

**TWIP ÇELİĞİNDE ISIL İŞLEM SICAKLIĞININ  
MİKROYAPI, SERTLİK VE ÇEKME DAYANIMI  
ÜZERİNE ETKİSİ**

**2016  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Şahlı BAŞKURT**

**TWIP ÇELİĞİNDE ISIL İŞLEM SICAKLIĞININ MİKROYAPI, SERTLİK  
VE ÇEKME DAYANIMI ÜZERİNE ETKİSİ**

**Şahlı BAŞKURT**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında**

**Yüksek Lisans Tezi**

**Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK**

**Kasım 2016**

Şahli BAŞKURT tarafından hazırlanan “TWIP ÇELİĞİNDE ISIL İŞLEM SICAKLIĞININ MİKROYAPI, SERTLİK VE ÇEKME DAYANIMI ÜZERİNE ETKİSİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 09 / 11 / 2016

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Yrd. Doç. Dr. Sadettin ŞAHİN (KKÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Yasin KANBUR (KBÜ)



...../...../2016

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nevin AYTEMİZ

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.”*

Şahlı BAŞKURT

## ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

### TWIP ÇELİĞİNDE ISIL İŞLEM SICAKLIĞININ MİKROYAPI, SERTLİK VE ÇEKME DAYANIMI ÜZERİNE ETKİSİ

Şahlı BAŞKURT

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT

Kasım 2016, 84 sayfa

Bu çalışmada yüksek manganlı, ikizlenme yoluyla plastite kazanan TWIP çeliklerinin üretimi, farklı ısıl işlem sıcaklık ve sürelerinin TWIP çeliğinin özelliklerine etkisi incelenmiştir. İkizlenme yolu ile üretilen ve yüksek mukavemet kazandırılabilen TWIP (Twinning Induced Plasticity) çelikleri araştırılarak ısıl işlem sıcaklık ve sürelerinin etkileri hakkında bilgiler verilmiştir.

DeneySEL çalışma kısmında kimyasal bileşimi belirlenen TWIP çeliği döküm yöntemiyle üretilip daha sonra sırasıyla sıcak ve soğuk haddelenmiştir. Sac levha haline getirilen parçalar 600 °C, 700 °C, 800 °C ve 900 °C ısıl işlem sıcaklıklarında 20 dk, 60 dk ve 150 dk ısıl işlem süresine maruz bırakılarak mikroyapı, sertlik ve çekme dayanımı üzerindeki değişimler incelenmiştir.

Yapılan deneyler sonucunda 600 °C ve 700 °C’de ısıl işlem görmüş sac levhada ikizlenme yerine M<sub>3</sub>C formundaki karbür çökeltilerine rastlanmış olup, 800 °C ve 900 °C’de ısıl işlem yapılan numunelerde karbürü yapıya rastlanmazken istenilen ikizlenme oluşmuştur. Sonuçlar karbür çökeltilerinin ikiz oluşumuna engel olduğunu da göstermiştir. Sertlik ve çekme deneylerinin sonuçları da 600 °C ve 700 °C’de karbür, 800 °C ve 900 °C’de ikiz yapılarının olduğunu ispatlar niteliktedir. Ayrıca yüksek çözünürlüklü SEM çalışması yapılarak mikroyapıları incelenmiş, EDX ile analiz edilmiştir.

**Anahtar Sözcükler :** TWIP çeliği, mikroyapı, SEM, sertlik, çekme dayanımı, ısıl işlem.

**Bilim Kodu :** 915.1.092

## **ABSTRACT**

**M. Sc. Thesis**

### **HEAT TREATMENT TEMPERATURE OF TWIP STEEL THE EFFECT ON THE MICROSTRUCTURE, HARDNESS AND TENSILE STRENGTH**

**Şahlı BAŞKURT**

**Karabük University**

**Graduate School of Natural and Applied Sciences**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Assist. Prof. Dr. Fatih HAYAT**

**November 2016, 84 pages**

In this study, the production of TWIP steels with high manganese, twinning, plastification and the effect of different heat treatment temperatures and times on the properties of TWIP steel was investigated. TWIP (Twinning Induced Plasticity) steels produced by twinning and capable of attaining high strength have been investigated and information about the effects of heat treatment time and heat has been given.

In the experimental work part, TWIP steel that the chemical composition was determined by casting method and then hot and cold rolled respectively. The changes in microstructure, hardness and tensile strength were investigated by subjecting the sheet metal parts to heat treatment at 600 °C, 700 °C, 800 °C and 900 °C for 20 min, 60 min and 150 min.

As a result of the experiments, instead of twinning at 600 °C and 700 °C tempered sheet metal, carbide precipitates in the form of  $M_3C$  were encountered and the desired twinning occurred when the samples were heat treated at 800 °C and 900 °C without encountering the carburized structure. The results have also shown that carbide precipitates prevent twin formation. The results of the hardness and tensile tests also demonstrate the presence of carbides at 600 °C and 700 °C, twinning at 800 °C and 900 °C. In addition, microstructures were investigated by high resolution SEM study and analyzed by EDX.

**Key Word** : TWIP steel, microstructure, SEM, hardness, tensile strength, heat treatment.

**Science Code** : 915.1.092



## TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT'a teőekkürlerimi sunarım. Ayrıca 13/2-YL-023 numaralı projemize destek veren Karabük Üniversitesi BAP birimine teőekkürlerimi borç bilirim.

Tezimi mesleki yaşantımda edindiğim tüm tecrübe ve başarılarda olduğu gibi akademik hayatımda da hep yanımda olan Aileme ve vatandaşı olduğum için kıvanç duyduğum Ülkeme armağan ediyorum.

## İÇİNDEKİLER

	<b><u>Sayfa</u></b>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xvii
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	4
DEMİR-KARBON FAZ DİYAGRAMI.....	4
2.1. ÇELİKLERDE DÖNÜŞÜM YAPILARI .....	8
2.1.1. Ötektoidaltı Çeliklerde Oluşan İçyapılar .....	8
2.1.2. Ötektoid Çelikte Oluşan İçyapı .....	10
2.1.3. Ötektoidüstü Çeliklerde Oluşan İçyapılar .....	10
2.1.4. Dönüşüm Sıcaklıkları .....	11
2.1.5. SSD (TTT) Çizgileri .....	11
2.1.6. Martenzitik Dönüşüm .....	12
2.2. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ÇELİK ÜZERİNDE ETKİLERİ .....	15
2.2.1. C Etkisi .....	15
2.2.2. Mn Etkisi .....	15
2.2.3. Si Etkisi.....	16
2.2.4. Al Etkisi .....	16
2.2.5. Cr Etkisi .....	16
2.2.6. P Etkisi.....	16

	<b><u>Sayfa</u></b>
2.2.7. Co Etkisi .....	17
2.2.8. V Etkisi .....	17
<b>BÖLÜM 3 .....</b>	<b>18</b>
<b>YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER .....</b>	<b>18</b>
3.1. TARİHÇE.....	18
3.2. YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI.....	21
3.2.1. Düşük Mukavemetli Çelikler (LSS) .....	23
3.2.1.1. Arayer Atomsuz Çelikler (IF).....	23
3.2.1.2. Hafif Çelikler (MILD) .....	24
3.2.2. Konvansiyonel (Geleneksel) Yüksek Mukavemetli Çelikler (HSS) .....	24
3.2.2.1. Fırında Sertleşmesi Yapılmış Çelikler (BH).....	24
3.2.2.2. Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli Çelikler (HSLA).....	24
3.2.3. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS).....	25
3.2.3.1. Çift Fazlı Çelikler (DP).....	27
3.2.3.2. Kompleks Fazlı Çelikler (CP).....	29
3.2.3.3. Ferritik-Beynitik Çelikler (FB) .....	30
3.2.3.4. Martenzitik Çelikler (MS).....	31
3.2.3.5. Sıcak Biçimlendirilmiş Çelikler (HF).....	33
3.2.3.6. Plastik Deformasyonla Dönüşen Çelikler (TRIP).....	34
3.2.3.7. İkizlenmiş Plastisiteye Sahip Çelikler (TWIP).....	41
3.2.4. TWIP Çeliklerinin Üretimi .....	45
3.2.5. TWIP Çeliklerinde Deformasyon Modu .....	46
3.2.5.1. Deformasyon İkizlenmeleri .....	46
3.2.5.2. İstif Hata Enerjisi .....	48
3.2.5.3. TWIP Çeliklerinin Mekanik Özellikleri .....	48
3.2.5.4. TWIP Çeliklerinde Alaşımlandırma .....	49
<b>BÖLÜM 4 .....</b>	<b>53</b>
<b>DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....</b>	<b>53</b>
4.1. DENEYSEL PARÇALARIN ÜRETİM PROSESLERİ.....	53
4.1.1. Döküm İşlemi .....	53

	<b><u>Sayfa</u></b>
4.1.2. Haddeleme İşlemi .....	54
4.1.3. Isıl İşlem .....	55
4.1.4. Mikroyapı Karakterizasyonu .....	55
4.1.4.1. Optik Mikroskop .....	56
4.1.4.2. XRD Çalışması .....	56
4.1.4.3. SEM Çalışması.....	57
4.2. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU .....	58
4.2.1. Çekme Testi .....	58
4.2.2. Sertlik Testi.....	59
<b>BÖLÜM 5 .....</b>	<b>60</b>
<b>DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....</b>	<b>60</b>
<b>5.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU .....</b>	<b>60</b>
5.1.1. İkizlenme ve Çökelti Oluşumları.....	63
5.1.2. EDX ve XRD Sonuçları .....	65
<b>5.2. ÇEKME TESTİ SONUÇLARI .....</b>	<b>70</b>
5.2.1. Çekme Numunelerinin Kırık Yüzey SEM Görüntüleri .....	72
<b>5.3. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI.....</b>	<b>75</b>
<b>BÖLÜM 6 .....</b>	<b>76</b>
<b>SONUÇLAR .....</b>	<b>76</b>
<b>KAYNAKLAR .....</b>	<b>77</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ .....</b>	<b>84</b>

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 1.1. Taşıtlardaki CO <sub>2</sub> emisyon miktarının yıllara göre değişimi .....	2
Şekil 1.2. Kazalarda kullanılan malzemelere göre koruma oranı.....	3
Şekil 2.1. Kütlece % 6.67 karbon içeriğine kadar demir-karbon denge diyagramı ...	5
Şekil 2.2. Ferritik yapı.....	6
Şekil 2.3. Östenitik yapı .....	7
Şekil 2.4. Ledeburit yapı .....	7
Şekil 2.5. Perlit ve sementit yapıları.....	8
Şekil 2.6. Ötektoidaltı çeliklerin tavlama sırasında oluşturulan bazı içyapılar .....	9
Şekil 2.7. Ötektoidüstü çeliklerde dengeli içyapılar.....	10
Şekil 2.8. Martenzit plakasının oluşumu ile ilgili olarak kayma ve yüzey bükümünün şematik gösterimi .....	12
Şekil 2.9. Demir alaşımlarında YMK demirden HMK demire olan martenzitik dönüşümün şematik olarak gösterilmesi .....	13
Şekil 2.10. 940 °C’de su verilmiş ve 350 °C’de temperlenmiş 4340 çeliğinde yer alan latta tipi martenziti yapısı için ışık mikroskop görüntüsü. ....	14
Şekil 2.11. Fe-% 1.36C alaşımında kalıntı östenit ve plaka martenziti gösteren ışık mikroskop görüntüsü.....	15
Şekil 3.1. DP 350/600, TRIP 350/600 ve HSLA 350/450 çeliklerinin mühendislik gerilme/gerinim ilişkilerinin karşılaştırılması .....	20
Şekil 3.2. Düşük (LSS), konvansiyonel (HSS) ve gelişmiş yüksek mukavemetli çelik (AHSS) türleri .....	22
Şekil 3.3. Düşük karbon, yüksek mukavemetli, gelişmiş yüksek mukavemet ve yüksek Mn çeliklerin gerilme-uzama ilişkileri .....	23
Şekil 3.4. Çelik levha dizaynı için çekme dayanımı ve % uzama ilişkisi .....	26
Şekil 3.5. İleri yüksek mukavemetli çeliklerde faz dönüşümünün gerçekleştirildiği ısıl işlemler .....	27
Şekil 3.6. Çift fazlı çeliğin mikroyapısı .....	28
Şekil 3.7. HSLA 350/450 ve DP 350/600’un gerilme-gerinim kıyaslaması .....	28
Şekil 3.8. Tipik martenzitik çeliğin mikroyapısı ve kompleks fazlı çelik.....	30
Şekil 3.9. Ferritik-beynitik çeliğin mikroyapısı .....	30
Şekil 3.10. Martenzit mikroyapısı .....	31

Şekil 3.11. MS çeliklerinde gerilme genleme .....	32
Şekil 3.12. Temperlenmemiş martenzitte karbon içeriği-çekme dayanımı ilişkisi ....	33
Şekil 3.13. HF çeliğinde geçişler.....	33
Şekil 3.14. Termomekanik ısıtma işlemi esnasında faz dönüşümleri .....	35
Şekil 3.15. Kalıntı östenitin karbonca zenginleştirme yoluyla oluşum mekanizması.....	37
Şekil 3.16. TRIP çeliğinin mikroyapı görüntüleri .....	38
Şekil 3.17. TRIP çeliklerinin üretim şemaları .....	38
Şekil 3.18. Yumuşak çeliklerle kıyaslandığında TRIP çeliklerinin gerilme-genleme diyagramı.....	40
Şekil 3.19. Deformasyon esnasında latis dönüşümleri.....	42
Şekil 3.20. Sabit 10 <sup>-3</sup> s <sup>-1</sup> gerinim hızında ve oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testi sırasında çeliğin mikroyapısındaki değişim.....	43
Şekil 3.21. TWIP çeliklerinin 980MPa gerilme-gerinim eğrisinin grafikteki diğer AHSS'ler ile karşılaştırılması .....	44
Şekil 3.22. Maliyet açısından çelik ve daha hafif alüminyum gibi yapıtaşlarının karşılaştırılması .....	45
Şekil 3.23. Östenit deformasyonunda istif hatası enerjisi etkisinin şematik olarak gösterimi.....	47
Şekil 3.24. İstif hata enerjisi ve kimyasal kompozisyona göre oluşan formasyonlar .....	48
Şekil 3.25. Fe-Mn alaşımlarında Mn içeriğine göre SFE değişimi .....	50
Şekil 3.26. Yüksek manganlı çeliklerde Al etkisi ve sünek gevrek davranış geçişleri .....	50
Şekil 3.27. Deformasyon öncesi ve sonrası Mn ve C içeriğine bağlı olarak oluşabilecek fazlar.....	51
Şekil 4.1. Döküm parçasının ebatları .....	54
Şekil 4.2. Sıcak ve soğuk haddelenmiş parçalar .....	54
Şekil 4.3. Protherm marka kamara tipi ısıtma işlemi fırını .....	55
Şekil 4.4. Nikon ECLIPSE L150 optik mikroskop .....	56
Şekil 4.5. Rigaku Ultima IV XRD cihazı.....	57
Şekil 4.6. Carl-Zeiss Ultra Plus FESEM cihazı.....	57
Şekil 4.7. MTS dinamik yorulma test cihazı .....	58
Şekil 4.8. Çekme numunelerinin teknik gösterimi .....	59
Şekil 4.9. Shimadzu HMV sertlik cihazı .....	59

## **Sayfa**

Şekil 5.1. Optik mikroskop görüntüleri.....	61
Şekil 5.2. Soğuk haddeleme sonrası SEM mikroyapı görüntüleri .....	63
Şekil 5.3. 700 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü .....	64
Şekil 5.4. 800 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü.....	64
Şekil 5.5. 900 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü .....	65
Şekil 5.6. 700 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi.....	66
Şekil 5.7. 800 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi.....	67
Şekil 5.8. 900 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi.....	68
Şekil 5.9. 700 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait XRD sonuçları .....	69
Şekil 5.10. 900 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş numuneye ait XRD sonuçları.....	69
Şekil 5.11. Çekme deneyi sonrası maksimum uzama gösteren parça ile orijinal parçanın görünümü.....	71
Şekil 5.12. Numunelere ait kırık yüzey SEM görüntüleri.....	72
Şekil 5.13. 700 °C’de 60 dk ısıtıl işlem görmüş parçanın kırık yüzey EDX analizi .....	73
Şekil 5.14. 700 °C’de 150 dk ısıtıl işlem görmüş parçanın kırık yüzey EDX analizi ...	74

## ÇİZELGELER DİZİNİ

	<b><u>Sayfa</u></b>
Çizelge 3.1. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar .....	27
Çizelge 3.2. DP çeliklerinin özet tablosu .....	29
Çizelge 3.3. FB çeliklerinin özet tablosu .....	31
Çizelge 3.4. Literatürde çalışılan bazı TRIP takviyeli çeliklerin kimyasal kompozisyonları.....	35
Çizelge 3.5. TRIP çeliklerinde alaşım elementlerinin etkisi.....	37
Çizelge 3.6. TRIP çeliğinin özet tablosu.....	41
Çizelge 3.7. Alaşım elementlerinin etkisi .....	49
Çizelge 3.8. Alaşım elementlerinin TWIP çeliğine etkileri .....	52
Çizelge 4.1. TWIP çeliğinin kimyasal bileşimi .....	53
Çizelge 4.2. Numunelere uygulanan ısı işlem sıcaklık ve süreleri .....	55
Çizelge 5.1. Çekme deneyi sonuçları.....	71
Çizelge 5.2. Numunelere ait sertlik değerleri sonuçları .....	75



## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Fe : Demir

Cr : Krom

V : Vanadyum

Ti : Titanyum

C : Karbon

Mn : Manganez

S : Kükürt

P : Fosfor

Al : Alüminyum

Si : Silisyum

Cu : Bakır

Ni : Nikel

$\gamma$  : Östenit

$\epsilon$  : Martenzit

$\alpha$  : Ferrit

## KISALTMALAR

- SFE : Stacking Fault Energy (İstif Hata Enerjisi)  
SEM : Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)  
EDS : Electron Diffraction Scanning (Elektron Difraksiyon Taraması)  
XRD : X-Ray Diffractometer (X-ışını Difraktometresi)  
TRIP : Transformation-Induced Plasticity (Dönüşüm Kaynaklı Plastite)  
TWIP : Twinning-Induced Plasticity (İkizlenme Yoluyla Plastisite Kazanan)  
DP : Dual Phase (Çift Fazlı)  
AHSS : Advanced High Strength Steels (İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler)  
HSS : High Strength Steels (Yüksek Mukavemetli Çelikler)  
LSS : Low Strength Steels (Düşük Mukavemetli Çelikler)  
MS : Martensitic Steel (Martenzitik Çelik)  
CP : Complex Phase (Kompleks Fazlı)  
IF : Interstitial Free (Arayer Atomsuz)  
MPa : Mega Pascal

## BÖLÜM 1

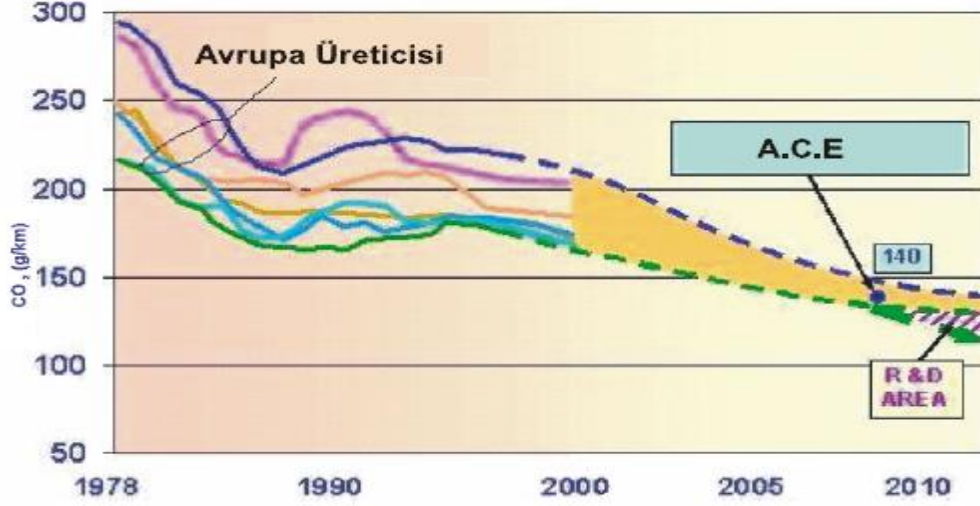
### GİRİŞ

İkizlenme yoluyla plastisite kazanan (TWIP: twinning-induced plasticity) çelikler yüksek mangan (15-30 wt.%) düşük karbon içerikleriyle geleneksel çeliklere göre çok yüksek mukavemet ve mükemmel şekil alabilirliğe sahip yüksek manganlı östenitik çelikler olarak geliştirilmiştir [1,2].

TWIP (ikizlenme yoluyla plastisite kazanan) çeliği son yıllarda geliştirilmiş ultra yüksek mukavemetli çelik (UHSS: ultra high strength steel) sınıfının öncüsüdür ve mekanik özellikleri nedeniyle en gelişmiş çelik durumundadır. Sahip oldukları özellikler ile önemi ve kullanımı dünyada her geçen gün artan, ilgi çekici ve gelişime açık çelik türüdür. Düşük alaşımlı çeliklerin özgül ağırlığı yaklaşık  $7.85 \text{ g/cm}^3$  iken TWIP çeliklerinde  $6.5 \text{ g/cm}^3$ 'e kadar düşebilmektedir. Bu şekliyle TWIP çelikleri, HSLA ve türevleri diğer bütün otomotiv çeliklerinden % 12'ye kadar daha hafif olabilmektedir. En gelişmiş otomotiv çeliklerin çekme mukavemeti 1500 MPa, % 10 uzamaya ulaşabilirken TWIP çelikleri 1900 MPa, % 61 uzamaya sahip olabilmektedir. TWIP çelikleri mükemmel mukavemet - süneklik ilişkisine, iyi yorulma direncine, mükemmel darbe dayanımına, şekillendirme kabiliyetine ve tokluğa sahip olması ile tanımlanmaktadır [3].

TWIP çelikleri yüksek miktarda mangan (Mn) içerir. Bunun yanı sıra alüminyum (Al), silisyum (Si), karbon (C) gibi alaşım elementleri katılarak mekanik özelliklerin kontrolü sağlanır. Karbon (C) oranları oldukça düşüktür. Bu tip çelikler plastik şekil vermeden sonra oluşan yüksek ikiz miktarıyla birlikte tek fazlı östenitik bir yapıya sahiptir. Yapıya yüksek mukavemeti kazandıran bu ikiz sınırları dislokasyon hareketini önleyici rol üstlenmeleridir [3].

Enerji tüketiminin ve hava kirliliğini, CO<sub>2</sub> emisyonunu azaltmak için yakıttan tasarruflu otomobiller için artan talep, otomotiv endüstrisi için en önemli hedef olmuştur. Yıllara göre CO<sub>2</sub> emisyonu Şekil 1.1'de gösterilmiş olup grafikte azalma eğilimi görülmektedir. Bu azalmanın ileriki yıllarda daha da düşürülmesi için yeni kurallar getirilecektir [4].

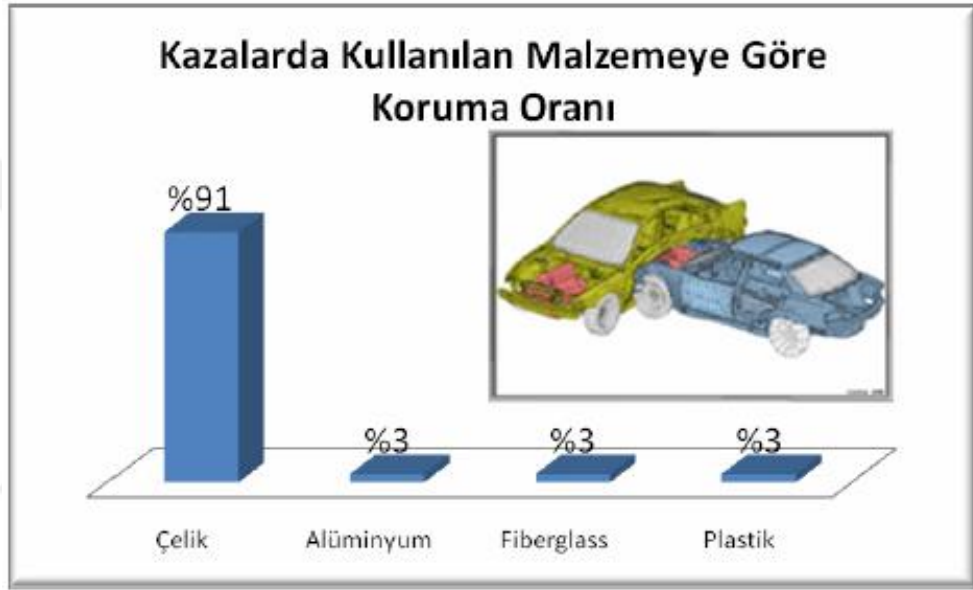


Şekil 1.1. Taşıtlardaki CO<sub>2</sub> emisyon miktarının yıllara göre değişimi [4].

TWIP çeliklerinin karakteristik özellikleri diğer çeliklere göre, otomotiv endüstrisi içinde yakıt tasarrufu ve düşük ağırlık gereksinimleri karşılamak için kullanılan en ideal çeliklerden biri yapmaktadır. Bununla birlikte, HSLA ve diğer düşük mukavemetli çelik türlerinin mekanik özellikleri nedeniyle daha kalın malzeme kullanma gereksiniminden ötürü yeterli olmamaktadır. Ağırlığı 1100 kg'a düşürülmüş sedan bir araç ile 1400 kg ağırlığındaki aracın ömürleri boyunca harcamış oldukları yakıt miktarında 3000 litrelik bir kazanım elde etmek mümkün olmaktadır [5].

Otomotiv endüstrisinde çelik haricindeki plastik, alüminyum, magnezyum vb. gibi malzemelerin kullanımı, araçlarda yakıt tüketimini düşürmek maksadıyla ağırlık azaltma kaygısından dolayı artış göstermesine rağmen, çelik endüstrisindeki gelişmeler sayesinde çelik, otomotiv sektörü için hala önemini korumaktadır [6,7].

Taşıtlarda önemli bir unsur olan güvenliğin geliştirilmesi arzusu çelik gibi yüksek mukavemetli malzemelerin daha yoğun kullanılmasına yol açmaktadır. Şekil 1.2’de kullanılan malzeme türüne göre kazalardan korunma oranları verilmiştir. Yapılan kazalarda çelik yapılar ile tasarrufu yapılmış araçlarda can kaybının % 90 oranında azaltılması mümkün olmaktadır. Alüminyum ve diğer fiberglas, plastik malzemelerininki ise % 3 civarındadır. Bu önemli avantaj çelik malzeme kullanımının artmasına sebep olmaktadır [8].



Şekil 1.2. Kazalarda kullanılan malzemelere göre koruma oranı [8].

TWIP çeliklerinin plastik deformasyonu iki mekanizma ile gerçekleşir; dislokasyon kayması, mekanik ikizlenme veya deformasyon ikizlenmesidir. Bu deformasyon mekanizmaları daha çok östenit yapısının sahip olduğu “hata yığını enerjisi (SFE: stacking fault energy)” ile ilintilidir. İkizlenme mekanizması SFE ile kontrol edilir. SFE çok düşük ise ( $\leq 20 \text{ mJ/m}^2$ ) martensit ile artırılmış plastisite görülür. Daha yüksek SFE’lerde martensitik faz dönüşümü bastırılır ve  $\leq 60 \text{ mJ/m}^2$  değerlerine kadar mekanik ikizlenme oluşur. Bu koşullarda dislokasyonların Shockley kısmi dislokasyonlarına dönüşmesi zordur. Bu nedenle de baskın deformasyon mekanizması, mükemmel dislokasyonların kaymasıyla sağlanır. Orta değerli SFE’lerde faz dönüşümü veya dislokasyon kayması yerine mekanik ikizlerin oluşumu görülür [9].

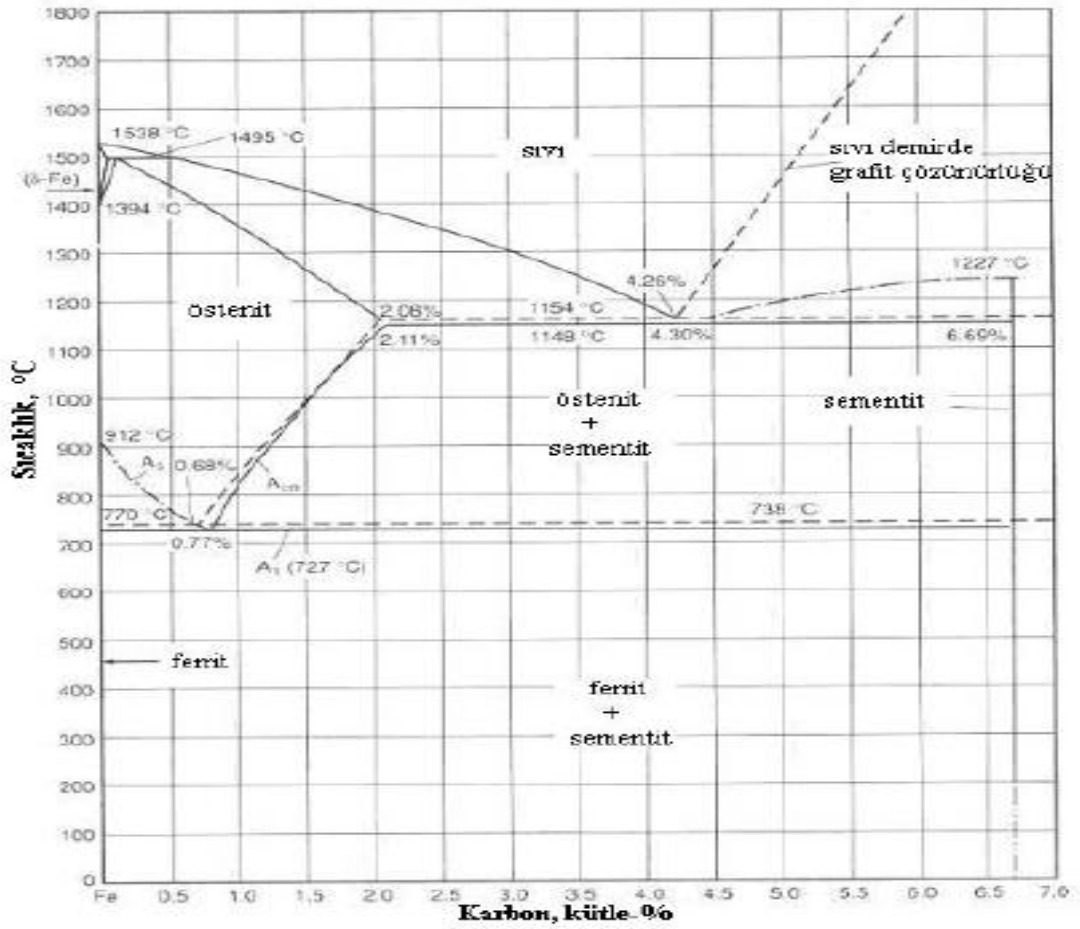
## BÖLÜM 2

### DEMİR – KARBON FAZ DİYAGRAMI

Kütlece % 2,1'e kadar karbon içerebilen demir ve karbon alaşımları çelik olarak sınıflandırılırken yapının bu değerden daha fazla karbon içermesi halinde söz konusu yapı dökme demirler olarak ifade edilir.

