

**YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN  
ELEKTRON IŞIN KAYNAĞININ ARAŞTIRILMASI**

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

**Cihangir Tevfik SEZGİN**

**YÜKSEK MUKAVETELİ ÇELİKLERİN ELEKTRON IŞIN KAYNAĞININ  
ARAŞTIRILMASI**

**Cihangir Tevfik SEZGİN**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Yüksek Lisans Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

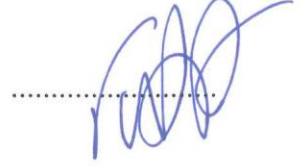
**KARABÜK**

**Aralık 2016**

Cihangir Tevfik SEZGİN tarafından hazırlanan "YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN ELEKTRON IŞIN KAYNAĞININ ARAŞTIRILMASI" 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. 29/12/2016

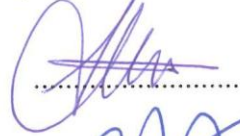
Unvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Hüseyin UZUN (SAÜ)



Üye : Doç. Dr. Yavuz SUN (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT (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.”*

Cihangir Tevfik SEZGİN



## **ÖZET**

**Yüksek Lisans Tezi**

### **YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN ELEKTRON IŞIN KAYNAĞININ ARAŞTIRILMASI**

**Cihangir Tevfik SEZGİN**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT**

**Aralık 2016, 98 sayfa**

Bu çalışmada, TRIP 800 ve DP 1000 çeliklerinin elektron ışın kaynağı (EİK) kullanılarak aynı cins ve farklı cins çeliklerin kaynaklı bağlantıları incelenmiştir. TRIP 800-TRIP 800, DP 1000-DP 1000 ve DP 1000-TRIP 800 olarak elektron ışın kaynağı metodu ile 3 farklı kaynaklı birleşim yapılmıştır. Kaynak işlemi vakumlu ortamda gerçekleştirilmiştir. Birleştirilen numunelere, çekme testi, farklı sıcaklıklarda darbe çentik testi uygulanmıştır. Mikro sertlikleri incelenmiştir. Gerekli metalografik işlemlerden sonra mikro yapıları optik mikroskopta incelenmiştir. Ayrıca SEM+EDX işlemi ile kopan ve kırılan yüzeyler incelenmiştir. Bu kırık yüzeylerden SEM ile fotoğraflar alınmıştır.

Yapılan sertlik testleri sonucunda, en yüksek sertlik değerleri kaynak metalinden ölçülmüştür. En yüksek sertlik değeri TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde görülmüştür ama ortalama kaynak metalindeki en büyük sertlik TRIP 800-DP 1000 birleşiminde görülmüştür. Çekme testleri sonucunda en yüksek çekme dayanımı, TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde görülmüştür. Ayrıca bu birleştirme %23-%30 arası uzama ile en çok gerinme değerine sahip olan birleşim olmuştur. TRIP 800-DP 1000 birleşiminin çekme mukavemeti 666 ile 700 MPa arası, uzama miktarı %5- %7 çıkmıştır. Darbe çentik deneyinde en yüksek değer oda sıcaklığındaki TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde görülmüştür.

**Anahtar Sözcükler** : TRIP çeliği, çift fazlı çelik, elektron ışın kaynağı, dissimilar kaynak.

**Bilim Kodu** : 915.3.019

## **ABSTRACT**

**M. Sc. Thesis**

### **THE INVESTIGATION OF HIGH STRENGTH STEEL WELDABILITY OF ELECTRON BEAM**

**Cihangir Tevfik SEZGİN**

**Karabük University**

**Graduate School of Natural and Applied Sciences**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Thesis Advisor:**

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

**December 2016, 98 pages**

In this study, welding of TRIP 800 and DP 1000 steels which are welded each other with electron beam welding method as similar and dissimilar is investigated. Three different weld joints as TRIP 800-TRIP 800, DP 1000-DP 1000 and DP 1000-TRIP 800 were welded with electron beam welding. Welding was made in a vacuum container. Tensile measurement, charpy test in different temperature was carried out to weld joints and microhardening was investigated. Microstructure was investigated with optical microscope after necessary metallographic processes. Furthermore fracture surfaces was analyzed with SEM and EDX. Photographs were taken from those fracture surfaces with SEM.

