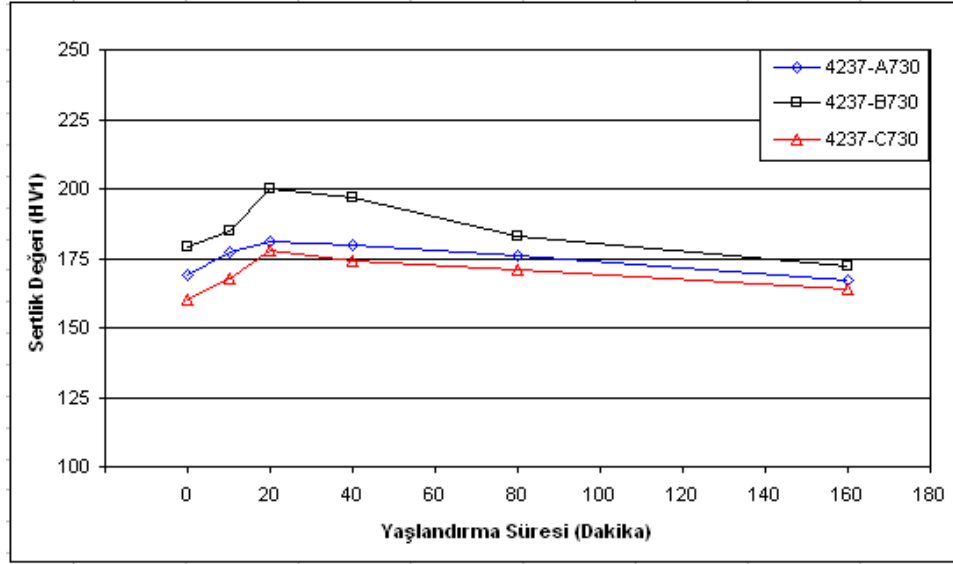
Şekiller 5.14-5.16, % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan 730, 775, 820 °C’de kritik olarak tavllanmış A (ağ martenzit), B (fiber martenzit) ve C (kütlesel martenzit) grubu 4237 kalite çelikten elde edilen numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir.

4237 kalite çelikten elde edilen ağ, fiber ve kütlesel martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik sonuçları incelendiğinde 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numuneler en yüksek sertlik değerlerini göstermiştir. Örneğin bu değer 730 °C’de elde edilen ağ martenzit için 181 HV, fiber martenzit için 200 HV ve kütlesel martenzit için ise 178 HV olarak ölçülmüştür. Yaşlanma zamanının 40, 80 ve 160 dakikaya çıkması ile ağ, fiber ve kütlesel martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik değerleri kademeli olarak düşmüştür. En düşük sertlik değerleri bütün martenzit morfolojileri için 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelerde tespit edilmiştir. 730 °C’de elde edilen ağ martenzit 167 HV, fiber martenzit 172 HV ve

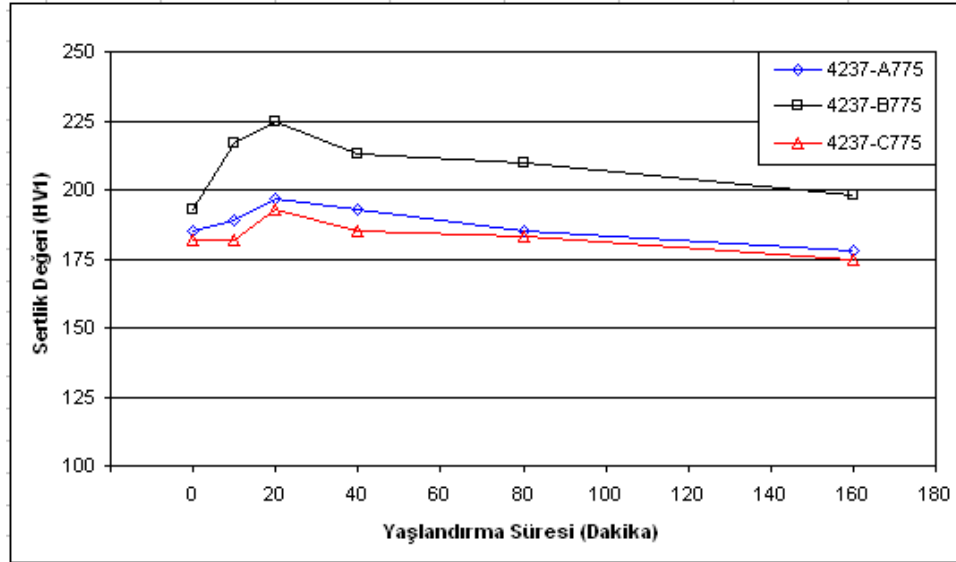
kütlesel martenzit morfolojisine sahip numuneler ise 164 HV sertlik değeri göstermiştir.

Farklı martenzit hacim oranları için kritik sıcaklık değerinin 775 °C ve 820 °C'ye artmasıyla elde edilen 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numuneler yine en yüksek sertlik değerine sahip olmuştur. 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerinin yüksek olması, sertlik sonuçlarının çekme deneyi sonuçları ile uyumlu olduğunu göstermektedir. Çünkü ön deformasyon sonrası bütün martenzit morfolojisi ve hacim oranları için 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin YS, UTS ve ΔY değerleri yüksek çıkmıştır. Ön deformasyon sonrası 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numuneler içerisinde de fiber martenzit morfolojisine sahip B775 ve B820 numuneler sırasıyla 225 HV ve 245 HV olmak üzere en yüksek sertlik değerlerini göstermişlerdir. 775 °C ve 820 °C'de elde edilen ağ martenzit morfolojisine sahip A775 ve A820 numunelerde sırasıyla 197 HV ve 215 HV olarak ölçülürken kütlesel martenzit morfolojisine sahip C775 ve C820 numunelerinde sırasıyla 193 HV ve 210 HV olarak ölçülmüştür. Yaşlanma zamanınının 160 dakikaya çıkması ile sertlik değerleri B775 ve B820 numuneler sırasıyla 198 HV ve 213 HV değerlerine düşmüştür. 180 °C'de 160 dakika yaşlandırılan A775 ve A820 numunelerde sırasıyla 178 HV ve 190 HV olarak ölçülürken kütlesel martenzit morfolojisine sahip C775 ve C820 numunelerinde sırasıyla 175 HV ve 185 HV olarak ölçülmüştür (Şekiller 5.14-5.16).

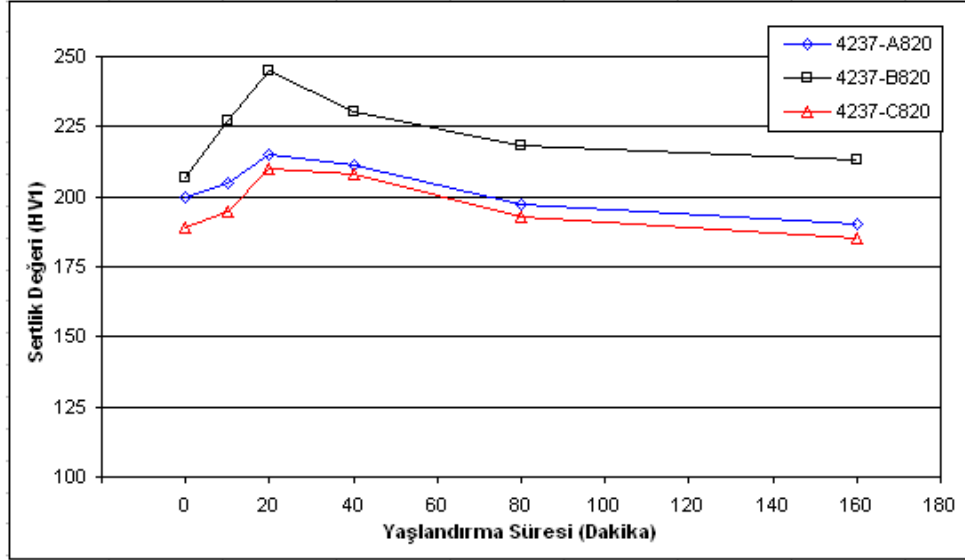
3237 kalite çelikten elde edilen numunelerin sertlik değerlerindeki eğilim çelik 4237 ile benzerlik göstermektedir. Fakat çelik 4237'den 730 °C, 775 °C ve 820 °C'de elde edilen numuneler ağ, fiber ve kütlesel martenzit morfolojileri için daha fazla martenzit hacim oranlarına sahip olduğundan dolayı sertlik değerlerinin 3237 kalite çelikten daha yüksek olduğu görülmüştür.



Şekil 5.14. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin A-730 grubu, B-730 grubu ve C-730 grubu sertlik değerleri.



Şekil 5.15. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin A-775 grubu, B-775 grubu ve C-775 grubu sertlik değerleri.



Şekil 5.16. % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan 4237 kalite çelik numunelerin A-820 grubu, B-820 grubu ve C-820 grubu sertlik değerleri.

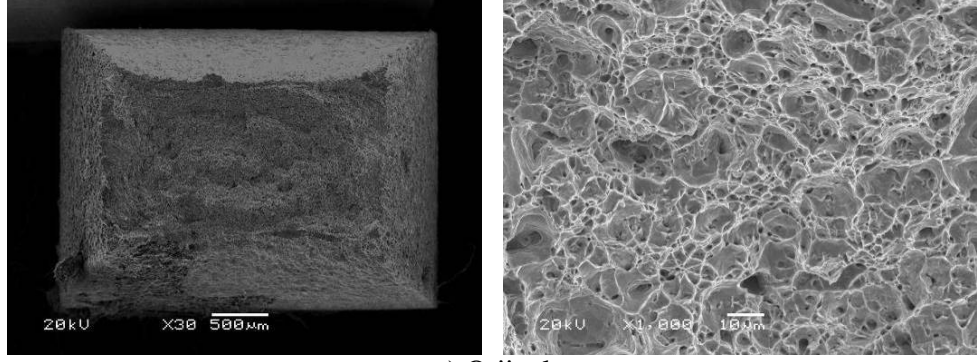
5.5. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İNCELEMELERİ

3237 ve 4237 kalite çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu orjinal ve % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin çekme deneyi sonrası X30 ve X1000’de kırık yüzey görüntüleri alınmıştır. X30 numune yüzeyinin tamamını gösterirken X1000 numune yüzeyinin genelini yansıtan alansal bir kesiti göstermektedir. Alınan kırık yüzey görüntüleri Şekil 5.17-5.34’de gösterilmiştir.

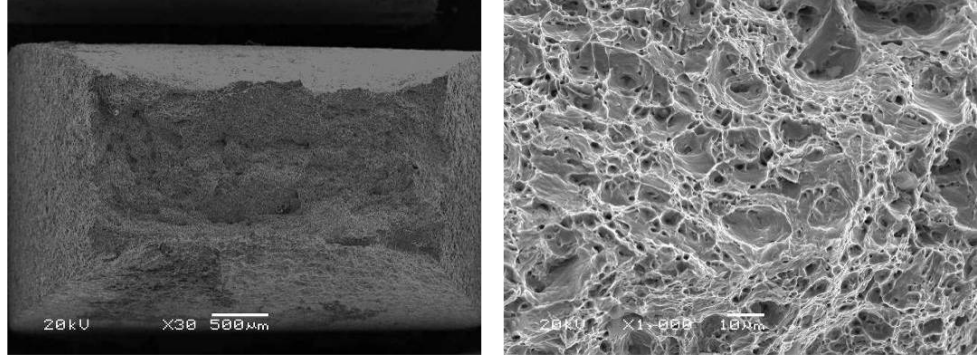
5.5.1. 3237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Yaşlandırma Uygulanmayan ve % 4 Ön deformasyon Sonrası Yaşlandırılan Numunelerin Kırık Yüzey Görüntüleri

Şekiller 5.17-5.25, 3237 kalite çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu yaşlandırma işlemi uygulanmayan ve % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey SEM resimlerini göstermektedir.

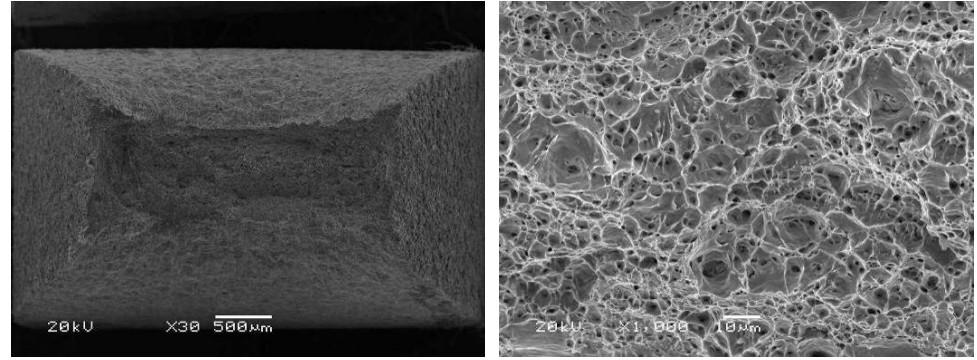
Farklı martenzit morfolojisine sahip numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde görüldüğü gibi kırık yüzeylerin hepsi kısmen sünek (petekli yapı) ve kısmen gevrek (ayrılma düzlemleri) davranış göstermişlerdir. Fakat gevrek kırılmanın bir göstergesi olan ayrılma düzlemleri ağ martenzit morfolojisine sahip numunelerde en fazla, kütleli martenzite sahip numunelerde orta, fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerde ise en az olduğu görülmektedir. Morfolojinin değişmesinin yanında 180°C’ de yapılan yaşlanma işleminin de numunelerin kırık yüzeylerini etkilediği şekillerden görülmektedir. Örneğin 180 °C’de 20 dakika yaşlandırma uygulanan numunelerde ayrılma düzlemleri yaşlanma uygulanmayan ve 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelere oranla daha fazla olduğu buda gevrek kırılmanın oluştuğunu göstermektedir. Ayrıca X30 büyütmede çekilen kırık yüzey resimlerine bakıldığında 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde kesit daralmasının yaşlanma uygulanmayan ve 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelere oranla daha az olduğu ve meydana gelen kırılmanın gevrek bir kırılma olduğu görülmektedir. 730, 775, 820 °C’de kritik olarak tavllanmış A (ağ martenzit), B (fiber martenzit) ve C (kütleli martenzit) grubu % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180°C’ de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerleri ve ΔY değerlerinin en yüksek olduğu görülmüştür. Fakat şekillenebilme özelliğinin bir miktar düşmesi, 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin neden gevrek kırılma gösterdiğini açıklamaktadır. Yaşlandırma süresinin 160 dakikaya çıkması ile bütün numunelerin kırık yüzeyleri sünek davranış göstermiştir (Şekil 5.17-5.25). Bu durum % uzama ve % kesit daralması değerleri ile uyum göstermektedir.



a) Orjinal

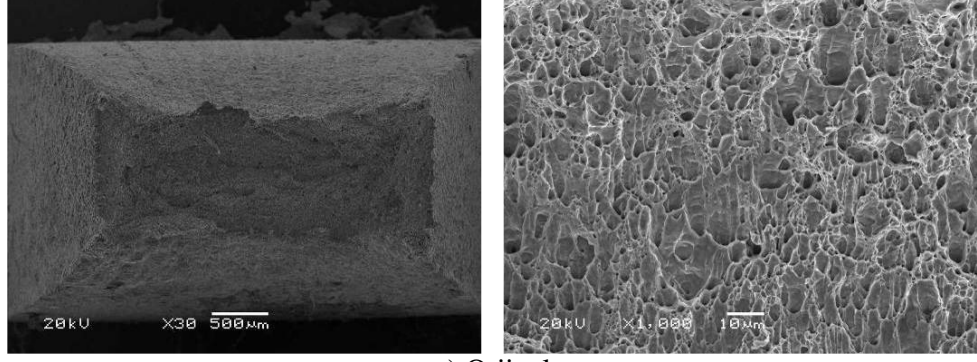


b) 20 dakika

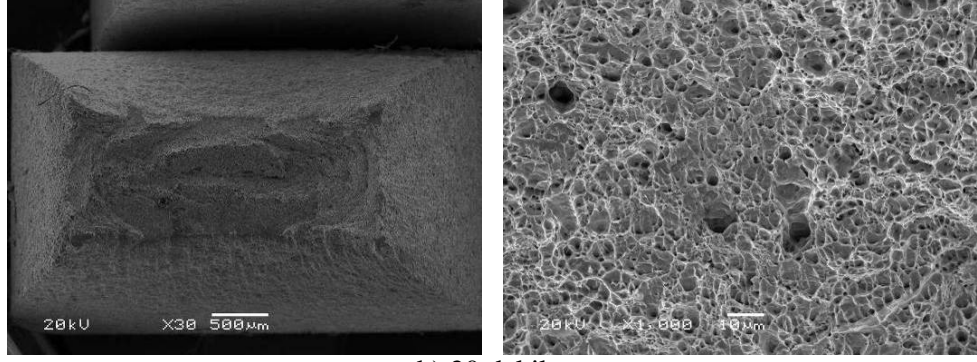


c) 160 dakika

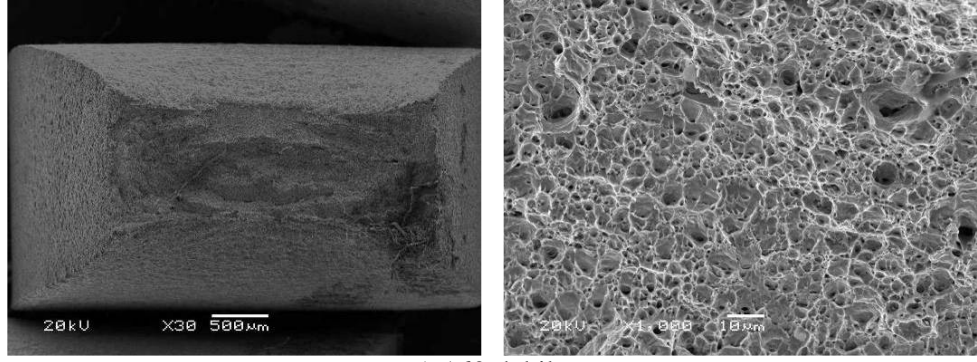
Şekil 5.17. 3237 kalite çeliğin A-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

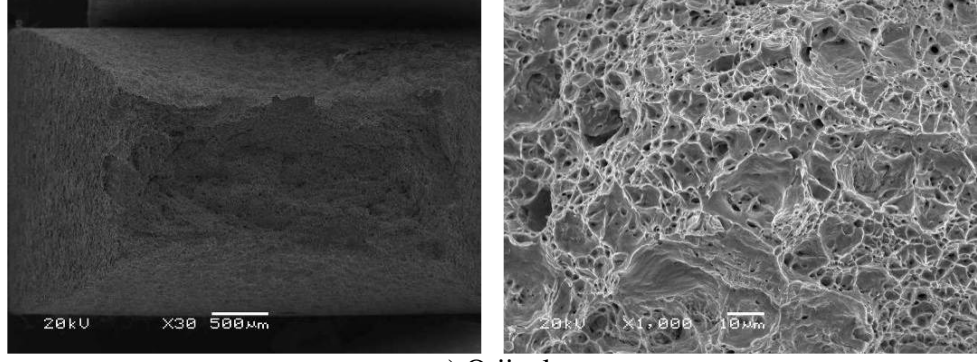


b) 20 dakika

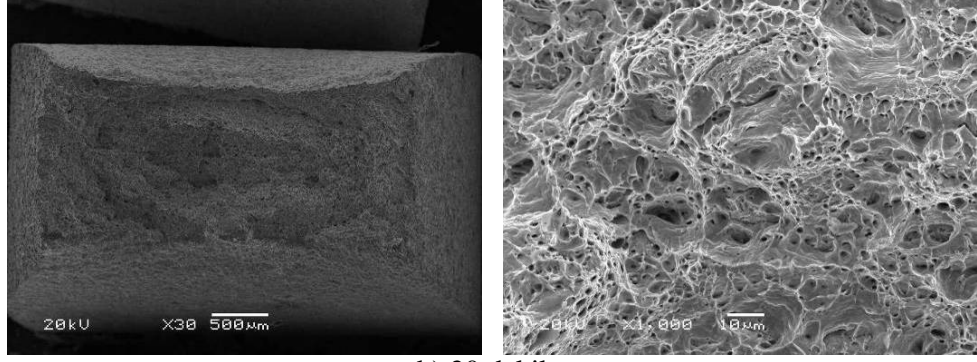


c) 160 dakika

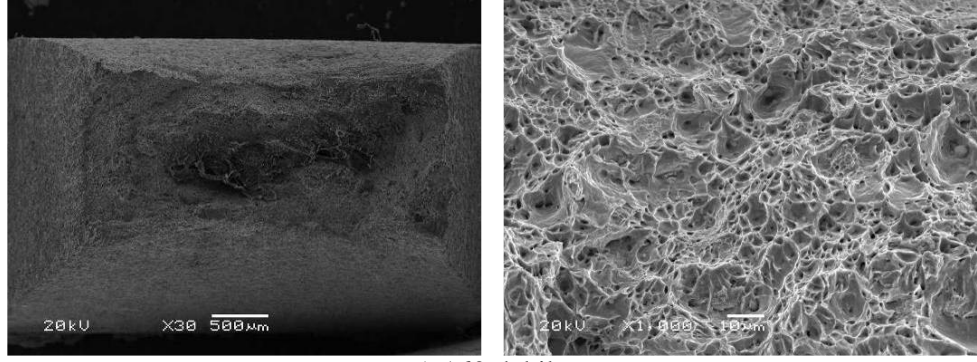
Şekil 5.18. 3237 kalite çeliğin B-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