Çelikler değişen oranlarda ve belirli bir aralıkta karbon içerirler. Vakumda gaz giderilmiş ve oldukça düşük miktarda karbona sahip sac çelikleri için bu miktar kütlece % 0.005 olabilirken yüksek karbonlu takım çeliklerinde bu değer kütlece % 2 gibi bir maksimuma sahiptir. Karbon çeliklerde faz ilişkisini, mikroyapıyı ve çeliğin tüm özelliklerini tamamen değiştirebilmektedir. Çeliklerde genel olarak yüksek sünekliğin, tokluğun ve iyi kaynaklanabilirliğin sağlanması için karbon oranı düşük tutulur. Ancak bu oranın yüksek olması halinde ise yüksek mukavemet, sertlik, yorulma direnci ve aşınma direnci elde edilir [10].

Karbon östenit stabilizördür ve östenitin stabilite sıcaklık aralığını genişletir. Östenit içerisindeki karbonun çözünürlüğü ferrite kıyasla daha yüksektir. Bu çözünürlük 1148 °C'de sementit ile dengede maksimum kütlece % 2.11 ve 727 °C'de ise % 0.0218'dir. Ferrit ve östenit içerisindeki karbon çözünürlüğü sıcaklığın bir fonksiyonu olup karbon atomlarının demir atomları arasındaki oktahedral arayerlere daha fazla yerleşememesi halinde kendi kristal yapısında daha fazla karbon atomu barındıran yeni bir faz oluşacaktır. Bu faz ortorombik bir kristal yapıya sahip olan sementit veya demir karbür ( $Fe_3C$ ) olarak ifade edilir. Östenit ve ferrit içerisinde sementit oluşumu ve karbonun sıcaklık bağımlı olan çözünürlüğü alaşımlama ve prosesleme ile kontrol edilmekte olup böylelikle çelik içerisinde farklı mikroyapı ve özellikte olan çeşitli fazlar elde edilir [10]. Şekil 2.1 demir-karbon diyagramını ve karbon ilavesi ile birlikte saf demirdeki faz değişimleri göstermektedir.



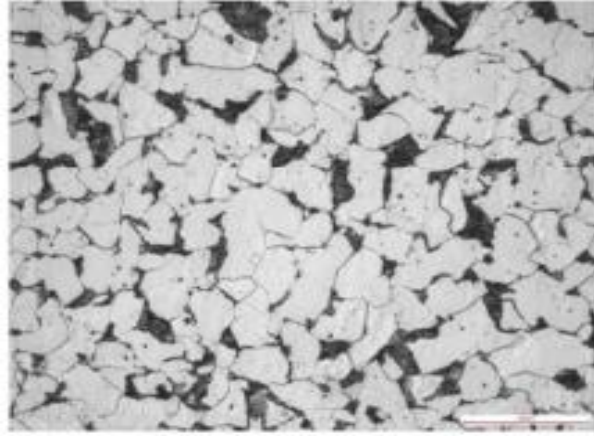
Şekil 2.1. Kütlece % 6.67 karbon içeriğine kadar demir-karbon denge diyagramı. Düz çizgiler Fe-Fe<sub>3</sub>C diyagramını, kesikli çizgiler ise demir-grafit diyagramını göstermektedir [11].

Östenit faz alanı karbon çeliklerinin sıcak işlem ve ısıl işlem için temeldir. Östenit su verme ile diğer mikroyapılara dönüştürülebilir. Dengeye yakın konumda yavaş soğutma koşulları altında östenit, ferrit ve sementit karışım yapısına dönüşür. Hızlı soğutma koşulları altında ise martenzite dönüşüm söz konusudur. Bu tür dönüşümler çeliklere uygulanan ısıl işlemlerin temelini oluşturur. Bundan dolayı demir ve demir alaşımları içerisinde östenitin geçici yüksek sıcaklık stabilitesi ve östenitin soğutma ile birlikte katı-hal dönüşümü çoğu çeşitli uygulama için şeklin, yapı boyutunun, mikroyapının ve özelliklerin optimize edilmesine olanak verir [10].

Demir ve karbona ek olarak çelikler demir-karbon diyagramının sınırlarında kaymaya neden olan birçok element içerir. Mangane ve nikel gibi elementler daha düşük kritik sıcaklıkları sağlayan östenit stabilizörüdür. Silisyum, krom ve molibden

gibi elementler ise ferrit stabilizörü olup aynı zamanda karbür yapıcı elementlerdir. Bu elementler kritik sıcaklıkları artırır ve östenit faz alanını daraltır. Titanyum, niobyum ve vanadyum gibi diğer elementler östenit içerisinde sıcaklıkla bağımlı olarak disperse halde nitrürlerin, karbürlerin veya karbonitrürlerin oluşumuna olanak verir. Bu tür bir etki ticari alaşımların proseslenmesi için gerekli sıcaklık aralıklarında dikkate alınmalıdır [11].

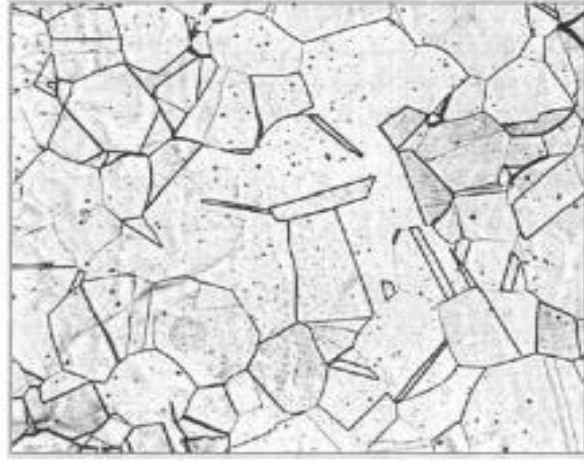
Ferrit, demir anlamına gelen, latince ferrum teriminden türetilmiştir. Kristal yapısı hacim merkezli küp olan  $\alpha$  - katı çözültisi içinde en fazla % 0,025 C çözünebilir. Oda sıcaklıklarında karbon çözünürlüğü % 0,0025 C değerine iner. Ferrit, çeliğin en yumuşak ve en sünek fazıdır (Şekil 2.2).



Şekil 2.2. Ferritik yapı [12].

Östenit, İngiliz metal bilimcisi Sir William Roberts-Austen'in adından türetilmiş bir terimdir. Yüzey merkezli küp yapıları  $\gamma$  - katı çözültisi, ötektik sıcaklıkta ( $\approx 1130$  °C) en çok % 2 ve ötektoid sıcaklıkta (721 °C)'da en çok % 0,8 karbon çözebilen bir katı çözültidir [13]. Yumuşak ve sünektir (Şekil 2.3).

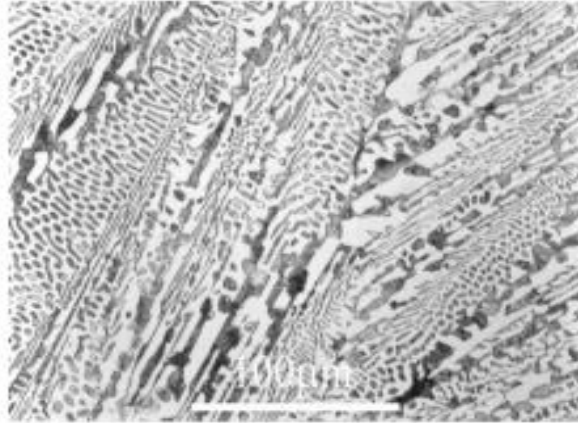




Şekil 2.3. Östenitik yapı [12].

Sementit ( $Fe_3C$ ), “Kaba taş” anlamına gelen latince “caementum” teriminden üretilmiştir. % 6,67 C içeren ve 1200 °C altında ısı-devingen (termodinamik) olarak dengesiz duruma geçen bir demir karbürüdür. Çeliğin içyapısındaki en sert ve kırılgan fazdır [13].

Demir–karbon alaşımlarının içyapılarında önemli olan, bu fazların yalın durumları değil, ötektik ve ötektoid tepkimeler sonucu oluşan faz karışımlarıdır. Ötektik tepkime, 1130 °C sıcaklıkta % 4,3 C içeren demir-karbon eriyiğinin östenit ve sementit fazlarına dönüşmesi biçiminde olur. Bu dönüşüm sonucunda, östenit ( $\gamma$ ) ve sementit ( $Fe_3C$ ) fazları daima belirli bir oranda ve kolayca tanınabilecek katılaşma görüntüsü içindedir. Oluşan bu faz karışımına “ledeburit” adı verilir (Şekil 2.4) [12].



Şekil 2.4. Ledeburit yapı [12].

Ötektoid tepkime; bir katı fazı, soğuma sonucu iki ayrı katı faza dönüştüren tepkimeye verilen addır. Demir-karbon alaşımlarında bu tepkime 721 °C sıcaklıkta % 0,80 C içeren östenitin, ferrit ve sementitten oluşan bir faz karışımına dönüşmesi biçiminde olur. Bu ötektoid karışıma “Perlit” adı verilir (Şekil 2.5). Perlit, adını; onu ilk bulan Sorby, inci gibi parlayan bileşen (pearly constituent) anlamında takmıştır. Perlit, demir-karbon alaşımlarında çok önemli bir yer tutar. Önemi; ferritin yalnız başına yumuşak ve sünek, sementitin ise sert ve kırılğan olmasına karşın perlitin, yüksek bir dayanım düzeyine ulaşmasındandır [12].

Perlite bu özelliği, yapısındaki sementitin, ferrit ana yapı içinde art arda dizilmiş yaprakçıklar (lamella) biçiminde oluşması sağlar [13].



Şekil 2.5. Perlit ve sementit yapıları [13].

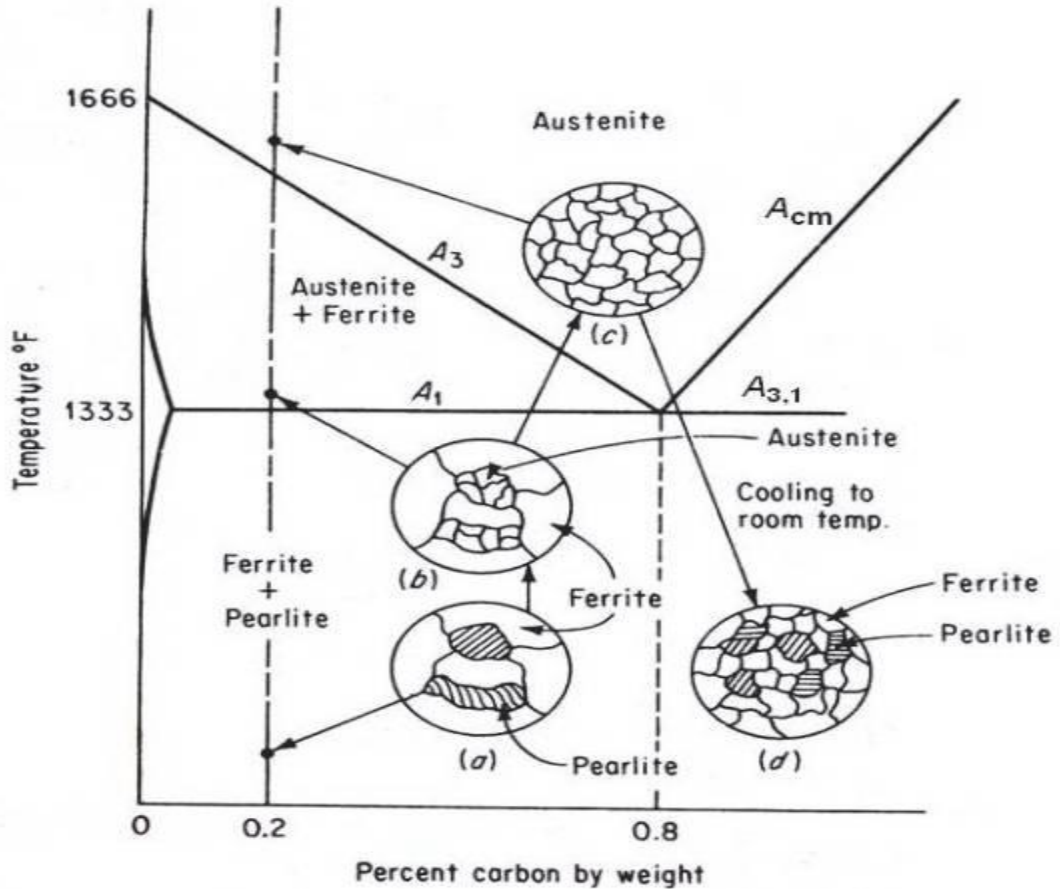
## 2.1. ÇELİKLERDE DÖNÜŞÜM YAPILARI

### 2.1.1. Ötektoidaltı Çeliklerde Oluşan İçyapılar

Östenit ( $\gamma$ ) bölgesi içinde kaldığı sürece çeliğin içyapısı tümüyle ( $\gamma$ ) tanelerinden oluşur. Sıcaklık düşüp ( $\alpha + \gamma$ ) ikili faz bölgesine girildiğinde östenit tane sınırlarında ferrit oluşmaya başlar. Bu ferrit 721 °C’deki ötektoid tepkimeden önce oluştuğu için ötektoid öncesi ferrit diye tanımlanır. ( $\alpha + \gamma$ ) ikili faz bölgesinde sıcaklık düştükçe daha çok ferrit oluşur. Ferrit en çok % 0,02 C çözüdürebildiğinden östenit tanelerinin karbon oranı gittikçe artar. Çeliğin ortalama karbon oranı

değişmeyeceğinden ötektoid sıcaklığına erişilinceyedek ötektoid öncesi ferrit artar, östenit ise azalır. Ötektoid sıcaklığına (721 °C) erişildiğinde, östenitin karbonu % 0,8 C düzeyine çıkmış olur ve bu östenit, ötektoid tepkimesi sonucu perlite dönüşür. Ötektoid sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda bu dönüşümden başka faz dönüşümü olmaz [13].

Tüm ötektoidaltı çeliklerde temel faz dönüşümleri ve temel yapı görüntüleri aynı biçimde gelişir. Farklılık, soğuma hızına bağlı olarak ötektoid öncesi ferrit tanelerinin biçim ve büyüklüğü ile perlit tanelerinin büyüklüğü ve ayrıca, çeliğin % C değerine bağlı olarak, her ikisinin içyapı içindeki oranlarındadır [12]. Şekil 2.6'da ötektoidaltı çeliklerin tavlanması sırasında oluşturulan içyapılar verilmiştir.



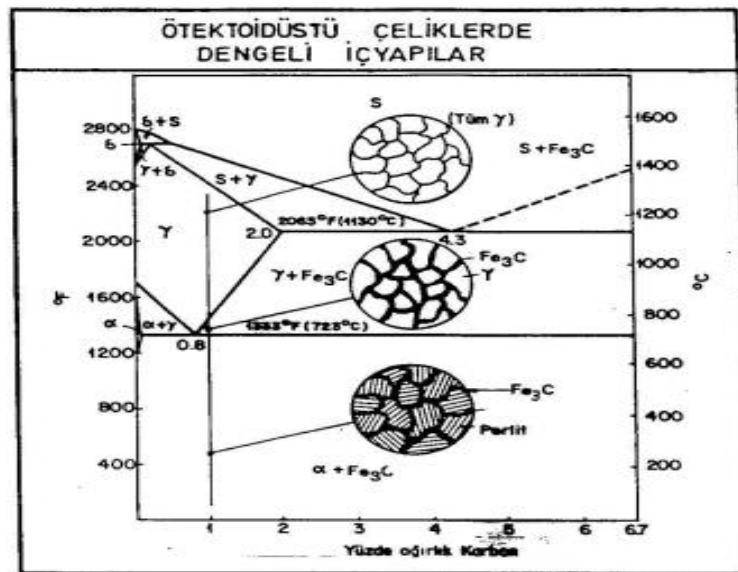
Şekil 2.6. Ötektoidaltı çeliklerin tavlanması sırasında oluşturulan bazı içyapılar [14].

### 2.1.2. Ötektoid Çelikte Oluşan İçyapı

Adından da anlaşılacağı gibi ötektoid çelik tek bir tür çeliktir. Bileşiminde % 0,8 C bulunan bu çelik, ötektoidaltı çeliklerde olduğu gibi, iki aşamalı faz dönüşümlerinden geçmez. % 100 perlitli bir içyapı doğar. Östenit taneler içinde oluşan perlit tanelerinin sayısı 1'den çok olabilir. Bu tanelerin büyüklükleri soğuma hızı arttıkça küçülür. % 100 perlitli bir yapı ısıtılacak olursa, bu kez ötektoid sıcaklığında tersine bir dönüşüm gelişir ve % 100 östenitli bir içyapı ortaya çıkar [13].

### 2.1.3. Ötektoidüstü Çeliklerde Oluşan İçyapılar

Yüksek karbonlu çeliklerde peritektik dönüşüm olmaz. Çeliğin eriyiği doğrudan östenit katı fazına dönüşür. % 100 östenitli bir içyapı, ( $\gamma + Fe_3C$ ) iki fazlı bölgenin sınırı olan  $A_{cm}$  çizgisinin kesildiği noktanın eşdeğerindeki sıcaklığa dek dönüşüme uğramaz. Bu sıcaklığa erişildikten sonra, karbonun östenit içindeki çözünürlüğü düşeceğinden, doymuşluk değerinin üzerindeki karbon östenitten dışarı atılır. İşte bu dışarı atılan karbon, östenit tane sınırlarında sementit oluşturur ve ince bir zar gibi tüm östenit tane sınırlarında çöker. Şekil 2.7'de ötektoidüstü çeliklerde dengeli içyapılar verilmiştir [12].



Şekil 2.7. Ötektoidüstü çeliklerde dengeli içyapılar [12].

Görüldüğü gibi çeliklerin içyapıları, bileşimlerine bağımlı olarak değişik ısıtma ve soğutma işlemleriyle, belirli içerikler kazanırlar. Ötektoidaltı çeliklerin (% C < 0,8) yavaş soğutulmuş ve dengeli olmuş içyapıları oda sıcaklıklarında (ferrit+perlit) yapıları içerirken, benzer hacimde ötektoidüstü çeliklerin içyapıları da aynı denge koşullarında (sementit+perlit) içerirler. Çeliğin içyapısındaki ferrit oranı arttıkça çeliğin tokluk ve sünekliği artar fakat akma ve çekme mukavemetleri düşer. Buna karşın, çeliklerin perlit içeriği arttıkça akma ve çekme dayanımları artar, buna karşın tokluk ve süneklikleri düşer [13].

#### 2.1.4. Dönüşüm Sıcaklıkları

Çeliklerin içyapılarındaki çeşitli fazların ısıtma ya da soğuma sırasında geçirdikleri dönüşümlerin sıcaklıkları, Fe-C denge çizelgesinde, faz bölgelerini birbirinden ayıran çizgileri oluştururlar. Örneğin % 0,5 C içeren bir çelik çok yavaş olarak oda sıcaklıklarından ısıtıldığında ferritin bir bölümü ve sementit'inde tümü 721 °C sıcaklıkta östenite dönüşür, 860 °C sıcaklıkta ise ferrit'in tümü östenite dönüşür [15].

3 önemli dönüşüm sıcaklığı vardır:  $A_1$  ötektoid sıcaklığına verilen simgedir.  $A_3$  ise ( $\alpha+\gamma$ ) bölgesi ile ( $\gamma$ ) bölgelerini birbirinden ayırır.  $A_{cm}$  ise ( $Fe_3C+\gamma$ ) bölgesini, ( $\gamma$ ) bölgesinden ayırır. Bu sıcaklıklar ancak denge koşulları var olduğunda geçerlidir. Yavaş ısıtmalar ya da soğutmalar dışında denge çizgisinden okunacak değerler geçersizdir. Bu nedenle bu sıcaklıklar bazen İngilizcede denge anlamına gelen "equilibrium" sözcüğünün "e" harfini de içerecek biçimde gösterilir:  $A_{e1}$ ,  $A_{e3}$ ,  $A_{e_{cm}}$  [12].

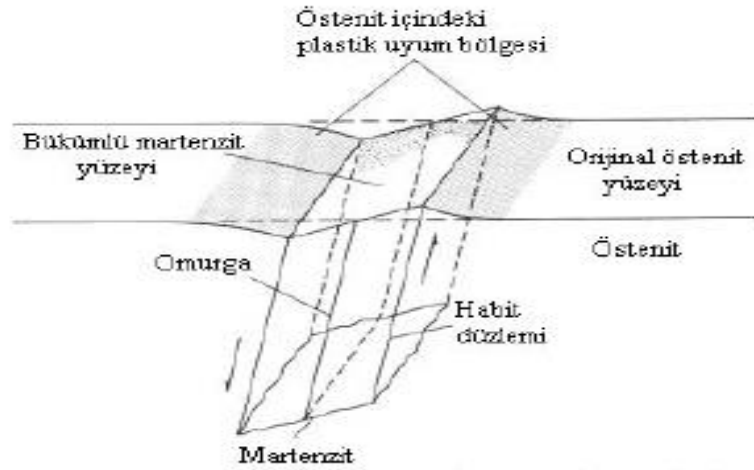
#### 2.1.5. SSD (TTT) Çizgileri

Eş ısıtma dönüşüm çizgileri östenitin  $A_{e1}$  altındaki sıcaklıklarda değişmez dönüşüm davranışlarını özetleyen eğriler bütünüdür. Östenit,  $A_{e1}$  sıcaklığı altındaki dönüşümünü atom yayınması ile gerçekleştirdiğinden, bu dönüşümlerin değişkenleri kimyasal bileşim, sıcaklık ve süredir. Belirli bileşimdeki bir çelik için değişkenler sıcaklık ve süre olduğundan eş ısıtma dönüşüm çizgileri bazen SSD çizgileri olarak da anılırlar.

SSD çizgileri değişmez sıcaklıklarda östenitin ( $\alpha + Fe_3C$ ) faz karışımına dönüşüm kinetiğini yansıtır. Belirli bir değişmez sıcaklıktaki  $\gamma \rightarrow (\alpha + Fe_3C)$  dönüşümü, süreye bağımlı olarak izlenebilir [13].

### 2.1.6. Martenzitik Dönüşüm

Martenzit çelikler için en yüksek sertlik ve mukavemet sağlayan bir fazdır. Martenzitik dönüşüm difüzyon mekanizması olmaksızın östenitten ferrite, perlite ve beynite olan difüzyon kontrollü dönüşümü yeteri kadar bastırarak derecede yüksek soğuma hızları sonucunda oluşur. Demir atomları karbon atomları gibi yayınmazlar. Bundan dolayı dönüşüm büyük miktarda atomların kayması veya ortaklaşa hareketi ile gerçekleşir. Şekil 2.8’de şematik olarak martenzit kristal oluşumunu göstermektedir.

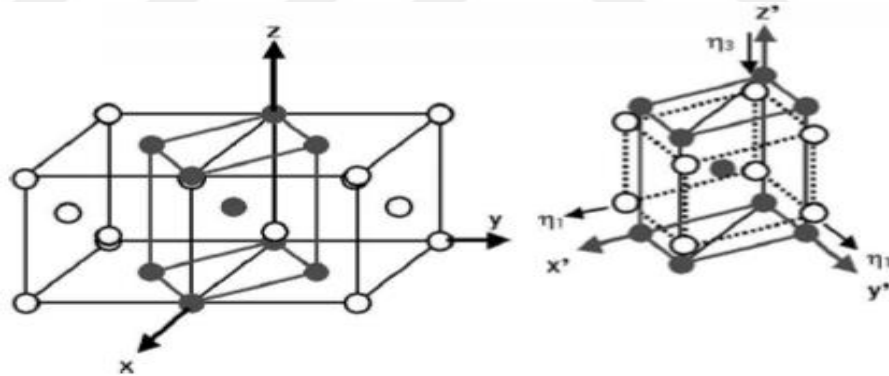


Şekil 2.8. Martenzit plakasının oluşumu ile ilgili olarak kayma ve yüzey bükümünün şematik gösterimi [11].

Makroskopik olarak kayma habit düzlemi olarak adlandırılan sabit bir kristalografik düzleme paralel gerçekleşmekte ve serbest yüzey üzerinde uniform olarak bükümlü bir yüzey oluşturmaktadır. Kafes deformasyonu olarak da ifade edilen östenitten (ymk) martenzite (hmk) doğru kristal yapıda meydana gelen değişime aynı zamanda dönüşümde eşlik eder. Ancak oluşan martenzit eşzamanlı olarak kütsel östenit içerisindeki distorse olmamış ve dönmemiş habit düzlemlerinin bulunması ile oluşan kısıtlamalardan dolayı deforme olur. Bu olay martenzitin deformasyonu kafes sabit

deformasyonu olarak da ifade edilir ve bu durum martenzit içerisinde yüksek miktarda dislokasyon veya ikiz üretir. Karbon atomlarının hacim merkezli tetragonal yapının oktahedral arayerlerine oturması ile birlikte oluşan bu ince yapı su verilmiş martenzitin oldukça yüksek mukavemetini sağlar [11].

Bir kafes deformasyonunda koordine edilmiş kayar atomlar Bravais kafesini homojen olarak bir diğere dönüştürmekte ve aynı zamanda dönüşüme uğrayan bölge ile bitişik bölge arasındaki etkileşimden ötürü rijit-cisim rotasyonu oluşabilmektedir. Bir kristal yapı içerisinde kafes deformasyonu ile değişmeyi başarmış kısım saf deformasyon bölgesini teşkil etmekte ve genelde Bain distorsiyonu veya Bain birim deformasyonu olarak isimlendirilmektedir. Bu terim temelinde demir içerikli alaşımlarda yüzey merkezli kafes yapısından hacim merkezli kafes yapısına dönüşümü gösteren martenzitik dönüşümü ifade etmektedir [16]. Şekil 2.9'da Bain distorsiyonu ile oluşan faz ve onu çevreleyen ana faz, şematik olarak gösterilmektedir

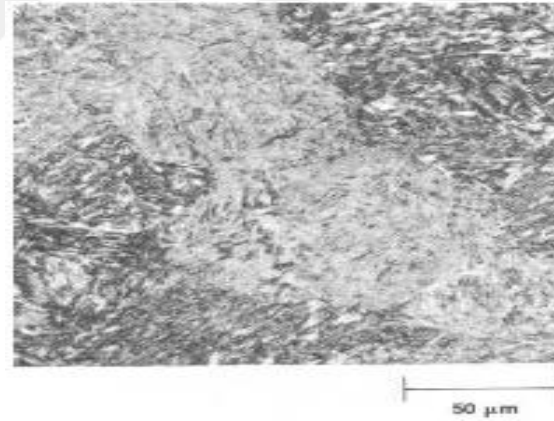


Şekil 2.9. Demir alaşımlarında YMK demirden HMK demire olan martenzitik dönüşümün şematik olarak gösterilmesi [17].

Bu dönüşüm kayma birim deformasyonlarını oluşturduğu gibi malzemenin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak yaklaşık % 5 oranında hacimce büyümeyi de yanında getirmektedir. Yer değiştirmeli olarak gerçekleşen faz dönüşümleri kafes deformasyonlarının veya atomik yer değiştirmelerin çeşitli kombinasyonlarını içermesine rağmen, martenzitik dönüşüm atomların yer değiştirmesinden daha çok kafes deformasyonu ile meydana gelmektedir [16].

Martenzitik dönüşümün başlangıcının belirlenmesinde kullanılan bir diğer önemli unsur ise sürüklenme kuvvetidir. Herhangi bir sıcaklık değeri için içyapıdaki en düşük enerji seviyesine bağlı olarak öncelikli bir kristalografik yapı mevcuttur. Martenzit fazı düşük sıcaklıklarda termodinamiksel açıdan tercihli bir yapıya sahip olduğundan çelik malzemeye su verilme işlemi uygulandığında (quenching) yüksek sıcaklıklarda kararlı olan östenit fazı martenzit fazına dönüşmektedir [16].

Demir-karbon alaşımlarında ve çeliklerde martenzit yapısının iki morfolojisi oluşur. Düşük ve orta karbonlu alaşımlarda lata tipi martenzit oluşur. Lata tipi martenzit birbirine paralel yapılar veya lata şekilli kristaller ile karakterize edilir. Lataların içyapısında karışık dislokasyonlar mevcuttur ve mikroyapı latalar arası düşük miktarda kalıntı östenit içerir. Paralel lata grupları paketler olarak isimlendirilir. Lataların çoğu ışık mikroskobu ile ayırt edilemeyecek kadar oldukça incedir. 4340 çeliğinde yer alan lata tipi martenzit yapısı için bir örnek Şekil 2.10'da gösterilmektedir.

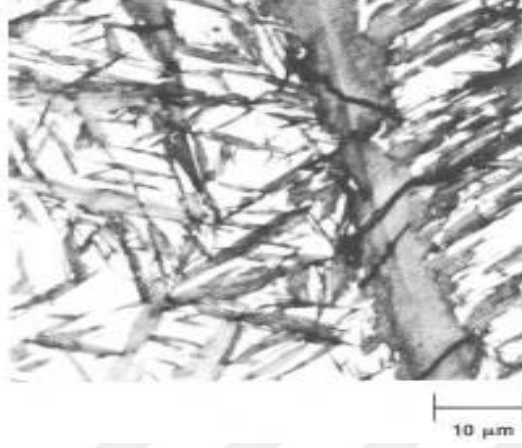


Şekil 2.10. 940 °C'de su verilmiş ve 350 °C'de temperlenmiş 4340 çeliğinde yer alan lata tipi martenziti yapısı için ışık mikroskop görüntüsü. Paralel lataların oluşturduğu paket yapı ışık mikroskopunun ayırt etme özelliğinin altındadır [11].

Yüksek karbonlu çeliklerde ise plaka tipi martenzit oluşur. Martenzitik kristalleri plaka şeklindedir ve birbirine yakın konumdaki birimler paralel olmama eğilimindedir. Plakaların ince yapıları genelde ince dönüşüm ikizleri nedeni ile oluşur. Düşük Ms sıcaklığı nedeni ile yüksek miktarda kalıntı östenit bu durumda



yapı içerisinde yer alır. Şekil 2.11 bir Fe-1.36C alaşımında östenit ve plaka tipi martenziti yapısını göstermektedir.



Şekil 2.11. Fe-% 1.36C alaşımında kalıntı östenit ve plaka martenziti gösteren ışık mikroskop görüntüsü [11].