As a result of the hardening tests, it was seen that the most solid part of the welding is weld zone. The most solid zone was found at TRIP 800-TRIP 800 joint, however; TRIP 800- DP 1000 joint got the most solid average hardness and TRIP 800-TRIP has the highest tensile strength. Moreover, it has got the highest elongation percentage between 23% and 30%. Dissimilar weld joint of TRIP 800-DP 1000 was resulted at between 666 and 700 MPa tensile strength and between 5% and 7% elongation percentage. It was seen that joint of TRIP 800-TRIP 800 at room temperature has the highest charpy test fracture energy.

**Key Word** : TRIP steel, dual phase steel, electron beam welding, dissimilar welding

**Science Code** : 915.3.019

## TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez çalışmamda çalışmalarımda bana yol gösteren ve kendimi geliştirmemde çok emeği olan danışman hocam sayın Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT'a, tez konuyla alakalı verdiği fikirlerden dolayı sayın Doç. Dr. Zihni Burçay SARIBAY'a, yüksek lisans yapmam için beni teşvik eden sayın Prof. Dr. Zekeriya ARVASI'ye, malzeme tedariginde yardımını esirgemeyen sayın Erdem Ferik ve Erman FERİK'e, çeşitli mekanik testlerde yardım eden ÇELSANTAŞ firmasına, teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca, bu Yüksek Lisans Tez çalışmasını KBÜ-BAP-16/2-DS-086 numaralı proje ile destekleyen, KBÜ Rektörlüğüne ve BAP komisyonuna teşekkür ederim.

Sevgili eşime, muhterem babama ve sevgili, rahmetli anneme hiçbir zaman hiçbir yardımını esirgmeden yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xviii
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	4
TRIP ÇELİKLERİ VE ÖZELLİKLERİ .....	4
2.1. TRIP ÇELİKLERİNİN GENEL ÖZELLİKLERİ.....	4
2.2. TRIP ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ.....	8
BÖLÜM 3 .....	12
ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİ VE ÖZELLİKLERİ .....	12
3.1. GİRİŞ.....	12
3.2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ.....	14
3.2.1. Sıcak Haddeleme ile Üretim .....	18
3.2.2. Sürekli Tavlama ile Üretim .....	18
3.2.3. Kutu Tavlama ile Üretim .....	19
3.3. OTOMOTİV SANAYİSİNDE KULLANIMI .....	20
BÖLÜM 4 .....	23

	<b><u>Sayfa</u></b>
ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI .....	23
4.1. ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI .....	23
4.2. ELEKTRON IŞIN KAYNAĞININ YAPILIŞI.....	24
4.3. AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI.....	28
BÖLÜM 5 .....	30
TRIP VE ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN KAYNAĞI .....	30
BÖLÜM 6 .....	39
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	39
6.1. GİRİŞ.....	39
6.2. MALZEMELERİN KİMYASAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ .....	39
6.3. KAYNAK İŞLEMİ VE PARAMETRELERİ.....	40
6.4. MEKANİK TESTLER İÇİN NUMUNE HAZIRLANMASI.....	42
6.5. MİKROYAPI İNCELEME .....	43
6.6. SEM İNCELEMESİ.....	44
6.7. MİKROSERTLİK TESTİ .....	45
6.8. ÇEKME DENEYİ.....	45
6.9. ÇENTİK DARBE TESTİ.....	47
BÖLÜM 7 .....	50
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	50
7.1. MİKROYAPI İNCELEME SONUÇLARI .....	50
7.2. SEM GÖRÜNTLERİ VE EDX SONUÇLARI.....	59
7.2.1. Darbe Tetsi Kırık Yüzey Görüntüleri.....	66
7.3. MİKROSERTLİK .....	78
7.4. ÇENTİK DARBE DENEYİ.....	81
7.5. ÇEKME DENEYİ .....	83
BÖLÜM 8 .....	90
SONUÇLAR .....	90
KAYNAKLAR .....	92