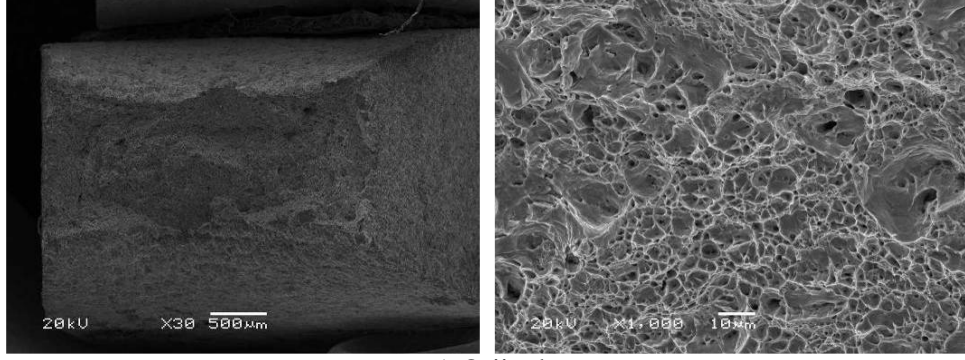


b) 20 dakika

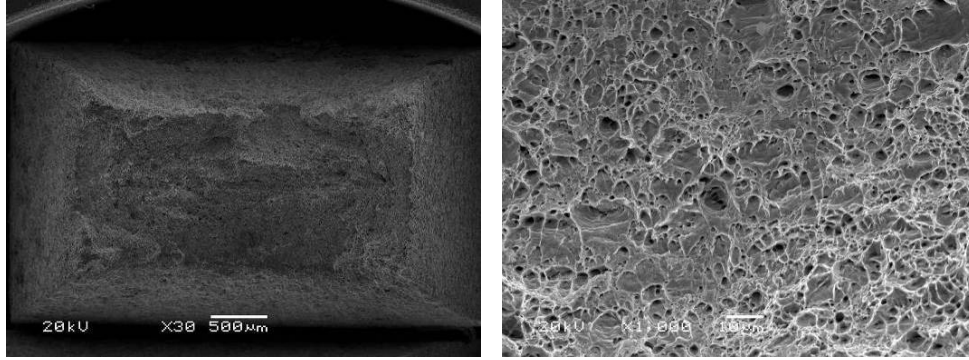


c) 160 dakika

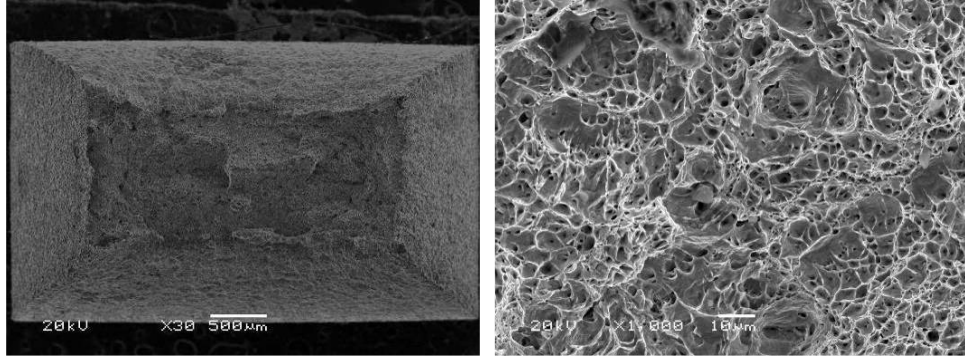
Şekil 5.19. 3237 kalite çeliğin C-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

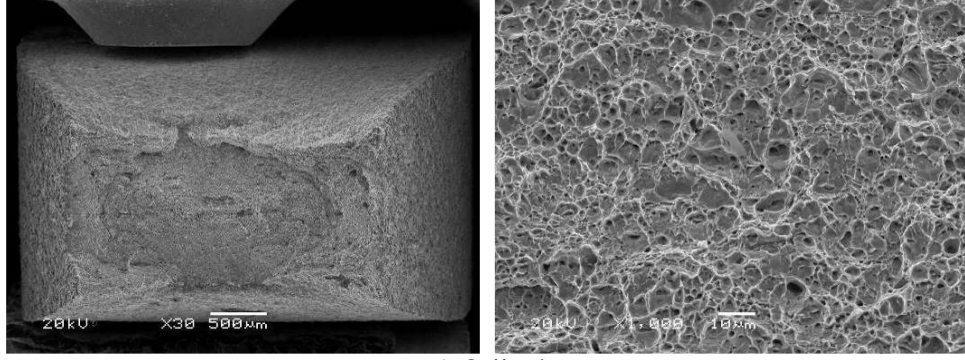


b) 20 dakika

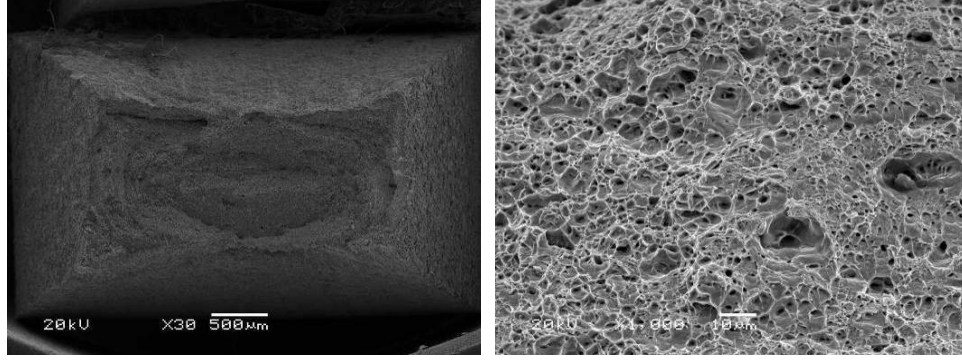


a) 160 dakika

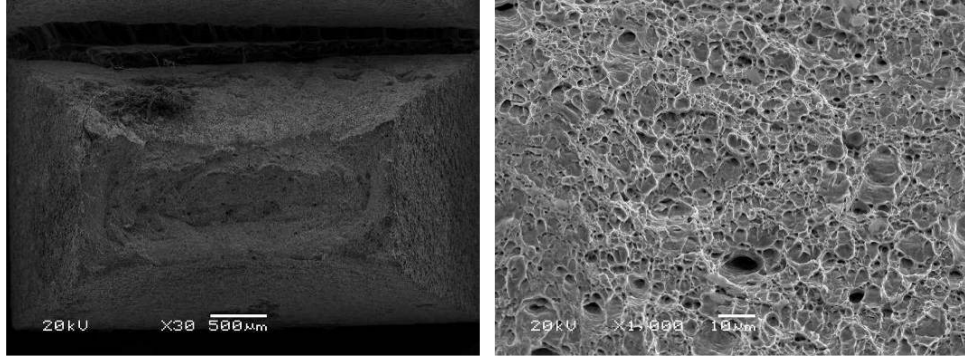
Şekil 5.20. 3237 kalite çeliğin A-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

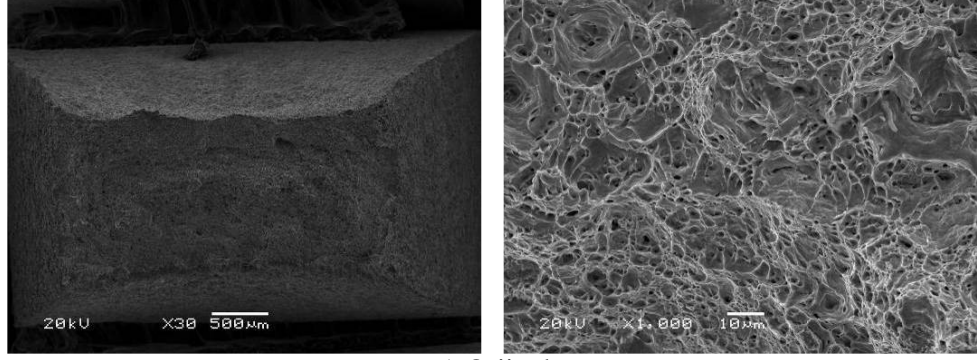


b) 20 dakika

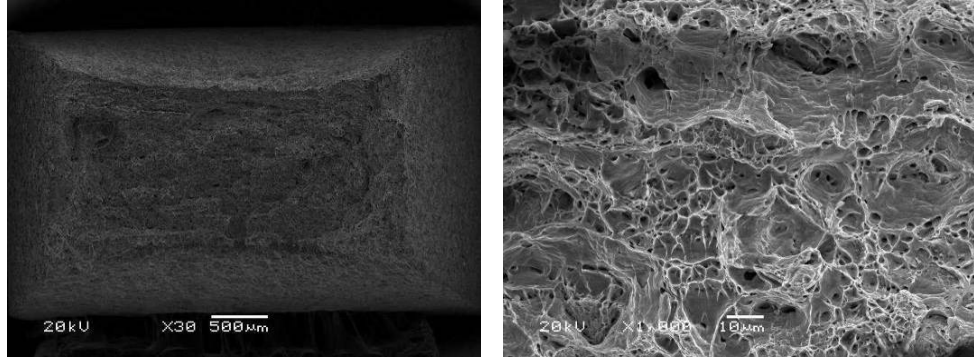


c) 160 dakika

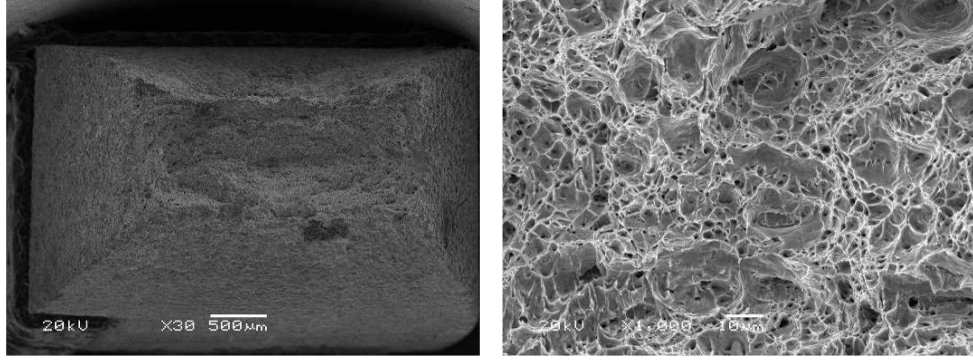
Şekil 5.21. 3237 kalite çeliğin B-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

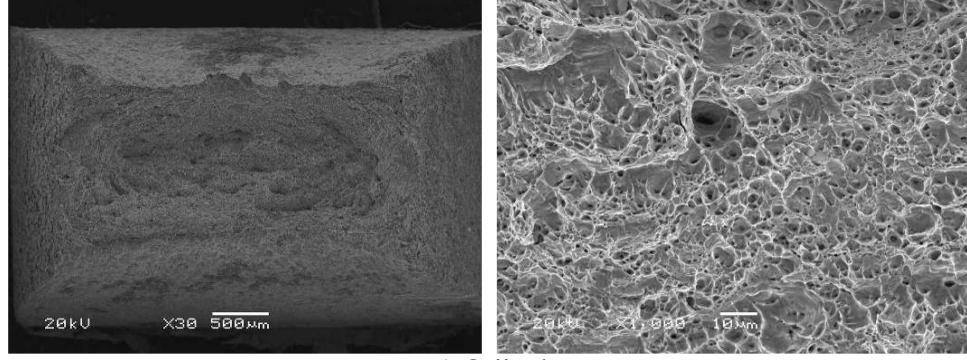


b) 20 dakika

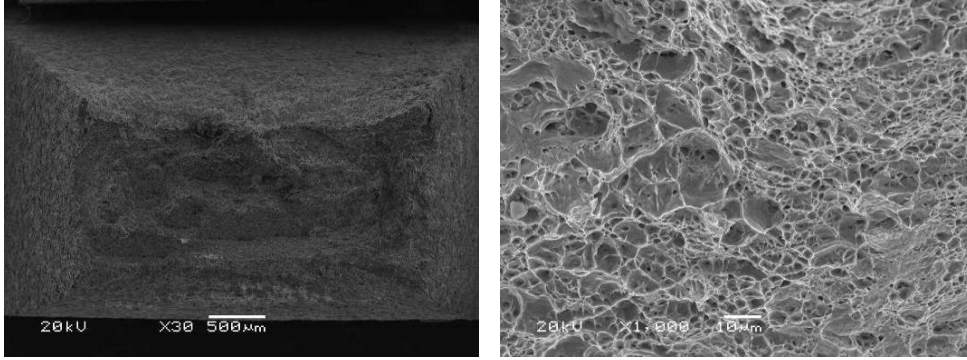


c) 160 dakika

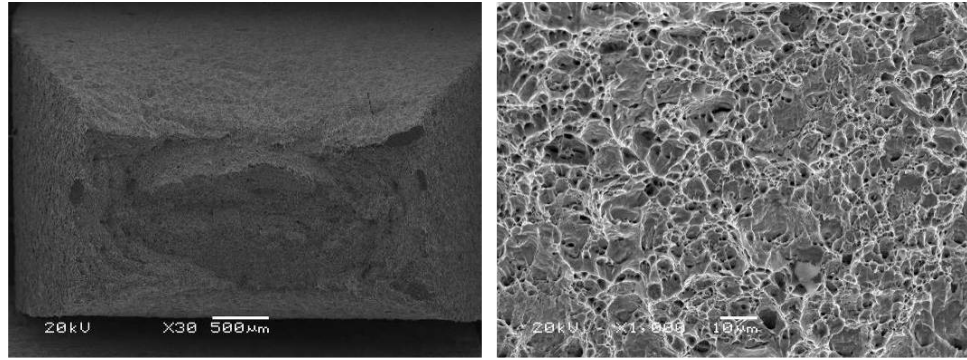
Şekil 5.22. 3237 kalite çeliğin C-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

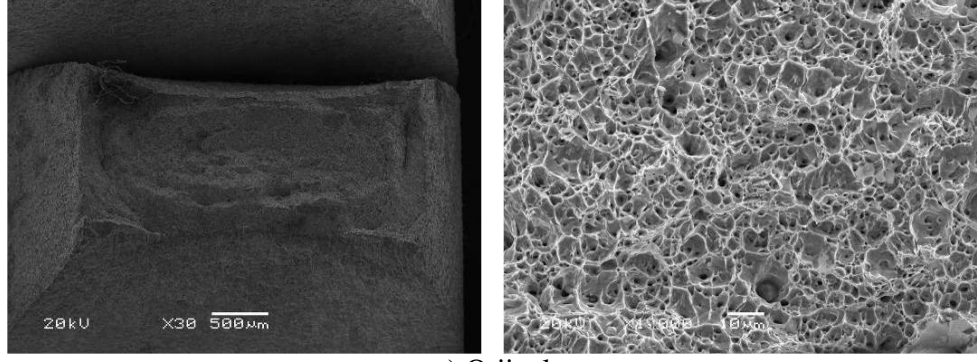


b) 20 dakika

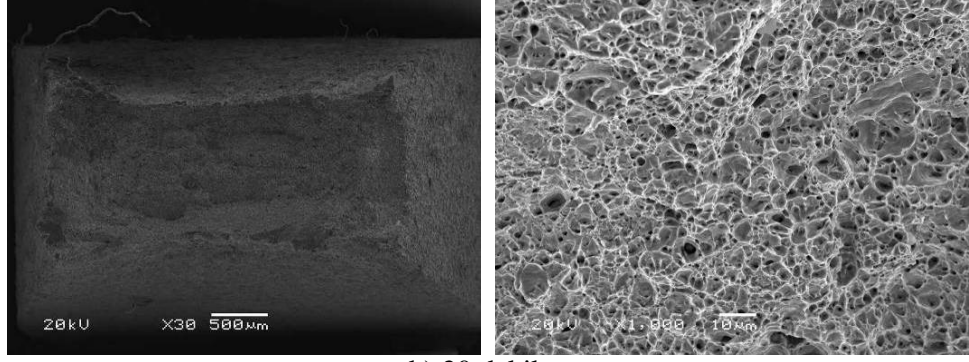


c) 160 dakika

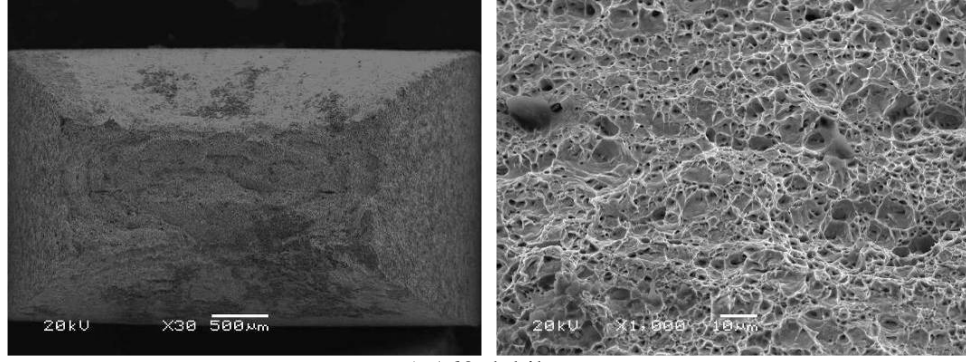
Şekil 5.23. 3237 kalite çeliğin A-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

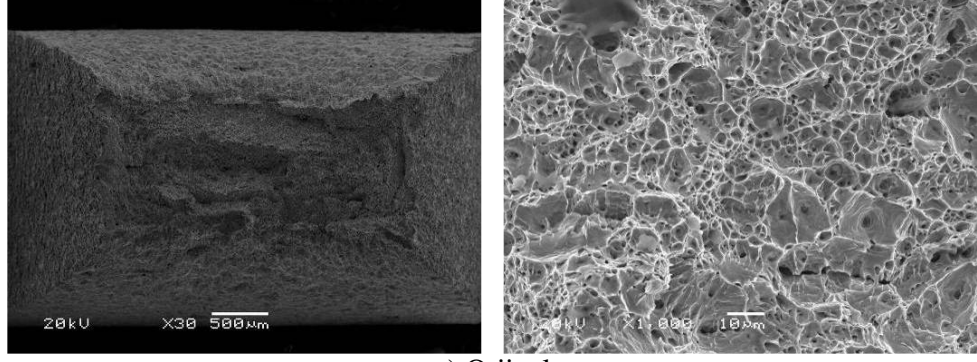


b) 20 dakika

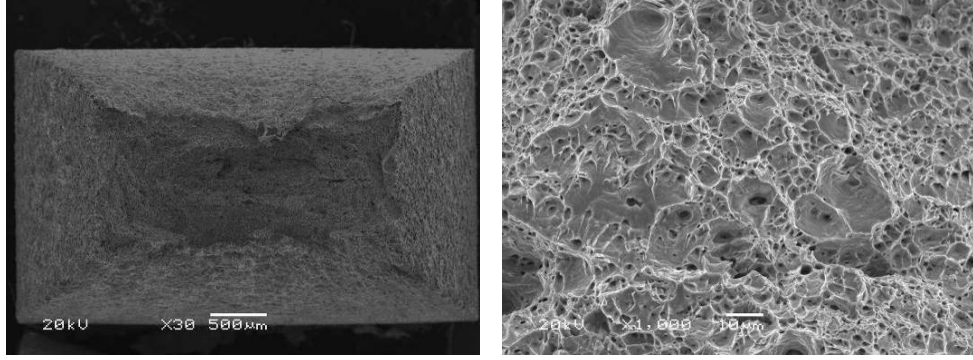


c) 160 dakika

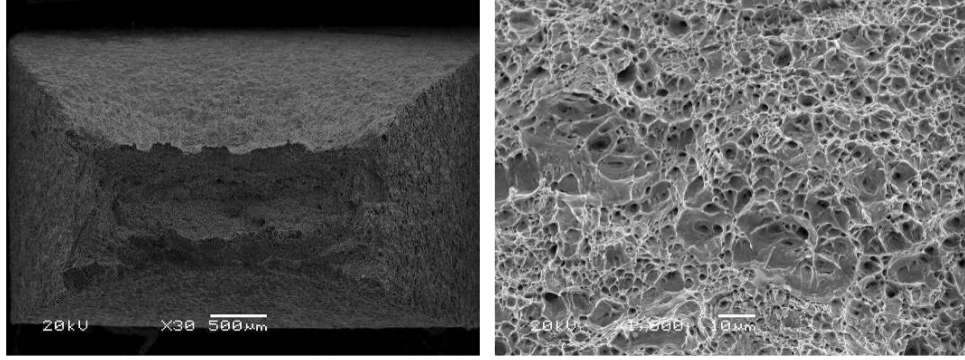
Şekil 5.24. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal



b) 20 dakika



c) 160 dakika

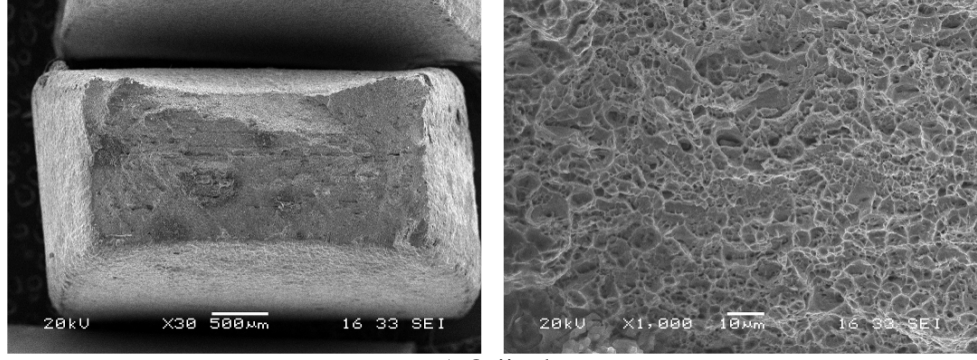
Şekil 5.25. 3237 kalite çeliğin C-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.