## 2.2. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ÇELİK ÜZERİNDE ETKİLERİ

### 2.2.1. C Etkisi

Çeliğin mekanik özelliklerini en fazla etkileyen elemandır. Artan karbon oranı ile çeliğin dövme, kaynak, talaş kaldırma ve derin çekme ile şekillendirilme yeteneği azalırken, sertleşme kabiliyeti artar [18]. Şekillenebilirliğin ön planda olduğu çeliklerde karbon miktarı düşük tutulmalı, dayanım değerlerinin yüksek olması gerektiği durumlarda ise çeliğin karbon içeriği yüksek olmalıdır. Karbon değeri % 0,8'den sonra kırılma artar, ısıl işlem sonu sertlik kalıntı östenit nedeni ile daha fazla artmaz. Yüksek karbonlu çeliklerin ısıl işleminde çatlama riski de fazladır. Çeliğin alabileceği maksimum sertlik 67 HRC olup bu değer 0,6 karbon miktarı ile elde edilir [19].

### 2.2.2. Mn Etkisi

Yapıya genellikle cevher halinde iken girer. Mekanik özellikleri iyileştirmesi dolayısıyla ayrıca da ilave edilir. % 3 Mn miktarına kadar, her % 1 Mn için çekme dayanımı yaklaşık 100 MPa kadar artar. % 3 - 8 arası artış azalır. % 8'den itibaren

düşüş görülür. Çeliğin dövülebilirliği ve sertleşebilme kabiliyetini iyileştirici özelliktedir. Bunun yanında kaynak kabiliyetini de artırır ve östenit kararlaştırıcı bir elementtir [18].

### **2.2.3. Si Etkisi**

Silisyum da, mangan gibi, üretim kademelerinden itibaren çelikte bulunan bir elementtir; cevherden ve/veya ferrosilis ya da fero-silko-mangan olarak katılan oksijen gidericilerden gelir [20]. Döküm çeliklerde, döküme akıcılık sağlamak için ilave edilebilir. Ferit içerisinde çözünebilme özeliğine sahip olduğu için malzemenin süneklik ve tokluğunu düşürmeden akma, çekme dayanımını, elastikiyetini ve sertliğini artırır [21].

### **2.2.4. Al Etkisi**

Oksijen gidermek için kullanılır. Akma dayanımını ve darbe tokluğunu arttırıcı etki gösterir. Ayrıca alüminyumun tane küçültücü etkisi vardır, nitrasyon çeliklerinin temel alaşım elementidir [22].

### **2.2.5. Cr Etkisi**

Cr, her % 1 oranı için çeliğin mukavemetini  $90 \text{ N/mm}^2$  arttırır fakat kopma uzamasını % 1,5 oranında azaltır. Kritik soğuma hızını küçültür ve böylece sertleşme derinliği artar. Demirin karbonu çözebilme kabiliyetini azaltır, bundan dolayı östenitin doymuşluk sınırı ( $A_{cm}$ ) sola doğru fazlaca kayar ve çelikte karbürlerin ayrışmasına neden olur. Oluşturdukları krom karbürler ile çeliğin sertliği artar. Tufallaşmayan çeliklerin en önemli alaşım elemanı kromdur [22,23].

### **2.2.6. P Etkisi**

Fosfor çeliğin akma ve çekme dayanımını artırır, yüzde uzamayı ve eğme özelliklerini çok fazla kötüleştirir, soğuk kırılmalık yaratır. Talaşlı şekillendirme kabiliyetini artırır. Fosfor çelik içinde üretim işlemlerinden kalan bir elementtir ve

istenmeyen özellikleri nedeniyle mümkün mertebe yapıdan uzaklaştırılır. Çelik içerisinde mümkün olduğunca düşük olmasına çalışılır ve kükürtle birlikte fosfor azlığı malzeme kalitesinde birinci kriterdir. Kaliteli ıslah çeliklerinde maksimum fosfor miktarı % 0.045, asal ıslah çeliklerinde ise % 0,035'dir [21].

### **2.2.7. Co Etkisi**

Co, malzemenin kritik soğuma hızını artırır, bundan dolayı su vermede sertleşme derinliğini azaltır. Çeliğe ilave edildiğinde katılaşmanın tamamlanma sıcaklığını yükseltir,  $A_3$  dönüşüm noktasını düşürür ve  $\gamma$  bölgesini genişletir. Co, ferriti sertleştirir ve böylece kızıl sıcaklıkta sertliğe yardım eder. Korozyon ve aşınma direncini artırır, çekme ve akma mukavemetlerinde az bir artış sağlar fakat çekilebilme özelliğini azaltır [24,25].

### **2.2.8. V Etkisi**

Tane küçültme etkisi yaparak çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını oldukça artırır. Ayrıca sertleşebilme kabiliyetini artırır, menevişleme ve ikinci sertleşmede olumlu etkileri vardır. Alaşımli takım çeliklerinde kullanım yeri olan bir alaşım elementidir [26]. Vanadyum, tane küçültücü ve karbür yapıcı etkisi ile mikro alaşımli çeliklerde niyobyum ve titanyum ile birlikte kullanılan bir mikro alaşım elementidir. Mikro alaşımli çeliklerde alaşım elementleri toplamı % 0,25'i geçmez. Bu elementler tek, ikil ve üçlü kompozisyonlar halinde mikro yapı içerisinde oluşturdukları karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu inceltmelerinin yanı sıra çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla dayanımı artırır [21].

## BÖLÜM 3

### YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

#### 3.1. TARİHÇE

Dünyada ve Türkiye’de yaşanan enerji krizi ve artan enerji talebi, diğer sektörlerde olduğu gibi otomotiv sektörünü de yeni arayışlara itmiştir. Geliştirilen yeni motor teknolojilerinin yanı sıra, taşıt ağırlığının azaltılması çalışmaları büyük önem kazanmıştır. Fosil yakıtların hızla tükeniyor olması ve çevresel etkileri otomotiv üreticilerini yakıt verimini artırmak için yüksek performanslı, hafif malzemelerin kullanımına yöneltmiştir [27].

Taşıtın kendi tasarımından kaynaklanan ve yakıt tüketimini etkileyen parametreler şöyle sıralanabilir: taşıt kütlesi, taşıt aerodinamiği, güç aktarma sistemleri, tekerlek ve lastikler. Bir otomobilde sağlanan % 50’lik bir ağırlık azaltılmasının seyir koşullarına göre % 35 yakıt tasarrufu sağladığı bilinmektedir [28]. Taşıt kütlesinin azaltılması için, düşük maliyetli, yüksek mukavemetli, hafif malzemelerin kullanımı çok büyük bir önem içermektedir.

HSLA çeliklerinin bir sınıfı olan mikro alaşımlı çelikler, son senelerde gelişmeye başlamışlardır. Bu çeliklere ilave edilen Nb, V ve Ti gibi mikro alaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu birlikte artırmaktadırlar. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeleme ile üretildiklerinden, çok ekonomiktirler. Fakat söz konusu çeliklerin şekillenebilme kabiliyetinin arzu edilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını sınırlamaktadır [29].

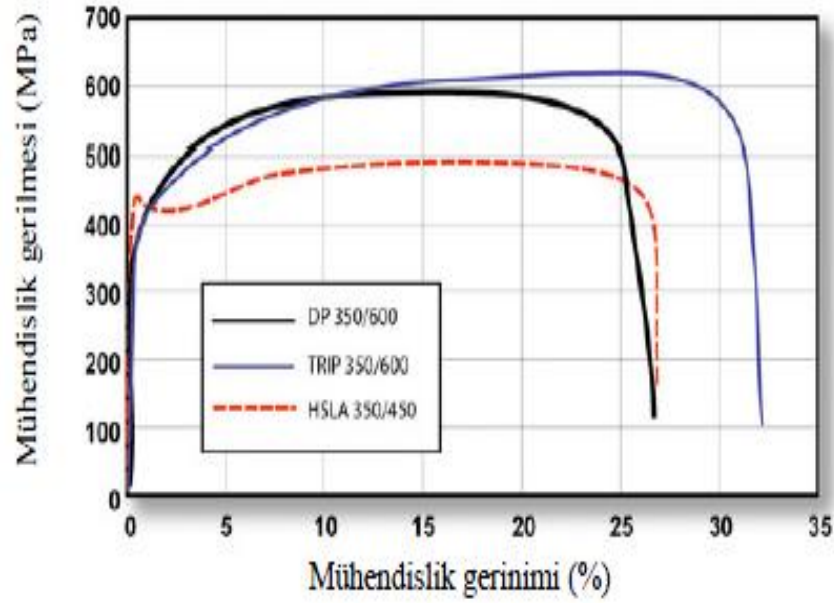
Alüminyum, magnezyum, yüksek mukavemetli çelikler ve titanyum alaşımlar, sac metal malzeme olarak otomotiv gövdesinde hâlihazırda kullanılmaktadır. Bu

malzemelerin yanı sıra geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerin otomotiv gövdesindeki kullanımı gün geçtikçe artmaktadır. Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler, yüksek akma ve kopma dayanımına sahiptir. Bunun yanı sıra, kolay şekil verilebilirlik ve süneklik özelliğinden ötürü tercih edilmektedir. Otomotiv endüstrisinde kullanılan geliştirilmiş yüksek mukavemetli yeni nesil çeliklerin başında çift fazlı (DP) çelikler, dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) ve ikizlenme kaynaklı plastisite (TWIP) çelikleri gelmektedir. Araç gövdesinde kullanılan bu yeni nesil çelikler parçanın fonksiyonundan, mukavemet özelliklerinden ve en önemlisi araç güvenliğinden taviz vermeden araç ağırlığının büyük ölçüde azaltılmasını sağlamaktadır [30].

Çift fazlı çelikler yumuşak ferritik yapı içerisinde martensit yapı barındıran düşük karbonlu çeliklerdir. Çift fazlı çelikler (ferrit + martensit), östenit fazdan kontrollü soğutma ile martensit faza geçiş (sıcak haddeleme) ya da çift faz yapının (ferrit + östenit) ani soğutma işlemi öncesi bir miktar östenitin ferrite dönüşmesi ve geri kalan östenitin martensite dönüşmesi ile üretilir [31].

Çift fazlı çeliğin dayanımı, yapı içerisindeki martenzitin hacim oranına dayanmaktadır [32]. Tane büyüklüğü çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen önemli bir faktördür. Benzer martensit hacim oranına (yaklaşık hacimce % 20) sahip çelikler üzerinde yapılan çalışmalar göstermiştir ki, küçük taneli ferrit barındıran çift fazlı çelikler iri taneli ferrit barındıranlarla karşılaştırıldığında, küçük tane yapısındakiler daha yüksek mukavemet değerlerine ve küçük gerinim değerlerinde bile hızlı gerinim pekleşmesine sahiptir [33].

Şekil 3.1’de benzer akma gerilmesindeki çift fazlı çeliklerin (DP), TRIP çeliklerin ve HSLA (yüksek mukavemet düşük alaşım) çeliklerin mühendislik gerilme-gerinim eğrileri karşılaştırılmıştır.



Şekil 3.1. DP 350/600, TRIP 350/600 ve HSLA 350/450 çeliklerinin mühendislik gerilme/gerinim ilişkilerinin karşılaştırılması [34].

TRIP çelikleri çift fazlı çeliklere göre daha karmaşık bir mikro yapıya sahiptir. Ferrit matrisin içerisinde kalıntı östenit ve küçük miktarlarda beyrit yapı barındırmaktadır [35]. Ayrıca, bazı TRIP çeliklerinin mikro yapısında sert martensit yapı da gözlenebilmektedir. TRIP çelikleri içerisinde barındırdıkları yüksek mangan oranıyla, oda sıcaklığında da östenit yapının barındırılmasını sağlar. Artık östenit, artan gerilme ile hızla martensite dönüşür ve çalışma sertleşmesi durumu oluşur. Yüksek karbon değerlerinde östenit daha kararludur, çok daha yüksek gerilme değerlerinde martensite dönüşür. TRIP çelikleri hem yüksek dayanım hem de çarpışma gibi durumlarda sahip oldukları yüksek enerji soğurma özelliklerinden ötürü tercih edilmektedir. Şekil verilebilirlik açısından da TRIP çelikleri büyük bir avantaja sahiptir. Şekil verilebilirlikte çeliğin hem normal anizotropi değeri ( $R$ ) hem de pekleşme üssü ( $n$ ) değerinin aynı anda iyi olması istenir [36].

TWIP çelikleri yüksek mangan oranı içeren östenit çelikleridir. Diğer yüksek mukavemetli çeliklerden farklı olarak plastik deformasyonda ikizlenme görülür. Östenit çeliklerinin içerisindeki Mn oranı arttıkça TRIP etkisi yerine TWIP etkisi baskın bir şekilde görülmektedir [37].

TWIP elikleri, çift fazlı çelikler ve TRIP elikleri ile kıyaslandığında daha çok seneklik, pekleşme üsteli ve tokluğa sahiptir [38]. Üstün zellikleriyle TWIP elikleri hem Şekil verme operasyonlarında avantaj sağlamaktadır hem de çarpışmada yüksek enerji soğurma kabiliyetine sahiptir. TWIP ekme dayanımı uzama dengesinin iyi olduğu potansiyel bir mekanizmadır ve ultra ileri yüksek mukavemetli elik (U-AHSS) sınıfı çeliklerin kapsamlı olarak gelişimleri için önemlidir [39].

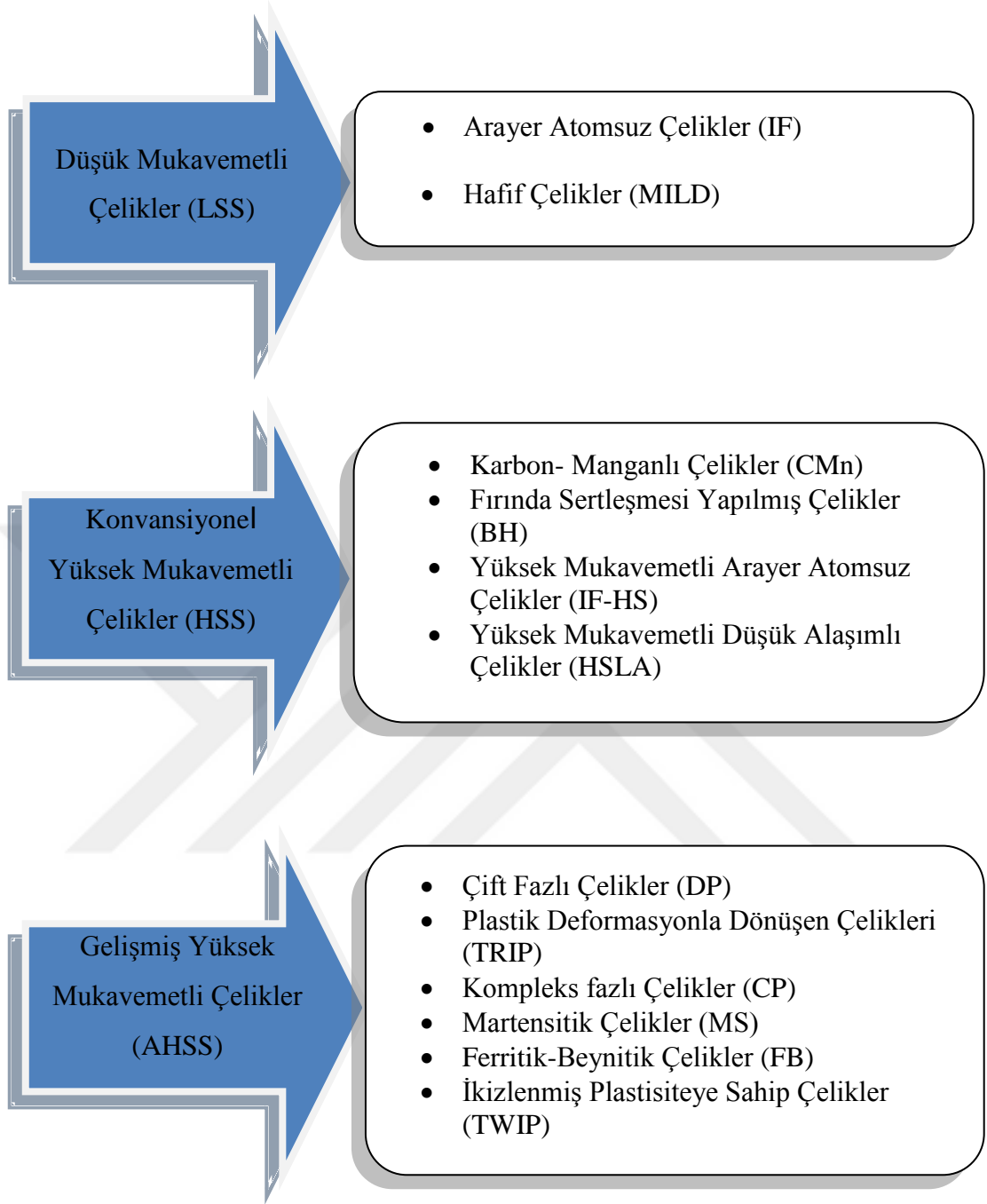
Avrupa'da birkaç firmada deneme üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu girişimler TWIP eliklerinin süper mekanik performanslarını ispatlamıştir, fakat retilbilirliğinin düşük olması, yüksek maliyetten dolayı piyasaya sürümü başarısızdır. Yeni yaklaşımlarla bu zorluklar azaltılarak otomotiv sektöründe uygulanmasını sağlamıştir. Çok iyi dayanım seneklik özelliğinden dolayı piyasa uygulamalarında major elik olarak yer bulması beklenmektedir [39].

### **3.2. YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI**

Otomotiv elikleri 3 farklı gruplarında sınıflandırılabilir: Bu sınıflandırılan elik grupları aşağıda verilmiştir;

- Düşük Mukavemetli elikler (LSS)
- Konvansiyonel (Geleneksel) Yüksek Mukavemetli elikler (HSS)
- Gelişmiş Yüksek Mukavemetli elikler (AHSS)

Bu 3 farklı elik gruplarının türleri aşağıda verilmiştir; Şekil 3.2 [40].

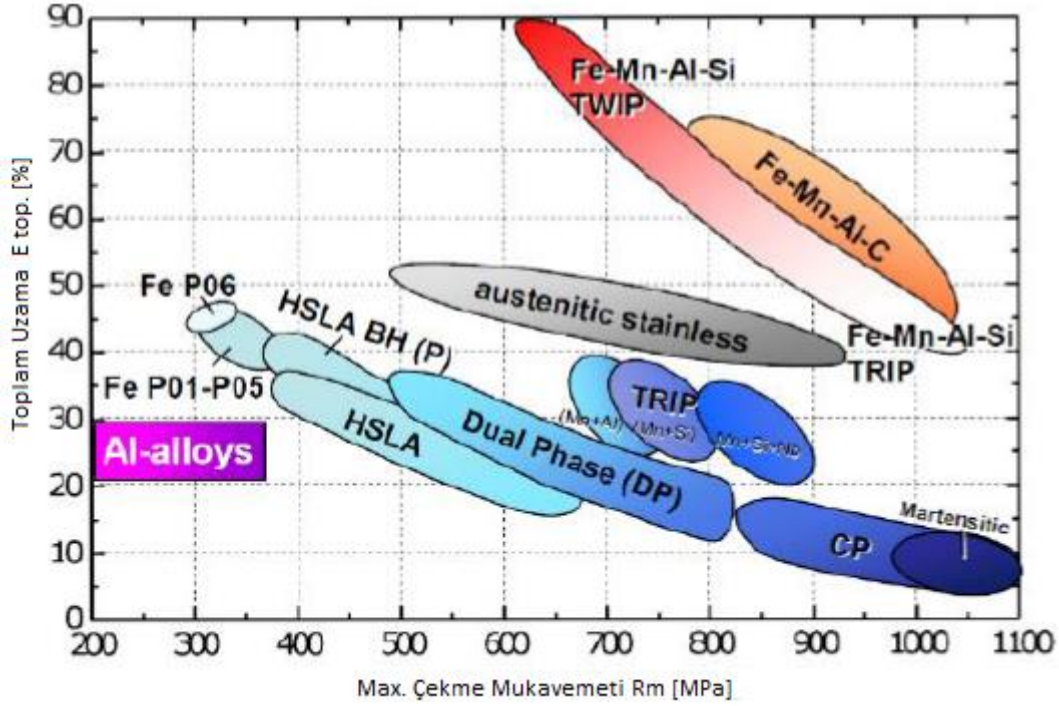


Şekil 3.2. Düşük (LSS), konvansiyonel (HSS) ve gelişmiş yüksek mukavemetli çelik (AHSS) türleri [40].

HSS ve AHSS arasındaki temel farklılıklar mikro yapılarıdır. AHSS çok-fazlı çelik olup, aynı mekanik özellikte üretmek için iyi işlenir ferritte farklı miktarda martenzit, beynit ve/veya kalıntı östenit içerir. Onlar 1.ve 2. Jenerasyon gibi iki alt gruba ayrılır. Ayrıca bu ikiz yapı mekanik özelliklerin ve AHSS'nin değerlerinin artımında önemli rol oynar. Konvansiyonel ve IF gibi çelikler ferrit mikroyapıdan



dolayı daha düşük gerilme uzama özelliğine sahiptir [41]. Şekil 3.3'de düşük karbon, yüksek mukavemetli, gelişmiş yüksek mukavemet ve yüksek Mn çeliklerin gerilme-uzama ilişkileri verilmiştir.



Şekil 3.3. Düşük karbon, yüksek mukavemetli, gelişmiş yüksek mukavemet ve yüksek Mn çeliklerin gerilme-uzama ilişkileri [42].

### 3.2.1. Düşük Mukavemetli Çelikler (LSS)

#### 3.2.1.1. Arayer Atomsuz Çelikler (IF)

Çok düşük karbon içeriğine sahip IF çelikleri karbon monoksit, hidrojen, nitrojen ve çelik yapımı sırasında diğer gazlar bir vakum gaz giderme işlemi ile uzaklaştırılır.

Nitrojen yada karbon gibi ara yer elementleri ayrıca nitrürler ve karbürler niyobyum formları veya titanyum gibi alaşım elementleri gibi kalıntı ara yerleri stabilize etmek için kullanılır. Bu nedenle, IF çelikleri tipik olarak yaşlanmaz. Arayer atomunun olmaması atomik yapısına son derece yüksek süneklığe sahiptir ve derin çekilmiş ürünler için ideal olanak sağlar. Aslında, IF çeliklerine bazen ekstra derin çekilebilir

çelikler denir (EDDS). Bunların dayanımı oldukça düşük ancak yüksek işlerde çalışma oranına ve mükemmel şekillendirilme kabiliyetine sahiptir [43].

### **3.2.1.2. Hafif Çelikler (MILD)**

Yumuşak çelikler, nispeten basit bir ferritik mikro yapıya sahiptir; düşük karbon içeriği ve minimum alaşım elementleri ile yumuşaktırlar ve kolay şekillendirilebilir. Yaygın olarak üretilen ve kullanılan hafif çelikler diğer malzemelere göre ucuz ve temel olarak hizmet eder. Oldukça düşük mukavemet gösterirler fakat mükemmel şekillendirilme kabiliyetine sahiptirler. Hafif çelikler gövde yapısı, kilitler, ve diğer yardımcı parçalar da dahil olmak üzere araçların birçok uygulamasında uzun zamandır kullanılmaktadır [43].

### **3.2.2. Konvansiyonel (Geleneksel) Yüksek Mukavemetli Çelikler (HSS)**

#### **3.2.2.1. Fırında Sertleşmesi Yapılmış Çelikler (BH)**

Basit ferritik mikroyapıya sahip olmasına rağmen, katı eriyik güçlendirmesi BH çeliklerinin mukavemetinin artmasına destek olur. Bunların kimyasal yapısı hafif (MILD) ya da IF çeliklerinden daha karmaşık yapıya sahiptir; pişirme sırasında serbest kalana kadar özel tekniklerle işleme yoluyla çözelti içinde karbon tutmak için kullanıma alınır. Fırında sertleştirme işlemi BH çeliklerinin mükemmel şekillenebilirliğini korurken akma mukavemetini artırır. BH çelikleri yüksek çentik direncine sahiptir ve genellikle dış kapı, kaplamalar gibi panelleri için seçilir [43].

#### **3.2.2.2. Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı Çelikler (HSLA)**

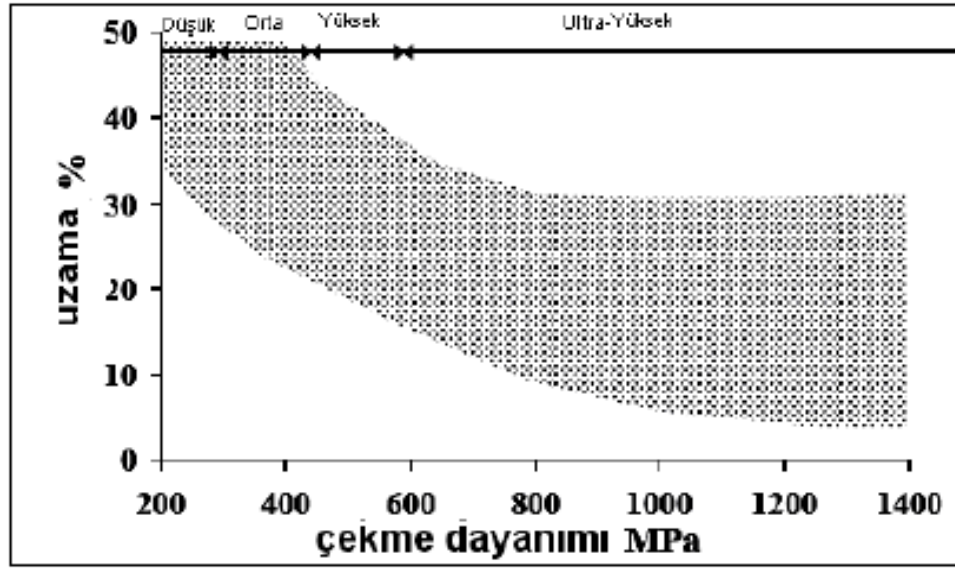
HSLA çelikleri otomotiv uygulamalarında ilk yaygın olarak kullanılan yüksek mukavemetli çelikler (HSS) arasındaydı. Ferrit matrisi içinde minimum alaşım içeriğiyle dağılmış ince alaşım karbürleri ve ferrit-perlit kümeleri bulunur. Bu karmaşık yapı tane boyutunu artırma ile birlikte artan mukavemet HSLA adını verir. HSLA genellikle mekanik özelliklere uygunluk için tasarlanmış ve tipik olarak tok, korozyona dayanıklı, şekillenebilir ve kaynak yapılabilir. Jantların yanı sıra birçok

otomotiv yardımcı parçaları, gövde, süspansiyon ve şasi parçaları HSLA çeliğinden imal edilmiştir [43].

### **3.2.3. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS)**

Geleneksel yumuşak çelikler nispeten basit bir ferritik mikroyapıya sahiptir; tipik olarak düşük karbon içeriği ve en az alaşım elementleri vardır, oluşturmak kolaydır ve özellikle sünek olması istenir. Yaygın olarak üretilen ve kullanılır, hafif çelik diğer malzemelerle karşılaştırıldığında genellikle temel olarak hizmet vermektedir. Konvansiyonel düşük-yüksek mukavemetli çelikler IF, BH ve HSLA vardır. Bu çelikler genellikle 550 MPa'dan daha az akma mukavemet gösterirler ve sünekliği artan mukavemet ile azalır. AHSS çelikleri özellikle mikroyapılarıyla daha karmaşıktır. AHSS diğer çeliklere göre yüksek gerilme-sertleşme gibi çok avantajlı mekanik özelliklere sahiptir [43].

Bu tür çelikler haddelenmiş çeliklere göre yüksek akma mukavemeti gösterirler. Isıl işlemlerle düşük alaşımlı çelikler ve haddelenmiş HSLA çelikleri düşük sünek-gevrek geçiş sıcaklığına sahiptirler. Bunlar üretildikleri şekle göre farklı mekanik özellikler gösterirler. Yüksek mukavemetli çelikler genellikle yapısal işlemlerde kullanılırlar ve bu yüzden yapısal çelikler olarak adlandırılırlar. Bu çelik grubuna giriş yapmak için öncelikle mukavemet artışı ile birlikte süneklik kabiliyetinin de geliştirilmesi gerektiği algılanmalıdır. Bu çok fazlı (multiphase) çelikler farklı mikroyapı bileşenleri ve farklı mekanik özellikler ile ortak etkileşimler gösterir ki bu yüzden mukavemet ve süneklik kabiliyetinin kombinasyonu çok uyumludur. Mukavemet ve sünekliğin optimizasyonundan çıkan çelik grupları Şekil 3.4'te gösterilmiştir [44].

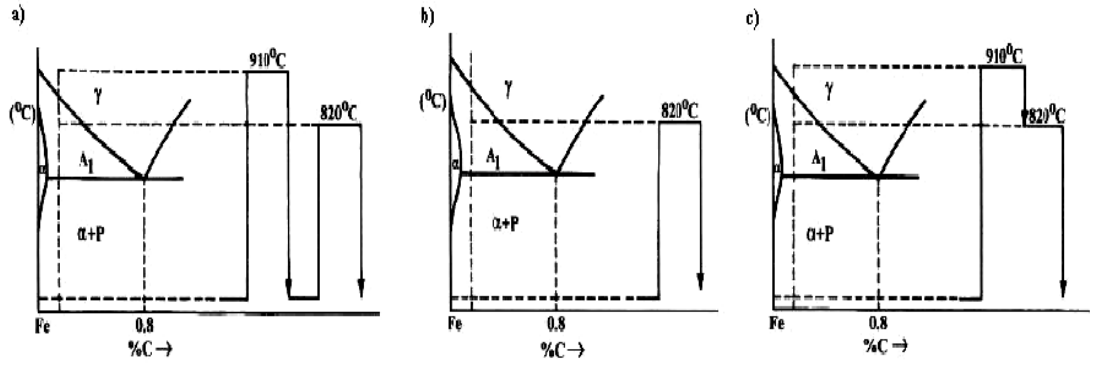


Şekil 3.4. Çelik levha dizaynı için çekme dayanımı ve % uzama ilişkisi [44].

İleri yüksek mukavemetli çeliklerin geliştirilmesinde rol oynayan metalürjik prosesler aşağıda sıralanmıştır [44].

1. Katı eriyik sertleştirilmesi: a) C, Mn, Si, P, b) Fırınlama sertleştirilmesi için çözülmüş karbon
2. Çökelti sertleştirilmesi, a) Karbür ve Nitrürler (Nb, V, Ti vb.)
3. Tane incelmesi a)  $\sigma_{LYS} = \sigma_0 + K d^{-1/2}$
4. Faz dönüşümü, a) Tek, Çift faz, b) Multi faz, Trip

Şekil 3.5'te bu mekanizmalardan faz dönüşümlerinin yapıldığı ısıl işlem koşulları şematik olarak verilmiştir. Bu mekanizma östenit alanından ve/veya östenit+ferrit faz alanından kontrollü soğutma ile sağlanmaktadır. Alaşım bileşimine bağlı olarak uygulanan ısıl işleme göre çelik grubuna da ismini veren mikroyapılar oluşmaktadır. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar şematik olarak Çizelge 3.1'de gösterilmiştir [45].