ÖZGEÇMİŞ ..... 98





## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1. TRIP çeliğinin mikro yapısı.....	5
Şekil 2.2. TRIP çeliğinin mikro yapısı.....	6
Şekil 2.3. Kalıntı östenitin martensite deformasyon ve sıcaklık ile dönüşmesi.....	7
Şekil 2.4. Çeşitli çeliklerin gerilme-gerinim eğrileri .....	7
Şekil 2.5. TRIP çeliğinin üretimi .....	9
Şekil 2.6. TRIP çeliğinin şekillendirilerek üretimi ile oluşan fazlar.....	10
Şekil 3.1. Çift fazlı çeliğin mikro yapısı .....	13
Şekil 3.2. Çift fazlı çelik elde etmek için yapılan ısıl işlemlerin zaman-sıcaklık grafikleri .....	14
Şekil 3.3. Soğutma hızı ile mn arasındaki ilişki.....	16
Şekil 3.4. Çift fazlı çelik üretimi için gerekli mn miktarı ve su verme sıcaklığı arasındaki ilişki.....	19
Şekil 3.5. Farklı çelik türlerinin gerinim-gerilim mukayesesi .....	20
Şekil 3.6. Dört kapılı lüks sedan araçlarda alüminyum ve çelik kullanımı.....	21
Şekil 4.1. EİK baş kısmının şematik görüntüsü .....	25
Şekil 4.2. Kaynak derinliğinin ortalama genişliğe oranları.....	26
Şekil 5.1. DP çeliğin kalıntı östenit miktarı ile değişen % uzaması .....	34
Şekil 6.1. Elektron ışın kaynağı makinası.....	41
Şekil 6.2. TRIP 800/ DP 1000 numunesinin EİK ile birleştirilmesi. ....	41
Şekil 6.3. DP 1000/ DP 1000 numunesinin EİK ile birleştirilmesi.....	42
Şekil 6.4. TRIP 800/ TRIP800 numunesinin EİK ile birleştirilmesi .....	42
Şekil 6.5. Testler için kesilen numunelerin kesim planı .....	43

## Sayfa

Şekil 6.5. Soğuk bakalite alınmış numuneler.....	44
Şekil 6.6. Deneyleerde kullanılan mikroskop.....	44
Şekil 6.7. Mikro sertlik ölçüm cihazı.....	45
Şekil 6.8. Çekme numunesi a (uzun numune) .....	46
Şekil 6.9. Çekme numunesi b (kısa numune).....	46
Şekil 6.10. Çekme testlerinde kullanılan çekme testi cihazı.....	46
Şekil 6.11. Darbe testi için hazırlanan numunelerin teknik resmi .....	47
Şekil 6.12. TRIP 800/DP 1000 darbe testi numunesi. ....	47
Şekil 6.13. Darbe testi cihazı. ....	48
Şekil 6.14. DP 1000/DP 1000 darbe testi numunesi. ....	48
Şekil 6.15. TRIP 800/TRIP 800 darbe testi numunesi. ....	49
Şekil 6.16. Test numunesinin cihaza yerleştirilmesi.....	49
Şekil 7.1. DP 1000-DP 1000 50x büyütmede mikroyapı görüntüsü.....	50
Şekil 7.2. DP 1000-DP 1000 esas metal 200x büyütme. ....	50
Şekil 7.3. DP 1000-DP 1000 ITAB 200x büyütme.....	51
Şekil 7.4. DP 1000-DP 1000 kaynak metali 200x büyütme. ....	51
Şekil 7.5. DP 1000-DP 1000 esas metal 1000x büyütme. ....	52
Şekil 7.6. DP 1000-DP 1000 ITAB 1000x büyütme.....	52
Şekil 7.7. DP 1000-DP1000 kaynak metali 1000x büyütme. ....	53
Şekil 7.8. TRIP 800-TRIP 800 50x büyütme.....	53
Şekil 7.9. TRIP 800-TRIP 800 esas metal 200x büyütme. ....	54
Şekil 7.10. TRIP 800-TRIP 800 ITAB 200x büyütme.....	54
Şekil 7.11. TRIP800-TRIP800 kaynak metali 200x büyütme. ....	55
Şekil 7.12. TRIP 800-TRIP 800 esas metal 1000x büyütme. ....	55