5.5.2. 4237 Kalite Çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen A (Ağ), B (Fiber) ve C (Kütlesel) Grubu Yaşlandırma Uygulanmayan ve % 4 Ön deformasyon Sonrası Yaşlandırılan Numunelerin Kırık Yüzey Görüntüleri

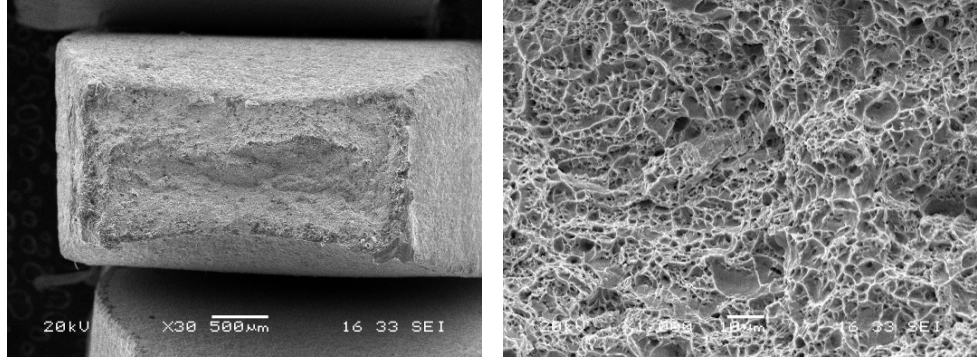
Şekiller 5.26-5.34, 4237 kalite çelikten 730, 775, 820 °C’de elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu yaşlandırma işlemi uygulanmayan ve % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey SEM resimlerini göstermektedir.

4237 kalite çelikten elde edilen ağ, fiber ve kütlesel martenzit morfolojisine sahip numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde yüzeylerin girintili çıkıntılı ve aynı zamanda ayrılma düzlemlerinin olduğu görülmüştür. Şekillerden görüldüğü gibi 180°C’ de 20 dakika yaşlandırma uygulanan numunelerde ayrılma düzlemleri yaşlanma uygulanmayan ve 180°C’ de 160 dakika yaşlandırılan numunelere oranla daha fazla olduğu buda gevrek kırılmanın oluştuğunu göstermektedir. Ayrıca X30 büyütmede çekilen kırık yüzey resimlerine bakıldığında 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde kesit daralmasının yaşlanma uygulanmayan ve 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelere oranla daha az olduğu ve meydana gelen kırılmanın gevrek bir kırılma olduğu görülmektedir. 730, 775, 820 °C’de kritik olarak tavllanmış A (ağ martenzit), B (fiber martenzit) ve C (kütlesel martenzit) grubu % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerleri ve ΔY değerlerinin en yüksek olduğu görülmüştür (Çizelge 5.5-5.7) Fakat şekillenebilme özelliğinin bir miktar düşmesi, 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin neden daha gevrek kırılma gösterdiğini açıklamaktadır. Yaşlandırma süresinin 160 dakikaya çıkması ile gevrek olan kırılma yüzeyinin yerini girintili çıkıntılı kırılma yüzeyi almıştır. Bu tip kırılma daha sünek bir kırılmayı göstermektedir (Şekil 5.26-5.34). Bu durum % uzama ve % kesit daralması değerleri ile uyum göstermektedir.

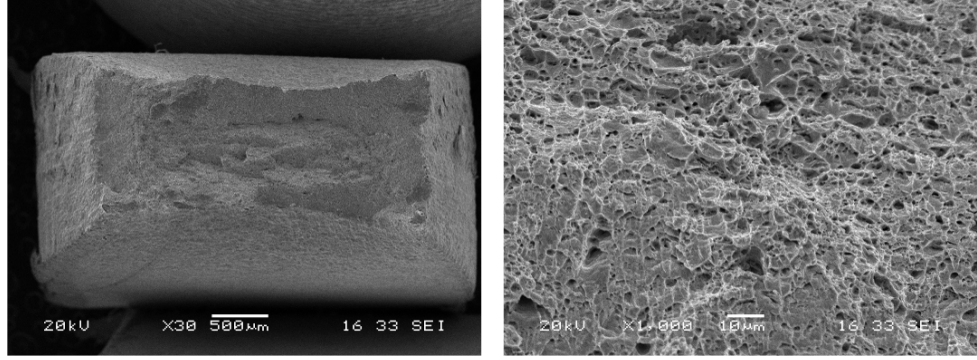
4237 kalite çelikten 730 °C, 775 °C ve 820 °C’de elde edilen ağ, fiber ve kütlesel martenzit morfolojisindeki numuneler yüksek martenzit hacim oranına sahip olmasından dolayı camı yapının 3237 kalite çelikten elde edilen numunelere göre daha fazla olduğu ve gevrek kırılmanın meydana geldiği söylenebilir.



a) Orjinal

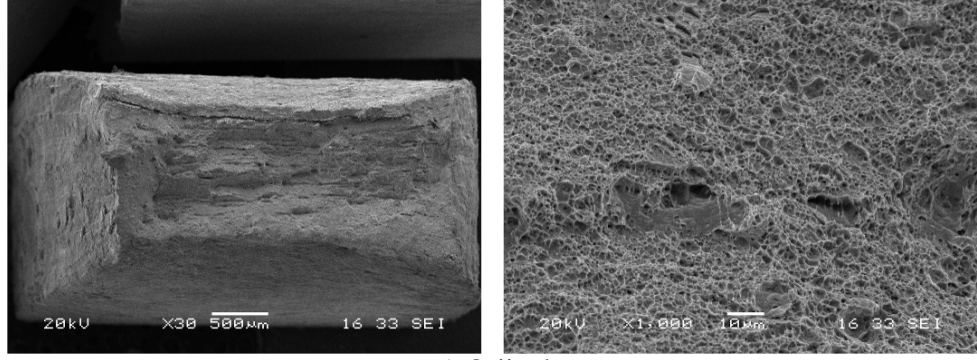


b) 20 dakika

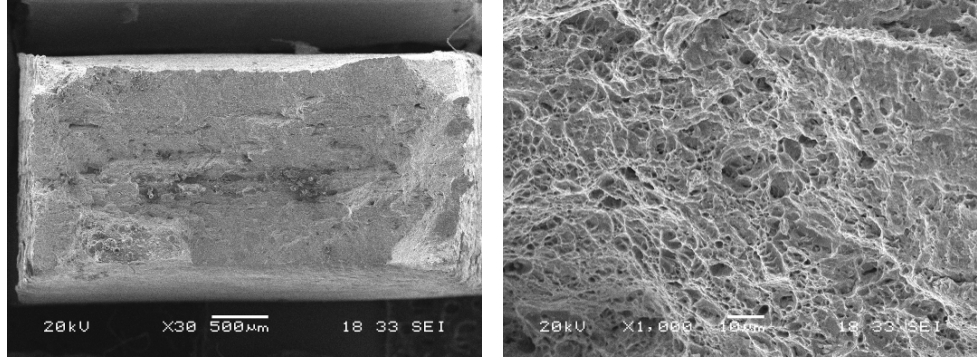


c) 160 dakika

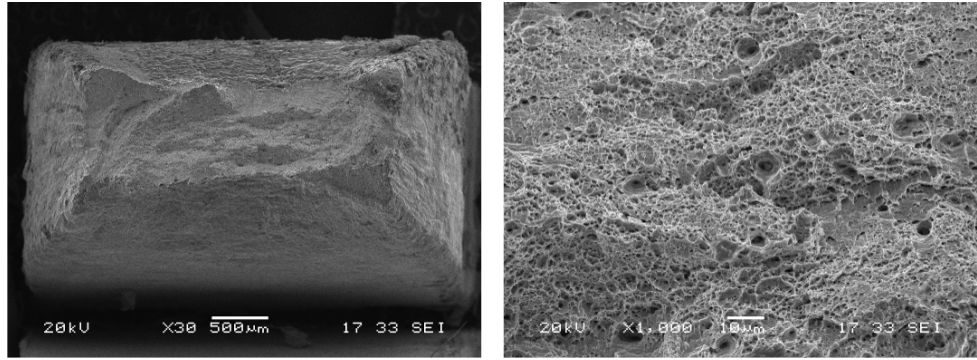
Şekil 5.26. 4237 kalite çeliğin A-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

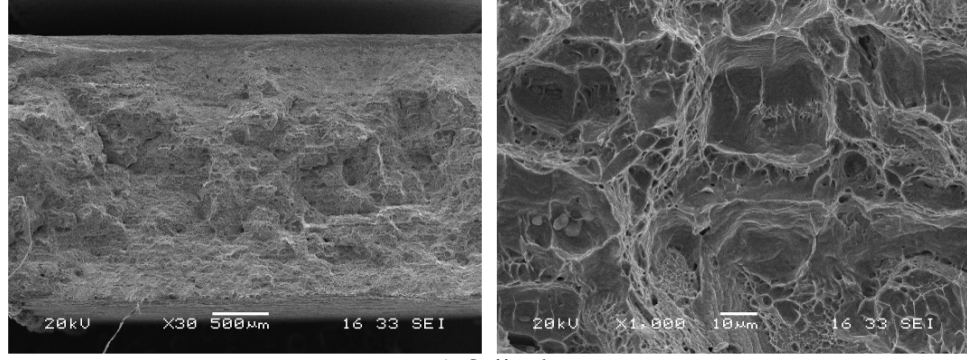


b) 20 dakika

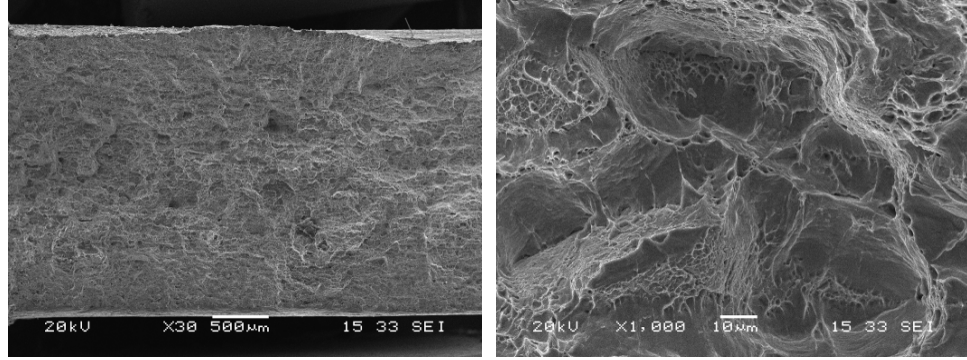


c) 160 dakika

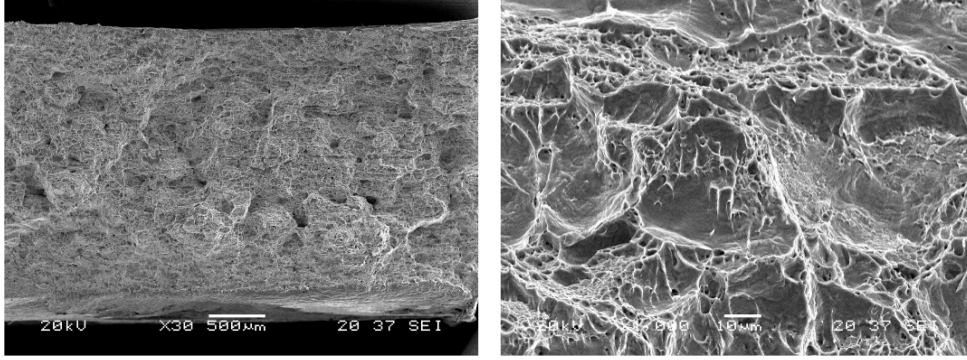
Şekil 5.27. 4237 kalite çeliğin B-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

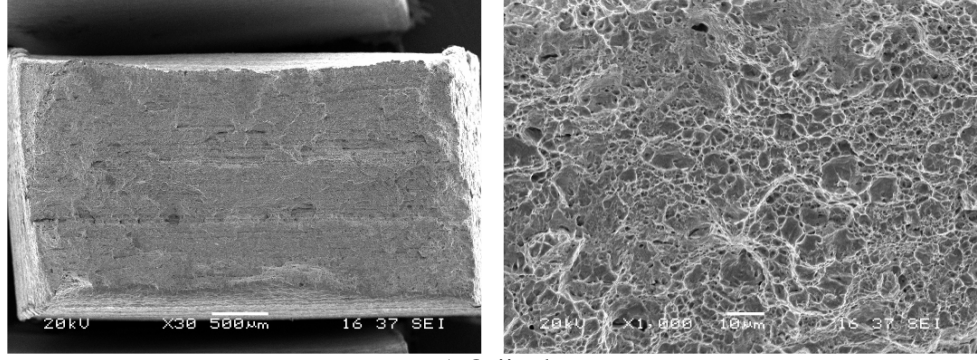


b) 20 dakika

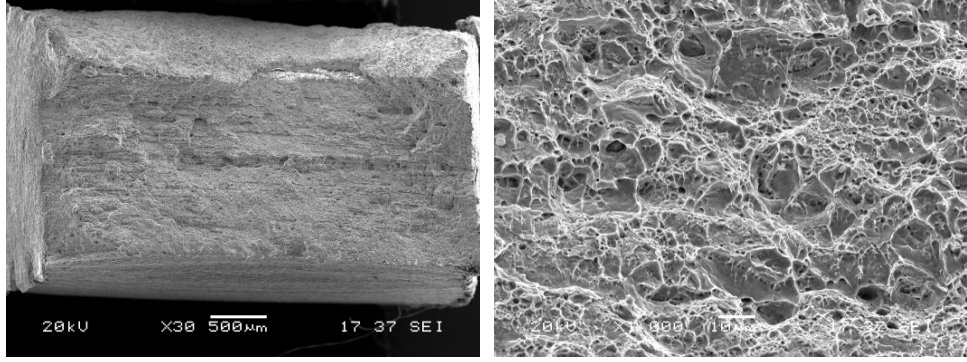


c) 160 dakika

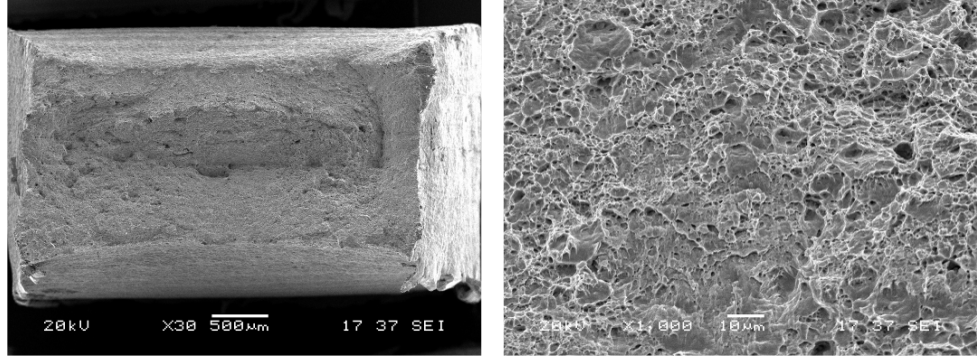
Şekil 5.28. 4237 kalite çeliğin C-730 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

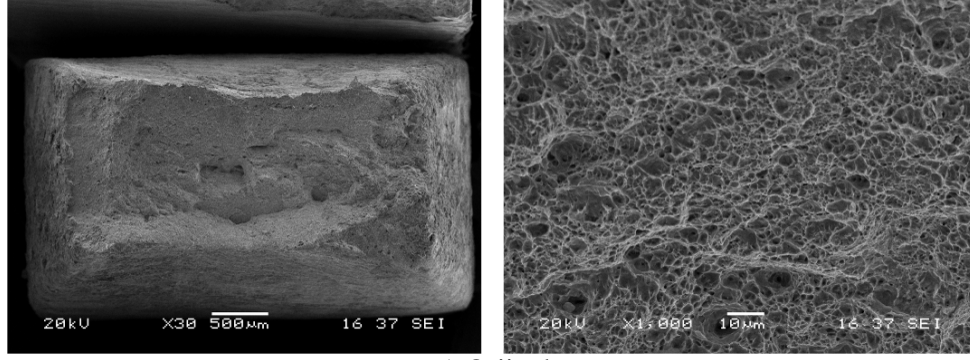


b) 20 dakika

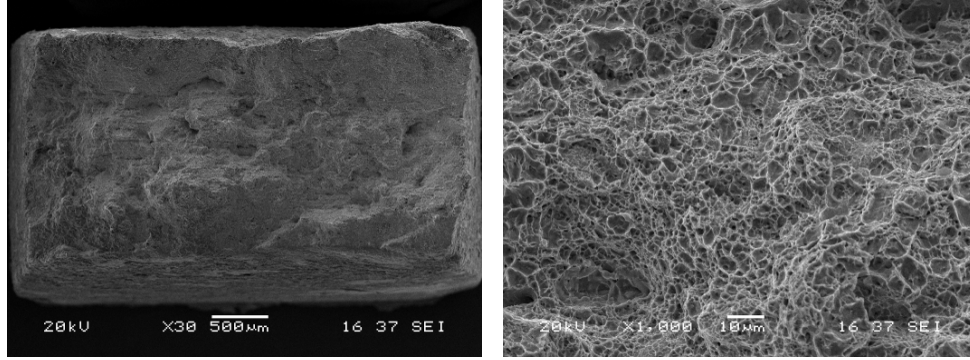


c) 160 dakika

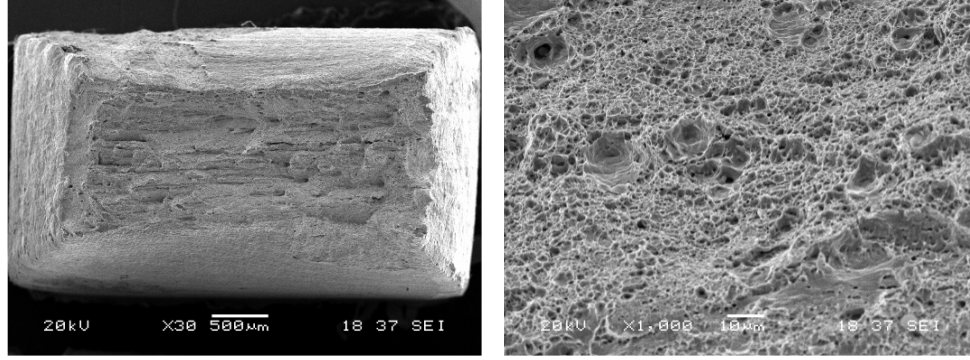
Şekil 5.29. 4237 kalite çeliğin A-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

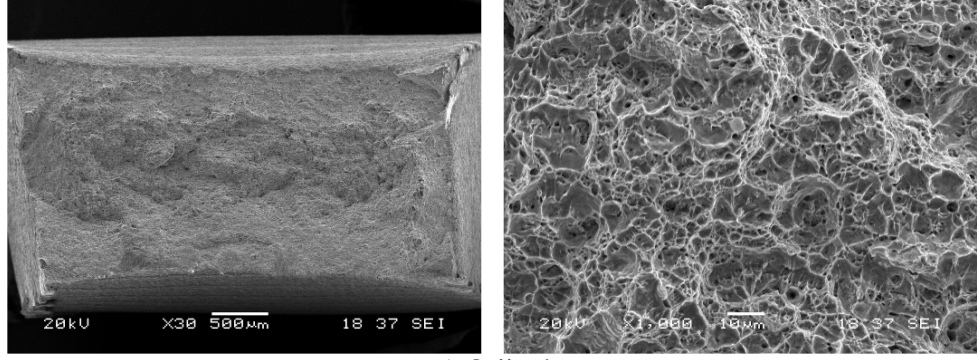


b) 20 dakika

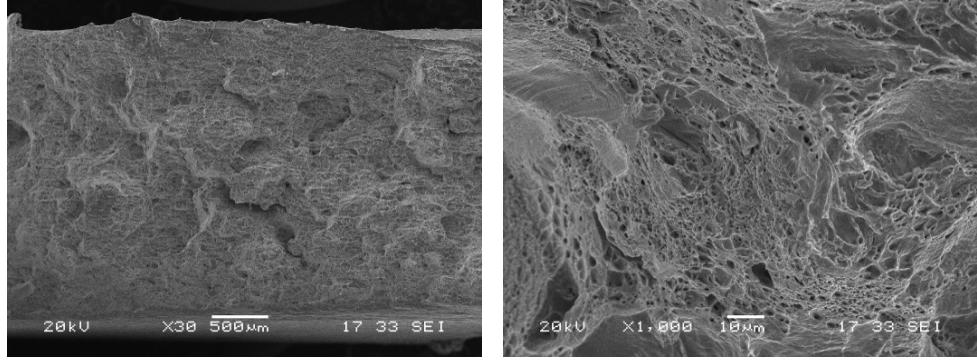


c) 160 dakika

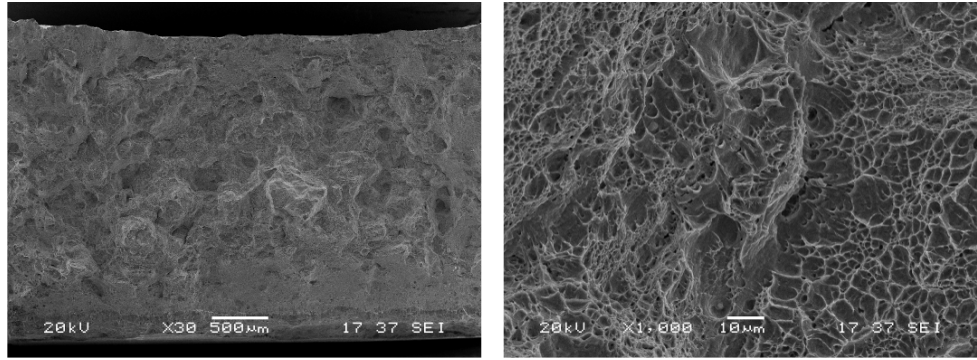
Şekil 5.30. 4237 çeliğin B-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