Şekil 3.5. İleri yüksek mukavemetli çeliklerde faz dönüşümünün gerçekleştirildiği ısıl işlemler [45].

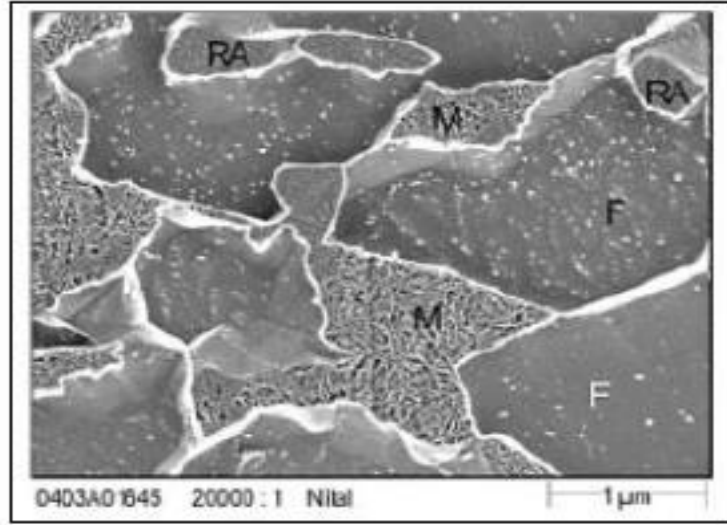
Çizelge 3.1. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar.

Çelik Tipi	Fazlar	Mikroyapılar
Yumuşak Çelikler	$\alpha$	LC- Alaşımız A1-killed düşük karbonlu çelik; ekstra derin çekilebilir sınıf IF- ; mikroalaşımli ekstra derin çekilebilir sınıf
AHSS	$\alpha + \alpha'$	DP- Mikroyapısında ferrit ve %5-30 hacim oranında martensit bulunan çift fazlı çelikler
	$\alpha + \alpha_B + \gamma_R$	TRIP- mikroyapısı ferrit, martensit ve beynitten oluşan çeliklerdir.
	$\alpha' + \alpha$	PM- kısmı ya da tam martensitik çelikler
	$\alpha + \alpha_B + \alpha'$	CP- sertleştirilmiş ferrit, beynit ve martensitten oluşan kompleks fazlı çelikler
HMS	$\gamma$ ya da yüksek oranlarda $\gamma$	HMS-TRIP- strain induced $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ dönüşümünü gerçekleştiren alaşım konseptine sahip çelikler HMS-TWIP-deformasyon sırasında mekanik ikizlenme oluşabilecek alaşım konseptine sahip çelikler

### 3.2.3.1. Çift Fazlı Çelikler (DP)

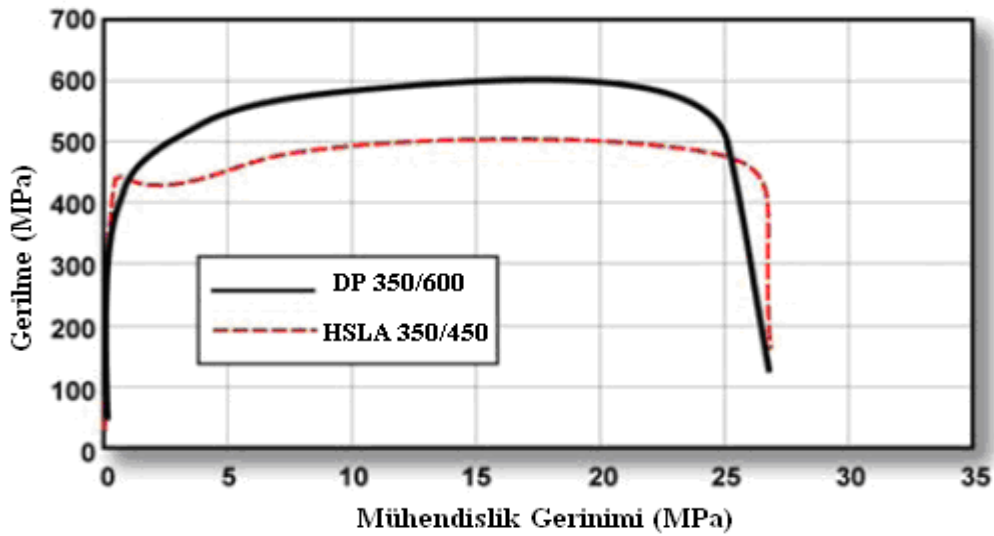
Çift fazlı çelikler, iyi şekillenme kabiliyetine sahip ferritik ana yapı içinde martensitik adacıklar içeren bir mikro yapıya sahip HSLA çeliklerin yeni bir sınıfı olarak nitelendirilirler. Burada üzerinde durulması gereken, aynı mukavemet seviyesindeki HSLA çeliklerine oranla daha üstün süneklik göstermeleridir. Genel olarak max.% 0.2 C, 1.5 Mn, max.0.5 Si içermekle birlikte Cr, Mo, Nb, V ve N içerebilirler [45].

Çok yüksek enerji absorblama özelliğine sahip olup, yüksek mukavemet değerlerinde iyi izotropik özellik gösterirler [45]. Şekil 3.6'da çift fazlı çeliklerin mikroyapısı gösterilmiştir.



Şekil 3.6. Çift fazlı çeliğin mikroyapısı (M:martenzit, F:ferrit, RA: kalıntı östenit, F:ferrit) [46].

Yapıda bulunan alaşım elementlerinden mangan, hızlı soğutma sırasında martensite dönüşümüne yardımcı olur. Krom ve molibden geçiş sıcaklıklarını düşürür. Silisyum ise katı eriyik sertleştiricidir. Nb, V, Ti gibi elementler çökelti sertleşmesini sağlar ve tane boyutunu kontrol eder. Düşük mukavemetli çift fazlı çeliklerde, yumuşak ferrit fazı süreklidir ve bu çeliğin sünek olmasını sağlar [46]. Çizelge 3.2’de DP çeliklerinin özellikleri gösteren özet tablosu verilmiştir [43]. Şekil 3.7’de HSLA 350/450 ve DP 350/600 çeliklerinin gerilme-gerinim grafiği verilmiştir.



Şekil 3.7. HSLA 350/450 ve DP 350/600’un gerilme-gerinim kıyaslaması [47].

Çizelge 3.2. DP çeliklerinin özet tablosu [43].

<b>Mikroyapı özellikleri</b>	Yumuşak ferrit matris, sert martenzitik adalar	<b>Tipik ilaveler</b>	C, Si, P güçlendirir ancak kaynaklanabilmesi için dengeli olmalıdır.
<b>Şekillendirilme</b>	Mükemmel	<b>Kaynaklanabilirlik</b>	İyi; En yüksek kuvvetlerde programların dikkatli seçimi gerektirir.

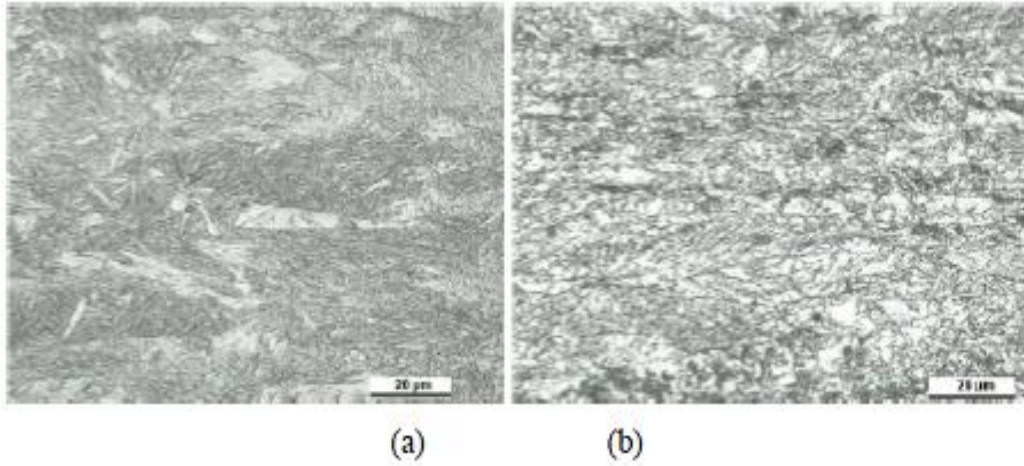
<b>Avantaj</b>	<b>Performans</b>	<b>Uygulama</b>
Yüksek fırında sertleştirme kabiliyeti, yüksek mukavemet	Çatlak direnci	Kirişler, çapraz parçaları ve diğer yapısal bileşenler
Yüksek çalışma sertleşmesi oranları ve gerilme enerjisi emme(absorblama)	Verilen gerilim için Yüksek UTS	Kaza enerji emme
Mükemmel uzama, kaynak kabiliyeti	İyi üretilebilirlik	Hidroform tüpler

### 3.2.3.2. Kompleks Fazlı Çelikler (CP)

Kompleks fazlı çelikler yüksek çekme dayanımlarına ulaşan çelik türleridir [47]. Kompleks fazlı çeliklerde ince ferrit yapısı ve yüksek oranda martensit ve beynit gibi sert fazlar mevcuttur. Niyobyum, titanyum veya vanadyumun karbonlu veya azotlu çok ince çökeltileri (karbür veya karbonitrür) ile mukavemetleri arttırılır. Genel kimyasal bileşimlerinde max.% 0.2 C, % 2 Mn, % 1 Cr ve Nb, Ti elementleri bulunur [48].

Kompleks fazlı çeliklerin üretiminde DP ve TRIP çeliklerinde kullanılan aynı alaşım elementleri kullanılır. Nb, Ti ve V gibi ilaveler yapılır. Kompleks fazlı çelikler yüksek akma mukavemeti gösterirler. Yüksek deforme edilebilirlik, yüksek enerji

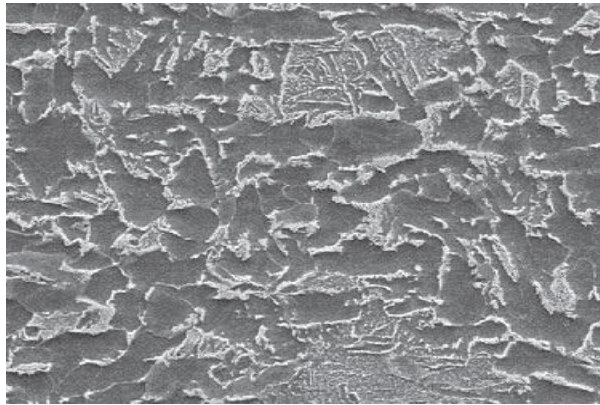
absorblama özelliğine sahiptirler. Çift fazlı çeliklere göre karbon ve mangan miktarı daha yüksektir. Bu çeliklerde akma mukavemeti 600-700 MPa, çekme dayanımı 850-1050 MPa civarındadır. Şekil 3.8’de tipik martenzitik ve kompleks fazlı çeliklerin mikroyapısı gösterilmiştir [48].



Şekil 3.8. a) Tipik martenzitik çeliğin mikroyapısı, b) kompleks fazlı çelik.

### 3.2.3.3. Ferritik-Beynitik Çelikler (FB)

Ferritik-beynitik çelikler, yumuşak ferrit ve sert beynit yapısı ile ayrıca DP’dir. Mikroyapı Şekil 3.9’da görülmektedir, tipik DP çeliklerden daha incedir. Bu özellik delik genişleme testi ile ölçülebilir. İkinci sert faz beynit ve ince taneli olup mükemmel şekillendirilebilme ile güçlü bir malzeme olan FB yapılıdır [43].



Şekil 3.9. Ferritik-beynitik çeliğin mikroyapısı [11].



FB çelikleri dinamik yükleme koşulları altında iyi bir performans sergiliyor, iyi titreşim yükleri taşımak için uygun yapıdadır. Profiller, mekanik parçalar, çapraz kirişler ve takviyeleri ve jantlar için genellikle soğuk çekilmiş FB kullanılır [43]. Çizelge 3.3'te Ferritik-Beynitik çeliklerin özet tablosu verilmiştir.

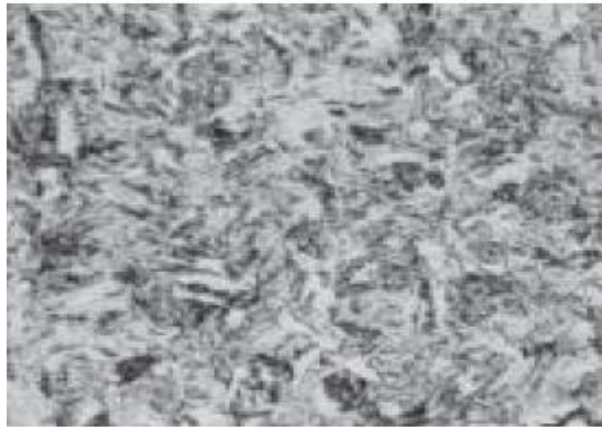
Çizelge 3.3. FB çeliklerinin özet tablosu [43].

<b>Mikroyapı özellikleri</b>	Ferritik matris, ince ikinci faz beynit	<b>Tipik ilaveler</b>	Al, B, Nb, ve/veya Ti
<b>Şekillendirilme</b>	Mükemmel	<b>Kaynaklanabilirlik</b>	İyi, daha uzun nokta kaynak süreleri

<b>Avantaj</b>	<b>Performans</b>	<b>Uygulama</b>
Yüksek delik genişliği	Kesilmiş köşelerde yüksek esneme	Özel boşluklar, kompleks parçalar
İyi yorulma özellikleri	İyi dinamik yükleme koşulları	Titreşim yükleri taşıma

#### 3.2.3.4. Martenzitik Çelikler (MS)

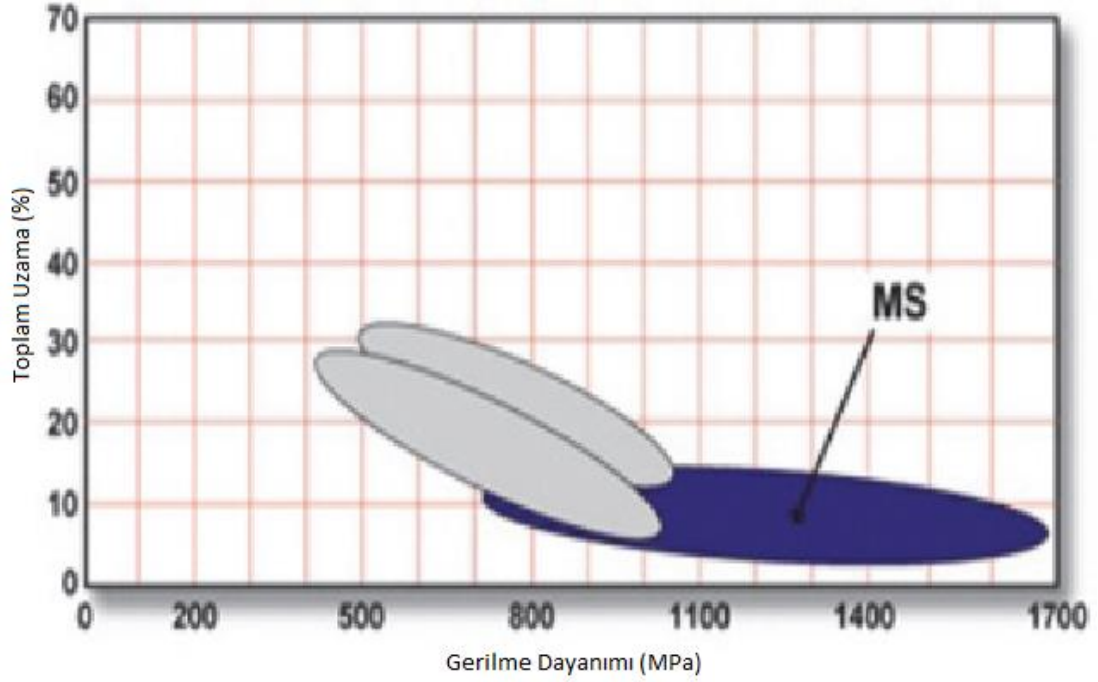
Martenzitik çelik elde etmek için, sıcak haddeleme ya da tavlama sırasında oluşan östenit, soğutma işlemi esnasında tamamıyla martenzite dönüştürülür [47]. Şekil 3.10'da mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 3.10. Martenzit mikroyapısı [49].

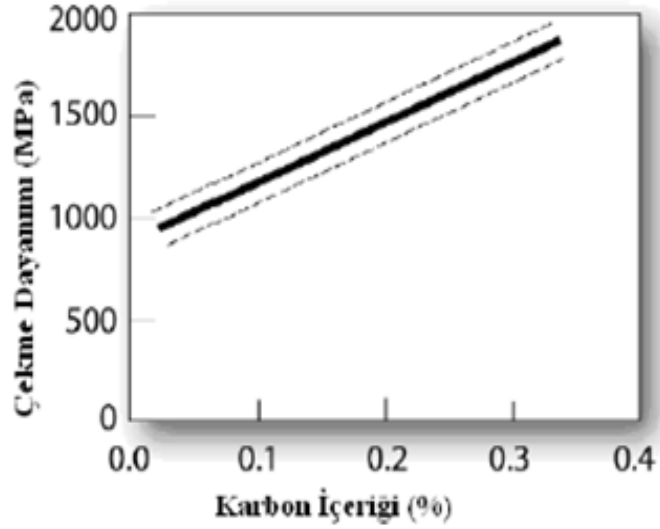
Martenzitik çeliklerde % 0,18 altında C, % 2 in altında Mn, % 0,8 altında Si, % 0,020 altında P, % 1'in altında Cr , % 0,01'in altında S ve 0,15'in altında Nb-Ti elementleri bulunur. Bu tür çeliklerde kimyasal bileşime bağlı olarak martenzit, beynit ve kalıntı östenit mikro yapıları oluşabilir. Martenzitik çelikler sıcak haddelenerek 1200-1500 MPa çekme mukavemetine sahip olur ve ferritik martenzitik bir mikro yapıya sahiptir. Ferrit, martenzit yüzde oranına bağlı olarak yapı soğuk haddelenebilir ve kaynaklanabilirliği uygun olabilir [50].

Martenzitik çelikler sonuçlarından Şekil 3.11'de görüldüğü gibi UTS 900 MPa'dan 1700 MPa kadar son derece yüksek gerilmelere sahip olduğu iyi bilinir.



Şekil 3.11. MS çeliklerinde gerilme genleme [53].

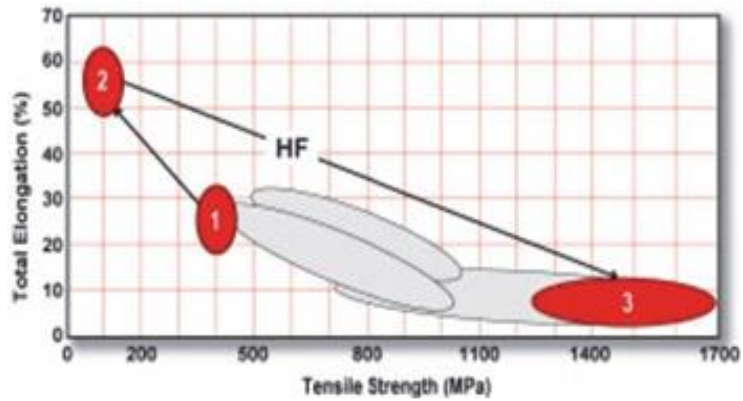
Sertleşebilirliğin artırılması ve martenzitin dayanımının artırılması için karbon ilavesi yapılabilir. Şekil 3.12'deki veriler, temperlenmemiş martenzitte karbon içeriği-çekme dayanımı ilişkisini gösterir. Sertleşebilirliği arttırmak için ayrıca, mangan, silisyum, krom, molibden, bor, vanadyum ve nikel ilave edilir.



Şekil 3.12. Temperlenmemiş martenzitte karbon içeriği-çekme dayanımı ilişkisi [47].

### 3.2.3.5. Sıcak Biçimlendirilmiş Çelikler (HF)

HF çelikleri tipik bor temellidir, % 0,002-0,005 bor ihtiva eder ve hatta "bor çeliği" denebilir. HF çeliğini üretmek için kullanılan işlemler özelliklerinin benzersiz kombinasyonu sunar. 'Doğrudan sıcak şekillendirme' östenitik durumda boş deforme için kullanılabilir (yüksek sıcaklıklarda) veya 'dolaylı sıcak şekillendirme' çoğu oda sıcaklığında biçimlendikten sonra ısı ve parça tamamlamak için kullanılabilir. Her iki durumda çelik, uzama ve mukavemetinde bir dizi dönüşümüne maruz kalır (aşağıdaki Şekil 3.13'de görüldüğü gibi) nihai istenen mekanik özelliklerin elde edilmesi için hızlı soğutma ile bitirilir [43].



Şekil 3.13. HF çeliğinde geçişler.

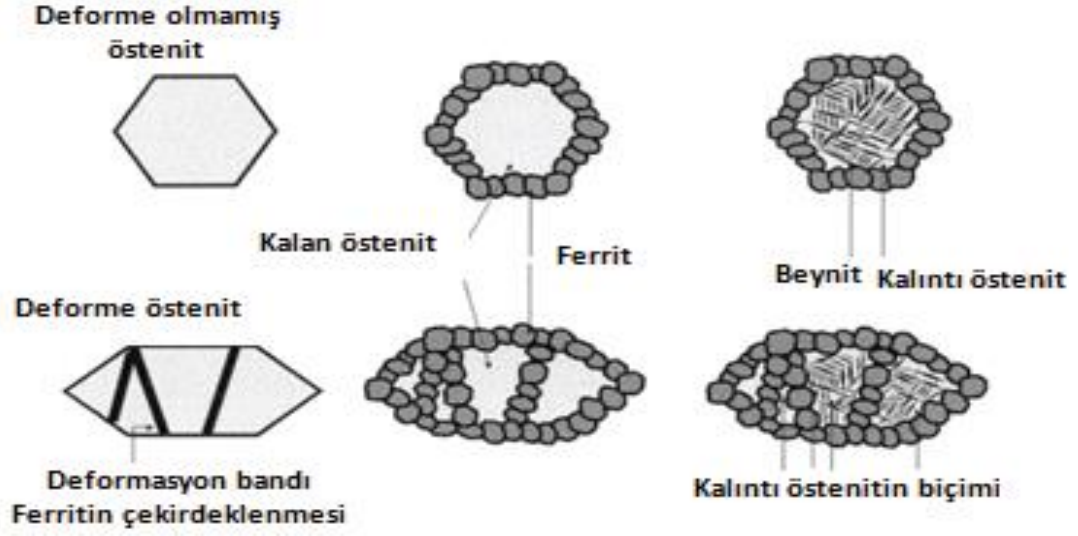
1. İlk olarak, oda sıcaklığı durumunda
2. Yükseltilmiş sıcaklık durumu
3. Hızlı soğutma sırasında nihai gerilme-genleme elde edilir [51].

Yüksek mukavemet ve gelişmiş esneme dahil olmak üzere HF çeliklerinden malzeme avantajlarından birçok yararlı parçalar üretilmiştir. Parça kalıp içinde soğuma fazı boyunca kalır ve yaylanma neredeyse yok olur. Tamir edilebilirliği sınırlıdır, çünkü HF çeliği çarpışma olayında sertleşmesi ile kırılabilir olur, hasarı düzeltmek için gerekli olan ısı parçanın mukavemetini düşürür [52].

### **3.2.3.6. Plastik Deformasyonla Dönüşen Çelikler (TRIP)**

TRIP çelikler ile ilgili ilk uygulama Zackay vd. (1967) [53] tarafından yapılmış olup deformasyonun sebep olduğu martenzitik dönüşümden dolayı yüksek miktarda uzayabilen çelikler geliştirmişlerdir. Geliştirilen bu çelikler ortam sıcaklığında tamamen östenitik yapıdadır. 1980'lerde ise TRIP etkisi düşük alaşımlı çelikler içinde gösterilmiştir [54-56].

Mikroyapıda yumuşak ferrit matris içinde, beynit ve kalıntı östenit içerdiğinden üç fazın da belli oranlarda üstün mekanik özellikleri malzeme gelişimine katkı sağlamaktadır [57,58]. Bazen kalıntı östenitle beraber çeşitli miktarlarda sert martensit fazı görülebilmektedir. Bu grup çeliklerin önemli şekil verme özellikleri esas olarak spesifik bir şekilde ayarlanmış mikro bileşen kalıntı östenitten türetilmektedir [59,60]. TRIP çelikleri diğer çeliklere nazaran daha kompleks mikroyapıya sahiptir. İhtiyaçlara cevap vermesi için geliştirilen TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri mikroyapı değişimi ile (boyut, şekil ve dağılım) değişebilmektedir [61,62]. TRIP çeliklerinde mikroyapıdaki fazların boyutları düşürülebilir; öyle ki beynit ve östenit 1 ila 3 µm arasında iken ana yapı ferrit 5 ila 10 µm arasında olabilmektedir [62,63]. Şekil 3.14'de TRIP çeliğinin ısı işleme esnasında meydana gelen faz dönüşümleri verilmiştir.



Şekil 3.14. Termomekanik ısıl işlem esnasında faz dönüşümleri [64].

Literatürde birçok farklı alaşım oranına sahip TRIP çeliklerin özelliklerinin belirlenmesine yönelik çalışmalar bulunmaktadır. Çizelge 3.4'te bazı TRIP takviyeli çeliklerin kimyasal kompozisyonları verilmiş olup bu alaşım elementlerinin etkileri aşağıda açıklanmıştır.

Çizelge 3.4. Literatürde çalışılan bazı TRIP takviyeli çeliklerin kimyasal kompozisyonları [54,65].

C	Si	Mn	Al	P	Nb	Mo	Cu	Cr	Ni
0,38	1,53	0,83		0,007					
0,18	2	1,5	0,037	0,015					
0,19	2,48	1,49	0,036	0,014					
0,11	0,59	1,55	1,5	0,012					
0,14	0,53	1,57		0,204					
0,22	1,55	1,55	0,028		0,035				
0,2	1,48	1,44	0,04	0,004	0,109				
0,2	1,47	1,51	0,028	0,004	0,047	0,2			
0,2	1,6	1,6	0,028		0,041	0,3			
0,21	1,49	1,49	0,028	0,005	0,017	0,1			
0,14	1,49	1,51	0,04	0,0012			0,51		
0,15	1,52	1,51					0,51	0,39	
0,15	1,55	1,5					0,51		0,41
0,27	2	1,6	0,021	0,021	0,005				
0,17	1,53	1,5	0,03	0,07					

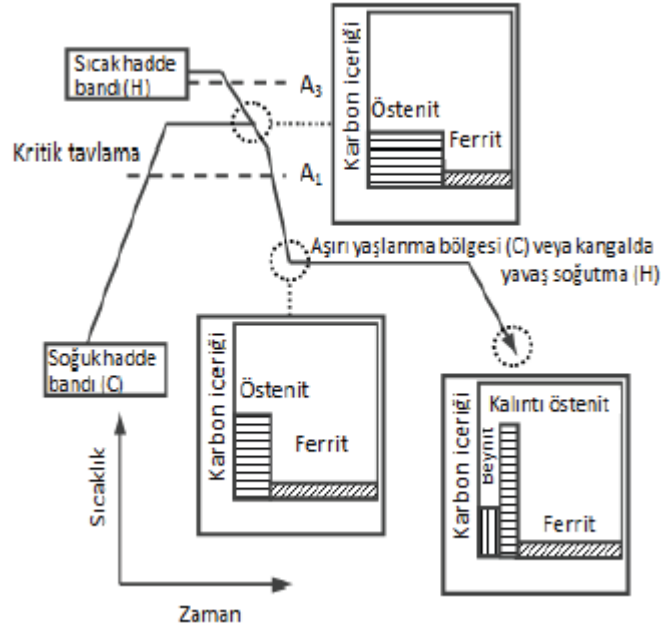
TRIP çeliklerinin geliştirilmesi sürecinde optimum şekillendirme oranlarında en az 1 GPa mukavemet ve % 18 uzama değerlerine ulaşılması üzerine odaklanılmıştır. Bu özelliklere ulaşmanın bir yolu karbon miktarının artırılmasıdır. Karbon miktarının artması malzemenin kaynaklanabilirliğini düşürecektir. Bu yüzden, uygun kaynaklanabilirlik için karbon içeriğinin % 0,25 ile sınırlandırılmalıdır. TRIP çeliklerinde kaynaklanabilirliğinde bozunma olmadan mekanik özelliklerin artırılması için bir diğer yaklaşım Ti, Nb, V gibi mikro alaşım elementlerinin eklenmesidir [66].

Katı eriyikte çözülmüş niyobyum (Nb) sıcak deformasyon sırasında yeniden kristalleşme sürecini ve soğuk haddelenmiş C-Mn-Si TRIP çeliklerinde östenitten ferrite dönüşümü geciktirir. Bununla birlikte sıcak deformasyon sırasında niyobyum, karbon ve azot gibi ara yer atomları ile birleşerek Nb (C,N) çökeltileri oluşturur. Bu yeniden kristalleşme ve tane büyümesini geciktirir ve çökelti sertleşmesine sebep olur. Ayrıca niyobyumun ferrit ve östenit tane boyutuna etkidiği ve beynit formasyonunun oluşumunu geciktirdiği rapor edilmiştir. Vanadyum (V) TRIP çeliklerinde dönüşüm davranışını kontrol etmek için kullanılabilir [68]. Titanyum (Ti) elementi çelik içinde 2 amaç için kullanılır. IF çeliklerinde stabilizasyon elementi olarak bilinir. TiN çökeltisi oluşturur ve bu sonuçla östenit tane kabalaşmasını engeller.  $Ti_4C_2S_2$  karbon sülfür birleşimi, sülfür şeklini kontrol etmekte kullanılır. Ayrıca bu karbon sülfür çökeltisi TiC çökeltilerinin çekirdeklenme bölgesidir. Gerilme kaynaklı TiC çökeltileri sıcak haddeleme süresince (statik) durgun rekristalizasyonu yeniden kristalleşmeyi geciktirir [66]. Çizelge 3.5'te alaşım elementlerinin etkisi görülmektedir.

Çizelge 3.5. TRIP çeliklerinde alaşım elementlerinin etkisi [44].