## Sayfa

Şekil 7.13. TRIP 800-TRIP 800 ITAB 1000x büyütme.....	56
Şekil 7.14. TRIP800-TRIP800 kaynak metali 1000x büyütme. ....	56
Şekil 7.15. TRIP 800-DP 1000 50x .....	57
Şekil 7.16. TRIP 800-DP 1000 ITAB 200x büyütme. ....	57
Şekil 7.17. TRIP 800-DP 1000 kaynak metali 200x büyütme. ....	58
Şekil 7.18. TRIP 800-DP 1000 ITAB 1000x büyütme. ....	58
Şekil 7.19. TRIP800-DP1000 kaynak metali 1000x büyütme. ....	59
Şekil 7.20. DP 1000-DP 1000 ITAB 10000x büyütme.....	60
Şekil 7.21. DP 1000-DP 1000 esas metal 10000x büyütme. ....	60
Şekil 7.22. DP 1000-DP 1000 kaynak metali 3000x büyütme. ....	61
Şekil 7.23. TRIP 800-TRIP 800 esas metal 10000x büyütme. ....	61
Şekil 7.24. TRIP 800-TRIP 800 ITAB 3000x büyütme.....	62
Şekil 7.25. TRIP 800-TRIP 800 kaynak metali 3000x büyütme .....	62
Şekil 7.26. TRIP 800-DP 1000 kaynak metali 10000x büyütme. ....	63
Şekil 7.27. TRIP 800-DP 1000 ITAB 10000x büyütme. ....	63
Şekil 7.28. TRIP 800-DP 1000 esas metal 10000x büyütme. ....	64
Şekil 7.29. TRIP 800-DP 1000 EDX için 3 nokta. ....	64
Şekil 7.30. DP 1000-DP 1000 EDX için 3 nokta. ....	65
Şekil 7.31. TRIP 800-TRIP 800 EDX için 5 nokta.....	66
Şekil 7.32. DP 1000-DP 1000 500x büyütme. ....	67
Şekil 7.33. DP 1000-DP 1000 2500x büyütme. ....	67
Şekil 7.34. TRIP 800-DP 1000 500x büyütme. ....	68
Şekil 7.35. TRIP 800-DP 1000 2500x büyütme .....	68
Şekil 7.36. TRIP 800-TRIP 800 500x büyütme. ....	69
Şekil 7.37. TRIP 800-TRIP 800 2500x büyütme. ....	68

## Sayfa

Şekil 7.38. DP 1000-DP 1000 birleşiminde -20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta 10000x büyütme. ....	70
Şekil 7.39. TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde -20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 3 nokta 10000x büyütme.....	71
Şekil 7.40. TRIP 800-DP 1000 birleşiminde -20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta 10000x büyütme. ....	72
Şekil 7.41. DP 1000-DP 1000 500x büyütme. ....	73
Şekil 7.42. DP 1000-DP 1000 2500x büyütme. ....	73
Şekil 7.43. TRIP 800-TRIP 800 500x büyütme. ....	74
Şekil 7.44. TRIP 800-TRIP 800 2500x büyütme. ....	74
Şekil 7.45. TRIP 800-DP 1000 500x büyütme. ....	75
Şekil 7.46. TRIP 800-DP 1000 2500x büyütme. ....	75
Şekil 7.47. DP 1000-DP 1000 birleşiminde 20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta. ....	76
Şekil 7.48. TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde 20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta. ....	77
Şekil 7.49. TRIP 800-DP 1000 birleşiminde 20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 3 nokta. ....	78
Şekil 7.50. Mikrosertlik için ölçüm alınan bölgelerin planı.....	79
Şekil 7.51. 3 numunenin mikrosertlik mukayese grafiği. ....	80
Şekil 7.52. Çentik darbe deneyi sonucu kırılan bir numune. ....	82
Şekil 7.53. Ortalama kırılma enerjilerinin grafiği. ....	83
Şekil 7.54. 1, 2, 3 ve 4 nolu numunelerin çekme eğrileri. ....	86
Şekil 7.55. 5, 6, 7 ve 8 nolu numunelerin çekme eğrileri. ....	86
Şekil 7.56. 9 ve 10 nolu numunelerin çekme eğrileri. ....	87
Şekil 7.57. 11, 12, 13 ve 14 nolu numunelerin çekme eğrileri. ....	87
Şekil 7.58. 15, 16, 17 ve 18 nolu numunelerin çekme eğrileri. ....	88
Şekil 7.59. DP 1000-DP 1000 çekme testi sonucundaki kopma yüzeyi. ....	88