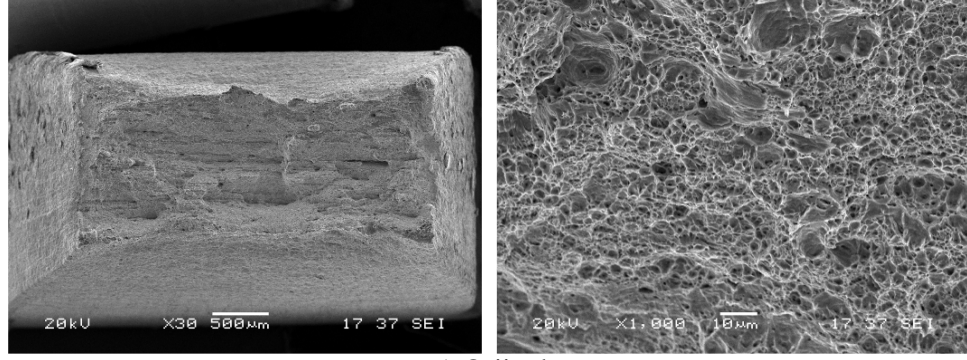


b) 20 dakika

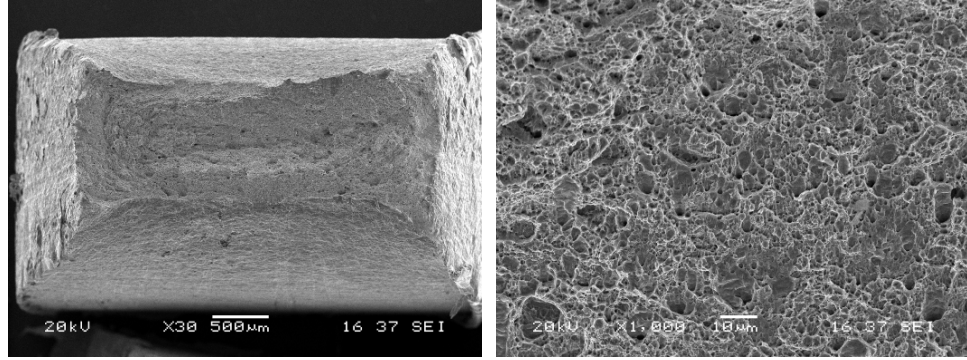


c) 160 dakika

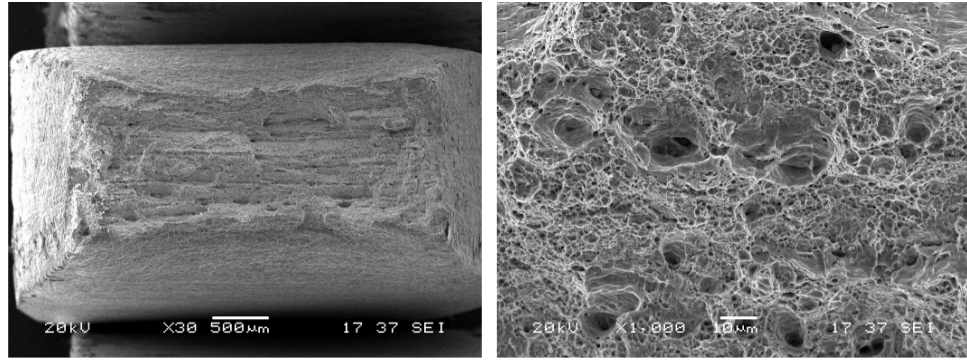
Şekil 5.31. 4237 kalite çeliğin C-775 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

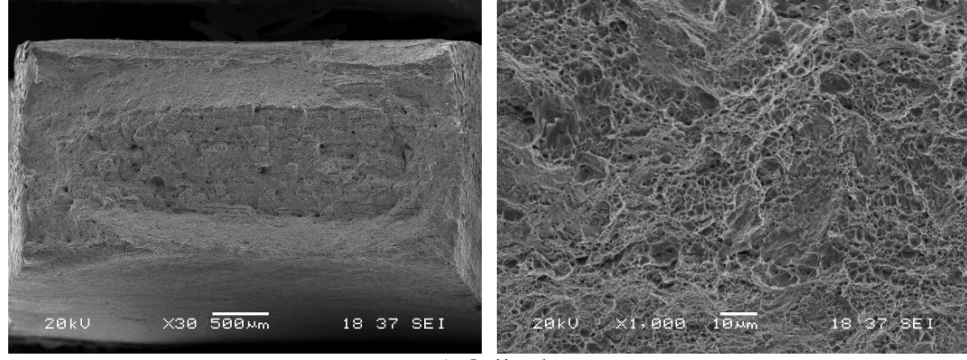


b) 20 dakika

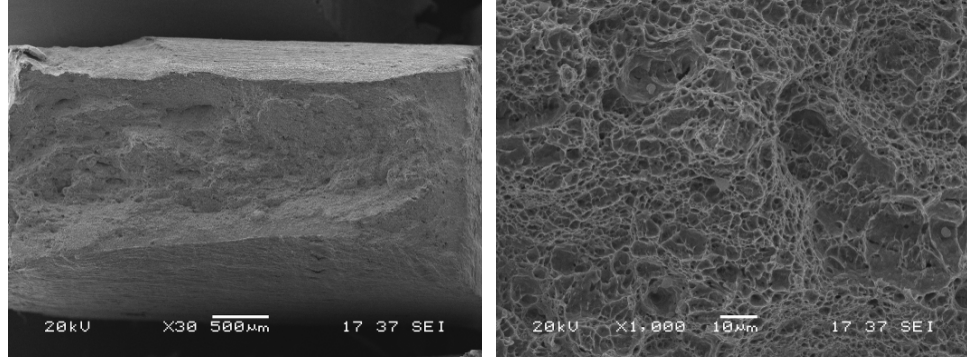


c) 160 dakika

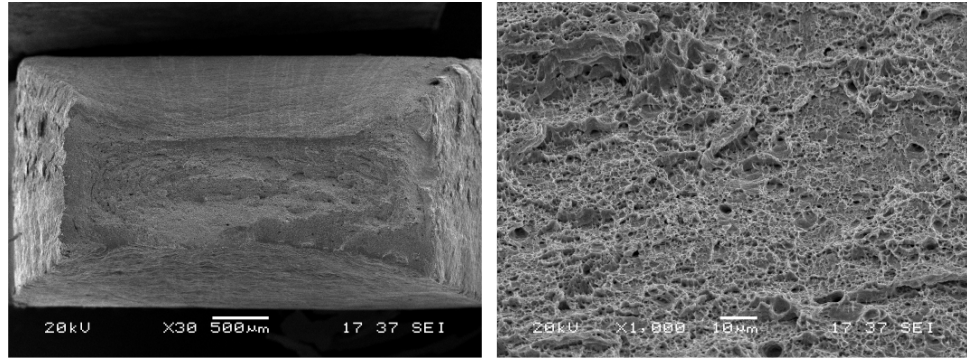
Şekil 5.32. 4237 kalite çeliğin A-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal

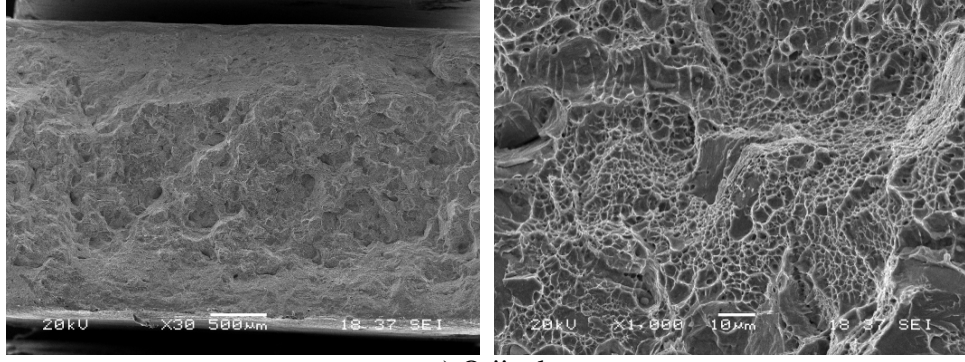


b) 20 dakika

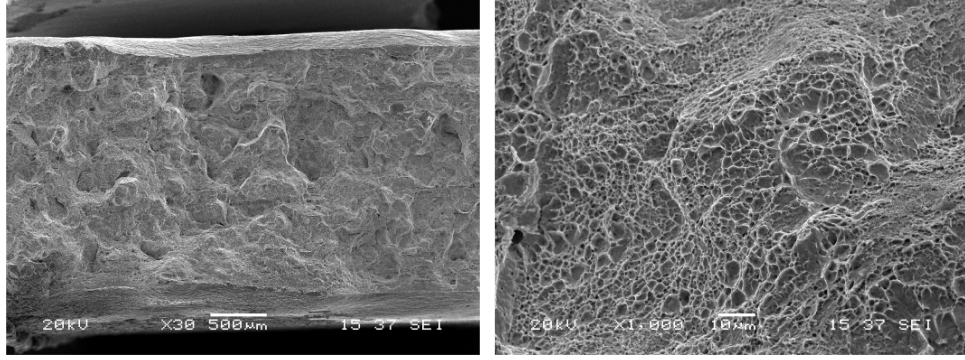


c) 160 dakika

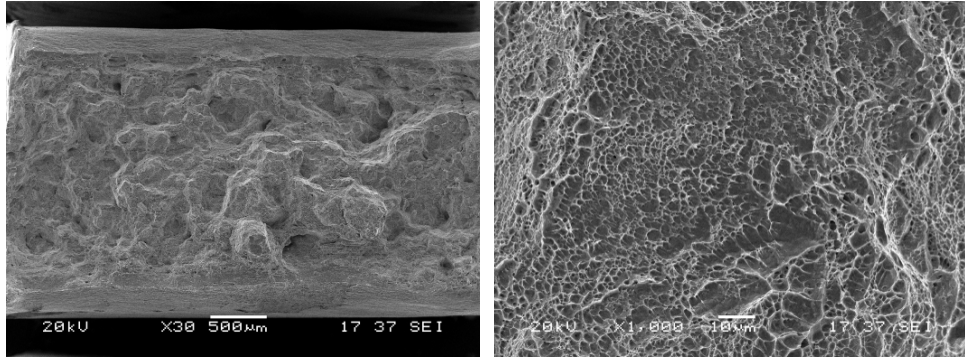
Şekil 5.33. 4237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



a) Orjinal



b) 20 dakika



c) 160 dakika

Şekil 5.34. 4237 kalite çeliğin C-820 grubundan elde edilen numunelerin yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C'de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.

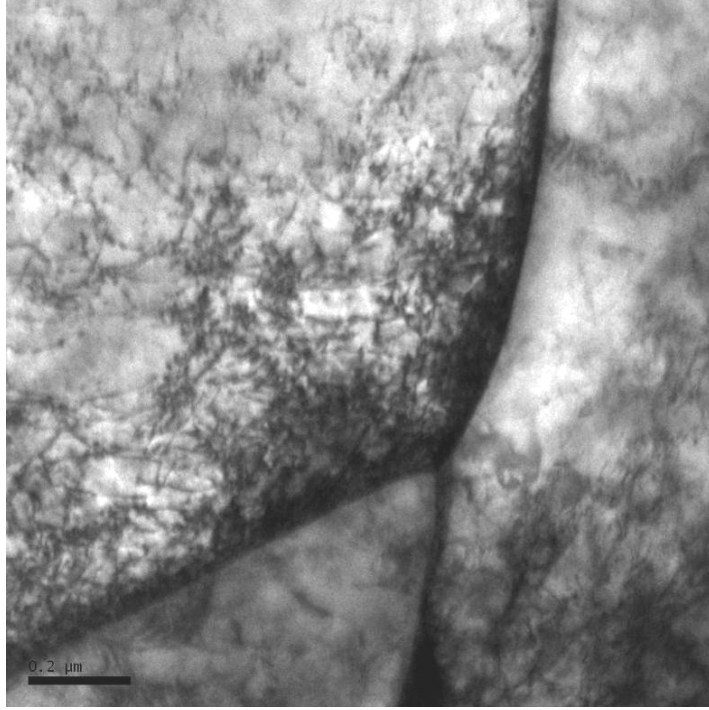
5.6. GEÇİRMELİ ELEKTRON MİKROSKOP (TEM) ve EDS İNCELEMELERİ

3237 kalite çelikten 820 °C’de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip A, B ve C grubu numunelerin TEM resimleri Şekil 5.35-5.37’de görülmektedir. Şekil 5.38 ve 5.39 % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerin TEM resimlerini göstermektedir. Ayrıca kütleli martenzit morfolojisine sahip numunenin TEM görüntülerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.40’da verilmektedir.

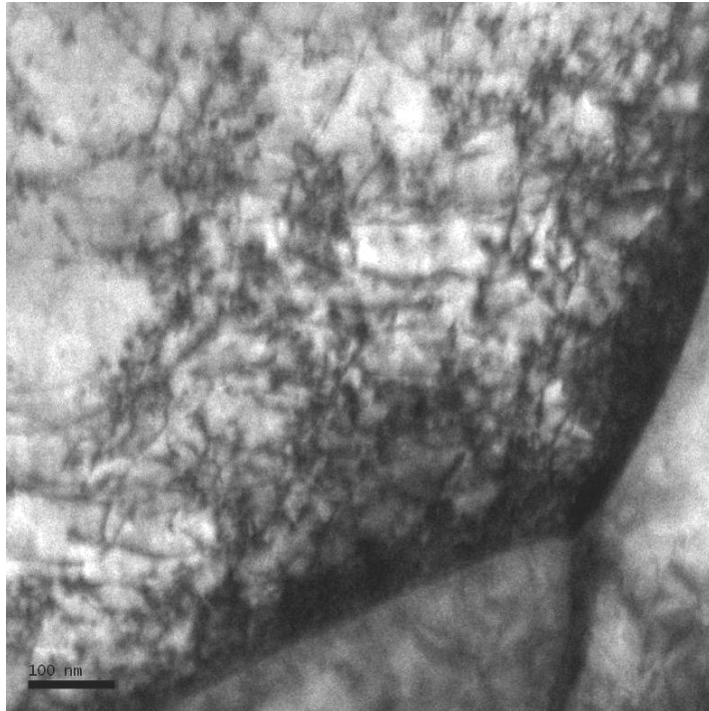
820 °C’de kritik tavlama yapıldıktan sonra ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisi oluşturulan numunelerin TEM resimlerine bakıldığında dislokasyon yoğunluğunun morfolojiye bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Örneğin fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerde dislokasyon yoğunluğu daha yüksek ve homojen iken ağ ve kütleli martenzit morfolojiye sahip numunelerde dislokasyon yoğunluğunun daha az ve dağılımının homojen olmadığı görülmüştür (Şekil 5.35-5.37). Ayrıca ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin hepsinde dislokasyon yoğunluğunun ferrit/martenzit arayüzeyinde ve bu yüzeye yakın bölgelerde yüksek olduğu anlaşılmaktadır.

Fiber martenzit morfolojisine sahip numuneler % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 20 ve 160 dakika yaşlandırıldığında da dislokasyon yoğunluğu farklılık göstermektedir. Örneğin 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numuneler en yüksek dislokasyon yoğunluğu gösterirken 160 dakika yaşlandırılan numuneler ise en düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip olmuştur. Bu durum morfoloji ile birlikte yaşlanmanında dislokasyon yoğunluğunu etkilediğini göstermektedir (Şekil 5.38 ve 5.39).

Şekil 5.40’da verilen kütleli martenzit morfolojisine sahip numunenin TEM görüntüsünde farklı boyutlara sahip çökeltilerin olduğu görülmektedir. EDS analiz sonuçları bu çökeltilerin Fe ve C elementlerini içermesinden dolayı Fe₃C oluştuğunu göstermektedir.

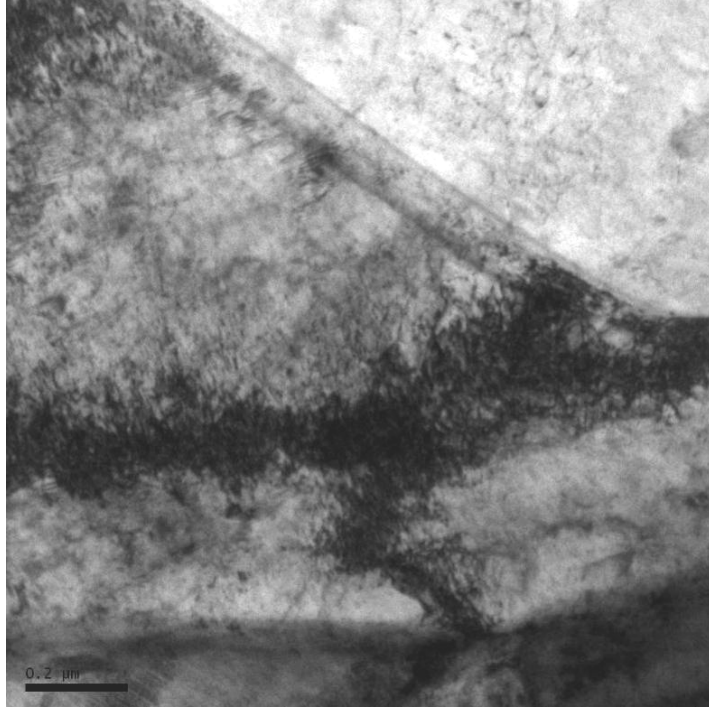


(a)

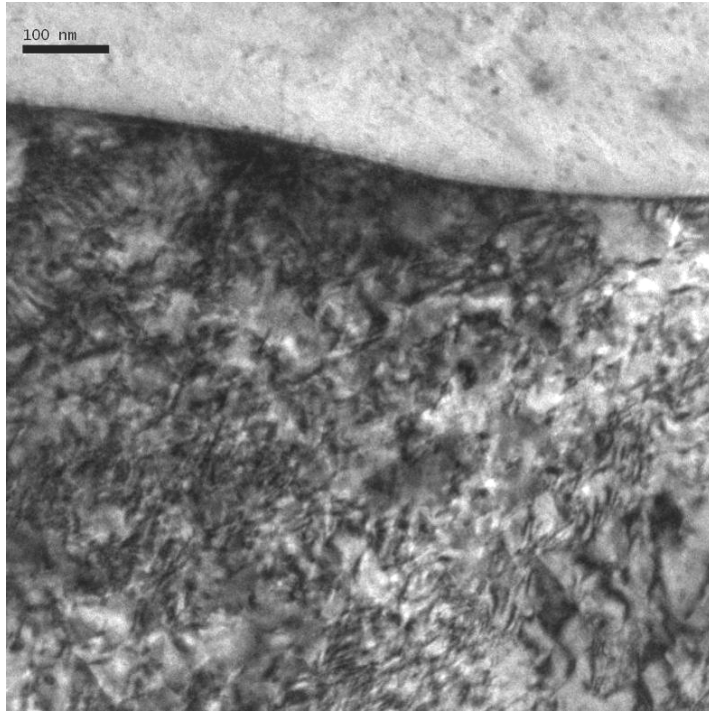


(b)

Şekil 5.35. 3237 kalite çeliğin A-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin TEM resimleri a) X50000 ve b) X100000.