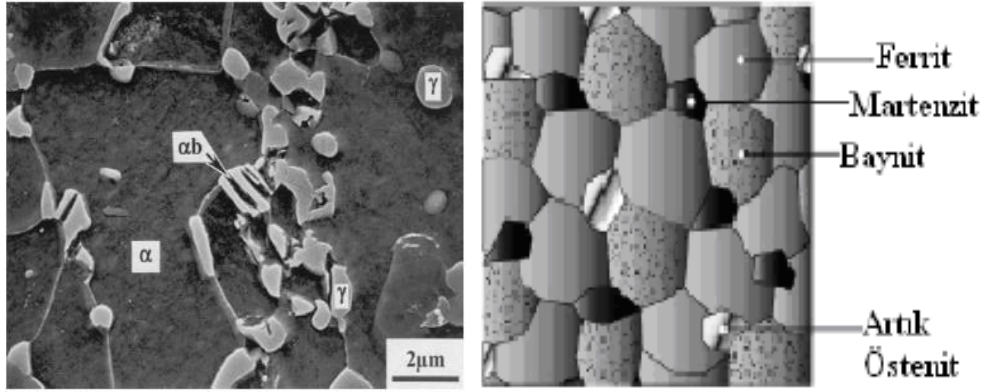
Alaşım elementi	Alaşım elementinin etkisi
C	<ul style="list-style-type: none"> <li>○ <math>\gamma</math> – kararlı kılar</li> <li>○ inter kritik tavlama sırasında faz dağılımını belirler</li> <li>○ östenitin hacim oranını ve stabilitesini belirler</li> <li>○ martensiti sertleştiren en önemli elementtir</li> <li>○ plaka tipi martensitin tokluğunu düşürür</li> </ul>
Mn	<ul style="list-style-type: none"> <li>○ <math>\gamma</math> – kararlı kılar</li> <li>○ ferritin mukavemetini artırır</li> <li>○ östenitin sertleştirilebilirliğini artırır</li> <li>○ ferritteki karbon çözünürlüğünü düşürür</li> </ul>
Si	<ul style="list-style-type: none"> <li>○ ferriti kararlı kılar</li> <li>○ <math>Fe_3C</math> içinde çözünmez</li> </ul>

Yüksek mukavemetli çeliklerin üretim ısıl işlem rotaları benzer özelliğe sahiptir. TRIP çeliğinin üretim prensibi ve oluşan fazlar Şekil 3.15’de verilmiştir.



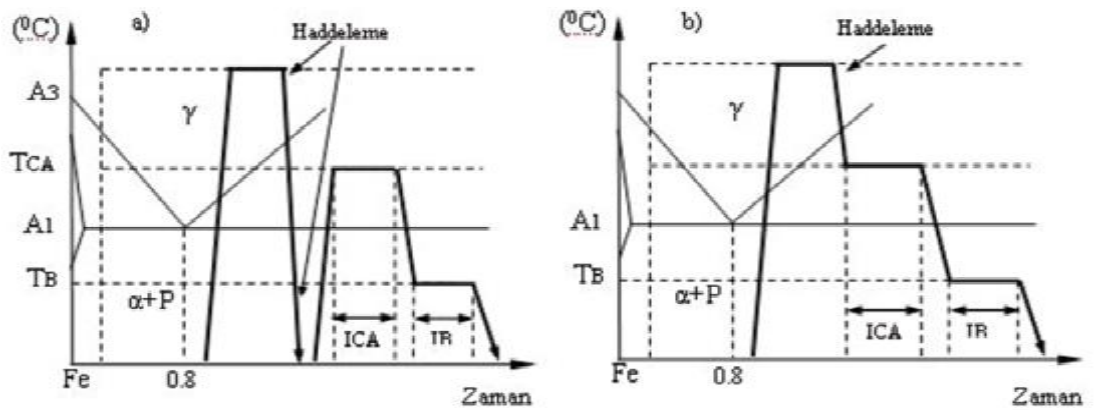
Şekil 3.15. Kalıntı östenitin karbonca zenginleştirme yoluyla oluşum mekanizması [67].

Şekil 3.16’da TRIP çeliğinin mikroyapı görüntüsü verilmiştir.



Şekil 3.16. TRIP çeliğinin mikroyapı görüntüleri (kalıntı östenit beyaz renkte, ferrit siyah renkte görülmektedir) [47,65].

Dünya çelik üreticilerinin TRIP çeliği hakkındaki araştırma ve geliştirme çalışmaları artmakta, üretim kapasitesi her geçen gün çoğalmaktadır. Sıcak haddeleme sıcaklığını çok yakından kontrol etmedeki başarı ve soğuk haddelemedeki son teknolojik gelişmeler, karbon, silisyum, mangan ve diğer rölatif olarak düşük fiyatlı elementlerin eklendiği TRIP çeliklerinin imalatına giden yolu açmıştır ve Japonya’da otomobillerin üretim maliyetlerinin düşmesine yardım etmiştir. Modern TRIP çelikleri iki şekilde üretilir: birincisi; sıcak hadde bantlarında veya soğuk hadde bantlarında üretim, ikincisi ise tavlama ile üretimdir. Şekil 3.17’de sıcak hadde bantlarında TRIP çeliğinin üretim şeması gösterilmiştir.



Şekil 3.17. TRIP çeliklerinin üretim şemaları a) Levha üretim şeması, b) Sıcak şerit-bant üretim şeması [68].



Grafikte de görüleceği gibi hesaplanması gereken önemli kritik sıcaklık noktaları vardır. Bunlar  $A_1$ ,  $A_3$  ve  $M_s$  sıcaklıklarıdır. Kritik tavlama sınır sıcaklıkları ( $A_1$  ve  $A_3$ ), Andrews [69] tarafından geliştirilen formül kullanılarak tespit edilmektedir.

$$A_1(^{\circ}C)=(723)-(10,7Mn)-(16,9Ni)+(29,1Si)+(16,9Cr) + (290As)+(6,38W) \quad (3.1)$$

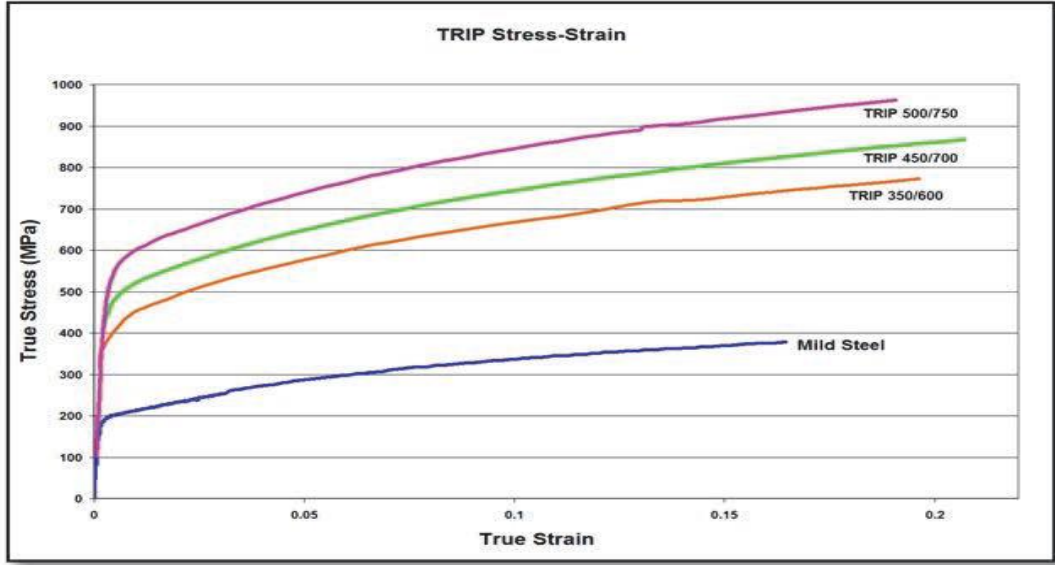
$$A_3(^{\circ}C)=(910)-(203 C)-(15,2Ni)+(44,7Si)+(104V) +(31,5Mo)+(13,1W) \quad (3.2)$$

$M_s$  ise martensit dönüşüm başlangıç sıcaklığıdır. Düşük ve orta alaşımlı çeliklerin  $M_s$  sıcaklığı şu bağıntı ile hesaplanabilir [70].

$$M_s (^{\circ}C) =550-(350C)-(40Mn)-(20Cr)-(10Mo)-(17Ni)- (8W)-(10Cu)+(15Co)+(30Al) \quad (3.3)$$

TRIP çeliğinin üretimi için kritik öneme sahip östenit fazı,  $A_1$  sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda kararlı olan fakat oda sıcaklığında kararsız olan bir fazdır. Fakat TRIP çeliğinde karbonca zenginleştirilmiş östenit, kararlı faz durumdadır [69]. TRIP çelikleri ara sıcaklıkta izotermal tutulma ile bir miktar beyrit oluşturularak üretilirler [71,72].

TRIP çeliklerinde yüksek silisyum ve karbon miktarları son mikroyapıda yüksek hacim oranlarında artık östenite sebep olur. Bütün AHSS'ler östenit veya östenit + ferrit fazından başlayarak kontrollü soğutmayla sıcak haddelenmiş ürünler için haddelenme sırasında, kaplama veya tavlama yapılmış ürünler için tav fırınlarında üretilirler [73].



Şekil 3.18. Yumuşak çeliklerle kıyaslandığında TRIP çeliklerinin gerilme-genleme diyagramı [51].

Şekil 3.18’de görüldüğü gibi TRIP çeliklerinde yüksek mukavemet olmasına karşın önemli miktarda süneklik elde edilmektedir. Bu nedenle TRIP çelikleri otomotiv endüstrisi için büyük öneme sahiptir. Çizelge 3.6’da TRIP çeliklerinin özelliklerin gösteren özet tablosu verilmiştir.

Çizelge 3.6. TRIP çeliğinin özet tablosu [43].

<b>Mikroyapı özellikleri</b>	En az yüzde beş östenit, artı martenzit ve beynit	<b>Tipik İlaveler</b>	Fazla C, Si ve diğer alaşım elementleri
<b>Şekillendirilme</b>	Mükemmel	<b>Kaynaklanabilirlik</b>	Nokta kaynak için parametreler sıkı kontrol edilmelidir.

<b>Avantaj</b>	<b>Performans</b>	<b>Uygulama</b>
Plastik deformasyon sırasında östenitin martenzite dönüşümü	Mükemmel dayanıklılık	Çarpma enerjisini soğurma
Yüksek yorulma dayanımı sınırı	Gerilim altında yüksek enerji soğurma	Yüksek yük çevrimli parçalar
<b>Sınırlandırma</b>	<b>İşlem veya performansı üzerinde etkisi</b>	<b>Özel Hususlar / Çözümler</b>
Zayıf lokal ve kenar esneme	Kenarlarda çatlama	Kaynak nüfuziyeti veya titreşimli kaynak kullanılır.
Yüksek alaşım gereksinimi	Nokta-direnç kaynağına düşük direnç	Min. kenar gerilme alanı, çentik kullanılır

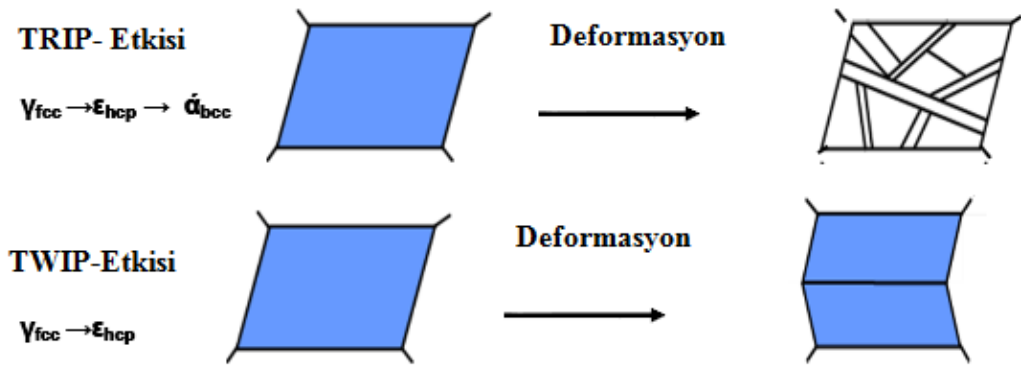
### 3.2.3.7. İkizlenmiş Plastisiteye Sahip Çelikler (TWIP)

Yeni malzemelerin ortaya çıkarılması ya da kullanılan malzemelerin iyileştirilmesi; müşteri beklentisi (dizayn, performans, korozyon, düşük maliyetli kullanım, yakıt tasarrufu vb.) ve diğer gereklilikler (emisyon, çevresel düzenlemeler, kaza güvenliği, vb.) gibi iki faktörden çok etkilenir. Bu faktörler son yıllarda TWIP (Twinning induced plastisite) gibi çeliklerin geliştirilmesine yol açmıştır. Son yıllarda bu amaçlarla yapılan araştırmalarda yüksek mukavemetli ve mükemmel bir şekil alabilirliğe sahip yüksek manganlı (15-30 wt.%) östenitik çelikler geliştirilmiştir.

Bunlar sahip oldukları mükemmel çekme mukavemeti-süneklik kombinasyonu ile çevre dostu ve daha güvenilir ürünleri mümkün kılmaktadırlar [74].

TWIP çelikleri yüksek mangan oranı içeren östenit çelikleridir. Diğer yüksek mukavemetli çeliklerden farklı olarak plastik deformasyonda ikizlenme görülür. Östenit çeliklerinin içerisindeki Mn oranı arttıkça TRIP etkisi yerine TWIP etkisi baskın bir şekilde görülmektedir [75].

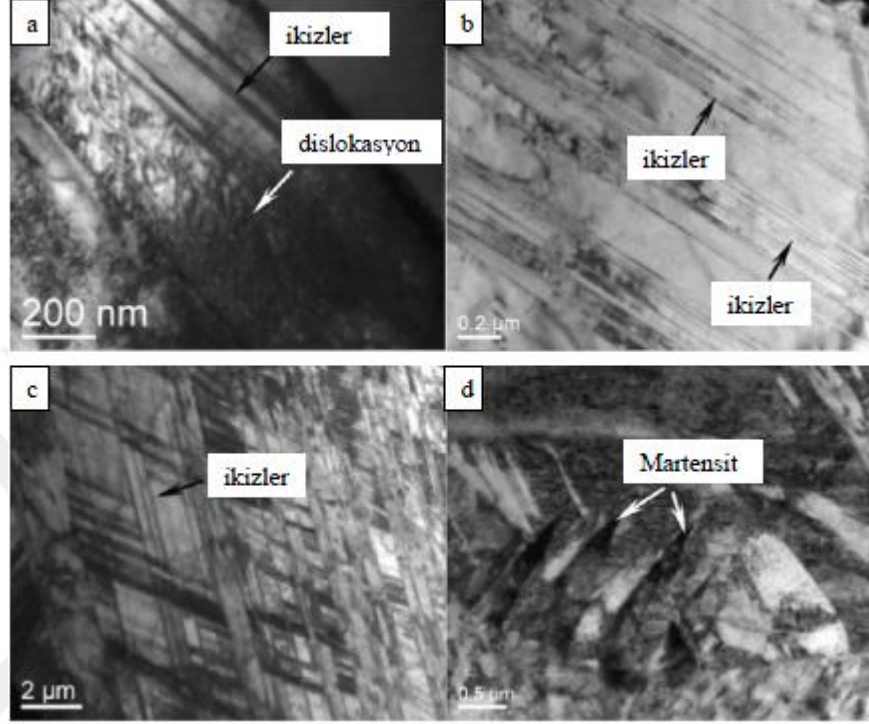
Östenitik mikroyapı, daha da ince hale geldiğinde sertleşme oranının yüksek bir değer olması sebebiyle taneler içindeki ikiz oluşumuna neden olur. Mikroyapı daha da ince olduğunda sertleşme oranının yüksek bir değere olması amaçları tanelerdeki ikiz oluşumuna neden olur. Ortaya çıkan ikiz sınırları çeliğin güçlenir ve tane sınırları gibi hareket eder. Aslında deformasyondan önce çekme dayanımı ve çelik toplam uzama östenitin hacim oranına bağlıdır. Östenitin hacim oranının artmasıyla mekanik yük altında geniş ikiz oluşumu nedeniyle gerilme toplam uzama artar, bu TWIP etkisi olarak adlandırılır [76].



Şekil 3.19. Deformasyon esnasında latis dönüşümleri [77].

Şekil 3.19’da % 18.8 Mn oranı içeren çeliğin deformasyonunu inceledikleri çalışmada TRIP ve TWIP etkilerinin beraber oluştuğunu görmüşlerdir [79]. Deformasyon miktarı arttıkça dislokasyon yoğunluğu ve ikiz sayısı artmıştır. Deformasyonun artması ile beraber daha fazla ikiz oluşmuştur ve farklı yönlerdeki ikizler üst üste binmiştir. Çelik parçada oluşan plastik deformasyon dislokasyon hareketi ve ikizlenme ile beraber yürümektedir. Bu durum çeliğin sünekliğini

artırmaktadır. Ancak, gerinim değerinin daha üst değerlere ulaşması ile beraber, östenit fazdan martensit faza dönüşüm başlar [75]. Şekil 3.20’de çekme testi sırasında çeliğin mikroyapısındaki değişimi verilmiştir.



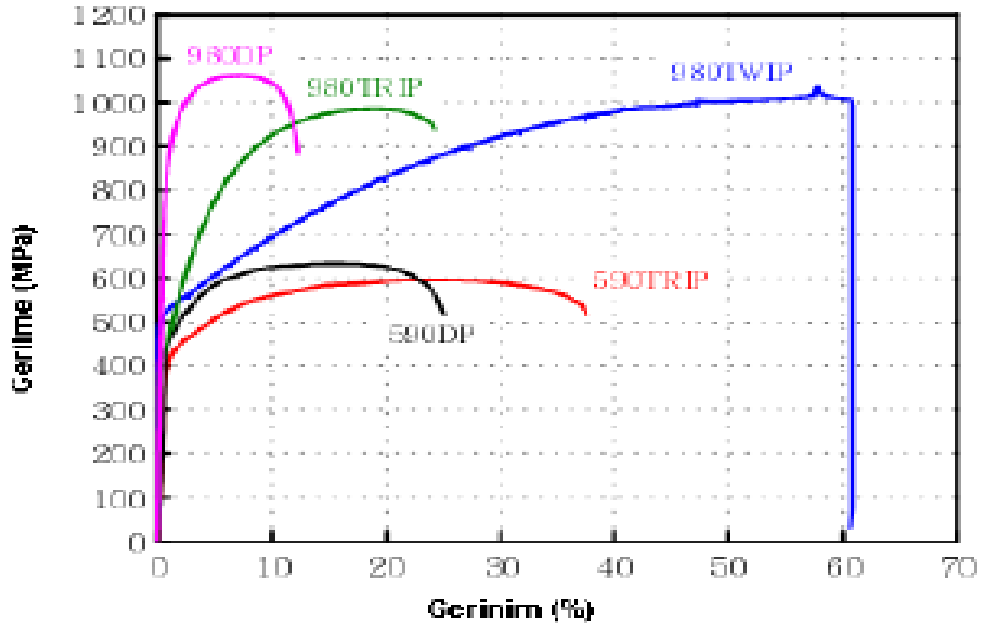
Şekil 3.20. Sabit  $10^{-3}$  s<sup>-1</sup> gerinim hızında ve oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testi sırasında çeliğin mikroyapısındaki değişim. a) deformasyon başlangıcında dislokasyon yoğunluğunun artması ve ikizlerin oluşması, b) ikizlerin artması, c) artan ikizlerin üst üste binmesi, d) artan gerilimle östenitin martensite dönüşmesi [78].

TWIP çelikleri, çift fazlı çelikler ve TRIP çelikleri ile kıyaslandığında daha yüksek süneklik, pekleşme üsteli ve tokluğa sahiptir [15]. Bu üstün özellikleriyle TWIP çelikleri hem şekil verme operasyonlarında avantaj sağlamaktadır hem de çarpışma durumunda yüksek enerji soğurma kabiliyetine sahiptir [75].

TWIP çeliklerinin plastik deformasyonu iki mekanizma ile gerçekleşir; dislokasyon kayması, mekanik ikizlenme veya deformasyon ikizlenmesi. Bu deformasyon mekanizmaları daha çok östenit yapısının sahip olduğu “hata yığını enerjisi (SFE)” ile ilintilidir. İkizlenme mekanizması SFE ile kontrol edilir. SFE çok düşük ise ( $\leq 20$  mJ/m<sup>2</sup>) martensit ile arttırılmış plastisite görülür. Daha yüksek SFE’lerde martensitik

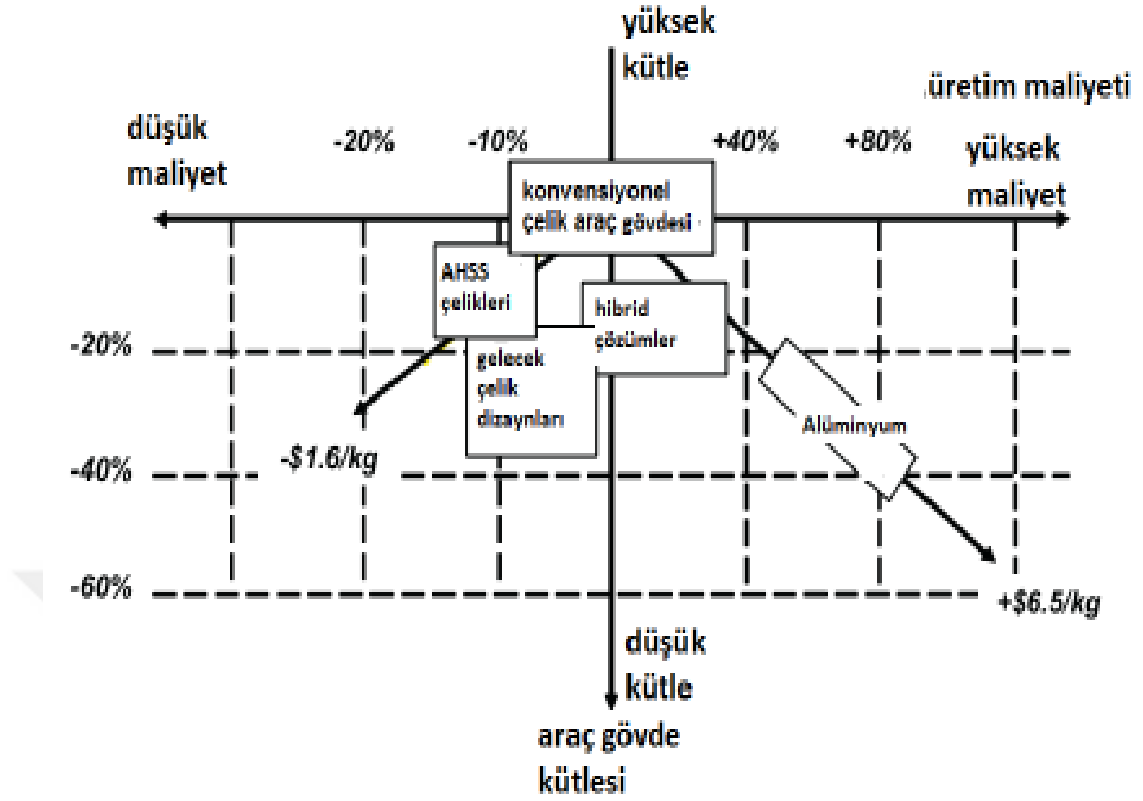
faz dönüşümü bastırılır ve  $\leq 60$  mJ/m<sup>2</sup> değerlerine kadar mekanik ikizlenme oluşur. Bu koşullarda dislokasyonların Shockley kısmi dislokasyonlarına dönüşmesi zordur. Bu nedenle de baskın deformasyon mekanizması, mükemmel dislokasyonların kaymasıyla sağlanır. Orta değerli SFE'lerde faz dönüşümü veya dislokasyon kayması yerine mekanik ikizlerin oluşumu görülür [79].

Şekil 3.21'de TWIP, TRIP ve DP çeliklerinin gerilme – gerinim grafiği verilmiştir.



Şekil 3.21. TWIP çeliklerinin 980MPa gerilme-gerinim eğrisinin grafikteki diğer AHSS'ler ile karşılaştırılması [81].

Maliyetler ve araç üzerindeki toplam ürün miktarı açısından karşılaştırıldığında yüksek mukavemetli çelikler araç gövdesinde daha düşük bir maliyet çıkarmaktadır. Şekil 3.22'de çelik yapıları ile kullanılan/kullanılabilecek diğer malzemelerin karşılaştırılması yapılmıştır. Görüldüğü gibi ileri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) kütlede azalma yaparken maliyette de düşüş sağlarken alüminyum gibi daha hafif bir malzeme ise araçtaki kütleli azaltırken maliyetlerde artışa neden olur. Bu açıdan ileri yüksek mukavemetli çelikler vazgeçilmez yapı taşları olmaya adaydır [3].



Şekil 3.22. Maliyet açısından çelik ve daha hafif alüminyum gibi yapıtaşlarının karşılaştırılması [3].

TWIP çeliklerinin araç üzerinde toplam olarak kullanılması ile ihtiyaç duyulan sac kalınlığı azalmakta ve araç ağırlığı düşürülmektedir, buna bağlı olarak yakıt tasarrufu yapılmakta, düşük maliyet ve CO<sub>2</sub> emisyonu sağlamakta ve yüksek dayanımlı malzemeler olduklarından dolayı da, çarpma anında araç emniyeti arttırılmaktadır[3].

### 3.2.4. TWIP Çeliklerinin Üretimi

TWIP çelikleri diğer çelikler gibi döküm yöntemi ve bir takım ısıl işlem ve deformasyon uygulamaları ile üretilir. TWIP çeliklerini dökerken vakum koşulları sağlanması gerekir. Atmosfere açık ortamda döküm ile yapıda kirliliklerin oluşma olasılığı yükselir. Döküm işleminden sonra homojenleştirme işlemi uygulanır. TWIP çeliklerin sertleşme mekanizması ikizlerle olduğu için soğuk deforme edilmeleri gereklidir [80].

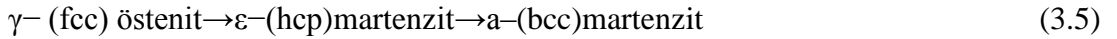
### 3.2.5. TWIP Çeliklerinde Deformasyon Modu

#### 3.2.5.1. Deformasyon İkizlenmeleri

TRIP çeliklerinin TWIP çeliklerinden en büyük farkı östenitin soğuma sırasında kararlı, mekanik yükler altında ise kararsız oluşudur; faz dönüşümü mekanik yüklenme sırasında görülür. TWIP çeliklerinde ise soğuma ve deformasyon sırasında faz dönüşümü görülmez ama mekanik ikizlenme ile östenitin oryantasyonu değişebilir. Östenitin bu davranışı istif hata enerjisi ile ilintilidir [81].

Östenitik çelikler martensit gibi spesifik faz dönüşümleri ile belirli bir plastik gerinim sağlayabilir (Gamadan Alfa üssüne yada gamadan epsilon martensite). Bu mekanizmanın yanı sıra metal ya da alaşımlarının homojen yolla plastik olarak deforme edilerek elde edilen iki temel model vardır (spesifik kayma sistemi ve mekanik ya da deformasyon ikizi) [82].

Östenitten oluşan fazlar ve bunlara ait reaksiyonlar aşağıda verilmiştir [80].

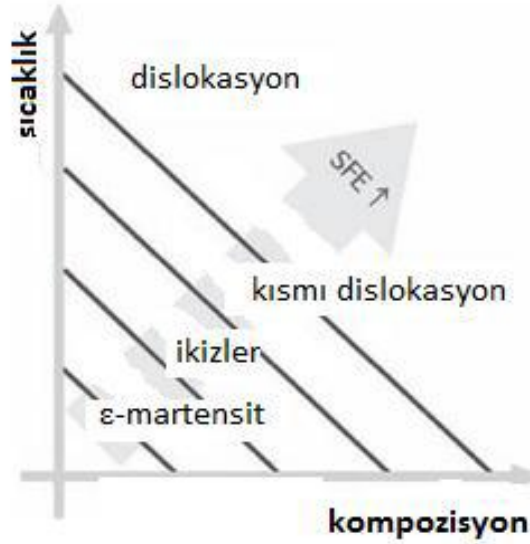


Bu faz dönüşümlerinin dışında, homojen yolla plastik deformasyona uğrayan metal ve alaşımlarla oluşturulan iki temel faktör daha vardır. Bu faktörler dislokasyonların spesifik kayma düzlemlerinde kayması ve mekanik ya da deformasyon ikizlerinin oluşmasıdır. Bu deformasyon modları östenitik yapının istif hata enerjisiyle (SFE) çok yakından ilişkilidir. Bu sebeple, istif hata enerjisi TWIP çeliklerinde geleneksel olarak ikizlenme eğilimini yaratan etmen olarak kullanılır. Kimyasal kompozisyon ve sıcaklık istif hata enerjisini kontrol etmede ana faktör olarak bilinir ve ana deformasyon mekanizması olarak tanımlanır. Eğer istif hata enerjisi çok düşükse ( $\leq 20 \text{ mJ/m}^2$ ), martensit etkili plastisite avantajlıdır.  $25 \text{ mJ/m}^2$ 'den daha yüksekse martensitik faz dönüşümü bastırılır ve avantaj  $60 \text{ mJ/m}^2$ 'e kadar mekanik ikizlenmededir. Bununla birlikte ikizlenme şiddeti ve ikizlerin tipi istif hata



enerjisine göre değişir. Yüksek SFE değerlerinde ( $\geq 60 \text{ mJ/m}^2$ ) dislokasyon üretimi shockley içinde zordur ve bu sebeple mkemmел dislokasyon kayması baskın mekanizmadır [79].

Deformasyon ikizlenmeleri avantajlı bir mekanizmadır çünkü artan uygun bir pekleşme hızı verir. Çok iyi ikiz lamelleri tane içi dislokasyon hareketini engelleyen etmen olarak dikkate alınmalıdır. Morfoloji (kalınlık, istif, vb.) ve ikiz sayısı özellikleri tanımlar. Şekil 3.23'de sıcaklık ve kompozisyona göre östenit deformasyonunda istif hata enerjisi doğru orantılı olarak artar ve ikizlerin oluşması için alaşım konsantrasyonun istif hata enerjisini  $25 \text{ mJ/m}^2 < \text{SFE} < 60 \text{ mJ/m}^2$  aralığında olmalıdır [80].