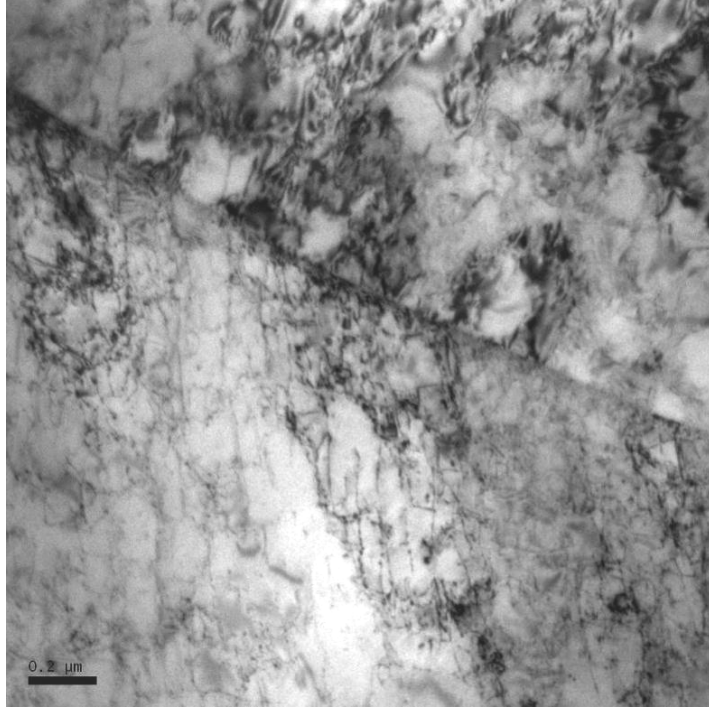


(a)

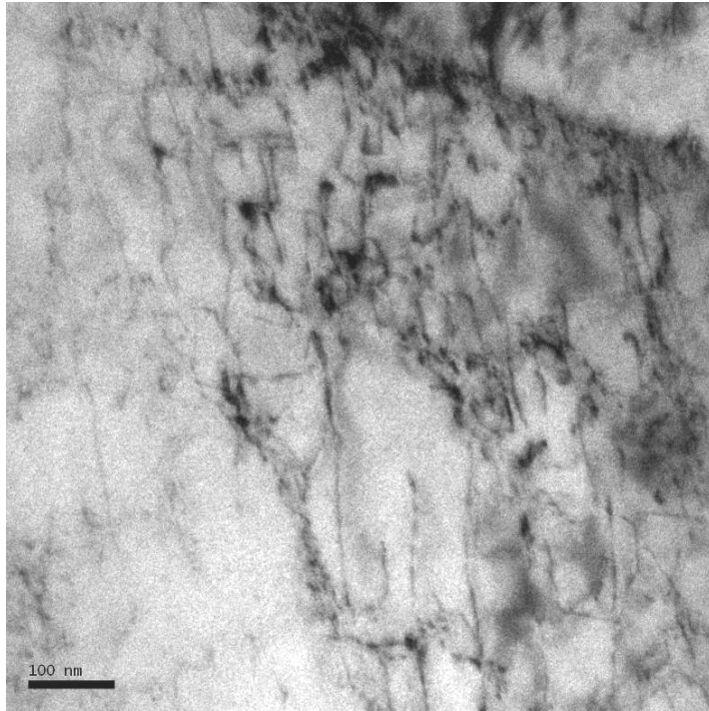


(b)

Şekil 5.36. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin TEM resimleri a) X50000 ve b) X100000.

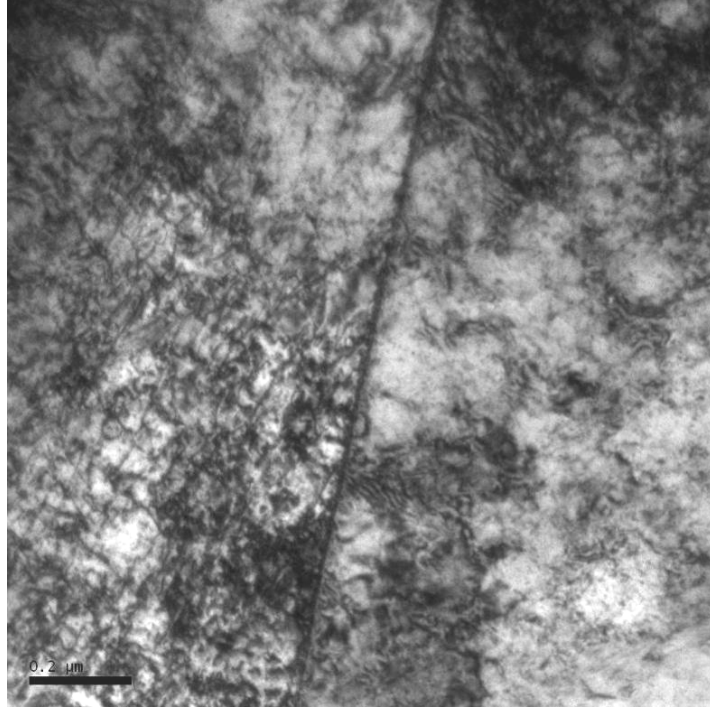


(a)

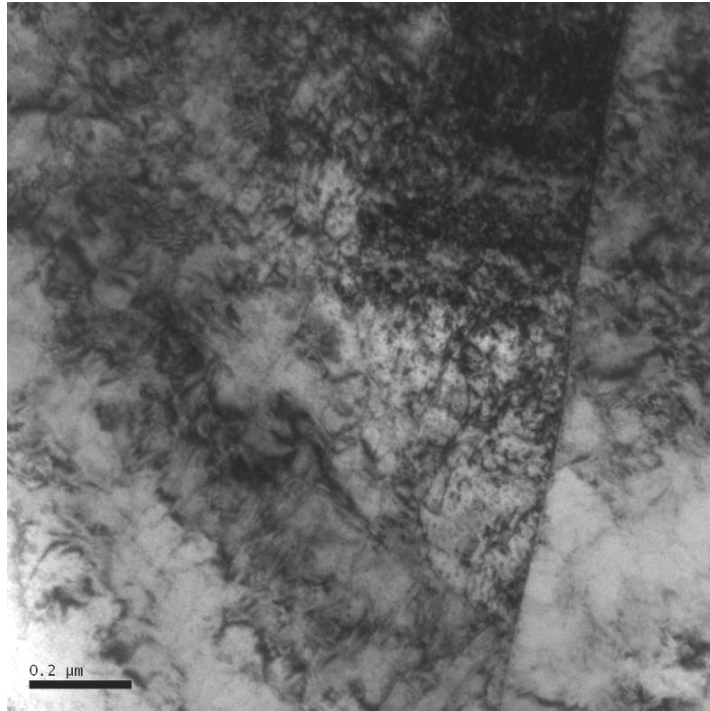


(b)

Şekil 5.37. 3237 kalite çeliğin C-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin TEM resimleri a) X50000 ve b) X100000.

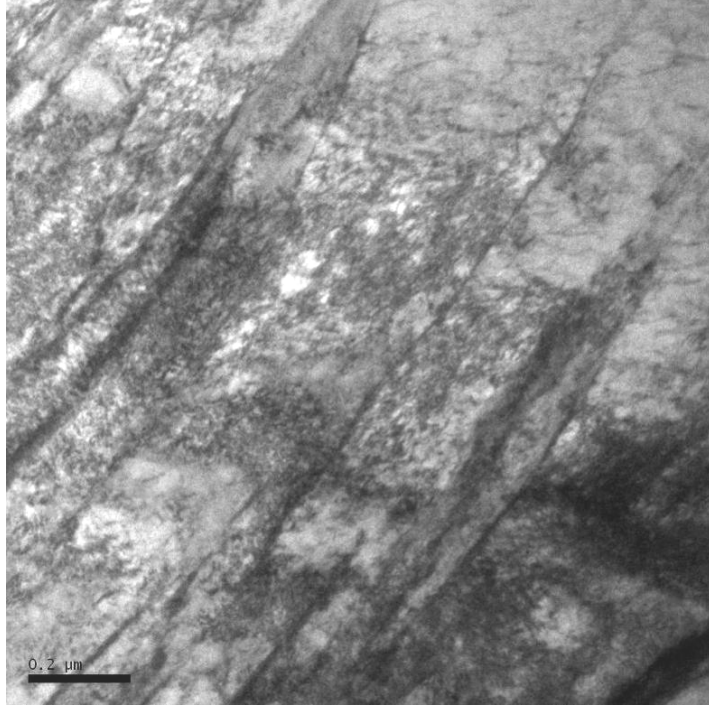


(a)

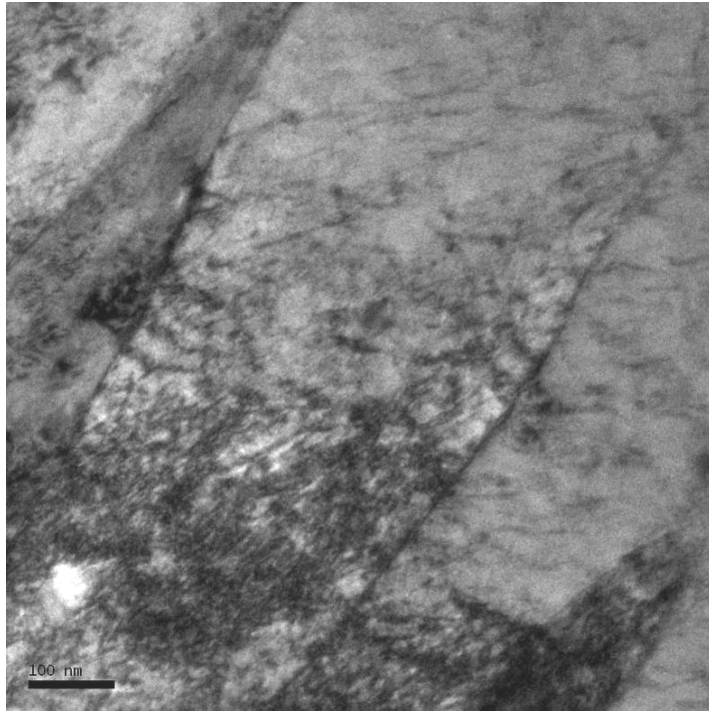


(b)

Şekil 5.38. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numunenin TEM görüntüleri a) X50000 ve b) X100000.

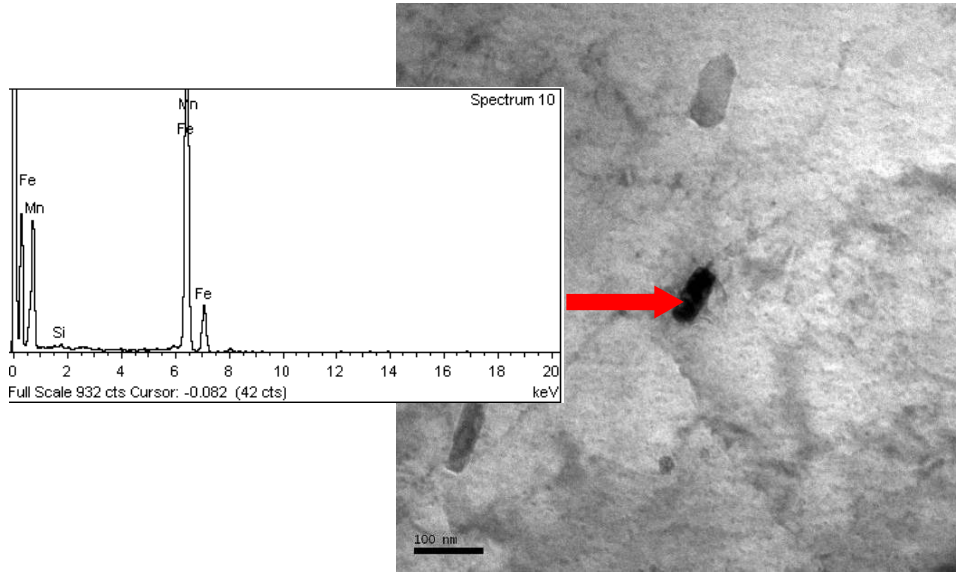
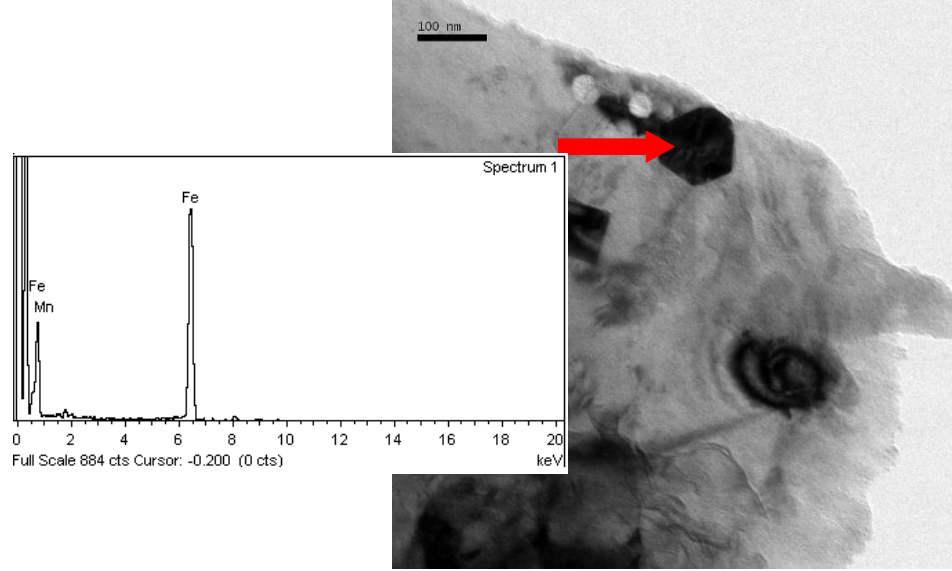


(a)



(b)

Şekil 5.39. 3237 kalite çeliğin B-820 grubundan elde edilen 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunenin TEM görüntüleri a) X50000 ve b) X100000.



Şekil 5.40. 3237 kalite çeliğin C-820 grubundan elde edilen orjinal numunenin EDS analiz sonuçları.

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLARININ İRDELENMESİ

6.1. GİRİŞ

Bu bölümde, 3237 ve 4237 kalite çeliklerden oluşturulan farklı martenzit morfolojisine sahip A, B ve C grubu numunelerin mikroyapıları, ön deformasyon uygulanan ve ardından farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin çekme deney sonuçları, sertlik sonuçları, tarama elektron mikroskobu ile görüntülenen kırık yüzey resimleri ve TEM görüntüleri irdelenmiştir. Bölüm 6.2’de optik mikroskop incelemeleri, bölüm 6.3’te çekme deney sonuçları, Bölüm 6.4’te sertlik sonuçları, 6.5’te SEM resimleri ve son olarak Bölüm 6.6’da TEM resimleri ve EDS analiz sonuçları irdelenerek tartışılmıştır.

6.2. MİKROYAPI SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Kullanılan 3237 ve 4237 kalite çelik malzemelere A, B ve C grubu olmak üzere üç farklı türde uygulanan ısıtma işlemi sonrası her bir gruba ait farklı martenzit morfolojisi elde edilmiştir (Şekil 5.2-5.3). Mikroyapı resimlerinden görüldüğü üzere martenzit koyu renkte, ferrit ise açık renkte ortaya çıkmıştır. Kritik çift faz işlemi uygulanan A grubu numuneler ağ şeklinde tane sınırlarında dağılmış martenzit morfolojisi göstermişlerdir. Ara ısıtma işlemi uygulanan B grubu numunelerde fiber martenzit morfolojisinin olduğu ve ferrit matris içerisinde uniform olarak dağılım gösterdiği tespit edilmiştir. C grubu numunelerde uygulanan kademeli su verme sonrası kaba ferrit ve kütleli martenzit morfolojisi gözlenmiştir (Şekil 5.2). Kritik çift faz ısıtma işlemi öncesi numunelerin mikroyapısal durumundaki farklılığın martenzit morfolojisini etkilediğini Das ve Chattopadhyay yaptıkları çalışmada göstermişlerdir [108].

Üç farklı (730, 775 ve 820 °C) sıcaklıkta uygulanan aynı grup ısıtma işlemi sonucunda aynı martenzit morfolojileri gözlemlenmiştir. Buna göre sıcaklık değerinin artması ile martenzit morfolojisinin değişmediği tespit edilmiştir (Şekil 5.2). 730 °C’de uygulanan kritik tavlama ile A, B ve C grubu ısıtma işlemleri sonrası elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit hacim oranları % 16±2 olarak bulunmuştur (Şekil 5.4). Buda aynı sıcaklıkta yapılan farklı ısıtma işlem türlerinin martenzit hacim oranını etkilemediğini göstermektedir. Kritik tavlama sıcaklığı 775 °C’ye artırıldığında martenzit hacim oranı % 21±2, 820 °C’de ise % 31±2 olarak tespit edilmiştir. Sonuçlar artan kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak MHO’nun arttığını göstermiştir. Kritik tavlama sırasında, terazi kuralına göre tavlama sıcaklığı arttıkça (A₃ çizgisine yaklaştıkça) östenit miktarı artmaktadır. Buda hızlı soğuma sonrasında martenzit miktarının artmasını sağlamaktadır [109, 110].

Yapılan tane boyutu ölçümleri fiber martenzit morfolojisi sergileyen B grubu numunelerin en düşük ferrit ve martenzit tane boyutuna sahip olduğunu göstermiştir. Fiber morfolojiyi sırasıyla ağ ve kütleli martenzit morfolojileri izlemektedir. Örneğin 3237 çelikten 730 °C kritik tavlama sıcaklığında elde edilen ağ martenzit morfolojisine sahip A grubu numunelerin ferrit ve martenzit fazlarının tane boyutları yaklaşık olarak sırasıyla 20,4 µm ve 5,2 µm olduğu görülmüştür. Fiber martenzit morfolojisi sergileyen B grubu numuneleri ise 11,3 µm 3,3 µm boyutlarında sırasıyla ferrit ve martenzit fazlarına sahip olmuşlardır. Ancak, kütleli martenzit morfolojisi sergileyen C grubu numunelerde ise ferrit ve martenzit tane boyutları sırasıyla 21,1 µm, 7,1 µm olarak ölçülmüştür. Aynı sıcaklıkta 4237 çelikten elde edilen A, B ve C grubu çift faz yapılarında ise martenzit tane boyutları ağ martenzitte 8,7 µm, fiberde 2,7 µm ve kütleli martenzitte ise 37,4 µm olarak ölçülmüştür (Çizelge 5.1). Tane boyutlarında meydana gelen bu değişim uygulanan farklı ısıtma işlemleri ve kimyasal bileşimlerin bir sonucudur [111].

Çeliklerin % C miktarının artması çift-fazlı mikroyapıdaki martenzitin miktarını da artırmıştır (Şekil 5.4). Örneğin 775 °C’de A, B ve C grubu ısıtma işlemi yapıldıktan sonra soğutulan çelik 3237 ve çelik 4237 numuneleri birbiri ile karşılaştırıldığında çelik 4237 numuneleri çelik 3237’den daha yüksek oranda martenzit fazına ve büyük tane boyutuna sahip olmuştur. Belirtilen sıcaklıkta çelik 4237 A, B ve C grup

numunelerde yaklaşık % 63±2 martenzit fazı gösterirken, çelik 3237 % 21±2 martenzit fazı göstermektedir.

Çelik 4237'nin yüksek martenzit hacim oranına sahip olması karbon içeriğinin 3237'den fazla olmasına bağlanabilir. Karbon miktarının yüksek olması zaman sıcaklık dönüşüm diyagramlarının sağa kaymasına neden olur. Bunun sonucunda kritik soğuma hızı azalır ve martenzitik yapı oluşumu kolaylaşır [97].

6.3. ÇEKME DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

% 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılan çelik 3237 ve çelik 4237'den 730, 775, 820 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütlelesel martenzit morfolojisine sahip numunelerin gerilme-uzama diyagramları bulgular kısmında Şekil 5.5-5.10'da verilmiştir. Bu diyagramlara bakıldığında martenzit morfolojisi ve hacim oranlarına bağlı olarak farklı sürelerde yaşlandırma işlemi ile çelik 3237 ve çelik 4237 numunelerinin mekanik özelliklerinde büyük değişmelerin ortaya çıktığı görülmektedir.

Ön deformasyon ve yaşlandırma işlemi uygulanmamış çelik 3237 (Şekil 5.5-5.7) ve çelik 4237 (Şekil 5.8-5.10) numunelerinin gerilme-uzama diyagramlarına bakıldığında belirgin akmanın oluşmadığı yani diyagramların sürekli bir akma davranışı sergilediği görülmektedir. Bunun nedeni; çeliklere 730, 775 ve 820 °C'de çift-faz ısı işlemi uygulandıktan sonra hızlı soğuma neticesinde östenitin martenzite dönüşmesi ve yapının ötektoid dönüşüm öncesi ferrit ve ötektoid dönüşüm sonrası oluşan martenzit fazlarından meydana gelmesidir. Çift-faz mikroyapısında sert ve deformasyona dirençli ikinci fazın oluşmasına sebep olan martenzitik dönüşüm esnasında meydana gelen % 2-4 mertebesindeki hacim genişmesi ferrit fazını plastik deformasyona zorlamaktadır. Bunun sonucunda ferrit tanelerinin ferrit/martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerinde serbest dislokasyonlar ve kalıntı gerilmeler oluşmaktadır [96, 112]. Serbest halde bulunan bu dislokasyonlar, herhangi bir engelle karşılaşmadan rahat bir şekilde hareket ettiklerinden ön deformasyon ve yaşlandırma işlemi uygulanmamış çelik 3237 ve çelik 4237 numunelerinin belirgin akma noktası göstermemesine neden olmuştur.