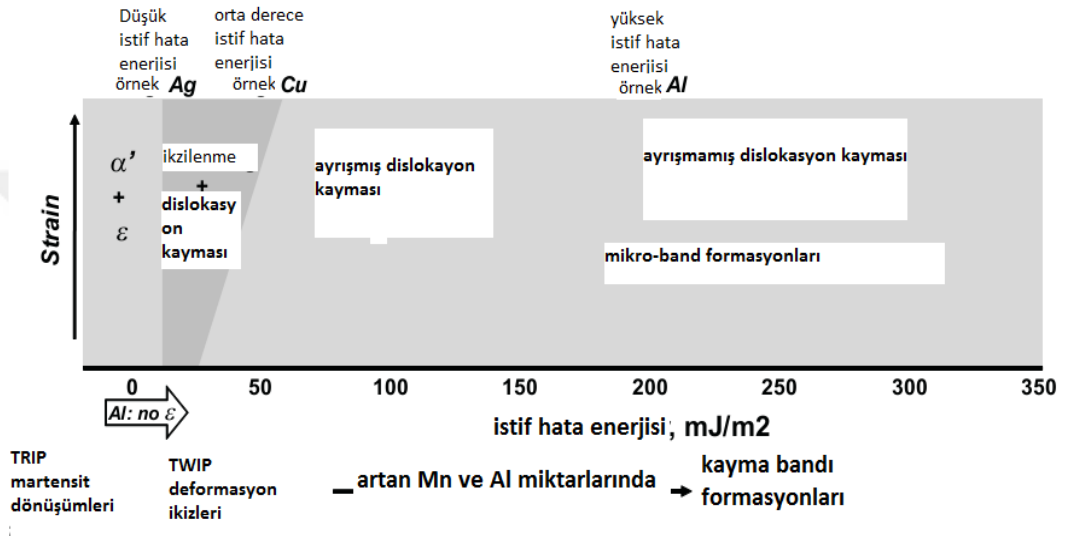


Şekil 3.23. Östenit deformasyonunda istif hatası enerjisi etkisinin şematik olarak gösterimi [79].

Deformasyon ikizlenmesi ve gerinim etkili martensit dönüşümü mikro yapısal olarak benzerdir yani ana kristalde sınırlanmış tabaka şeklinde bölgelerin difüzyonsuz kırılmasını içerir fakat ikincisi kimyasal serbest enerji tarafından sürdürülür ve bu konumla birbirlerinden ayrılırlar [83].

### 3.2.5.2. İstif Hata Enerjisi

İstif hata enerjisi malzemenin mekanik özelliklerinde etkili bir mekanizmadır. Çeliklerde çeşitli alaşım elementleri ile alaşımının istif hata enerjisini değiştirmek mümkündür. İstif hata enerjisi aşağıda (Şekil 3.24) verildiği gibi farklı kristal düzlemlerinde farklı mikroyapı taşları oluşturulmasına etkindir [80].



Şekil 3.24. İstif hata enerjisi ve kimyasal kompozisyona göre oluşan formasyonlar [3].

### 3.2.5.3. TWIP Çeliklerinin Mekanik Özellikleri

TWIP çeliklerinde kimyasal kompozisyon diğer alaşımlarda olduğu mikroyapıdaki dönüşümlerde ve mekanik özellikleri de etkilidir. TWIP çeliklerinde deformasyon dislokasyon ve ikiz hareketleri ile birlikte gerçekleşir. TWIP etkisi Hall- petch bağıntısı ile yakından ilişkilidir. Dislokasyonlar ilerlerken ikizler birer engel oluşturur. Böylelikle ikizlerin ilerleyeceği serbest alanlar azaltılır, akma mukavemeti artırılır ve yüksek pekleşmeyle sonuçlanır. Literatürdeki çalışmalarda TWIP çeliklerinde düşük gerinimlerde geçerli olan deformasyon mekanizması dislokasyon kaymasıyken % 20'den fazla gerinimlerde ikiz sınırları oluşmaya başlar böylelikle dislokasyonlar için serbest alan azaltılmış olur [3].

TWIP çeliklerinde oluşan deformasyon ikiz oluşumu ve ikizlerin dislokasyonları dolaşacağı serbest alanı azaltmasıyla gerçekleşir. Bu durumda görüldüğü 20 ile 60 mJ/m<sup>2</sup> arasında istif hata enerjisiyle % 20 ve % 20'den fazla oranlarda gerinim uygulanarak TWIP çeliklerinde optimum mekanik özellikler elde edilebilir [80].

### 3.2.5.4. TWIP Çeliklerinde Alaşımlandırma

TWIP çeliklerinde alaşım elementlerinin etkisi Çizelge 3.7'de verilmiştir.

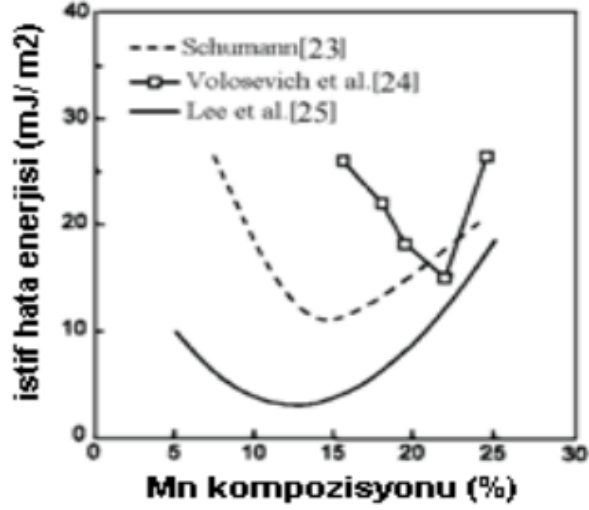
Çizelge 3.7. Alaşım elementlerinin etkisi [79].

Element	$\gamma$ -stabiliser	Solid solution strengthening austenite	$\epsilon$ -matrensite refinement	Hot ductility
C	+	+		
Mn	+			
Si		+	+	
B				+
Ti				+

### Mangan

Mangan (Mn) TWIP, Fe-Mn-Al üçlü sistemlerinde östenitik yapıdan korunmak için can alıcı olduğu yerde ana alaşımlandırma elementi olarak düşünülür. Manganın TWIP çeliklerinde ana etkisi istif hata enerjisini (SFE) kontrol etmesidir. Deneysel olarak yapılan üç araştırmada yapılan Fe-Mn sistemlerde istif hata enerjisine (SFE) Mn elementinin etkisi çalışmaları gösterilmektedir [84].

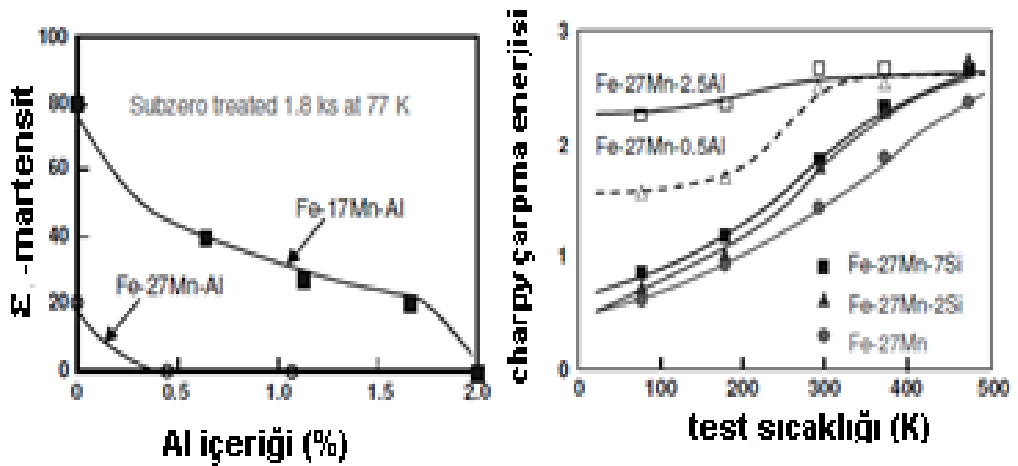
Veriler göstermektedir ki artan Mn içeriği, istif hata enerjisini (SFE) ilk önce bir minimum değer ulaştırır sonra artışa neden olur. Artan mangan içeriği, deformasyon modu TRIP'ten TWIP tipine değiştirir. Şekil 3.25'de görüldüğü gibi Mn içeriği % 10-15 arasına kadar istif hata enerjisini düşürürken daha fazla oranlarda arttırmaktadır [83].



Şekil 3.25. Fe-Mn alaşımlarında Mn içeriğine göre SFE değişimi [83].

### Alüminyum

Ferrit stabilleştiricidir, östenitin SFE'sini artırır. Miktarı arttıkça  $\gamma \rightarrow \epsilon$  dönüşüm sıcaklığı düşer. Mangane miktarını azaltmaya yardımcı olur.  $\epsilon$ -martensit oluşumunu bastırır. Şekil 3.26'da görüldüğü gibi Al düşük sıcaklık sünekliği için çok etkilidir. Sünek-gevrek geçişi artan Al miktarı ile yok olur. Örneğin Al miktarı % 1,1'den % 3,1'e artarsa martensit oluşumu ve deformasyon ikizlerinin oluşumu daha zorlaşır [83].



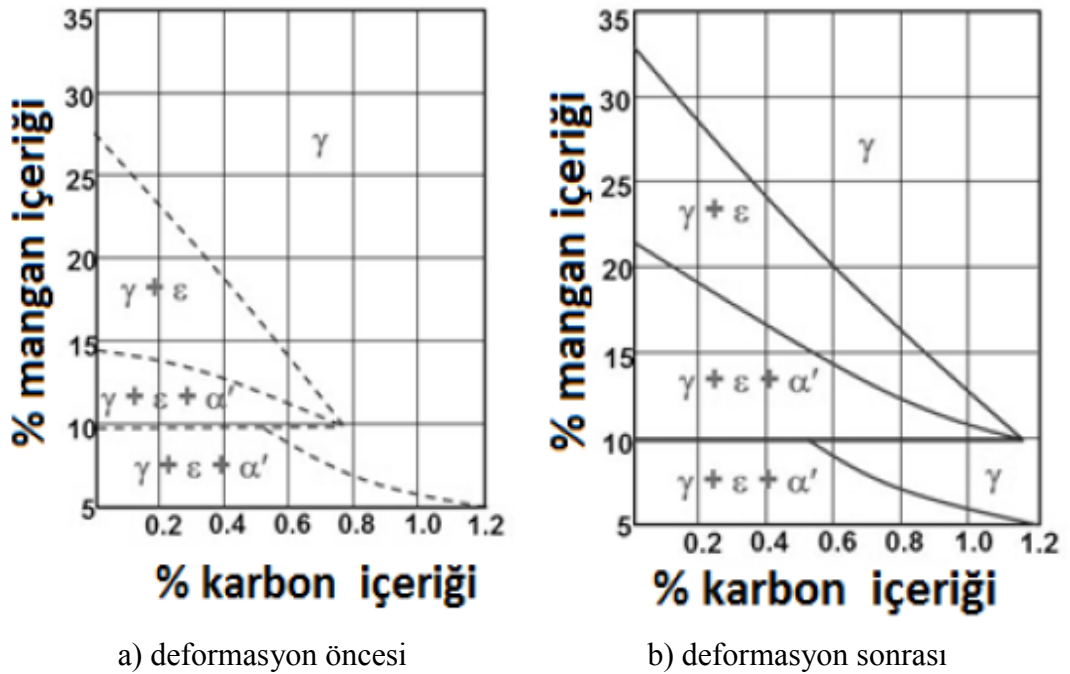
Şekil 3.26. a) Yüksek manganlı çeliklerde Al etkisi, b) sünek-gevrek davranış geçişleri [83].

## Silisyum

Alüminyuma zıt bir davranış olarak, FCC faz miktarını azaltır ve  $\gamma \rightarrow \epsilon$  dönüşümlerini devam ettirir. Fe-27Mn çeliğine % 2 silisyum ilavesinin östenitin istif hata enerjisini (SFE) düşürdüğü belirlenmiştir.  $\epsilon$ -martensit için çekirdeklenme bölgesinde istif hatasının artmasıyla sonuçlanır. Buna ek olarak katı çözeltili sertleşmesinden dolayı silisyum östenitin mukavemetini artırır (50 MPa/% 1 Si) [85].

## Karbon

Karbon, etkili bir östenit stabilizör olduğu düşünülür ve modifiye TWIP (X-IP) çeliklerine % 0,6 oranında eklenir. Östenitin içinde karbonun yüksek çözünürlüğü olduğu bilinmektedir, bu yüzden karbon alaşımlandırması östenit stabilizör olarak kullanılabilir ve katı çözeltili sertleşmesi ile mukavemeti artırır. Deformasyon karbon içeriğine bağlı olarak içyapıdaki fazların değişiminde etkili olur. Şekil 3.27'de görüldüğü gibi deformasyon östenit alanını düşürür [79].



Şekil 3.27. Deformasyon öncesi ve sonrası Mn ve C içeriğine bağlı olarak oluşabilecek fazlar [79].

## Krom

Çeşitli alanlarda krom (Cr) elementinin ilavesi ferro alaşımlarda korozyon direncini artırır. Ayrıca ferrit fazı formasyonlarını artırır [86]. Bununla birlikte, Cr ilavesi Fe-Mn alaşımlarında istif hata enerjisini (SFE) artırır [79]. Karbon ve diğer alaşım elementlerinin östenitik manganlı çeliğinin mekanik özellikleri üzerine etkileri Çizelge 3.8’de özetlenmiştir [87].

Çizelge 3.8. Alaşım elementlerinin TWIP çeliğine etkileri [87].

BİLEŞİM				Akma sınırı	Kopma mukavemeti	Uzama %	Kopma bütülmesi %	Brinell sertliği
%C	%Mn	%Si	Diğerleri %	kg/mm <sup>2</sup>	kg/mm <sup>2</sup>			
1.15	12.5	0.5	-	37	87	45	35	195
0.73	11.5	0.4	-	32	74	33	28	163
0.61	11.9	0.4	-	29.5	68	21	18	167
0.79	13.4	0.7	3.6 Ni	31.5	86	56	35	160
0.92	13.4	0.5	2.0 Cr	39	89.5	56	38	192
0.85	12.6	0.6	1.1 Mo	36.8	84	50	34	202

## BÖLÜM 4

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu tezde kimyasal kompozisyon belirlenen TWIP çeliği istenilen ebatlarda dökülerek homejenleştirme tavlama işlemi ardından sıcak ve soğuk hadde işlemleri uygulanmıştır. Sıcak haddelenen döküm parçasının kalınlığı 70 mm'den 6 mm'e kadar indirilmiştir. Soğuk hadde işlemi ile 3.5 mm indirilen plakadan su jeti ile çekme numuneleri çıkartılmıştır. Bu çekme numunelerin ısıtma işlemi fırınında 600 °C, 700 °C, 800 °C, 900 °C sıcaklıklarda 20 dk, 60 dk ve 150 dk sürelerde ısıtma işlemi uygulanarak havada soğutulmuştur. Bu işlemleri takiben çekme testi yapılmıştır. Optik mikroskop, SEM ve EDX analizi ile mikroyapı incelemesi yapıldıktan sonra sertlik testi yapılmıştır.

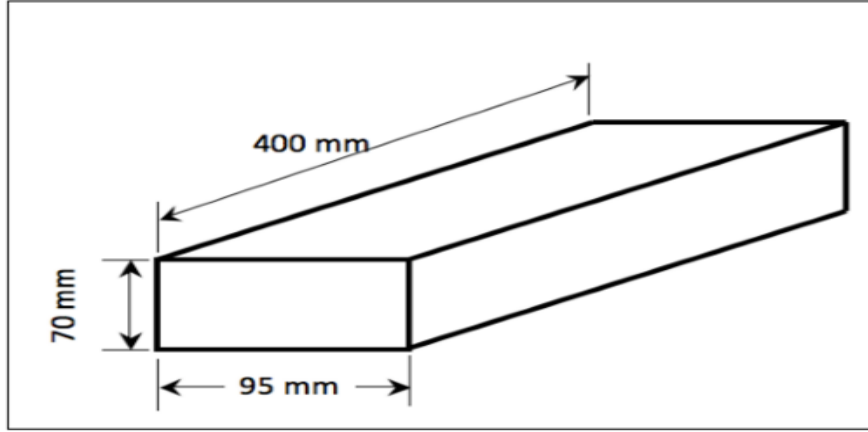
#### 4.1. DENEYSEL PARÇALARIN ÜRETİM PROSESLERİ

##### 4.1.1. Döküm İşlemi

Kimyasal bileşenleri belirlenen numune indüksiyon ergitme fırınında ergitilerek 70 x 95 x 400 mm ebadında slablar halinde kum kalıba dökülmüştür. Bu çalışmada kullanılan alaşıma ait kimyasal kompozisyon Çizelge 4.1'de verilmiştir. Döküm parçasının boyutlarını gösteren şematik çizimi Şekil 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. TWIP çeliğinin kimyasal bileşimi.

Alaşım	C	Mn	Al	Si	Cr	P	S	Fe
%Ağırlık	0.582	24	0.002	0.626	0.1	<0.03	<0.005	Kalan



Şekil 4.1. Döküm parçasının ebatları.

#### 4.1.2. Haddelme İşlemi

Döküm işlemine müteakip numune 1200 °C’de 6 saat tutularak homejenleştirme tavlaması uygulanmıştır.

Tavlama sonrası numuneler levha haline getirilmek amacı ile 1000 °C ile 1100 °C’de sıcaklık aralığında hadde merdanelerine giriş yapmış ve kalınlıkları 70 mm’den 6 mm’ye indirilmiştir. Daha sonra bu numuneye ara tavlama işlemi yapılmaksızın soğuk haddelme işlemine tabi tutulmuştur. Sıcak ve soğuk haddelenmiş levha malzemelerin görüntüleri Şekil 4.2’de verilmiştir.



Şekil 4.2. Sıcak ve soğuk haddelenmiş sac parçaları.



### 4.1.3. Isıl İşlem

Numunelere 600 °C, 700 °C, 800 °C ve 900 °C dört farklı sıcaklıkta ve 20, 60 ve 150 dk olmak üzere üç farklı sürede ısıl işlem uygulanmıştır. Çizelge 4.2’de sıcaklık ve süreler görülmektedir. Şekil 4.3’de ısıl işlem fırını verilmiştir.

Çizelge 4.2. Numunelere uygulanan ısıl işlem sıcaklık ve süreleri.

Isıl İşlem Sıcaklıkları (°C)	Süreler (dk)		
	600	20	60
700	20	60	150
800	20	60	150
900	20	60	150



Şekil 4.3. Protherm marka kamara tipi ısıl işlem fırını.

### 4.1.4. Mikroyapı Karakterizasyonu

Test numunelere bakalit alma işlemi ardından 220 ile 1200 arası grid zımparalama ve 6-1 µ ölçülerine sahip çuhada parlatma işlemi yapılmıştır. Tane sınırlarını belirlemek için Nital (% 4 HNO<sub>3</sub> + % 96 Etanol) çözeltisiyle dağlanmıştır.

#### 4.1.4.1. Optik Mikroskop

Test parçalarının optik görüntüleri Nital çözeltilinde dağlandıktan sonra Nikon ECLIPSE L150 cihazı ile 50X, 100X, 200X, 500X, 1000X büyütmede görüntülenmiştir. Nikon ECLIPSE L150 Optik Mikroskop Şekil 4.4’de verilmiştir.



Şekil 4.4. Nikon ECLIPSE L150 optik mikroskop.

#### 4.1.4.2. XRD Çalışması

XRD ölçümleri Rigaku Ultima IV Marka XRD Cihazında 20-90 °C aralığında 5 derece/dk tarama hızında gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.5’de XRD cihazı görülmektedir.



Şekil 4.5. Rigaku Ultima IV XRD cihazı.

#### 4.1.4.3. SEM Çalışması

SEM görüntüleri Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM) Zeiss Ultra Plus marka FESEM cihazında gerçekleştirilmiştir. SEM görüntü analizi için kullanılan FESEM cihazı Şekil 4.6'da gösterilmiştir. Ayrıca elde edilen görüntülerin matris ve ikiz bölgelerinden noktasal elementel analizler yapılmıştır. SEM görüntülerine ait elementel analizler FESEM cihazına ait EDX (Energy-dispersive X-ray spectroscopy) dedektörü ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.6. Carl-Zeiss Ultra Plus FESEM cihazı.

## 4.2. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU

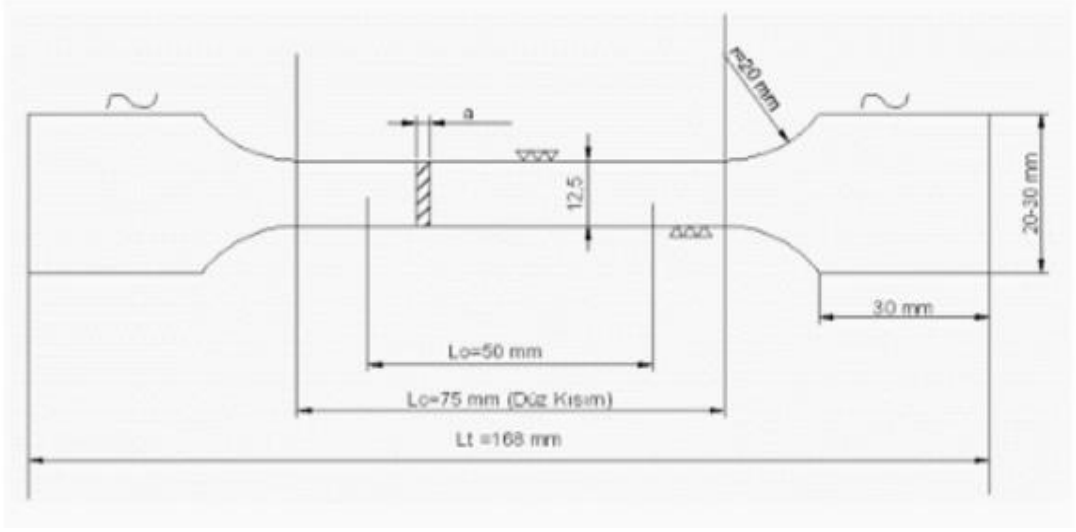
### 4.2.1. Çekme Testi

Çekme işlemi orijinal numuneye ve diğer ısıtılmış işlem görmüş parçaların hepsine uygulanmıştır. Çekme testi 100 kN yük kapasiteli MTS marka cihazda 2 mm/dk hızında oda sıcaklığında yapılmıştır. Şekil 4.7’de MTS çekme cihazı görülmektedir.



Şekil 4.7. MTS dinamik yorulma test cihazı.

Şekil 4.8’de çekme numunelerinin teknik resmi verilmiştir.



Şekil 4.8. Çekme numunelerinin teknik gösterimi.

#### 4.2.2. Sertlik Testi

Sertlik ölçümleri tüm numunelere Vickers yöntemiyle (HV) Shimadzu marka HMV Model mikrosertlik cihazında 200g yük altında gerçekleştirilmiştir. Tüm parçalardan dört değerın ortalaması alınarak sertlik değerleri tespit edilmiştir. Şekil 4.9’da sertlik cihazı görülmektedir.




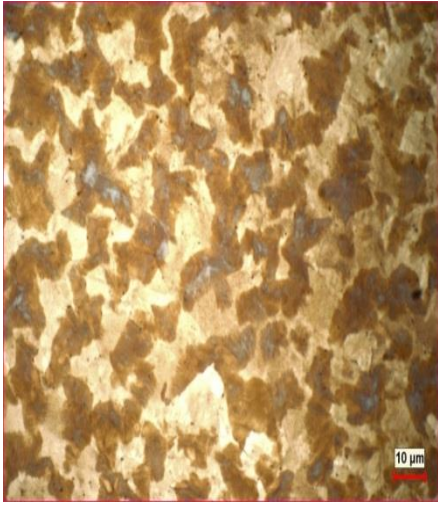
Şekil 4.9. Shimadzu HMV sertlik cihazı.

## BÖLÜM 5

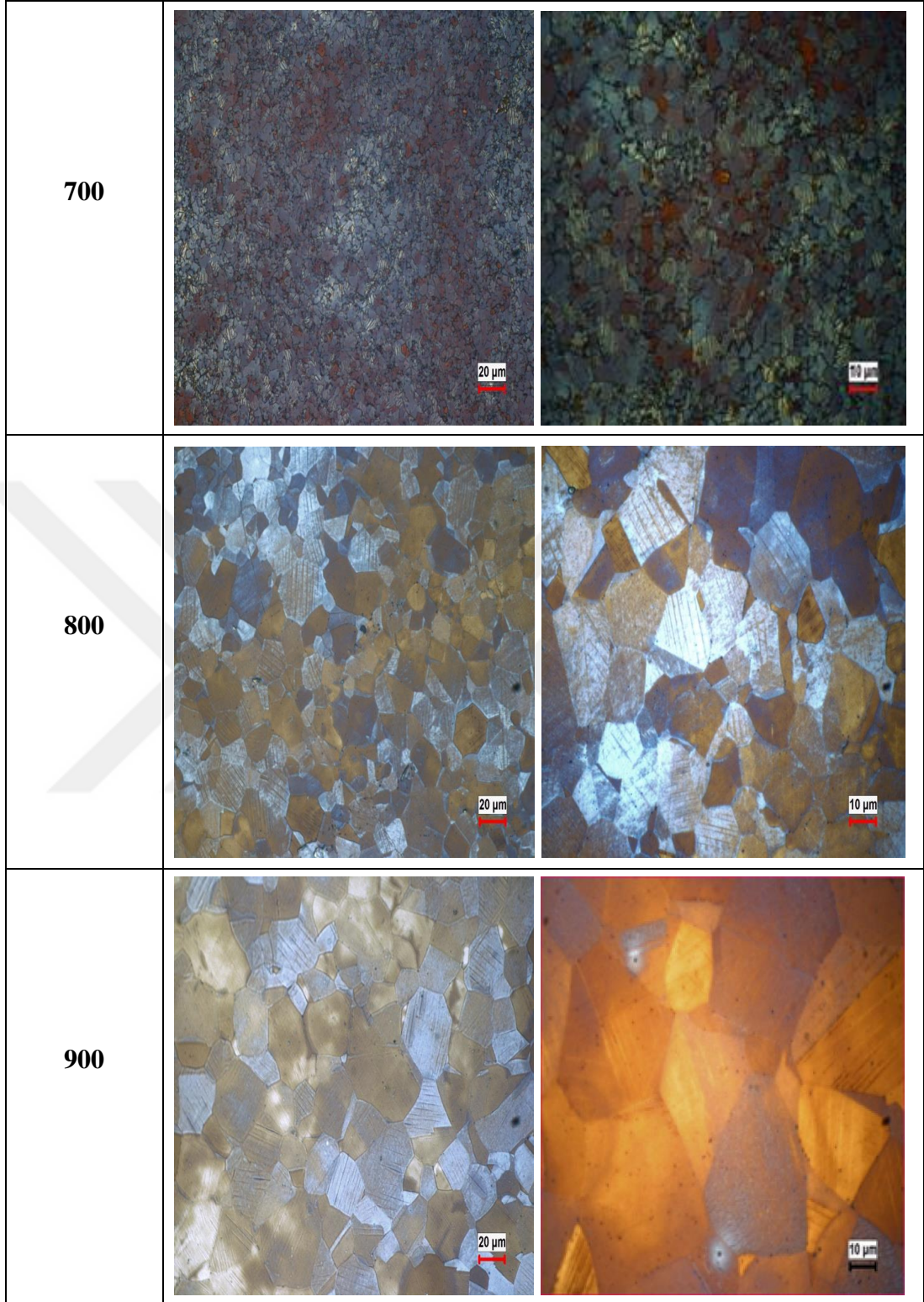
### DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

#### 5.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

Bu çalışmada ısıtım sıcaklıklarının, ısıtım sürelerinin ve ikizlenmelerin etkileri incelenmiştir. Test numunelerinin optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.1’de verilmiştir. Soğuk haddeleme işlemi ardından numunelere 600 °C, 700 °C, 800 °C, 900 °C’de 20 dk, 60 dk ve 150 dk ısıtım uygulanmıştır. Şekil 5.2’de numunelerin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi 600 °C ve 700 °C’de ikizler görülmezken 800 °C ve 900 °C’de ikizlenmeler açık bir şekilde görülmektedir.

Isıtım Sıcaklıkları (°C)	60 dk	150 dk
600		

Şekil 5.1. Optik mikroskop görüntüleri.

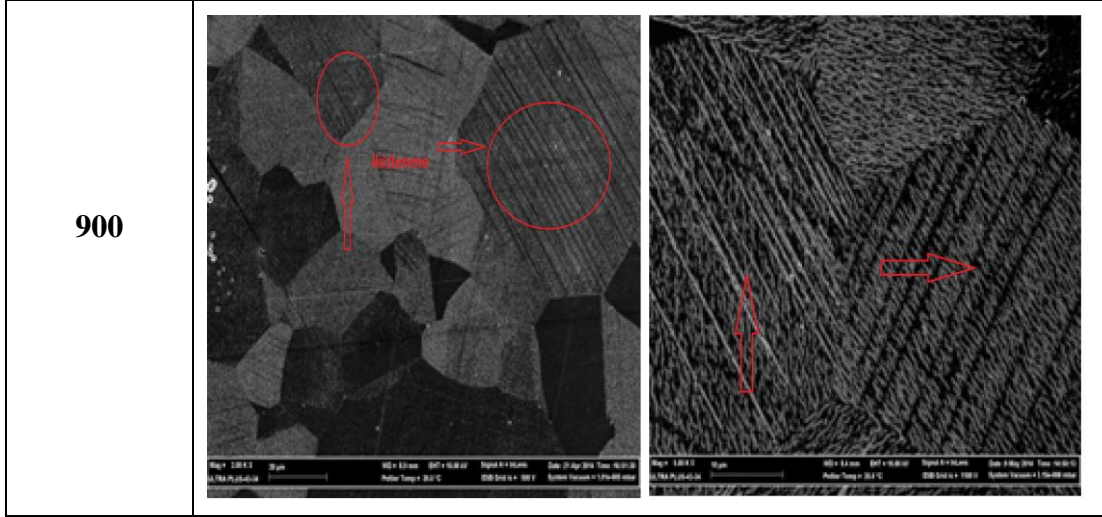


Şekil 5.1. (devam ediyor).

Isıl İşlem Sıcaklıkları (°C)	60 dk	150 dk
600		
700		
800		

Şekil 5.2. Soğuk haddeleme sonrası SEM mikroyapı görüntüleri.





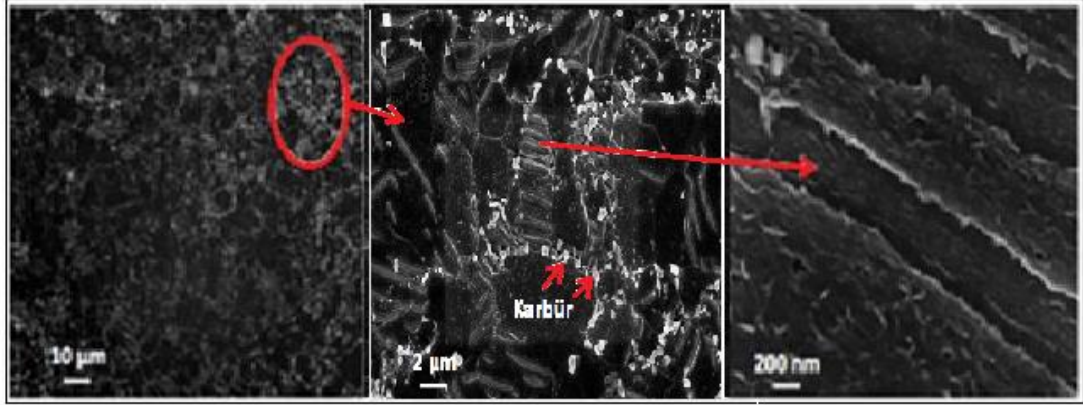
Şekil 5.2. (devam ediyor).

Mikroyapılarda da görüldüğü gibi artan ısı işlem sıcaklığıyla tane boyutlarında artış görülmektedir. Ayrıca karbürün çözünürlüğü artan ısı işlem sıcaklığı ile artmıştır. 600 °C ve 700 °C’de ısı işlem görmüş numunelerde yoğun karbür çökeltilerine rastlanırken, 800 °C ve 900 °C’de ısı işlem görmüş numunelerde tamamen östenitik bir yapı oluşmuş ve karbür çökeltileri azalmıştır.

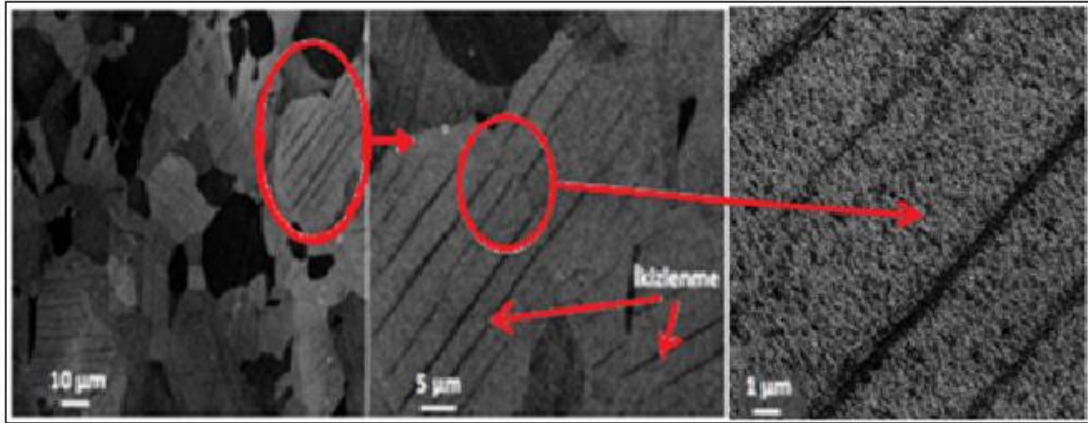
### 5.1.1. İkizlenme ve Çökelti Oluşumları

Farklı sürelerde ve sıcaklıklarda ısı işlem gören parçaların değişik mikroyapı özellikleri yukarıda göstermişlerdir. 600 °C ve 700 °C’de ısı işlem görmüş parçada karbür oluşumları gözlemlenirken, tane içerisinde deformasyondan kaynaklanan yüksek yoğunlukta dislokasyonlar oluşmuştur. Ancak 800 °C ve 900 °C’de karbürlerin yok olduğu, dislokasyon yoğunluğunun azaldığı ve tamamen östenitik yapı mikroyapıda ikizlenme oluşumlarının başladığı gözlemlenmiştir. Artan ısı işlem sıcaklığı ile dislokasyon yoğunluğunda azalma olurken, mekanik ikizlenmeler ısı işlem ile yok edilemezler [88]. Benzer sonuçlar, Singon Kang ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada da gözlemlenmiştir. Çalışmalarında 700 °C ile 800 °C arasında Fe–18Mn–0.6C–1.5Al TWIP çeliğinde karbürlerin oluştuğunu gözlemlenmişlerdir. Bu karbür oluşumları 800 °C’de çözülerek dağıldığı ve sadece ikizlenmiş östenit mikroyapısının oluştuğunu belirtmişlerdir [89]. Normalde deformasyon sonucu elde edilen ikizlenme mekanizmaları ısı işlem sonucunda daha belirgin ve düzenli bir

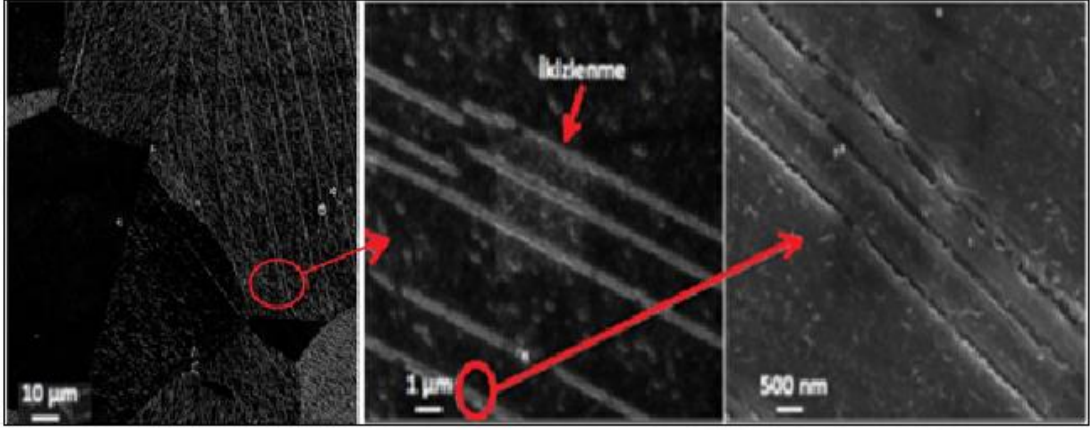
yönelime ulaşmaktadırlar. Ancak karbür oluşumu bu ikizlenme mekanizmalarının yönelimini engellemiş ve ikizlenme oluşumu istenildiği gibi elde edilmemiştir. Aşağıda Şekil 5.3, 5.4 ve 5.5'te ikizlenme mekanizmaları ile karbür çökeltilerine ait detaylı SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.3. 700 °C'de 150 dk ısıtılmış numuneye ait SEM görüntüsü.



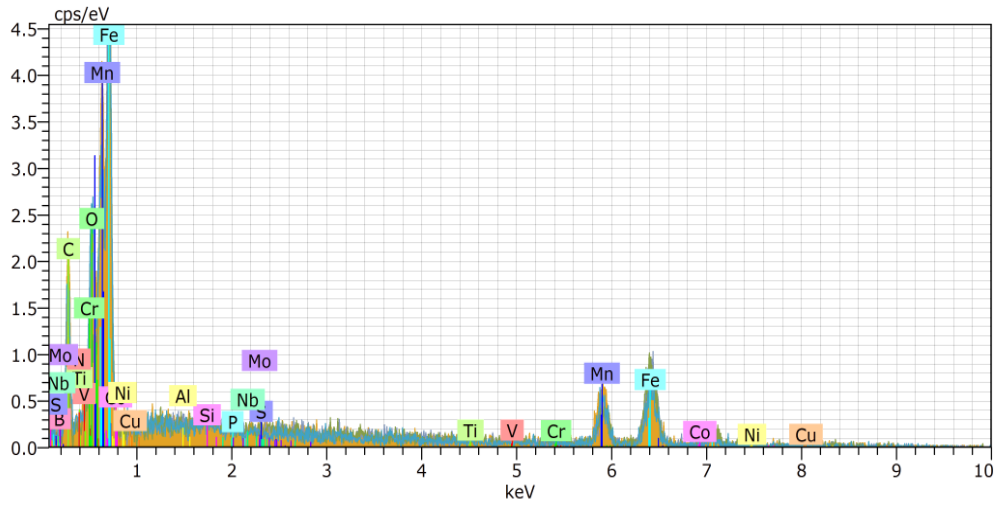
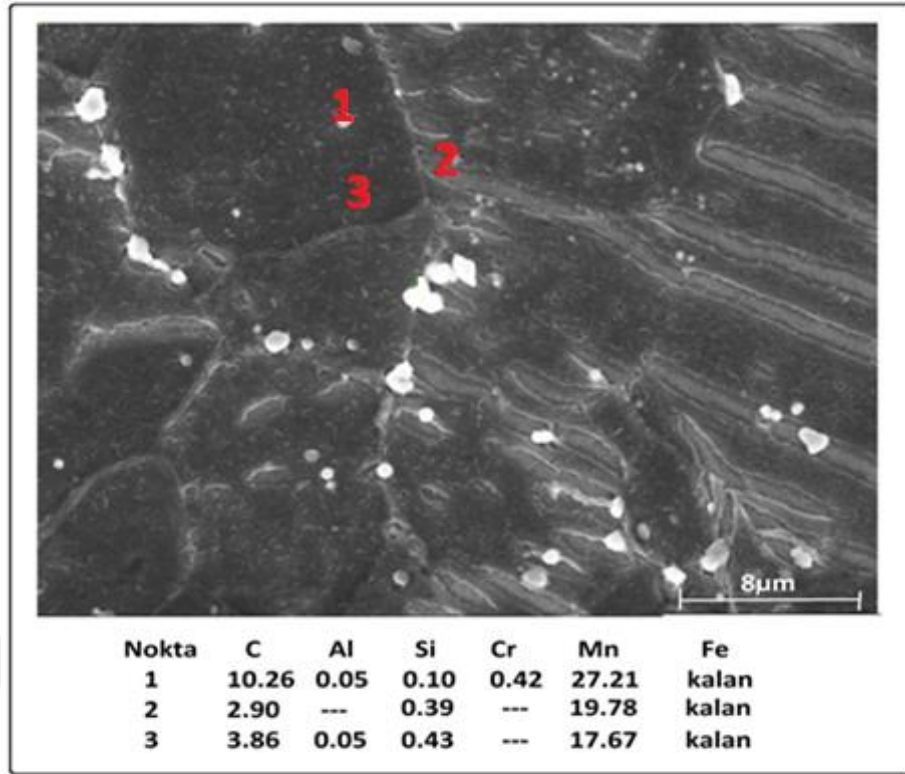
Şekil 5.4. 800 °C'de 150 dk ısıtılmış numuneye ait SEM görüntüsü.



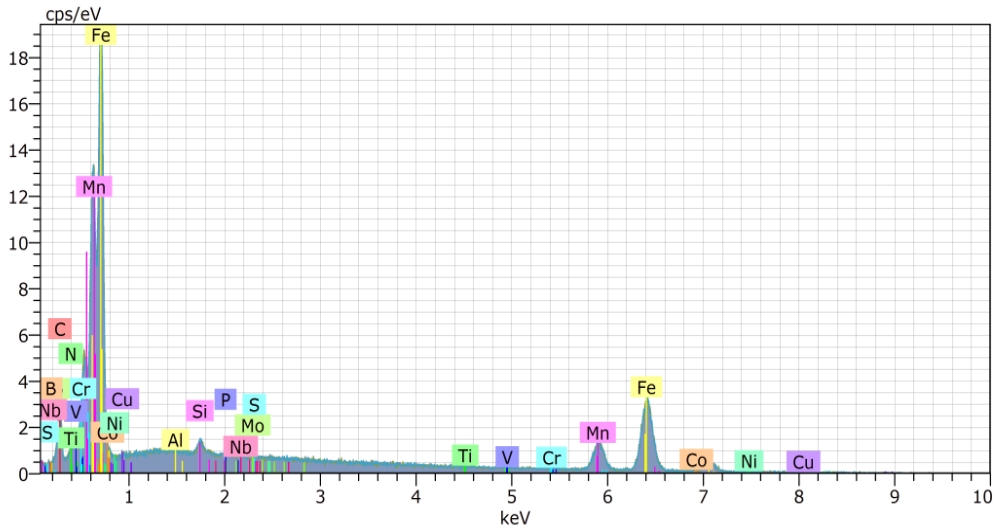
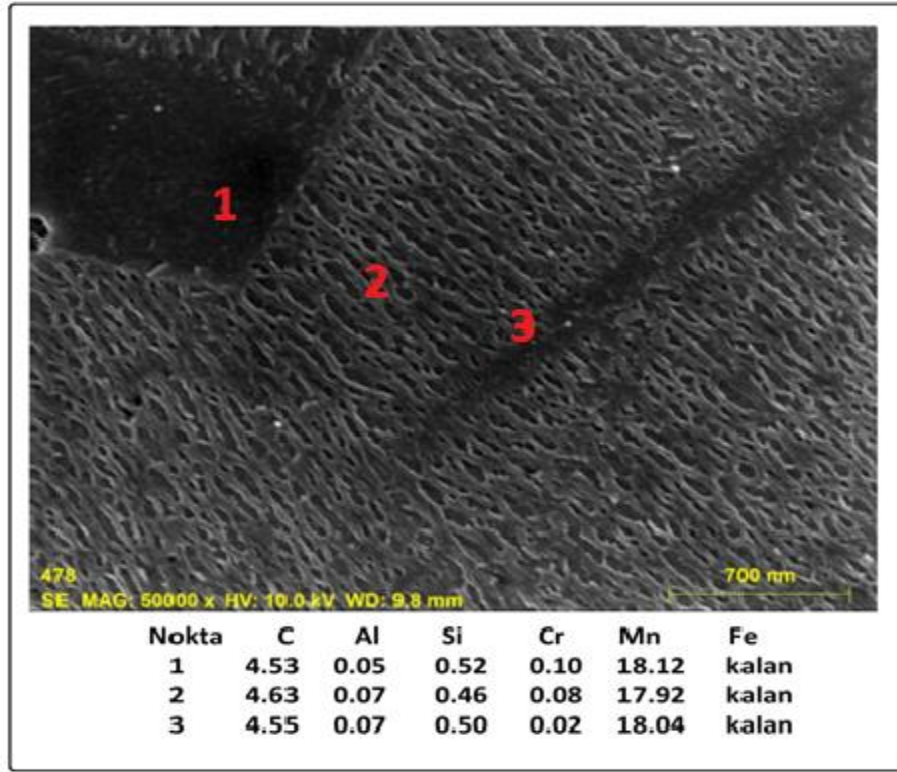
Şekil 5.5. 900 °C’de 150 dk ısıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü.

### 5.1.2. EDX ve XRD Sonuçları

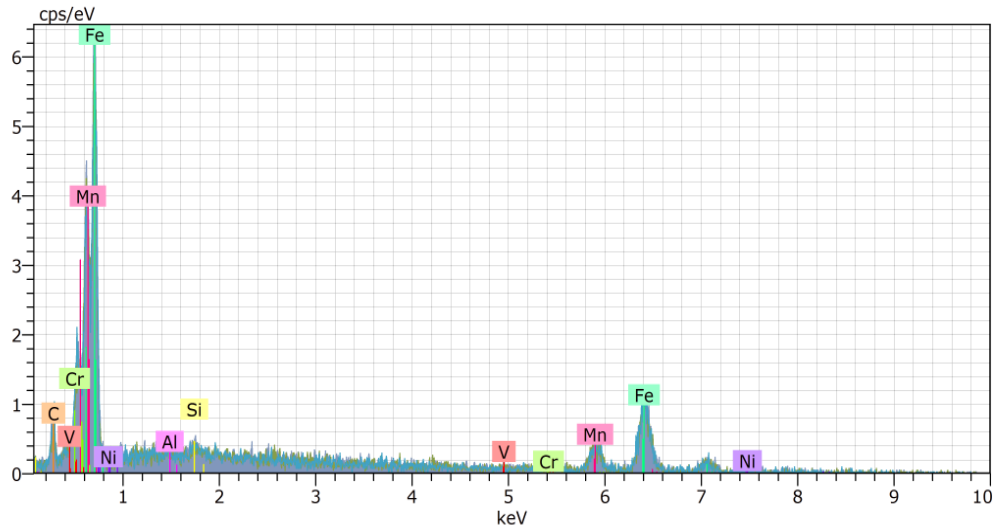
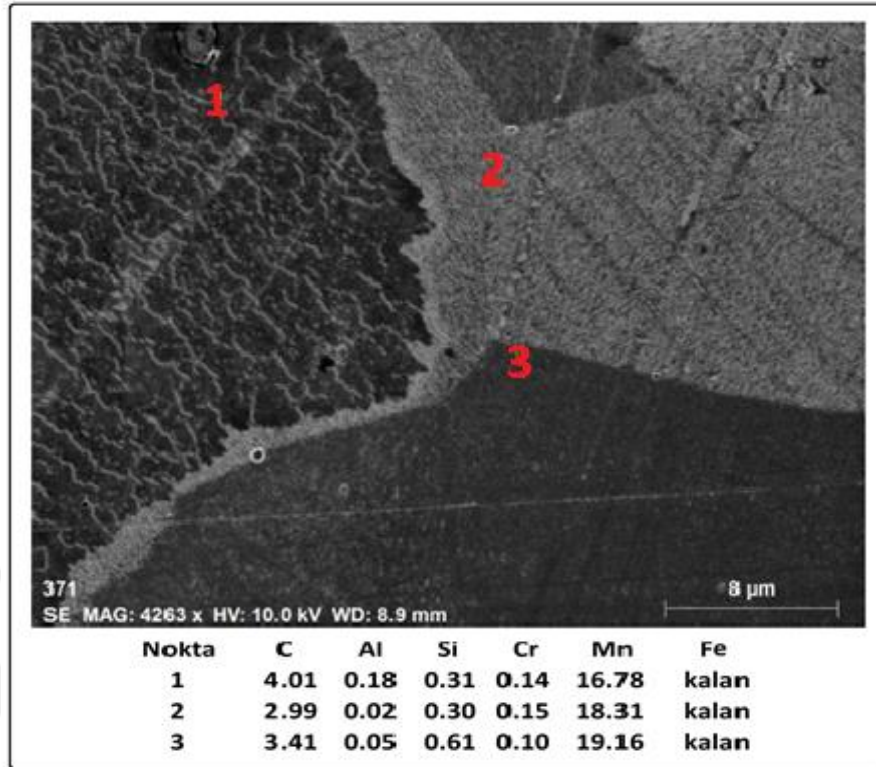
Sac levha halindeki numunemizden çıkartılan parçanın EDX ve XRD analizleri yapılmıştır. 600 °C ve 700 °C’de karbür çökeltileri olduğu görülmüş ve bu karbürler üzerinde alınan EDX analizlerinde karbon oranının yüksek çıktığı gözlemlenmiştir ve bu karbür oluşumunu desteklemektedir. Literatürlere göre yüksek manganlı çeliklerde karbürler  $M_3C$  ((Fe,Mn,Cr)<sub>3</sub> C) formunda oluşmaktadırlar. Cr oranı % 0.01 dolaylarındayken, Şekil 5.6’da görüldüğü gibi, 700 °C’de 150 dk gördüğü ısıl işlem sonucu oluşan karbürlerde bu oran % 0.42’ye kadar çıkmıştır. Bu  $Cr_3C$  oluşumuna kanıttır. Aşağıdaki Şekil 5.6, Şekil 5.7 ve Şekil 5.8’de 700 °C, 800 °C ve 900 °C’de 150 dk ısıl işlem görmüş parçaların SEM görüntüsü ve EDX sonuçları verilmiştir.



Şekil 5.6. 700 °C’de 150 dk ısıtılmış numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi.

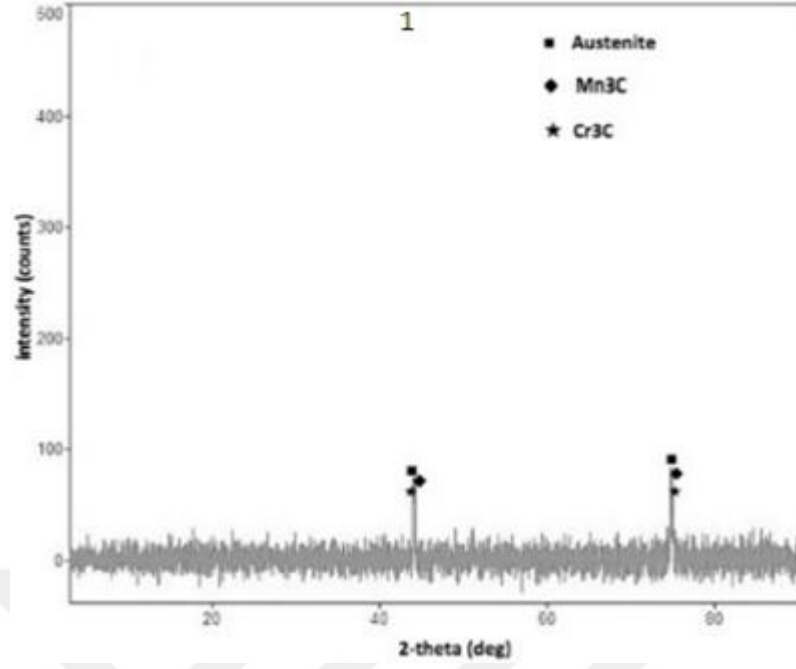


Şekil 5.7. 800 °C’de 150 dk ısıtılmış numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi.

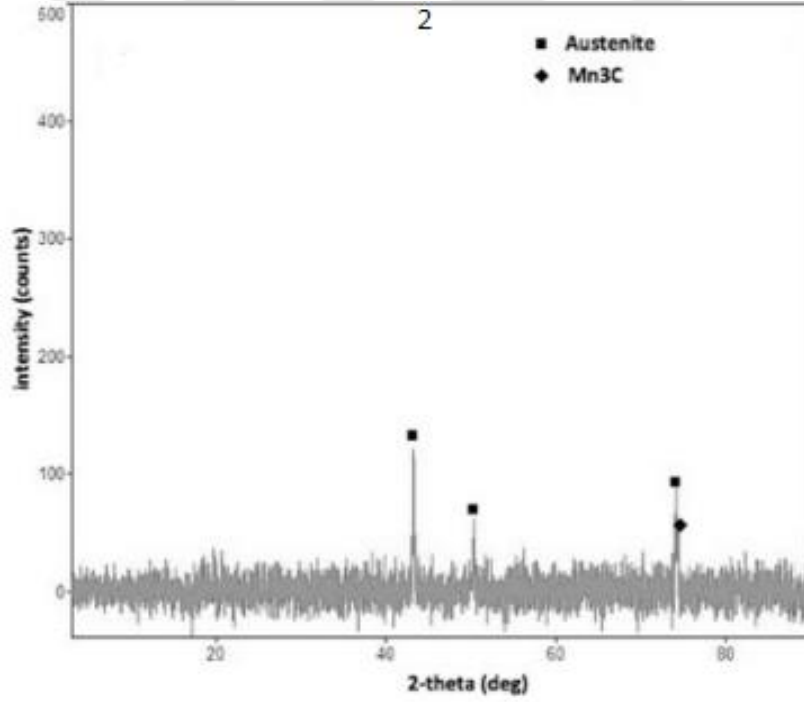


Şekil 5.8. 900 °C’de 150 dk ısıl işlem görmüş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi.

Test parçalarından alınan XRD sonuçları, bu numunelerin mikro yapılarının tamamen östenitik olduğunu göstermiştir. Şekil 5.9 ve Şekil 5.10’da numunelerin XRD sonuçlarını verilmiştir. Şekil 5.9’da 700 °C’de 150 dk ısıl işlem görmüş numunenin XRD sonuçlarından karbür çökeltileri tespit edilmiştir. Şekil 5.10’da 900 °C’de 150 dk ısıl işlem görmüş numunesine ait XRD sonucu verilmiş olup yapının tamamen östenitik olduğu görülmektedir.



Şekil 5.9. 700 °C’de 150 dk ısııl işlem görmüş numuneye ait XRD sonuçları.



Şekil 5.10. 900 °C’de 150 dk ısııl işlem görmüş numuneye ait XRD sonuçları.

## 5.2. ÇEKME TESTİ SONUÇLARI

Soğuk haddelenmiş numuneler çekme işlemi için belirlenen standartta su jeti ile kesildikten sonra ısıtma işlemi görmemiş, 600 °C, 700 °C, 800 °C ve 900 °C sıcaklıklarda 20 dk, 60 dk ve 150 dk süre ile ısıtma işlemine tabi tutulup çekme deneyi uygulanmıştır.

En yüksek akma ve çekme mukavemeti 600 °C ve 700 °C’de elde edilmiştir. Ancak % uzama değeri artan ısıtma işlem sıcaklığı ile birlikte doğru orantılı olarak artmıştır. 600 °C ve 700 °C sıcaklıkta en yüksek akma ve çekme mukavemetlerinin oluşması bu sıcaklıkta var olan karbür çökeltilerine bağlanabilir. Singong Kang ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada karbür çökeltilerinin oluştuğu sıcaklıkta çekme testi değerlerinde hızlı bir değişim gözlemlenmiştir. Bu dönüşümü karbür oluşumunun varlığına bağlamışlardır [89]. SEM mikroyapılarında görüldüğü gibi 800 °C ve 900 °C sıcaklıklarda ısıtma işlemine maruz kalmış numuneler tane içi ikizlenmeler içermekte ve karbür çökeltileri görülmemektedir. Bu durum çekme mukavemetine de etki etmiştir.

Çekme numuneleri için bu sıcaklıklarda çekme ve akma mukavemetleri ısıtma işlemi uygulanmayan, 600 °C ve 700 °C’ye göre daha düşük çıkarken, % uzama değerleri artmıştır. Bu durumu, karbürlerin 800 °C ve üzeri sıcaklıklardaki ısıtma işlemlerde çözülmesi ve ikizlenme mekanizmalarının oluşmasına bağlanabilir. Kwansoo Chung ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, tane içindeki ikizlenme sınırlarının tane sınırı gibi davrandıklarını bununla TWIP çeliklere çok iyi süneklik özelliği kattığını ileri sürmüşlerdir [90].

800 °C ve 900 °C sıcaklıklarda ısıtma işlemi görmüş numunelerin artan ısıtma işlem süreleriyle % uzama değerlerinde artma gözlemlenmiş olup en yüksek % uzama değeri 900 °C’de 150 dk ısıtma işlemine tabi tutulan numunede görülmüştür. Çekme testinin sonuçları Çizelge 5.1’de verilmiştir.



Çizelge 5.1. Çekme deneyi sonuçları.

Isıl İşlem Sıcaklığı (°C dk)	Akma Mukavemeti (MPa)	Max.Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama
Isıl işlemsiz	972 ± 10	1324 ±10	2
600 20	955 ± 10	1342 ± 10	12 ± 2
600 60	588 ± 10	992 ± 10	14,1 ± 2
600 150	534 ± 10	946 ± 10	24 ± 2
700 20	423 ± 10	903 ± 10	34 ± 2
700 60	453 ± 10	870 ± 10	24 ± 2
700 150	494 ± 10	946 ± 10	27 ± 2
800 20	368, ± 10	893 ± 10	47 ± 2
800 60	320 ± 10	838 ± 10	56 ± 2
800 150	395 ± 10	911 ± 10	57 ± 2
900 20	324 ± 10	826 ± 10	55 ± 2
900 60	276 ± 10	773 ± 10	58 ± 2
900 150	246 ± 10	695 ± 10	60 ± 2

Şekil 5.11’de orijinal parça ile çekme deneyi sonucu parçanın görünümü verilmiştir.



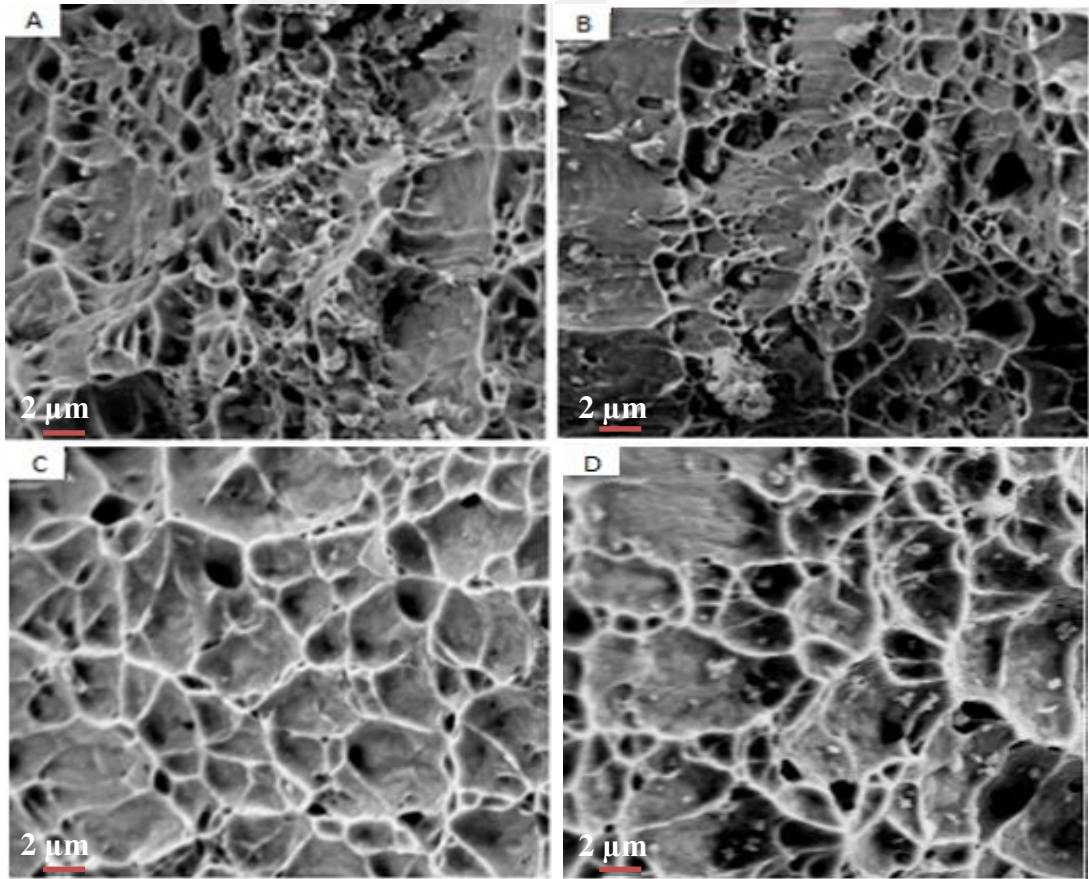
Şekil 5.11. Çekme deneyi sonrası maksimum uzama gösteren parça ile orijinal parçanın görünümü.

Dagoberto B. Santos ve arkadaşları [91] 24Mn içeren TWIP çeliğinin çekme testlerinden elde edilen sonuçlara göre en yüksek akma mukavemetine soğuk haddeli ve ısıl işlemsiz numunede  $1081.0 \pm 15.3$  MPa olduğu görülmüştür. En yüksek uzama değeri  $58.4 \pm 2.3$  ile  $850$  °C’de tavlanan numunede olmuştur. En düşük çekme değeri ise  $850$  °C’de tavlanan numunede  $662.5 \pm 8.0$  MPa olarak verilmiştir. Isıl

işlem sıcaklığının artışı ile çekme mukavemetinin azaldığı tespit edilmiştir. Buna bağlantılı olarak % uzama değerlerinde artış gözlemlenmiştir.