% 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika yaşlandırılan ağ ve fiber martenzit morfolojisine sahip çelik 3237 ve çelik 4237 numuneleri, ön deformasyon uygulanmayan numunelerin aksine belirgin akma noktası ve akma noktası uzaması göstermiştir. Belirgin akma noktasının ve akma noktası uzamasının tekrar ortaya çıkması, arayer atomlarıyla deformasyon sırasında oluşan veya ısı işlem sonrası gerilmeden dolayı meydana gelen dislokasyonların etkileşiminden kaynaklanmaktadır [113]. Çift fazlı çeliklerde martenzitin oluşması kalıntı gerilmelerle birlikte ferrit içerisinde özellikle ferrit-martenzit arayüzeyine yakın bölgelerde dislokasyon yoğunluğunun artmasına neden olmaktadır. Katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan C atomlarının yaşlanma sonucunda bu dislokasyonlara difüz edip hareketini engellemesi belirgin akma noktasını ve akma noktası uzamasını oluşturmaktadır [114].

% 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika yaşlandırılan kütleli martenzit morfolojisine sahip çelik 3237 numuneler belirgin akma noktası ve akma noktası uzaması gösterirken çelik 4237 numuneleri belirgin akma noktası ve akma noktası uzaması göstermemiştir. Speich [114] yaptığı çalışmada farklı martenzit hacim oranlarına sahip çift fazlı çeliklerde martenzit hacim oranının % 30 değerlerinin üzerine çıkması ile belirgin akma noktası ve akma noktası uzamasının görülmediğini belirtmişlerdir. Martenzitin hacim oranı yüksek olduğunda, ilk akma davranışı yüksek dislokasyon yoğunluğu ve yüksek kalıntı gerilmeden dolayı yaşlanmadan daha az etkilendiğini göstermiştir.

6.3.1. Martenzit Morfolojisi, Hacim Oranı ve Tane Boyutunun Mekanik Özelliklere Etkisi

Bulgular kısmında verilen Çizelge 5.2-5.4 ve Çizelge 5.5-5.7'de, 730, 775, 820 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisinin 3237 ve 4237 numunelerin mekanik davranışlarını ne derece etkilediği açıkça görülmektedir. Çizelge 5.2-5.7'ye bakıldığında ön deformasyon ve yaşlanma uygulanmayan ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin birbirinden farklı çekme dayanımı, % uzama ve % kesit daralması değerleri göstermektedir. Örneğin 3237 kalite çelikten 730 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojileri birbiri ile

kıyaslandığında UTS ve % uzama sırasıyla ağ martenzitte 496 MPa-% 21, fiber martenzitte 520 MPa-% 24, kütleli martenzitte 477 MPa-% 21 olarak belirlenmiştir. Fiber martenzit morfolojisine sahip numuneler ağ ve kütleli martenzit morfolojilerine göre daha üstün özellikler göstermiştir (Çizelge 5.2, Şekil 5.5). Bu durum 775 °C ve 820 °C’de elde edilen numuneler içinde benzerlik arz etmektedir. Ayrıca 730 °C’de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojilerine sahip çelik 4237 numuneleri de, çelik 3237 numuneleri gibi benzer özellikler sergilemiştir. 4237 kalite çelikten 730 °C’de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojileri birbiri ile kıyaslandığında UTS ve % uzama sırasıyla ağ martenzitte 542 MPa-% 17, fiber martenzitte 562 MPa-% 22, kütleli martenzitte 505 MPa-% 15 olarak belirlenmiştir. 730 °C’de görülen bu davranış 775 °C ve 820 °C’de elde edilen 4237 numunelerinde de görülmüştür.

3237 ve 4237 kalite çelikten elde edilen çift fazlı çeliklerde fiber martenzitin yapıda homojen olarak dağılması ağ ve kütleli martenzite göre çeliğin daha üstün mekanik özellikler sergilemesine neden olmuştur. Soğuma sırasında martenzitik dönüşüm ferrit tanelerinin çalışma sertleşmesine neden olur [113] ve bunun sonucunda ferrit tanelerinde dislokasyon yoğunluğu artar. Bu durum fiber martenzit yapıya sahip çift fazlı çeliğin akma ve çekme dayanımını artırır. Ayrıca ferritik yapı fiber martenzit morfolojisine sahip çift fazlı çeliklerde süreklidir ve bu ağ ve kütleli martenzit morfolojisine sahip çeliklere göre daha yüksek uzamaya sebep olur. Uzamanın yüksek olması martenzitin yapı içerisinde çok küçük ve rasgele dağılmasının bir sonucudur. Çünkü fiber yapı boşlukların büyümesini engellemektedir. Ayrıca Gündüz ve arkadaşlarının [112] önerdiği gibi fiber morfolojisine sahip martenzit, ağ ve kütleli martenzit morfolojisine göre çok daha fazla miktarda mikroboşlukların çekirdeklenmesine yardımcı olarak büyümelerini geciktirir.

3237 ve 4237 kalite çelikten çift faz ısı işlem sıcaklığı ve kimyasal bileşime bağlı olarak martenzit hacim oranı artan ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin UTS, % uzama ve % kesit daralması değerlerine bakıldığında UTS değerleri yükselirken % uzama ve % kesit daralması değerleri düşmüştür. Örneğin aynı MHO’na (%21) sahip 3237 kalite çelikten 775 °C’de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit kıyaslandığında yine fiber martenzite sahip numuneler en yüksek

UTS, % uzama ve % kesit daralması değerlerini göstermiştir. Benzer sonuçlar 820 °C'de elde edilen % 31 MHO'na sahip numunelerde de görülmüştür. Buda MHO'nun artması ağ, fiber ve kütleli martenzitin UTS, % uzama ve % kesit daralması değerlerinin eğilimini değiştirmediğini göstermektedir. 3237 kalite ve 4237 kalite çelikten elde edilen numunelerde artan MHO'na bağlı olarak UTS'in arttığı, % uzama ve % kesit daralmasının düştüğü tespit edilmiştir (şekil 5.4, Çizelge 5.2-5.7). Çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini kontrol eden en önemli mikroyapı bileşeni martenzit fazıdır. Martenzit hacim oranının % 25 değerinin üzerine çıkması çift fazlı çeliklerin mukavemetini artırırken sünekliğin azalmasına sebep olmaktadır [115,116].

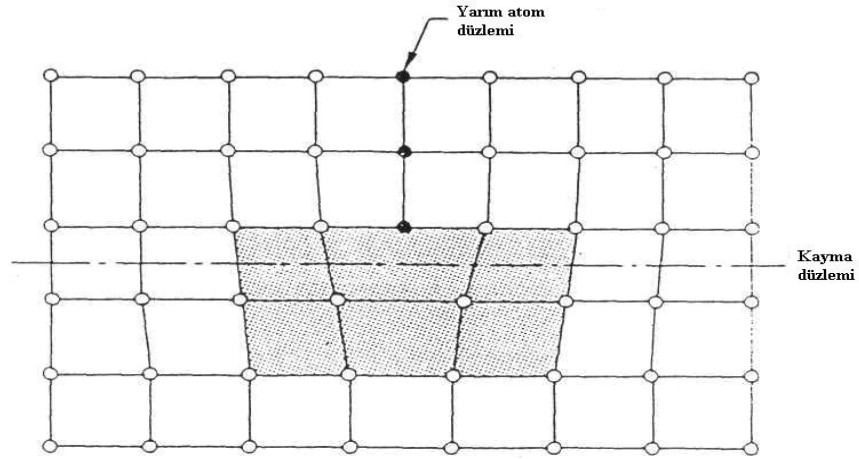
3237 ve 4237 kalite çelik malzemeye 730 °C, 775 °C ve 820 °C'de uygulanan kritik tavlama ile A, B ve C grubu ısııl işlemler sonrası elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit tane boyutları arasında en düşük tane boyutunu fiber martenzit morfolojisine sahip numuneler göstermiştir. Örneğin 3237 kalite çelikten 730°C'de uygulanan kritik tavlama ile elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit tane boyutları sırasıyla 5,2 µm, 3,3 µm ve 7,1 µm olarak ölçülmüştür. Sıcaklık 775 °C'ye artırıldığında bu değerler sırasıyla 9,1 µm, 4,1 µm ve 10,5 µm olarak ölçülmüştür. Farklı kritik sıcaklıklar için yapılan ölçümler artan kritik sıcaklık değeri sonucunda yine en küçük tane boyutunun fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerde olduğunu göstermiştir. 4237 kalite çelikten elde edilen numunelerde 3237 kalite çeliğe benzer sonuçlar göstermiştir. Ahmad ve ark. [117] yapmış oldukları çalışmada çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen bir faktöründe martenzit tane boyutunun olduğunu ve optimum mukavemet süneklik kombinasyonunun martenzit tane boyutunun mümkün olduğu kadar küçük tutulmasıyla sağlanabileceğini belirtmiştir.

6.3.2. Yaşlanma Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi

% 4 ön deformasyon işleminde sonra 180 °C'de 10, 20, 40, 80 ve 160 dakika sürelerde yaşlandırılan çelik 3237 ve çelik 4237 numunelerinin gerilme-uzama diyagramları, bulgular kısmında şekil 5.5-5.10'da verilmiştir. Bu diyagramlara bakıldığında % 4 ön deformasyon uygulandıktan sonra farklı sürelerde yaşlandırılan

çelik 3237 ve çelik 4237 numunelerinin mekanik özelliklerinde çok büyük değişimler ortaya çıktığı görülmektedir. Örneğin ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojilerine sahip çelik 3237 ve çelik 4237'den elde edilen bütün numunelerde, 180°C'de yaşlandırma süresi 10 dakikadan 20 dakikaya yükselirken akma ve çekme dayanımlarında belirgin bir artış görülmüştür. Fakat bunun yanında % uzama ve % kesit daralması değerlerinde az miktarda bir düşme meydana gelmiştir. Yaşlandırma süresinin 20 dakikadan 40, 80 ve 160 dakikaya doğru çıkarılması akma ve çekme dayanımlarının aşamalı olarak düşmesine neden olmuştur. Bunun yanında % uzama ve % kesit daralmasında bir artış meydana gelmiştir. Mekanik özelliklerdeki bu değişime çelik 3237 ve çelik 4237'nin her ikisinde statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını göstermektedir.

Yapılan bu çalışmada elde edilen sonuçlar Abdalla ve arkadaşlarının [102] yapmış olduğu çalışma ile benzerlik göstermektedir. Abdalla ve arkadaşları yaşlanmadan dolayı çift-fazlı çeliklerin özelliklerinde meydana gelen değişimin dislokasyonların etrafında oluşan Cottrell atmosferinin neden olduğunu belirtmişlerdir. Karbon veya azot atomlarının dislokasyonların etrafında yoğunlaşması veya atmosfer oluşturması (Cottrell atmosferi) hareketli dislokasyonların sayısının düşmesine neden olmuştur ve bundan dolayı çeliğin mekanik özelliklerini değiştirmiştir. Şekil 6.1 kenar dislokasyonun bulunduğu bir yapıyı şematik olarak göstermektedir. Şekilden de görüldüğü gibi kenar dislokasyonun bulunduğu kayma düzleminin alt kısmı açılmaya zorlandığı için gerilim altındadır. Fakat aynı zamanda bu bölgelerde bulunan oktahedral boşluklar deforme olamamış normal birim kafeste bulunan oktahedral boşluklardan biraz daha büyüktür. Bu nedenle azot ve karbon atomları kenar dislokasyonların etrafında bulunan boşluklara difüzyon ederek burada Cottrell atmosferini oluşturur ve dislokasyonların hareketini zorlaştırarak akma dayanımını artırır [91].



Şekil 6.1 Kenar dislokasyonun şematik yapısı

Bulgular kısmında verilen Çizelge 5.2-5.7'ye bakıldığında 730 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojilerine sahip % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C'de 10 ila 160 dakika yaşlandırılan bütün 3237 numunelerin ΔY değerleri farklılık göstermiştir. Örneğin B-730 grubu fiber martenzit morfolojisine sahip 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numuneler en yüksek ΔY (62 MPa) değerini göstermiştir. Aynı sürede yaşlandırılan ağ ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin ΔY değerleri sırasıyla 46 MPa ve 21 MPa olarak bulunmuştur. Yaşlanma süresi 160 dakikaya çıkarıldığında ΔY değeri fiber martenzit yapıda 8 MPa'a düşerken ağ ve kütleli martenzit numunelerde -26MPa, -33MPa değerlere düşmüştür. Bu durum 775 °C ve 820 °C'de elde edilen numuneler içinde benzerlik arz etmektedir. Ayrıca 730 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojilerine sahip çelik 4237 numuneleri de, çelik 3237 numunelerine benzer özellikler sergilemiştir. % 4 ön deformasyon uygulanıp ardından 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan 4237 numunelerin ΔY değerleri fiber martenzit için 70 MPa ağ ve kütleli martenzit için ise sırasıyla 49 MPa ile 29 MPa olarak belirlenmiştir. Yaşlanma süresi 160 dakikaya çıkarıldığında ΔY değeri fiber martenzit yapıda 27 MPa'a düşerken ağ ve kütleli martenzit numunelerde 3MPa, 2MPa değerlere düşmüştür. 730 °C'de görülen bu davranış 775 °C ve 820 °C'de elde edilen 4237 numunelerinde de görülmüştür. Bu sonuçlar fiber martenzit gösteren numunelerde, ağ ve kütleli martenzit gösteren numunelere göre aşırı yaşlanmanın daha yavaş olduğunu göstermektedir. Bu martenzitin farklı morfolojileri ile ilgilidir.

% 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan çelik 3237 ve çelik 4237'den 730, 775 ve 820 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit numunelerinin ΔY değerlerinin diğer yaşlandırma sürelerine göre en yüksek değerde olması, hareketli dislokasyonların Cottrell atmosferi tarafından engellenerek miktarının azalmasına bağlanabilir. Ayrıca bütün martenzit morfolojileri ve hacim oranları için yaşlanma süresinin 20 dakikadan 40, 80 ve 160 dakikalara çıkarılması ΔY değerlerini düşürmüştür. Çünkü yaşlanma sürecinde karbürler martenzit fazı içerisinde çökelerek kabalaşmaktadır. Bunun sonucunda artan yaşlanma süresi ile birlikte yaşlanmadan dolayı dayanım artışında (ΔY) bir azalma gerçekleşmiştir. Anijdan ve Vahdani [118] yüksek sıcaklıkta deforme edilen çift faz çeliklerinin mekanik özelliklerini çalıştırdıklarında, yüksek sıcaklığın martenzitin temperlenmesine neden olduğunu ve bunun sonucunda akma ve çekme dayanımlarının düştüğünü rapor etmişlerdir.

Bölüm 5.3'te belirtildiği gibi çelik 3237 ve çelik 4237'den 730 °C, 775 °C ve 820 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit numunelerinin % 4 ön deformasyon ardından 180 °C'de 10 ila 160 dakika arasındaki yaşlanma özellikleri birbiri ile karşılaştırıldığında çelik 3237'nin bütün martenzit morfolojisi ve hacim oranları için ΔY değerleri daha düşük bulunmuştur. Ayrıca Çizelge 5.2 ve 5.3'te görüldüğü gibi % 4 ön deformasyon uygulanmış ve ardından 160 dakika yaşlandırılan çelik 3237 numunelerinin yaşlanmadan dolayı dayanımda artış (ΔY) değerleri eksi değerlere düşmüştür. Bu durum çelik 3237'nin çelik 4237'ye göre aşırı yaşlandığını ve yaşlanmanın daha hızlı gerçekleştiğini göstermektedir. Ayrıca çelik 4237 numunelerinin % uzama ve % kesit daralması değerleri çelik 3237 numunelerine göre bütün martenzit morfolojisi ve yaşlandırma süreleri için düşük bulunmuştur. Bu durum her iki çeliğin kimyasal kompozisyonundaki farklılıktan kaynaklanmaktadır. Çelik 4237'nin % C miktarı çelik 3237'nin karbon miktarının yaklaşık olarak iki katıdır. Önceki bölümlerde de bahsedildiği gibi karbon miktarının yüksek olması zaman sıcaklık dönüşüm diyagramlarının sağa kaymasına neden olur. Bunun sonucunda kritik soğuma hızı azalır ve martenzitik yapı oluşumu kolaylaşır. Bu da şekillendirilebilirliği olumsuz etkilemektedir.

Abdalla, yapmış olduğu çalışmada düşük karbonlu alaşimsız çelikten ve mikro alaşımlı çelikten çift-fazlı yapılar üreterek düşük karbonlu alaşimsız ve mikroalaşımlı çeliklerin yaşlanma özelliklerini incelemiştir [102]. Çalışma sonucunda yaşlanmadan dolayı dayanım artışının (ΔY) çift-fazlı mikroalaşım çeliğinde daha fazla olduğunu fakat yaşlanmanın düşük karbonlu alaşimsız çeliğe göre daha yavaş gerçekleştiğini görmüşlerdir. Abdalla ve arkadaşlarının bulmuş oldukları sonuçlar, bu çalışmada bulunan sonuçlar ile aynı paralelliktedir.

6.4. SERTLİK SONUÇLARININ İRDELENMESİ

% 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan çelik 3237 ve çelik 4237’den 730, 775, 820 °C’de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik değerleri bulgular kısmında Şekil 5.11-5.16’da verilmiştir. Şekillere bakıldığında martenzit morfolojisi ve hacim oranlarına bağlı olarak farklı sürelerde yaşlandırma işlemi ile çelik 3237 ve çelik 4237 numunelerinin sertlik değerlerinde değişmelerin ortaya çıktığı görülmektedir.

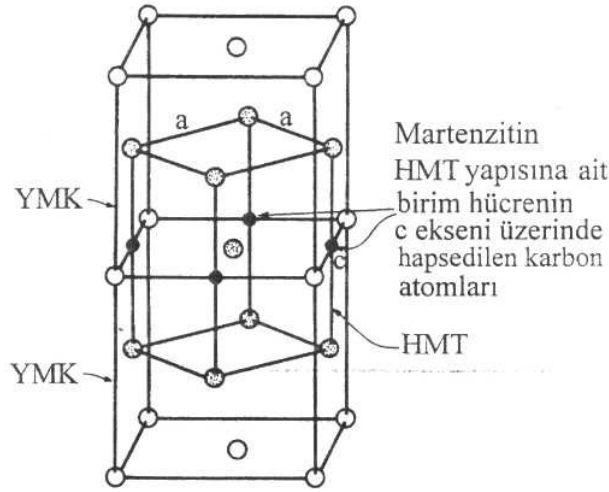
Farklı martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik sonuçları incelendiğinde 180 °C’de farklı zaman aralığında yaşlandırılan numunelerin sertliği yaşlandırma süresinin 10 dakikadan 20 dakikaya artmasıyla birlikte bir artış göstermiştir. Ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numuneler 180 °C’de 20 dakika yaşlandırıldığında en yüksek sertlik değerlerine sahip olmuştur. Sertlik değerlerindeki bu artış dislokasyonlar ile katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan atom kümelerinin veya ikinci faz partiküllerinin etkisinin bir sonucudur. Bu atom kümeleri ve ikinci faz partikülleri dislokasyonların hareketini engelleyerek sertliğin artmasına neden olmuştur.

Yaşlanma zamanının 40, 80 ve 160 dakikaya çıkması ile ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik değerleri kademeli olarak düşmüştür. En düşük sertlik değerleri bütün martenzit morfolojileri için 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelerde tespit edilmiştir. Bunun nedeni olarak çökeltilerin büyümesi ve çökeltiler arasındaki mesafenin artması gösterilebilir. Çökeltilerin büyümesi ve aralarındaki mesafenin artması dislokasyonların

engellenmeden rahat hareket etmesine neden olmuştur. Bu çalışmada elde edilen değerler, Abdalla vd.'nin yaptığı; sabit sıcaklıkta yaşlandırma süresinin artırılmasıyla elde edilen sertlik değerleri ile benzerlik göstermektedir [102].

Yapılan sertlik ölçümleri neticesinde fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerin sertlik değerleri 180 °C'de yapılan bütün yaşlandırma zamanları için ağ ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelere göre daha yüksek çıkmıştır. Kütleli martenzit morfolojisine sahip numuneler ise bütün yaşlandırma zamanları için en düşük sertlik değerlerine sahip olmuştur. Bu durum fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerde yaşlanma süresine bağlı olarak daha fazla dislokasyon kilitlemesinin meydana geldiğini göstermektedir.

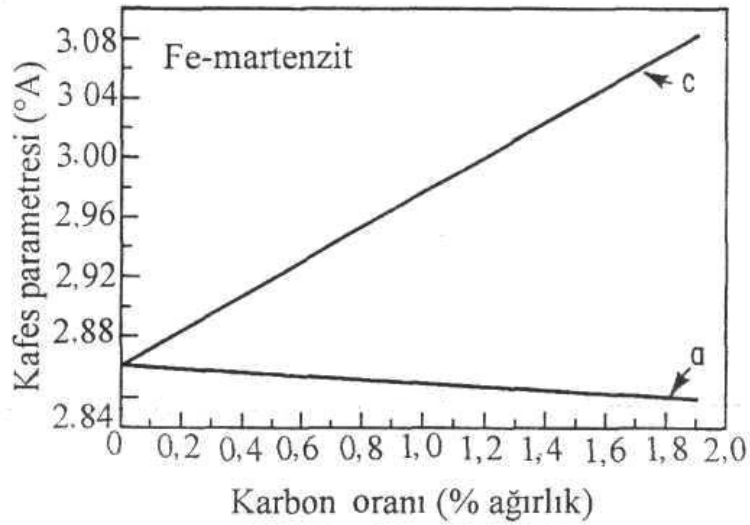
Ayrıca 4237 kalite çelikten 730 °C, 775 °C ve 820 °C'de elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojilerine sahip 180 °C'de farklı zaman aralığında yaşlandırılan numunelerin sertlik değerleri, 3237 kalite çelikten daha yüksek olduğu görülmüştür. Bu durum 4237 kalite çeliğin 3237 kalite çelikten daha fazla karbon içermesine bağlanabilir.