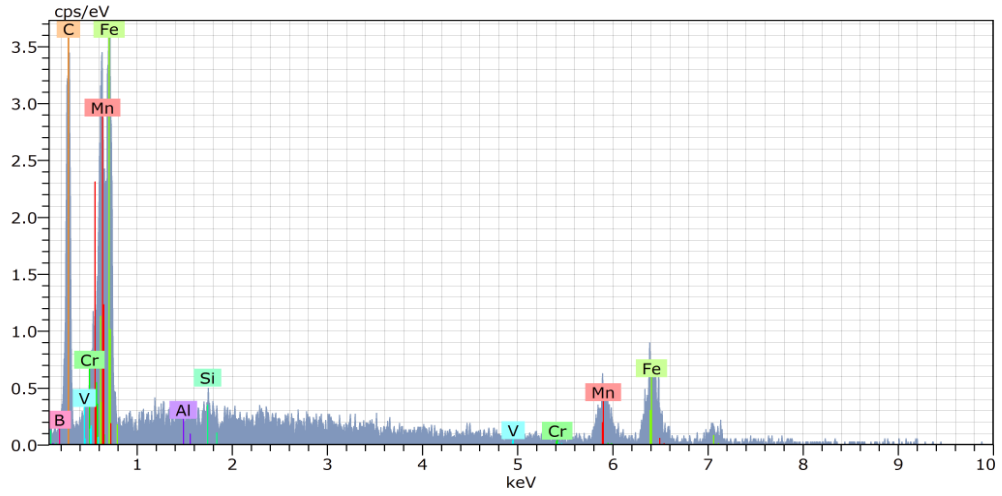
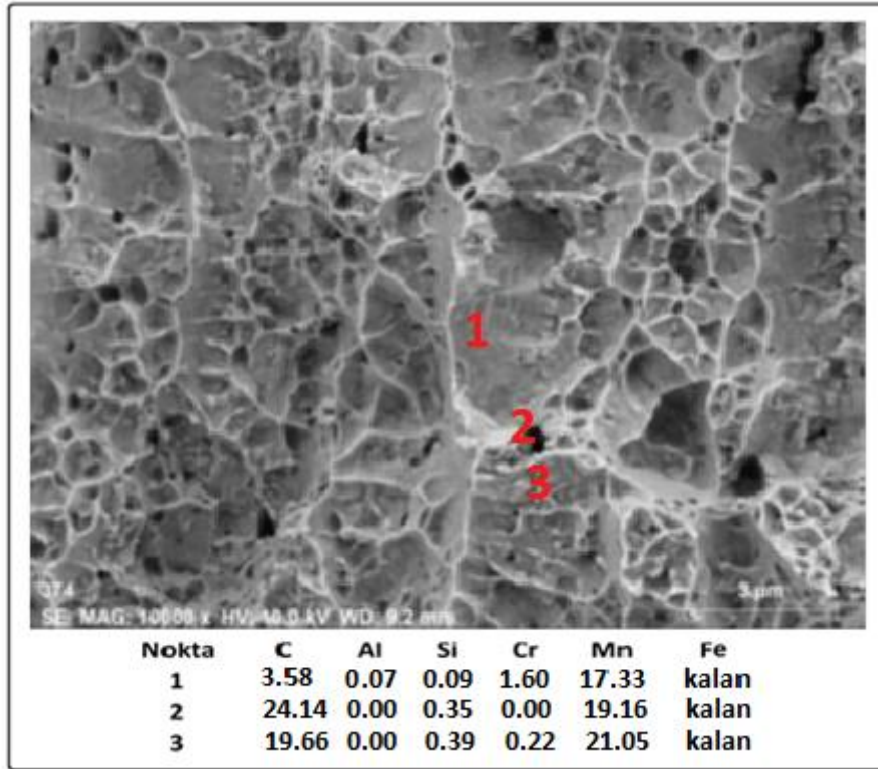
### 5.2.1. Çekme Numunelerinin Kırık Yüzey SEM Görüntüleri

Kırık yüzey SEM görüntülerinde anlaşılacağı gibi 600 °C ve 700 °C’de sıcaklıkta ısıtılma işlem görmüş numune daha gevrek bir kırılma göstermiştir. Bununla birlikte 600 °C ve 700 °C’de ısıtılma işlem görmüş numunenin kırık yüzey görüntülerinde daha geniş ve derin oyuklar (dimple) görülürken, 800 °C ve 900 °C’de sıcaklıklarında tamamen sünek kırılma morfolojisi görülmektedir. Bu durum ısıtılma işlem sıcaklığının artması ile numunelerin daha sünek davranış gösterdiklerini kanıtlamaktadır. Şekil 5.12’de çekme testi sonucu oluşan kırık yüzeyin SEM görüntüleri verilmiştir.



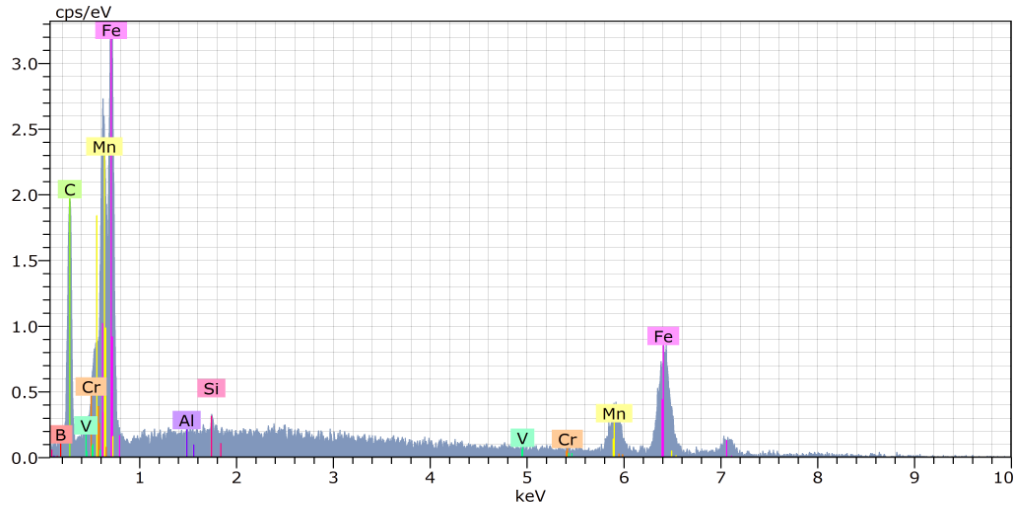
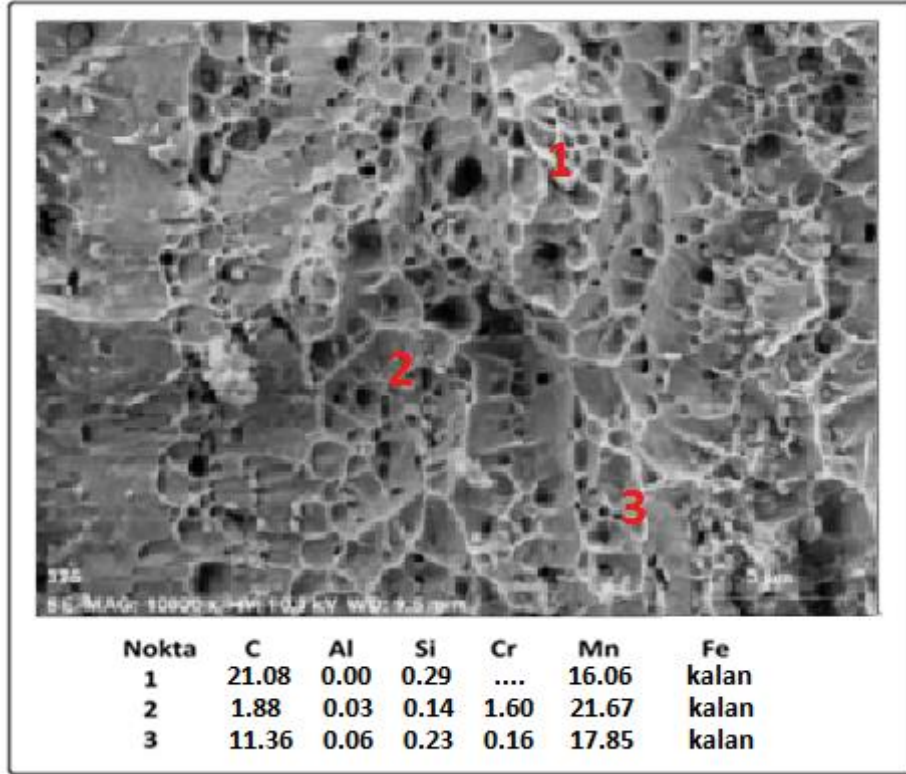
Şekil 5.12. Numunelere ait kırık yüzey SEM görüntüleri; a) 600 °C, b) 700 °C, c) 800 °C, d) 900 °C’de 150 dk ısıtılma işlem görmüş.

Şekil 5.13 ve Şekil 5.14’de kırık yüzeylerden alınan EDX analizleri verilmiştir.



Şekil 5.13. 700 °C’de 60 dk ısıtılmış parçanın kırık yüzey EDX analizi.

Elde edilen değerlere göre 1 nolu bölgede C oranı 2 ve 3 nolu bölgeye göre düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu bölgenin deformasyon esnasında sıvandığı ve sünek bir yapı olduğu görülmüştür. Cr oranının diğer bölgelerden daha yüksek olduğu Mn oranının düşük olduğu Fe oranının ise en yüksek değere ulaştığı görülmüştür. En yüksek karbon oranına 2 nolu bölgede % 24,14 oranı ile ulaşılmıştır. Bu bölgede karbür oluşumunun ispatıdır.



Şekil 5.14. 700 °C’de 150 dk ısıl işlem görmüş parçanın kırk yüzey EDX analizi.

150 dakikadaki değerlere göre 1 nolu bölgede C oranı 2 ve 3 nolu bölgeye göre yüksek çıkmıştır. En yüksek Mn oranına 2 nolu bölgede % 21,67 oranı ile ulaşılmıştır. Bir nolu bölgede karbür oluşumu yoğundur. 2 nolu bölgede karbür oluşumuna rastlanmamıştır.

### 5.3. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI

Isıl işlem görmemiş, 600 °C, 700 °C, 800 °C, 900 °C sıcaklıklarda ısıl işlem görmüş numunelerin sertlik değerleri Çizelge 5.2’de verilmiştir. Sertlik değerlerinde görüldüğü gibi 600 °C ve 700 °C sıcaklıktaki sertlik değerleri daha yüksek çıkmıştır. Bu da o sıcaklıkta var olan karbür çökelmelerinden kaynaklanmaktadır. Artan ısıl işlem sıcaklığı ile birlikte bu sertlik değerlerinde düşüş gözlemlenmiştir. Singong Kang ve arkadaşlarının [89] yapmış olduğu çalışmada, numunelerdeki tane büyümesi ve sertlikteki düşüş, M<sub>3</sub>C karbür çökeltilerinin çözünmesi ile bire bir bağlantılı olduğunu belirtmiştir. Çizelge 5.2’de de görüldüğü gibi ısıl işlem sıcaklığı ve süresi arttıkça sertlik değerlerinde düşme görülmüştür.

Çizelge 5.2. Numunelere ait sertlik değerleri sonuçları.

Vickers 200 g HV0,2	*	20 dk	60 dk	150 dk
Isıl İşlem Görmemiş	476	*	*	*
600 °C	*	485	442	421
700 °C	*	414	410	375
800 °C	*	392	388	327
900 °C	*	379	309	301

Yapılan diğer bir çalışmada Dagoberto B. Santos ve arkadaşları 24Mn–3Al–2Si–1Ni–0.06C wt.% bileşime sahip TWIP çeliğinin sertlik değerlerinin 100 °C ile 850 °C arasında değişimini incelemişlerdir. Değerlerin 180 HV ila 360 HV arasında değiştiğini rapor etmişlerdir. En yüksek değere soğuk haddeli numunenin ulaştığı görülmüştür. En düşük sertlik değeri ise 180 HV değerine sahip 850 °C’de ısıl işlem görmüş numunede ölçüldüğü belirlenmiştir [91].

## BÖLÜM 6

### SONUÇLAR

Belirlenen kimyasal bileşimde dökülen numune sıcak hadde işlemi ardından soğuk haddelenmiştir. Sac levha haline getirilen parçalar 600 °C, 700 °C, 800 °C ve 900 °C ısıtım sıcaklıklarında 20 dk, 60 dk ve 150 dk ısıtım süresine maruz bırakılarak mikroyapı, sertlik ve çekme dayanımı üzerindeki değişimlerden aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. 600 °C ve 700 °C ısıtım sonrası yapıda karbür çökelmeleri görülmüştür. Artan sıcaklıkla beraber karbür çökeltileri çözülmüş 800 °C ve 900 °C’de ısıtım işlem görmüş numunelerde karbür çökeltilerine çok az rastlanmıştır.
2. XRD ve SEM sonucu 600 °C, 700 °C, 800 °C ve 900 °C ısıtım işlem görmüş numunelerin yapılarının östenitik olduğu görülmüştür.
3. Çekme testi sonucu en yüksek % uzama değeri 900 °C’de 150 dk ısıtım işlem görmüş numunelerde görüldü. Isıtım sıcaklığı düştükçe % uzama değerinde düşme, maksimum çekme değerinde ise artış gözlemlenmiştir. En yüksek çekme mukavemeti ise ısıtım numunelerinde görülmüştür.
4. Sertlik testi sonucu en yüksek sertlik değerini 600 °C sıcaklıkta 20 dk ısıtım işlem görmüş numunelerde görülmüştür. Artan sıcaklık ve süre ile sertlik değerlerinde düşüş gözlemlenmiştir.
5. Sertlik sonuçlarının artan ısıtım sıcaklığıyla düşmesinin nedeni 600 °C ve 700 °C’de M<sub>3</sub>C formunda karbür yapısı oluşumundan kaynaklanmaktadır. Artan sıcaklıkla karbür yapıları çözüldüğünden sertlik değerleri azalma gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik 600 °C 20 dk ısıtım işlemli numunede görülürken en düşük 900 °C 150 dk ısıtım işlemli numunede gözlemlenmiştir.

## KAYNAKLAR

1. Chin, G. K., “Effects of al addition on deformation and fracture mechanisms in two high manganese TWIP steels”, *Materials Science And Engineering A*, 528: 2922–2928 (2011).
2. Zeytin, H. K., “Microstructural and mechanical properties of fe-30mn-2.3si-5al TWIP steels”, *International Iron & Steel Symposium*, 02-04 (2012).
3. Cooman, B.C.D., Chin, G.K., Kim, J., “High mn TWIP steels for automotive applications, new trends and developments in automotive system engineering”, 978-953, 307-517, *Intech*, (2011).
4. İnternet: Includes several informative pages about conventional and AHSS types of steel, including “Steel Basics” and “Applications.” <http://www.worldautosteel.org>.
5. Toros. S., Öztürk, F., “Otomobillerde alüminyum-magnezyum alaşımlarının yeri ve şekillendirilebilme kabiliyetlerinin incelenmesi”, *Tmmob Makina Mühendisleri Odası IX. Otomotiv Ve Yan Sanayi Sempozyumu*, Bursa, 25-26 (2007).
6. Volkan E.E., Arısoy, C.F., Kelami, Ş., “Otomotiv endüstrisinde çelikten vazgeçilebilir mi? ”, *Metal Dünyası*, 125-81 (2003).
7. Ushioda, K., “Recent developments in steel sheers”, *Scandinavian Journal Of Metallurgy*, 28: 33-39 (1999).
8. America Iron And Steel Institute , “An investment in steel's future” *Atısı Market Development*, (2002-2003).
9. Hamada A. S., “The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-mn TWIP steels”, *Materials Science And Engineering*, 467: 114–124 (2007).
10. Atapek, Ş., “Zırh çeliklerinin fiziksel metalurjik esaslar doğrultusunda geliştirilmesi ve karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2006).
11. Davis, J. R., Mills, K. M., Lampman, S. Zorc, T. B., “Properties and selection :irons, steels and high-performance alloys”, *Asm Handbook*, Vol.1, Materials Park Ohio/Usa, (1991).
12. Balya, F., “Kepçe dişleri için kıyas yolu ile malzeme geliştirme ve bu malzemelerin ısı işlem yolu ile performansının artırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü* (2013).

13. Tekin, E., “Çeliklerin Isıl İşlemleri Ders Notları”, Ankara: *Odtü*, 1-75 (1989).
14. Oğuz B., “Karbonlu ve Alaşımli Çeliklerin Kaynak”, *Oerlikon Yayını*, (1985).
15. Güneş, İ., Ulu, S., Ayan, O., “Su verilmiş çeliklerde temperleme kademelerinin aşınma davranışına etkisinin araştırılması”, *5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu*, (2009).
16. Toros, S., “TRIP800 çeliğinin şekillendirme kabiliyetinin incelenmesi ve modellenmesi”, Doktora Tezi, *Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü* (2013).
17. Han, H. N., Lee C. G., Oh C-S, Lee, T-H., And Kim, S-J., “A model for deformation behavior and mechanically induced martensitic transformation of metastable austenitic steel”, *Acta Materialia*, 52: 5203-5214 (2004).
18. Güleç, Ş., “Malzeme Ders Notları”, *İ.T.Ü. Makina Fakültesi Teknolojik Kürsüsü*, İstanbul, (1993).
19. Tekin, A., “Çeliklerin Metalurjik Dizayını”, *İstanbul Teknik Üniversitesi Yayınları*, İstanbul, (1981).
20. Kraus, George., “Steels: heat treatment and procesing principle”, *Asm International*, Ohio, 190.
21. Dikeç, F., “Demir Çelik Ders Notları”, *İstanbul Teknik Üniversitesi Yayınları*, İstanbul, (1982).
22. Gürleyik, M.Y., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, *K.T.Ü. Müh-Mim Fak., Trabzon*, (1988).
23. Topbaş, M. A., “Isıl İşlemler”, *Yıldız Teknik Üniversitesi*, İstanbul, (1993).
24. “Pik ve çelikte alaşım elemanları”, *London And Scandinavian Metallurgical Company Limited*, Makina Mühendisleri Odası.
25. Tekin, E., “Mühendisler İçin Çelik Seçimi”, *Tmmob Makine Mühendisleri Odası*, 2. Baskı, Ankara, (1992).
26. Güventürk, F., “Çelik El Kitabı”, *Güven Çelik Yayınları*, İzmir, (1990).
27. Özer, F., “Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerde şekil verme operasyonları sonucu oluşan geri yaylanmanın doğru tahmini ve telafisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Tobb Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2011).
28. Akay, K., “Otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çeliklerin fiziksel özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, (2005).



29. Rigsbee, J.M., Abraham, J.K., Davenport, A.T., Franklin, J.E., And Pickens, J.W., “Structure property relationships in commercially processed dual phase steels”, *Structure An Properties Of Dual Phase Steels*, 304-32 (1979).
30. Neugebauer, R., Altan, T., Geiger, M., Kleiner, M., Sterzing, A., “Sheet metal forming at elevated temperatures”, *Annals Of The Crp*, 55: 793-816 (2006).
31. Smallman, R.E., Bishop R.J., “Modern physical metallurgy and materials engineering: science, process, applications”, *Butterworth-Heinemann, Linacre House, Jordan Hill*, Oxford, (1999).
32. Oliver, S., “Dual phase versus TRIP steels: microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing”, *Materials Characterization*, 58: 390–400 (2007).
33. Xu, H., “Mechanical properties of fine-grained dual phase low-carbon steels based on dynamic transformation”, *Journal Of University Of Science And Technology Beijing*, 15: 556-560 (2008).
34. İnternet: Automotive Applications Council, “New Study Finds Increased Use Of Advanced High-Strength Steels Helps Decrease Overall Vehicle Weight”, <http://www.prnewswire.com/news-releases/new-study-finds-increased-use-of-advanced-high-strength-steels-helps-decrease-overall-vehicle-weight-61851732.html> (2009).
35. Huh, H., Kim, S-B., “Dynamic tensile characteristics of trip-type and dp type steel sheet for an auto-body”, *International Journal Of Mechanical Sciences*, 50: 918-931 (2008).
36. Hayat, F., “TRIP çeliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanımının incelenmesi”, *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.*, 25: 701-712 (2010).
37. Dan, W.J., Li, S.H., Zhang, W.G., Lin, Z.Q., “The effect of stain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel”, *Materials And Design*, 29: 604-612 (2008).
38. Hamada, S.A., “Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-mn TWIP steels”, *Acta Universitatis Ouluensis C Technica*, 281: 411-426 (2007).
39. Kim, S. K., Choi, J., Shon, I. R., Chin, K. G., “The development of TWIP steel for automotive applicaiton”, *Posco Technical Report*, (2006).
40. Wagoner, R.H., “Advanced High Strength Steel Workshop”. *Virginia*, Usa (2006).
41. Gadja, B., Lis A.K., “A study of microstructure and phase transformations of cmnalsi trip steel”, *Journal Of Achievements İn Materials And Manufacturing Engineering*, 31: 646-653 (2008).

42. Aydın, H., “Effect of microstructure on static and dynamic mechanical properties of third generation advanced high strength steels”. *Literatur Review*, (2009).
43. Carrie M “AHSS 101 the evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications”, *Materials Science And Engineering University Of Michigan*, (2011).
44. Zeytin H.K., Aydın H., Kubilay C., “Otomotiv endüstrisi ve çelik: ileri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler”, *Tmmob Makine Mühendisleri Odası X. Otomotiv ve Yan Sanayi Sempozyumu*, Bursa, (2007).
45. Aydın H., “Çelik saclarının çift fazlı ısıl işlem sonrası mekanik ve mikroyapı özelliklerinin değişimi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği*, İstanbul, (2006).
46. Hofmann, H., Mattissen, D., Schaumann, T.W., “Advanced cold rolled steels for automotive applications”, *Mat.-wiss. U. Werkstofftech*, 9-37 (2006).
47. *International Iron & Steel Institute Commitee On Automotive Applications*, “Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines”, March (2005).
48. Zuidema, B. K., “Advanced high strength steel application guidelines ”, *Arcelor Mittal- Usa Research & Development*, (2007).
49. Callister, W. D., “Materials Science And Engineering”, An Introduction. 7th Ed. *John Wiley & Sons, Inc.* (2007).
50. Zeytin H.K., “İleri teknoloji ürünü otomotiv çelikleri”, *Teknoloji Tanıtım Konferansı, Tübitak Mam*, (2006).
51. İnternet: Steel Basics, “Hot-Formed (HF) Steel”, <http://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/hot-formed-hf-steel> (2000).
52. İnternet: I-Car Advantage Online, “Working With Boron Steel.”. <http://www.icar.com/pdf/advantage/online/2004/051004.Pdf>. (2004).
53. Zackay, V. F., Parker, E. R., Fahr, D., and Busch, R., “The enhancement of ductility in high-strength stools”, *Trans. Asm*, 60: 252-259 (1967).
54. Matsumura, O., Sakuma, Y. and Takechi, H., “Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4c-1.5si-0.8mn steel”, *Transactions Isj*, 27: 570-579 (1987).
55. Matsumura, O., Sakuma, Y. And Takechi, H., “Trip and its kinetic aspects in austempered 0.4c-1.5si-0.8mn steel”, *Scripta Metallurgica*, 27: 1301-1306 (1987).
56. Takechi, H., Matsumura, O., Sakuma, Y. Japan Kokai Tokyo Koho, *Japan Patent*, 62: 188, 729 (1987).

57. Basuki, A., Aernoudt, E., “Influence of rolling of trip steel in the intercritical region on the stability of retained austenite”, *Journal Of Materials Processing Technology*, 89: 37-43 (1999).
58. Zhuang, L., Di, W., Rong, H., “Austempering of hot rolled si-mn TRIP steels”, *Journal Of Iron And Steel Research, International*, 13: 41-46 (2006).
59. Xiaodong, Z., Zhaohui, M., Wang L., “Current status of advanced high strength steel for automaking and its development in baosteel”, *Baosteel Research Institute, Shanghai, China*, 90: 1-8 (2001).
60. Zhao, L., Dijk, N.H., Brück, E., Sietsma, J., Zwaag, S., “Magnetic and x-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels”, *Materials Science And Engineering A*, 313: 145–152 (2001).
61. Hanzaki, Az., Hodgson Pd., Yue, S., “Hot deformation characteristics of si-mn trip steels with and without nb microalloy additions”, *Isij International*, 35: 324-330 (1995).
62. La-Neuve, P. Jacques., Phd Thesis, *Universite’ Catholique De Louvain, Belgium*, (1998).
63. Furne’Mont, Q., Kempf, M., Jacques, P.J., Gorke, M., Delannay, F., “On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of trip-assisted multiphase steels”, *Materials Science And Engineering A*, 328: 26-32 (2002).
64. Basuki, A., And Aernoudt, E., “Effect of deformation in the intercritical area on the grain refinement of retained austenite of 0.4c TRIP steel”, *Scripta Materialia*, 40: 1003– 1008 (1999).
65. Girault, E., Martens, A., Jacques, P., Houbaert, Y., Verlinden, B. And Van Humbeeck, J., “Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase trip-assisted steels”, *Scripta Materialia*, 44: 885-892 (2001).
66. Krizan D., “ Structure-properties relationship in 1 gpa micro-alloyed TRIP steel”, *Universiteit Gent Metallurgie En Materiaalkunde*, Doctor Of Philosophy, (2005).
67. Sakuma, Y., Kimura, N., Itami, A., “Next- generation high-strength sheet steel utilizing transformation-induced plasticity (TRIP) effect”, *Nippon Steel Technical Report*, 60-64 (1995).
68. Parish, C.M., “Fundamental study of phase transformations in si-al trip steels”, *Bs In Mmaterial Science And Engineering A*, Ncs University, (2000).
69. Andrew, K.W., “Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures”, *Journal Of The Iron and Steel Institute*, 203: 721-727 (1965).
70. Topbaş, M.A., “Isıl İşlemler”, Prestij Yayıncılık, *Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul*, (1993).

71. Wasilkowska, P., Tsipouridis, E.A., Werner, A., Pichler, S., Traint “Microstructure and tensile behaviour of cold-rolled trip-aided steels”, *Journal Of Materials Processing Technology*, 157: 633–636 (2004).
72. Wei, X., Renyu, F., Li L., “Tensile deformation behavior of cold-rolled trip-aided steels over large range of strain rates”, *Materials Science And Engineering A*, 465: 260–266 (2007).
73. Kim, S.J., Chang G.L., Lee, T.H., Oh, C.S., “Effect of cu, cr and ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C trip-aided cold rolled steels”, *Scripta Materialia*, 48: 539–544 (2003).
74. O. Kwon., K. Leeb, G. Kimc, K-G. Chind, “New trends in advanced high strength steel developments for automotive application”, *Technical Research Laboratories Poscopohang*, Materials Science Forum, 638-642, 136-141 (2010).
75. Özer, F., “Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerde şekil verme operasyonları sonucu oluşan geri yaylanmanın doğru tahmini ve telafisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Tobb Ekonomi Ve Teknoloji Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü* (2011).
76. Bleck, W., “Quentenmechanisch geführtes design neuer fe-basis werkstoffe”, *Sfb Behebung*, (2011).
77. Bleck, W., Fischer M., “Gefüge und eigenschaften neuer kaltumformbarer stähle”, *43. Metallographie Tagung*, (2009).
78. Ding, H., Ding H., Song, D., Tang, Z., Yang, P., “Strain hardening behavior of a trip/twip steel with 18.8% mn”, *Materials Science And Engineering A*, 528: 868-873 (2011).
79. Hamada, A.S., “Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-mn TWIP steels”, *Faculty Of Technology, Department Of Mechanical Engineering, University Of Oulu*, Oulu, Finland, 281,293 (2007).
80. Güven, G., “İkizlenme yoluyla plastisite kazanan (twinning induced plasticity (twip) steel) yüksek mukavemetli yassı çeliklerin üretimi ve geliştirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gebze İleri Teknoloji Enstitüsü Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmit, 16-19, 37-43 (2012).
81. Bo Qin., “Crystallography of twip steel, degree of master of engineeringat” *Pohang University Of Science And Technology*, (2007).
82. Vercammen, S., Blanpain, B., Cooman, B.C.De., Wollants, P., “Cold Rolling behaviour of an austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP- steel: the importance of deformation twinning”, *Acta Materialia*, Belgium, (2003).
83. Zeytin, H.K., Güven, G., Berme, B., “Geleneksel ve modern yassı çelikler”, *International Iron & Steel Symposium*, Karabük, Türkiye, 3-10(2012).

84. Sato K, Tanaka K , Inoue., “Determination of the a/g equilibrium in the iron rich portion of the fe-mn-al system”, *Isij Int* 29: 788-792 (1989).
85. Charles J, Berghe' Zan A & Lutts A., “Structural and mechanical properties of high-alloy manganese-aluminum steels”, *J Phys*, 43: 4-435 (1982).
86. Gavriljuk Vg, Tyshchenko A1, Razumov On, Petrov Yn, Shanina Bd & Berns H Corrosion-Resistant Analogue Of Hadf İeld Steel. *Mater Sci Eng A*, 420: 47-54 (2006).
87. Oğuz. B., “Karbonlu Ve Alaşımli Çeliklerin Kaynağı”, *Oerlikon Yayını*, (1985).
88. Hamada, A., S., “Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-mn twip steels”, M. Sc. Thesis, *Faculty of Technology of the University of Oulu*, Oulu, 19-30 (2007).
89. Kang, S., Junga, Y.S., Junb, J.H., Lee, Y.K., “Effects of recrystallization annealing temperature on carbide precipitation microstructure, and mechanical properties in fe-18mn-0.6c-1.5al TWIP steel”, *Materials Science & Engineering A*, 527: 745-751 (2010).
90. Chung, K., Maa, N., Park, T., Kim, D., Yoo, D., Kim, C., “A modified damage model for advanced high strength steel sheets”, *International Journal of Plasticity*, 27; 1485-1511 (2011).
91. Dagoberto B. Santos., “Effect of annealing on the microstructure and mechanical properties of cold rolled Fe-24Mn-3Al-2Si-1Ni-0.06C TWIP steel”, *Materials Science and Engineering*, 528: 3545-3555 (2011).

## ÖZGEÇMİŞ

Şahlı BAŞKURT 1991 yılında Karabük’te doğdu, ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamlayıp Karabük Demir Çelik Lisesinden 2007 yılında mezun oldu. 2008-2012 yıllarında Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Mazleme Mühendisliği bölümünde lisans eğitimini tamamladı. Askerlik hizmetini tamamladıktan sonra çeşitli firmalarda Kalite Kontrol ve Ar-Ge birimlerinde çalıştı. 2016 yılında Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliğinde başlamış olduğu yüksek lisans programını tamamladı.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres : Esentepe Mah. Esentepe Cad. No:16/3  
Merkez / KARABÜK  
Tel : (546) 825 02 83  
E-posta : [sahlibaskurt@gmail.com](mailto:sahlibaskurt@gmail.com)