Şekil 6.2. YMK yapıdan HMT yapıya sahip martenzitin birim hücresinin oluşumu [79].

Hızlı soğuma sonucunda oluşan martenzit fazı karbon ile aşırı doymuş bir katı çözüldür. Martenzitin birim hücresinin oluşumu Şekil 6.2'de görülmektedir. HMT

yapıya sahip martenzitin birim hücresinin iki kenarının uzunluğu birbirine eşit olup, üçüncü kenarı ve yüksekliği hapsedilen karbon atomlarının etkisiyle çok az bir miktar uzamaktadır. Birim hücrenin c uzunluğunun a uzunluğuna oranı (c/a) artan karbon oranıyla artarak en fazla 1,08 değerine kadar ulaşır. Alaşımsız çeliklerde martenzitin kafes parametrelerinin karbon oranına göre değişimi Şekil 6.3'te görülmektedir [79]. Şekilde de görüldüğü gibi çelik içerisinde karbon miktarının artması kristal kafesi daha çok distorsiyona uğratarak çeliğin sertliğini arttırmıştır.



Şekil 6.3. Alaşımsız çeliklerde martenzitin kafes parametrelerinin karbon oranına göre değişimi [79].

4237 ve 3237 kalite çelikten elde edilen numunelerin sertlik sonuçlarına bakıldığında, sertlik değerlerinin çekme deneyi sonuçları ile uyum içerisinde olduğu görülmektedir. 4237 kalite çelikten elde edilen bütün numunelerin ΔY değerleri de 3237 kalite çelikten elde edilen numunelerden yüksek çıkmıştır.

6.5. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Bulgular kısmında verilen Şekil 5.17-5.34, 3237 ve 4237 kalite çelikten 730, 775, 820 °C'de elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu yaşlandırma işlemi uygulanmayan ve % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C'de 20 ve 160 dakika

yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey SEM resimlerini göstermektedir. Resimlere bakıldığında kırık yüzeylerin 180 °C’de farklı zaman aralıklarında yapılan yaşlanmadan ve farklı martenzit morfolojilerinden etkilendiği görülmektedir. 180 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerde ayrılma düzlemleri yaşlanma uygulanmayan ve 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelere oranla daha fazla olduğu buda gevrek kırılmanın oluştuğunu göstermektedir. Ayrıca X30 büyütmede çekilen kırık yüzey resimlerine bakıldığında 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde kesit daralmasının yaşlanma uygulanmayan ve 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelere oranla daha az olduğu ve meydana gelen kırılmanın gevrek bir kırılma olduğu görülmektedir. 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde gevrek kırılma görülmesinin nedeni yaşlanma neticesinde dayanımın artması ve buna bağlı olarak şekillendirilebilirliğin azalmasıdır. 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numuneler ise girintili-çukurlu (sünek) bir kırık yüzey göstermiştir. Yaşlandırma süresinin 160 dakikaya artmasıyla meydana gelen sünek kırılmanın nedeni, uygulanan yaşlandırma sıcaklığında çeliklerin aşırı yaşlanma sonucu şekillendirilebilirliğinin artmasıdır.

Çekme testi sonucu elde edilen grafikler kırık yüzey resimlerini doğrulamaktadır. 730, 775, 820 °C’de kritik olarak tavllanmış A (ağ martenzit), B (fiber martenzit) ve C (kütlesel martenzit) grubu % 4 ön deformasyon uygulanan ve ardından 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerlerinin ve ΔY değerlerinin en yüksek değerde olduğu görülmüştür. Fakat şekillenebilme özelliğinin bir miktar düşmesi, 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin neden daha gevrek kırılma gösterdiğini açıklamaktadır. 3237 kalite çelik ve 4237 kalite çelik içerdikleri kimyasal kompozisyon (Çizelge 4.1) nedeniyle aynı ön deformasyon ve aynı yaşlandırma süresi uygulanmasına karşın farklı kırık yüzey karakteri sergilemişlerdir. 3237 kalite çelik yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelerde sünek kırılma gösterirken, 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde kısmen gevrek davranış göstermiştir. 4237 kalite çelik ise yaşlandırma uygulanmayan ve 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelerde kısmen gevrek kırılma gösterirken, 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde gevrek davranış göstermiştir. Kırık yüzey resimlerindeki farklılığın başlıca nedenleri; kimyasal

kompozisyon, çift-faz oluşumunda kimyasal kompozisyona bağlı olarak değişen ferrit-martenzit faz hacim oranları ve ferrit-martenzit tane boyutlarının değişimi, uygulanan ön deformasyonun farklı faz hacim oranına ve farklı tane boyutundaki çelik numunelere etkisi ve yaşlandırma sıcaklığının mikroyapılara etkisi olarak gösterilebilir.

Yukarıda 180 °C'de farklı zaman aralıklarında yapılan yaşlandırma işleminin kırık yüzeylere etkisi detaylı olarak tartışılmıştır. 3237 ve 4237 kalite çeliklerinde oluşturulan farklı martenzit morfolojileride yaşlanma gibi çeliklerin kırık yüzey görünümünü etkilemektedir. 3237 ve 4237 kalite çeliklerden elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip orjinal numuneler birbiri ile karşılaştırıldığında kırık yüzeyler farklılık göstermektedir. Örneğin 820 °C'de 3237 kalite çelikten elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip orjinal numunelerin kırık yüzey resimlerine bakıldığında ayrılma düzlemlerinin ağ morfolojisinde en fazla, kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerde orta ve fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerde en az olduğu görülmektedir. Aynı durum 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numuneler içinde söz konusudur (Şekil 5.23-5.25). Ayrıca fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerin kırık yüzeylerinde görülen çukurcuk boyutları ağ ve kütleli martenzit morfolojisine sahip diğer numunelere göre daha küçük bulunmuştur. Bu durum fiber martenzit morfolojisinin, aynı şartlar altında ağ ve kütleli martenzit morfolojisine göre neden daha yüksek % uzama ve % kesit daralması değerlerine sahip olduğunu açıklamaktadır. Çünkü fiber martenzit, yapı içerisinde rastgele dağıldığı için mikroçatlakların büyümesini engelleyerek % uzama ve % kesit daralmasını arttırmaktadır. Das ve Chattopadhyay [90] ağ martenzit morfolojisine sahip çift fazlı çelikte fiber martenzite göre çatlakların çok kolay oluşup ilerlediğini ve bunun sonucunda oluşan kırık yüzeylerin ayrılma düzlemlerinden meydana geldiğini göstermişlerdir.

6.6. GEÇİRMELİ ELEKTRON MİKROSKOP (TEM) VE EDS SONUÇLARININ İRDELENMESİ

3237 kalite çelikten 820 °C’de elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu orjinal ve % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C’de 20 ve 160 dakika yaşlandırılan numunelere ait TEM görüntüleri ve EDS analizleri bulgular kısmında Şekil 5.35-5.40’da gösterilmiştir. TEM görüntülerine bakıldığında dislokasyon yoğunluğunun 180 °C’de farklı zaman aralıklarında yapılan yaşlanmaya ve farklı martenzit morfolojilerine bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Martenzit fazına yakın olan bölgelerde dislokasyon yoğunluğunun daha fazla olduğu da şekillerden anlaşılmaktadır. Bunun nedeni martenzit dönüşümü sırasında meydana gelen hacim genişlemesinin ferrit fazını plastik deformasyona zorlamasıdır. Bunun sonucunda ferrit/martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerde dislokasyon yoğunluğu artmaktadır [58]. Matlock ve arkadaşları da [58] benzer sonuçları gözlemlediklerini bildirmişlerdir.

180 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan B-820 grubu numunelerin TEM görüntülerine bakıldığında yaşlandırma uygulanmayan numunede dislokasyon yoğunluğunun 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numunelere oranla daha fazla olduğu görülmektedir. En yüksek dislokasyon yoğunluğu ise 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunede görülmektedir (Şekil 5.38 ve 5.39). 180 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerde yaşlanma neticesinde artan dayanımda bunu desteklemektedir. 180 °C’de 160 dakika yaşlandırılan numune ise yaşlandırma süresinin 160 dakikaya artmasıyla dislokasyonların toparlanmasını ve var olan çökeltilerin büyümesini sağlamıştır. Buda aşırı yaşlanma sonucu dayanımın azalmasına ve şekillendirilebilirliğin artmasına neden olmuştur. 820 °C’de elde edilen farklı morfolojideki A, B ve C grubu orjinal numuneleri birbiri ile kıyasladığımızda dislokasyonların fiber martenzit morfolojisine sahip B grubu numunelerde homojen ve daha yoğun olduğu görülmektedir. Ağ martenzite ise kütleli martenzite göre biraz daha yoğun fakat homojen olmayan dislokasyon bölgeleri görülmektedir. Fiber martenzit morfolojisine sahip B grubu numunelerde dislokasyon yoğunluğunun daha fazla ve homojen olması fiber martenzitin yapı içerisinde rastgele dağılmasından kaynaklanmaktadır [108].

Numunelerde yapılan detaylı TEM incelemeleri yapılarında bazı partiküllerin varlığını ortaya çıkarmıştır. Bu partiküllerin kalitatif kimyasal analizi için yapılan EDS sonuçları Şekil 40'da verilmiştir. Alınan EDS spektrumu, bu partiküllerde Fe, Mn elementlerinin bulunduğunu göstermektedir. Bu analiz sonucu yapı içerisinde Fe₃C çökeltilerinin mevcut olduğunu işaret etmektedir. Wilson ve Russel [91] çalışmalarında karbür veya nitrür çökeltilerinin dislokasyon hareketini engelleyerek çeliğin dayanımının artmasına, fakat aşırı yaşlanmanın çökeltilerin kabalaşmasına ve dayanımın düşmesine neden olduğunu göstermişlerdir.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. SONUÇLAR

Bu çalışmada farklı martenzit morfolojisi ve MHO'na sahip çift-fazlı çeliklerin yaşlanma özellikleri ve yaşlanmanın çift-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine etkisini incelemek için; farklı kimyasal kompozisyona sahip 3237 ve 4237 kalite çeliklere 730, 775, 820 °C'de uygulanan A, B ve C grubu ısıtma işlemleri ile farklı martenzit morfolojisi ve MHO'na sahip çift fazlı çelikler elde edilmiştir. Elde edilen çift-fazlı yapıların yaşlanma özelliklerini incelemek amacıyla % 4 ön deformasyon işlemi uygulandıktan sonra 180 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerden elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmaktadır.

1. Kullanılan 3237 ve 4237 kalite çelik malzemelere A, B ve C grubu olmak üzere üç farklı türde uygulanan kritik çift faz ısıtma işlemi sonrası A grubu numuneler ağ şeklinde tane sınırlarında dağılmış martenzit morfolojisi göstermişlerdir. Ara ısıtma işlemi uygulanan B grubu numunelerde fiber martenzit morfolojisinin oluştuğu ve ferritin matris içerisinde homojen olarak dağılım gösterdiği tespit edilmiştir. C grubu numunelerde uygulanan kademeli su verme sonrası kaba ferrit ve kütleli martenzit morfolojisi gözlemlenmiştir. Bu, uygulanan farklı türde ısıtma işlemlerinin bir sonucudur.
2. 3237 kalite çeliğe 730 °C'de uygulanan kritik tavlama ile A, B ve C grubu ısıtma işlemleri sonrası elde edilen ağ, fiber ve kütleli martenzit hacim oranları % 16 ± 2 olarak bulunmuştur. Buda aynı sıcaklıkta yapılan farklı ısıtma işlem türlerinin martenzit hacim oranını etkilemediğini göstermektedir. Kritik tavlama sıcaklığı 775 °C'ye artırıldığında martenzit hacim oranı % 21 ± 2 , 820 °C'de ise % 31 olarak tespit edilmiştir. Sonuçlar artan kritik tavlama

sıcaklığına bağlı olarak MHO'nun arttığını göstermiştir.

3. Çift faz ısıl işlemleri sonucunda 4237 kalite çeliğin 3237 kalite çelikten daha yüksek MHO'na sahip olduğu görülmüştür. 775 °C'de uygulanan kritik tavlama sonucunda çelik 4237 A, B ve C grup numunelerde yaklaşık % 63±2 martenzit fazı gösterirken, çelik 3237 % 21±2 martenzit fazı göstermektedir. Çelik 4237'nin yüksek martenzit hacim oranına sahip olması karbon içeriğinin 3237'den fazla olmasına bağlanmaktadır.
4. Ön deformasyon ve yaşlandırma işlemi uygulanmamış çelik 3237 ve çelik 4237 numunelerinin gerilme-uzama diyagramlarına bakıldığında belirgin akmanın oluşmadığı yani diyagramların sürekli bir akma davranışı sergilediği görülmektedir. Bu olay martenzitik dönüşüm esnasında meydana gelen hacim büyümesi ve bunun sonucu oluşan gerilmelerin etkisiyle martenzite sınır ferrit içerisinde oluşan hareketli dislokasyonlarla ilişkilendirilmektedir.
5. % 4 ön deformasyon işlemi uygulandıktan sonra 180 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırıldıktan sonra çekme testi ile koparılan 3237 kalite ve 4237 kalite çelikten elde edilen farklı martenzit morfolojisi ve MHO'na sahip numuneler kendi içlerinde ve birbiri arasında mekanik özelliklerinde belirgin değişiklikler göstermiştir. Mekanik özelliklerdeki bu değişme 3237 kalite çelik ve 4237 kalite çeliğin her ikisinde de statik yaşlanma sertleşmesinin olduğuna işaret etmektedir.
6. Çelik 3237 ve çelik 4237'den elde edilen bütün numunelerde, 180 °C'de yaşlandırma süresi 10 dakikadan 20 dakikaya yükselirken akma ve çekme dayanımlarında belirgin bir artış görülmüştür. Fakat bunun yanından % uzama ve % kesit daralması değerlerinde az miktarda bir düşme meydana gelmiştir. Yaşlandırma süresinin 20 dakikadan 40, 80 ve 160 dakikaya doğru çıkarılması akma ve çekme dayanımlarının aşamalı olarak düşmesine neden olmuştur. Bunun yanında % uzama ve % kesit daralmasında bir artış meydana gelmiştir. Mekanik özelliklerdeki bu değişme çelik 3237 ve çelik

4237'nin her ikisinde statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını göstermektedir.

7. % 4 ön deformasyon işlemi uygulandıktan sonra 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan farklı martenzit morfolojisi ve MHO'na sahip çelik 3237 ve çelik 4237 numunelerinin yaşlanmadan dolayı meydana gelen dayanımı (ΔY) en yüksek değerde iken yaşlanma süresinin 160 dakikaya çıkması ΔY değerlerini düşürmüştür. Bu durum 180 °C'de 20 dakika yapılan yaşlanma işleminde dislokasyonların Cottrell atmosferi tarafından etkin bir şekilde engellendiğini göstermektedir. Fakat artan yaşlanma sıcaklığı ile birlikte bu atmosferin yeterli derecede oluşmadığı ve buna bağlı olarak dayanımın düştüğü görülmektedir.
8. 3237 kalite çelikten elde edilen farklı morfoloji ve MHO'na sahip numunelerinin bütün yaşlandırma süreleri için ΔY değerleri 4237 kalite çelik numunelerinin ΔY değerlerinden daha düşük bulunmuştur. Ayrıca 180 °C'de 160 dakika yaşlandırılan 3237 kalite çelik numunelerinin ΔY değerleri eksi değerlere düşmüştür. Bu durum 3237 kalite çeliğin 4237 kalite çeliğe göre aşırı yaşlandığını ve yaşlanmanın daha hızlı gerçekleştiğini göstermektedir.
9. Farklı martenzit morfolojisine ve hacim oranına sahip 3237 ve 4237 kalite çelik numunelerin sertlik sonuçları incelendiğinde, % 4 ön deformasyon sonrası 180 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numuneler en yüksek sertlik değerine sahip olmuştur. Yaşlanma zamanının 40, 80 ve 160 dakikaya çıkması ile sertlik değerleri kademeli olarak düşmüştür. En düşük sertlik değerleri bütün martenzit morfolojileri için 180 °C'de 160 dakika yaşlandırılan numunelerde tespit edilmiştir. 180 °C'de 20 dakika yaşlanma süresinin ΔY değerini en fazla artırmasından dolayı sertliğin yüksek çıkması beklenen bir sonuçtur. Bu nedenle sertlik sonuçları çekme test sonuçları ile paralellik göstermektedir. Ayrıca çelik 4237'nin, çelik 3237'ye göre yüksek oranda karbon içermesi sertlik değerlerinde yüksek çıkmasına neden olmuştur.

10. Yapılan tarama elektron mikroskop incelemeleri % 4 ön deformasyon işlemi uygulandıktan sonra 180 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan 3237 ve 4237 kalite çeliklerden elde edilen numunelerinin kırık yüzey resim sonuçları, çekme testi ve sertlik sonuçlarını destekler niteliktedir. 180 °C’de 20 dakika yaşlanmadan dolayı meydana gelen dayanım artışının (ΔY) en fazla olduğu numunelerde kırık yüzeyler kısmen gevrek bir görüntü sergilemiştir. Yaşlanma sıcaklığının artmasıyla birlikte çelik 3237 ve çelik 4237 numuneleri girintili-çukuntulu (sünek) yüzey karakteri göstermişlerdir.
11. 3237 ve 4237 kalite çeliklerinde oluşturulan farklı martenzit morfolojileride yaşlanma gibi çeliklerin kırık yüzey görünümünü etkilemektedir. Genel olarak ağ, fiber ve kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerin kırık yüzeylerine bakıldığında ayrılma düzlemlerinin ağ morfolojisinde en fazla, kütleli martenzit morfolojisine sahip numunelerde orta ve fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerde en az olduğu görülmektedir. Bu durum fiber martenzit morfolojisine sahip numunelerin sünek bir davranış sergilediğini göstermektedir.
12. Yapılan TEM incelemeleri fiber yapının ağ ve kütleli martenzit morfolojilerine göre dislokasyon yoğunluğunun daha fazla ve homojen olduğunu göstermiştir. Bu durum fiber martenzitin yapı içerisinde rastgele dağılmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca EDS analizleri sonucunda yapı içerisinde Fe_3C çökeltilerinin mevcut olduğu tespit edilmiştir. Bu çökeltiler dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliğin dayanımının artmasına neden olurken aşırı yaşlanma neticesinde ise kabalaşarak çeliğin dayanımını düşürmüştür.
13. 3237 ve 4237 kalite çeliklerinde % 30 hacimsel oranda oluşturulan fiber martenzit morfolojisi gerek orijinal gerekse de yaşlandırılmış konumda ağ ve kütleli martenzit morfolojisine göre en iyi dayanım ve süneklik ilişkisini göstermiştir. Bu çalışmanın genel sonucu olarak çeliklerde % 30 hacimsel oranda fiber martenzit morfolojisinin oluşturulması iyi mekanik özelliklerin elde edilmesi açısından önerilmektedir.

7.2. ÖNERİLER

1. Yapılan bu çalışmada elde edilen farklı martenzit morfolojisi ve hacim oranına sahip çift fazlı çelik numunelerin korozyon, aşınma, yorulma ve darbe dayanımları araştırılabilir.
2. Mikroalaşımli çelikler gibi farklı kimyasal kompozisyonlara sahip çelikler kullanılarak benzer mekanik özellikler elde edilip edilemeyeceği araştırılabilir.
3. Bu çalışmada elde edilen çift fazlı çelik numunelerin otomotiv sektöründe yaygın bir şekilde kullanılan elektrik nokta direnç kaynağı ile birleştirilebilirliği araştırılabilir.

KAYNAKLAR

1. Akay, K. S., “Otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çeliklerin fiziksel özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 10-50 (2005).
2. Dehghani, K. and Jonas, J. J., “Dynamic bake hardening of if steels”, *Metallurgical and Materials Trans.*, 31 (A): 1375-1384 (2000).
3. Tamura, I., Hiroshi, S., Tomo, T. and Chiaki, O., “Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels” *Butterworth-Heinemann*, Burlington, 540-677 (1988).
4. Hayami, S., Furukawa, T., Gondoh, H. and Takachi, H., “Recent developments in formable hot rolled hsla including dual phase steels”, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, *Metallurgical Society of AIME*, New York, 167-177 (1979).
5. Davies, R. G., “Influence of martensite composition and content on the properties of dual-phase steels”, *Materials Transactions*, 18 (A): 671-679 (1978).
6. Çimenoglu, H. ve Kayalı, E. S., “Ferrit+östenit faz bölgesinde tavlama ısıl işlemi ile çift fazlı çelik yapımı”, *Isıl İşlem Sempozyumu*, Ankara, 1-12, (1984).
7. Bimal, K. J. and Nirmalendu, S., “Microstructural evolution during tempering of a multiphase steel containing retained austenite”, *Materials Science and Engineering A*, 263: 42-55 (1999).
8. Tarigopula, V., Hopperstad, O. S., Langseth, M., Clausen, A. H. and Hild, F., “A study of localisation in dual-phase high-strength steels under dynamic loading using digital image correlation and Fe analysis”, *International Journal of Solids and Structures*, 45: 601-619 (2008).
9. Demir, B., “Ereğli demir ve çelik fabrikaları sürekli tavlama hatlarında çift-fazlı çelik üretilebilirliğinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1-60 (2003).
10. Tosun, A., “Yaşlandırılan çift fazlı çeliklerin mekanik davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 30-40 (2007).
11. Hayat, F., “Masif ve özlü kaynak telleri ile birleştirilen çift-fazlı çeliklerin mekanik ve mikroyapı özellikleri”, Doktora Tezi, Sakarya *Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 10-45 (2009).

12. Shimizu, T., Funakawa, Y. and Kaneko, S., “High strength steel sheets for automobile suspension and chassis use-high strength hot rolled steel sheets with excellent press formability and durability for critical safety parts”, *JFE Technical Report*, Tokyo, 25-31 (2004).
13. Onink, M., Zijp, J. and Bodin, A., “High-strength steels for automotive applications”, *41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proc.*, Toronto, 61-66, (1999).
14. Hayami S. and Furukawa T., “A family of high strength, cold rolled steels”, *Proceedings of Microalloying 75*, Washington , 78-87 (1975).
15. Rashid, M. S., “Strain ageing of vanadium, niobium or titanium-strengthened high-strength low-alloy steels”, *Metallurgical Transaction A*, 6 (A): 1265-1272 (1975).
16. Tekin, E., “Modern yapı çelikleri”, *Yapı Çelikleri Eğitim Semineri*, Ankara, 75-90 (1995).
17. Cimenoglu, H. ve Kayali, E. S., “Otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çelikler”, *Metalurji Dergisi*, 40: 10-14 (1985).
18. Hayat, F., “Çift-fazlı çeliklerin nokta direnç kaynağında mho ile kaynak süresinin mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 10-40 (2005).
19. Kabakçı, F., “Çift fazlı çeliklerde mikroyapının mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 10-50 (2006).
20. Chang, P. H. and Preban, A. G., “The effect of ferrite grain size and martensite volume on the tensile properties of dual phase steel”, *Acta Metallurgica et Materialia*, 33: 897-903 (1985).
21. Jiang, Z., Liu, J. and Lian, J., “A new relationship between the flow stress and the microstructural parameters for dual phase steel”, *Acta Metallurgica et Materialia*, 40: 1587-1597 (1992).
22. Aksakal, B. ve Arıkan, R., “Dual faz çeliklerinde mekanik özelliklerin mikroyapıya göre değişiminin incelenmesi”, *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Dergisi*, 3: 27-50 (1988).
23. Sarwar, M. and Priestner, R. “Influence of ferrite martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel”, *Journal of Mater. Sci.*, 31: 2091-2095 (1996).
24. Tomita, Y. “Effect of morphology of second-phase martensite on tensile properties of dual phase steels”, *Journal of Mater. Sci.*, 25: 5179-5184 (1990).

25. Aksoy, M., “Çift faz çeliklerin mekanik özelliklerine mikroyapının etkisi”, **3. Denizli Malzeme Sempozyumu**, Denizli, 33-44, (1989).
26. De, A. K., De Blauwe, K., Vandeputte, S. and De Cooman, B. C., “Effect of dislocation density on the low temperature aging behavior of an ultra low carbon bake hardening”, **Journal of Alloys and Compounds**, 310: 405-410 (2000).
27. Dağışan, E., “Çift fazlı çeliklerin eroziv aşınma davranışı”, Yüksek Lisans Tezi, **Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Kayseri, 10-60 (2007).
28. Çimenoglu, H., “Çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışı” Doktora Tezi, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 10-40 (1998).
29. Bakkaloğlu, A., ve Sönmez, N., “Çift fazlı çeliklerde en uygun dayanç-süneklik özelliğini veren ısıl işlem parametrelerini saptanması”, **5. Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi**, Ankara, 513-520 (1992).
30. Speich, G. R., “Dual phase steels volume 1” ASM Metals Handbook, ASM International Handbook Committee, **ASM International Company**, Ohio, 1102-1117 (1993).
31. Demir, B., “Çift fazlı çelik üretimi, çift fazlı çeliklerde martenzit hacim oranı ve morfolojisinin çekme özelliklerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 10-50 (1997).
32. Coldren, A. P. and Eldis, T., “Using cct diagrams to optimize the composition of an as-rolled dual phase steels”, **Journal of Metals**, 4 (4): 41-48 (1980).
33. Avtar, R., Jha, B. K., Sexane, A., Dwivedi, V. S., Patmaik, B. B., Banerjee B. and Sirinivasan, S., “An as hot rolled approach to production of molybdenum and chromium microalloyed dual phase steels”, **Transactions**, 26: 822-828 (1986).
34. Speich, G. R., “Heat treating volume 5” ASM Metals Handbook, ASM International Handbook Committee, **ASM International Company**, Ohio, 424-429 (1997).
35. Pradhan, R., “Continuous annealing of the steel volume 5”, ASM Metals Handbook, ASM International Handbook Committee, **ASM International Company**, Ohio, 56-66 (1997).
36. Ülker, E., “Alaşımsız çelik saclarda çift fazlı mikroyapı oluşturulması”, Yüksek Lisans Tezi, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 10-60 (2006).
37. Pradhan, R. and Melcher, E. D., “Characteristic of high strength cold rolled sheet steels produced by continuous annealing”, **International Congress and Exposition**, New York, 181-189 (1984).

38. Pradhan, R., “Metallurgical aspect of quenched and tempered dual phase steels produced by continuous annealing”, *Journal of Metals*, 56: 291-317 (1984).
39. Matsudo, K., Osuma, K. and Kurikava, K., “Metallurgical aspects of the development continuous annealing technology at nippon kokan”, *TMS-AIME Fall Meeting*, Detroit, 3-36 (1984).
40. Kishida A., Ohta N., Takasaki J. and Obara T., “Development and operation of the world’s first multipurpose continuous annealing line”, *Journal of Heat Treating* 2 (4) : 54-66 (1982).
41. Llamelly, D. T. and Hillis, D. J., “Dual phase steels”, *Ironmaking and Steelmaking*, 23: 471-477 (1996).
42. Cribb, W. R. and Rigsbee, J. M., “Work hardening behavior and its relationship to the microstructure and mechanical properties of dual-phase steels”, *IEEE Conference Record of Annual Pulp and Paper Industry Technical Conference* New York, 91-117 (1979).
43. Acarer, M., “Düşük karbonlu çelik saclardan çift fazlı çelik üretimi ve mho’nun çekme özellikleri üzerine etkisi”, *Teknoloji*, 8 (3): 237-244 (2005).
44. Rashid, M. S., “A Unique High-Strength Sheet Steel with Superior Formability”, *SAE Technical Paper 760206, Design Engineering and Styling*, 938-949 (1976).
45. Araki, K., Fukunaka, S. and Uchida, K., “Development of continuously annealed high strength cold rolled sheet steels”, *Transactions*, 17: 701-116 (1977).
46. Baucher, J. H. and Hamburg, E. G., “High strength formable sheet steel”, *SAE Technical Paper 770164, Design Engineering and Styling*, 730-733 (1977).
47. Bayram, A., Uğuz, A. and Ula, M., “Effects of microstructure and notches on the mechanical properties of dual phase steels”, *Materials Characterization*, 43: 259-269 (1999).
48. Çimenoğlu, H., Kayalı, E. S. and Dikeç, F., “The occurrence of yield point after steel relaxation in a plain carbon dual-phase steel”, *Scripta. Met.*, 25: 3011-3021 (1985).
49. Kim, N. J. and Thomas, G., “Effects of morphology on the mechanical properties of a dual-phase Fe/2Si/0.1C steel”, *Met Trans.A.*, 12 (A): 483-89 (1981).
50. Das, D., Chattopadhyay, P. and Bandyopadhyay, N. R., “On the modification of martensite morphology in high martensite dual phase steels for the improvement of mechanical properties”, *Journal of The Institution of Engineers*, 84: 78-92 (2003).

51. Andrews, K. W. "Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures", *Journal of Iron And Steel Institute*, 1: 721-727 (1965).
52. Saleh, M. H. and Priestner, R., "Retained Austenite in dual phase silicon steels and its effect on microstructure", *Journal of Materials Processing Technology*, 113: 587-593 (2001).
53. Yong, D. Z., Brown, E. L., Matlock, D. K. and Krauss, G., "The formation of austenite at low intercritical annealing temperatures in a normalized 0.08C, 1.4 Mn-0.21 si steel", *Metaterials Transsaction A*, 8 (A): 1523-1526 (1985).
54. Speich, G. R., Demarest, V. A. and Miller, R. L., "Formation of austenite during intercritical annealing of dual phase steels", *Metaterials Transsaction A*, 12: 1421-1428 (1981).
55. Hong, S. C. and Lee, K. S., "Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel", *Materials Science and Engineering A*, 323: 148-159 (2002).
56. Joon Jeong, Y. I., Kim, S. and Hyung Sup, C., "Austenitization during intercritical annealing of Fe-C-Si-Mn dual-phase steel", *Metaterials Transsaction A*, 16 (A): 1237-1245 (1985).
57. Aaronson, H. I., "The decomposition of austenite by diffusional process", *Ferrous Metallurgy Committee of the Institute of Metals*, Philadelphia, 597-613 (1962).
58. Matlock, D. K., Krauss, G., Ramos, L. F. and Huppi, G. S., "A correlation of processing variables with deformation of dual phase steels", Structures and Properties of Dual Phase Steels, *TMS-AIME*, New York, 62-89 (1979).
59. Tekin, A., "Çelik ve Isıl İşlemi", *İ.T.Ü.*, İstanbul, 69-88 (1984).
60. Mediratta, S. R. and Ramaswomy, V., "Dependence of strain hardening exponent on the volume fraction and carbon content of martensite in dual-phase steels during multistage work hardening", *Jour. of Mat. Sci., Let.*, 18: 205-206 (1990).
61. Kunio, T., Shimizo, M., Yamuda, K. and Suzuki, H., "An effect of the second phase morphology on the tensile fracture characteristics of carbon steels" *Engineering Fracture Mechanics*, 7: 411-432 (1975).
62. Chang, W. J. and Kim, C. H., "Ferrite growth on cooling after intercritical annealing of Fe-Mn-C dual phase steels", *Metalurgical Transsaction*, 20 (3): 339-350 (1981).
63. Topbaş, M. A., "ISIL İŞLEMLER", *Yıldız Teknik Üniversitesi*, İstanbul, 156-171 (1993).

64. Tekeli, S. and Güral, A., “Microstructural characterization and impact toughness of intercritically annealed pm steels”, *Materials Science and Engineering A* 406: 172-179 (2005).
65. Erdoğan, M., “Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel”, *Scripta Materialia*, 48: 501-506 (2002).
66. Erdoğan, M. and Tekeli, S., “The effect of martensite particle size on tensile properties of surface-carburised AISI 8620 steel with dual phase core microstructure”, *Materials and Design*, 23: 597-604 (2002).
67. Erdoğan, M. and Tekeli, S., “The effect of martensite volume fraction and particle size on tensile properties of surface-carburised AISI 8620 steel with dual phase core microstructure”, *Materials Characterization*, 49: 445-454 (2003).
68. El-Sesy, I. A. and El-Baradie, Z. M., “Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual phase steels”, *Materials Letters*, 57: 580-585 (2002).
69. Maleque, M. A., Poon, Y. M. and Masjuki, H. H., “The Effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 3115 steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, 153: 482-487 (2004).
70. Sarwar, M., Ahmad, E., Qureshi, K. A. and Manzoor, T., “Influence of epitaxial ferrite on tensile properties of dual phase steels”, *Materials and Design*, 28: 335-340 (2007).
71. Huppi, G. S., Matlock, D. K. and Krauss, G., “An evaluation of the importance of epitaxial ferrite in dual phase steel microstructures”, *Scripta Metallurgica*, 25: 1239-1243 (1980).
72. Geip, M. D., Matlock, D. K. and Krauss, G., “The effect of intercritical temperature on the structure of niobium microalloyed dual phase steel”, *Metaterials Transsaction A*, 11(A): 1683-1689 (1980).
73. Lawson, R., Matlock, D. K. and Krauss, G., “An etching technique for microalloyed dual-phase steels”, *Metalography*, 13: 71-78 (1980).
74. Hillert, M., “An analysis of the effect of alloying elements on the pearlite reaction”, *Proc. Int. Conf. On Solid-Solid Phase Transformations*, Ohio, 789-806 (1982).
75. Papuz, H., and Edmonds, D. V., “The strain hardening behaviour of dual phase steels”, *Materials Science and Engineering*, 117: 67-74 (1989).
76. Molud, P. R. and Skena, C. C., “Structure and properties of cold rolled ferrite phase martensite (dual-phase) steels sheets”, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, *Metallurgical Society of AIME*, New York, 183-203 (1977).

77. Chang, P. H., “Temper-aging of continuously annealed low carbon dual phase steels”, *Metallurgical Transactions A*, 15(A): 73-86 (1984).
78. Speich, G. R and Miller, R. L., “Mechanical properties of ferrite-martensite steels”, *Metallurgical Society of AIME*, New Orleans, 145-182 (1979).
79. Savaşkan, T., “Malzeme bilgisi ve muayenesi”, *Derya Kitapevi*, İstanbul, 150-190 (2009).
80. Llewelyn, D. T. and Hillis, D. J., “Dual phase steel”, *Iron and Steel Making*, 23: 471-478 (1996).
81. Davies, R. G., “Influence of silicon and phosphorous on the mechanical properties of both ferrite and dual-phase steels”, *Met. Trans.*, 10 (A): 113-118 (1979).
82. Arıkan, M. ve Başman, G., “Otomotiv endüstrisi için yeni çelik ürünler ve özellikleri”, *I. Demir Çelik Sempozyumu*, Zonguldak, 350 -356 (2001).
83. British Standarts Institution, “Standard test method for particle-size analysis”, *BSI*, London, 113-116 (1990).
84. Blank, J. R., and Gladman, T., “Quantitative metallograpy, tools and technique in physical metallurgy”, *Marcel Dekker*, New York, 251-265 (1970).
85. Gladman, T. and Woodhead, J. H., “The accuracy of point counting in metallographic investigations” *Journal of the Iron Steel*, 194: 189-194 (1960).
86. Leslie, W. C., “The Physical Metallurgy of Steels”, *McGraw-Hill Book Company*, New York, 189-210 (1980).
87. Baird, J. D., “Strain ageing of steel”, *Iron and Steel*, 36 : 186-192 (1963).
88. Baird, J. D., “The effect of strain ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metal”, *Metallurgical Reviews*, 16: 1-18 (1971).
89. Cottrell, A. H. and Bilby, B. A., “Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron”, *Proc. Phys. Soc.*, 62: 49-62 (1949).
90. Glen, J., “Effect of alloying elements on the high temperature tensile strength of normalised low carbon steel”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 186: 21-32 (1957).
91. Wilson, D. V. and Russel, B., “The contribution of precipitation to strain ageing in low carbon steels”, *Acta Metall.*, 8: 468–479 (1960).
92. Gündüz, S. and Kaçar, R., “Static strain ageing in microalloyed steels”, *Technology*, 4: 139-147 (2000).

93. Baird, J. D. and Jamieson, A., "Relation between structure and mechanical properties of metals" *National Physical Laboratory (NPL) Symposium*, London, 362-369 (1963).
94. Mulford, R. A. and Kocks, U. F., "New observations on the mechanisms of dynamic strain ageing and of jerky flow" *Acta Metall.*, 27: 1125-1133 (1979).
95. Li, C. C. and Leslie, W. C., "Effects of dynamic strain aging on the mechanical properties of carbon steels", *Metall. Trans. A*, 9 (A): 1765-1775, (1978).
96. Gündüz, S., "Dynamic strain ageing effects in niobium microalloyed steel", *Ironmaking and Steelmaking*; 29: 341-346 (2002).
97. Honeycombe, R. W. K. and Bhadeshia, H. K. D. H., "Steels 2nd ed." *Edward Arnold*, London, 302-318 (1995).
98. Smallman, R. E., "Modern Physical Metallurgy, 3rd ed.", *Butterworth-Heinemann* London, 169-178 (1970).
99. Leslie, W. C., and Keh, A. S., "Ageing of rolled steel products as investigated by electron microscopy, in mechanical working of steel", *Met. Soc. Conf.*, New York, 337-345 (1965).
100. Herman, W. A., Erazo, M. A., De Patta, L. R., Sekizawa, M., and Pense, A. W., "Strain ageing behaviour of microalloyed steels", *Welding Research Council Bulletin*, 322: 1-13 (1987).
101. Jones, W. and Coombs G., "Fundamental of Stells" *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174: 9-15 (1953).
102. Abdalla, A. J., Hein, L. R. O., Pereira, M. S. and Hashimoto, T. M., "Mechanical behaviour of strain aged dual phase steels", *Mater. Sci. Technol.*, 15: 1167-1170 (1999).
103. Krupitzer, R. P., Kot, R. A. and Bramfitt, B. L., "Strain ageing in a dual-phase steel containing vanadium", *Fundamental of Dual Phase Steel, TMS-AIME*, New York, 305-313 (1981).
104. Chang, P., "Temper-aging of continuously annealed low carbon dual phase steel", *Metal. Trans.*, 15 (A): 73-86 (1984).
105. Davies, R. G. and Magee, C. L., "Physical metallurgy of automotive high strength steels", *Structure and Properties of Dual-Phase Steels, TMS-AIME*, New York, 1-19 (1979).
106. Bronfin, B. M., Fonshtein, N. M., Shifman, A. Z., Goldshtein, M. I. and Lakht, L. A., "Influence of vanadium carbide on the fracture-toughness energy content of ferritic-pearlitic steels", *Soviet Materials Science*, 16: 363-368 (1981).

107. Gündüz, S. and Tosun, A., “Influence of straining and ageing on the room temperature mechanical properties of dual phase steel” *Materials and Design* 29: 1914-1918 (2008).
108. Das, D. and Chattopadhyay, P. P., “Influence of martensite morphology on the work-hardening behaviour of high-strength ferrite-martensite dual-phase steel”, *J. Mater. Sci.*,44: 2957-2965 (2009).
109. Erdoğan, M., “Bauschinger and tensile properties of dual phase steels”, Ph.D Thesis, *The Manchester University Institute of Science and Technology*, U.K., 20-30 (1994).
110. Pamuk, Ö., “Yüzeyi karbürlenmiş AISI 8620 sementasyon çeliğinin merkezinde çift fazlı çelik yapısının üretimi ve bu yapının çekme özellikleri üzerine etkisi” Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2001).
111. Türkmen, M. and Gündüz, S., “Martensite morphology and strain aging behaviours in intercritically treated low carbon steel” *Ironmaking and Steelmaking*, 38: 346-352 (2011).
112. Gündüz, S., Demir, B. and Kaçar, R., “Effect of aging temperature and martensite by volume on strain aging behaviour of dual phase steel”, *Ironmaking and Steel Making*, 35: 63-68 (2008).
113. Gündüz, S., “Static strain ageing behaviour of dual phase steels”, *Materials Science and Engineering A*, 486: 63-71 (2008).
114. Speich, G. R., “Physical metallurgy of dual-phase steels”, *Fundamental of Dual Phase Steel*, *TMS-AIME*, New York, 3-45 (1981).
115. Çimenoglu, H. and Kayalı, E. S., “Yield effects in as quenched, dual phase steels”, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24: 2437-2442 (1990).
116. Marder, A. R., “Factors affecting the ductility of dual-phase alloys”, *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, *TMS-AIME*, New York, 87-89 (1977).
117. Ahmad, E., Mazoor T., Hussain, N. and Qazi, N. K., “Effect of thermomechanical processing on hardenability and tensile fracture of dual-phase steel”, *Mater. Des.*, 29: 450-457 (2008).
118. Anijdan, S. H. M. and Vahdani, H., “Room-temperature mechanical properties of dual phase steels deformed at high temperatures”, *Materials Letters*, 59: 1828-1830 (2005).

ÖZGEÇMİŞ

Mustafa TÜRKMEN, 1981 yılında İstanbul'da doğdu; ilköğrenimini Güzeltepe ilkokulu'nda, ortaokul ve lise öğrenimini Gebze Lisesi'nde tamamladı. 1999 yılında Kocaeli Üniversitesi Kocaeli Meslek Yüksek Okulu Makine Programını kazandı ve 2001 yılında buradan mezun oldu. 2001 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Metal Öğretmenliği Programına girdi; 2004'te bu programından iyi derece ile mezun oldu. 2004 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda başladığı Yüksek Lisans Programını 2007 yılında tamamlamıştır. 2005 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaya başladı. 2007-2008 yıllarında Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak çalıştıktan sonra 2008 yılında Kocaeli Üniversitesi Gebze Meslek Yüksekokulu Metalurji Programında Öğretim Görevlisi olarak göreve başladı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir. 2008 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda başladığı Doktora Programına devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Kocaeli Üniveristesi
Hereke Meslek Yüksekokulu
Hereke/Körfez / KOCAELİ

Tel : (505) 655 11 41

E-posta : mustafa.turkmen@kocaeli.edu.tr