**Sayfa**

Şekil 7.60. TRIP 800-TRIP 800 çekme testi sonucundaki kopma yüzeyi. .... 89

Şekil 7.61. TRIP 800-DP 1000 çekme testi sonucundaki kopma yüzeyi..... 89



## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 2.1. TRIP çeliğinin kimyasal kompozisyonu.....	5
Çizelge 2.2. TRIP çeliklerinin geleneksel üretim özellikleri.....	8
Çizelge 3.1. Ticari olarak üretilen çift fazlı çeliklerin kimyasal yapısı.....	17
Çizelge 3.2. Çift fazlı çeliklerde kullanılan alaşım elementleri ve etkileri.....	17
Çizelge 3.3. Otomobilde kullanılan çelik türleri ve mukavemet değerleri.....	22
Çizelge 6.1. TRIP 800 ve DP 1000 çeliklerinin kimyasal analizleri (% ağırlıkça) ...	39
Çizelge 6.2. TRIP 800 ve DP 1000 çeliklerinin mekanik özellikleri.....	40
Çizelge 6.3. EİK ile birleştirilen parçaların kaynak parametreleri.....	40
Çizelge 7.1. TRIP 800-DP 1000 birleşimindeki 3 noktanın analizi (% atomik).....	65
Çizelge 7.2. DP 1000-DP 1000 birleşimindeki 3 noktanın analizi (% atomik). ....	65
Çizelge 7.3. TRIP 800-TRIP 800 birleşimindeki 5 noktanın analizi (% atomik). ....	66
Çizelge 7.4. DP 1000-DP 1000 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik). 70	
Çizelge 7.5. TRIP800-TRIP800 kırık yüzeyde 3 noktanın EDX analizi (% atomik).71	
Çizelge 7.6. TRIP800-DP 1000 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik). 72	
Çizelge 7.7. DP 1000-DP 1000 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik). 76	
Çizelge 7.8. TRIP800-TRIP800 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik).77	
Çizelge 7.9. TRIP800-DP 1000 kırık yüzeyde 3 noktanın EDX analizi (% atomik). 78	
Çizelge 7.10. Her 3 numunenin bölgesel mikrosertlik değerleri (HV 0.2). ....	79
Çizelge 7.11. 20 °C ve -20 °C'deki darbe çentik deneyi neticeleri. ....	82
Çizelge 7.12. Uzun çekme numunelerinin çekme testi sonuçları. ....	84
Çizelge 7.13. Kısa çekme numunelerinin çekme testi sonuçları.....	84

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Mn	:Mangan
C	:Karbon
Al	:Alüminyum
Cu	:Bakır
S	:Kükürt
N	:Azot
H	:Hidrojen
Ar	:Argon
He	:Helyum
Fe	:Demir
Cr	:Krom
Nb	:Niobyum
Mo	:Molibden
V	:Vanadyum
P	:Fosfor
mA	:Mili amper
HV	:Vickers sertliği

## KISALTMALAR

DP	:Dual Phase (Çift fazlı)
HSLA	:High Strength Low Alloy (Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı)
AHSS	:Advanced High Strength Steel (Geliştirilmiş yüksek dayanımlı çelik)
TRIP	:Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm uyarılmış plastisite)
MIG	:Metal İner Gaz
MAG	:Metal Aktif Gaz
TIG	:Tungsten İner Gaz
EİK	:Elektron ışın kaynağı
EBW	:Electron Beam Welding (Elektron ışın kaynağı)
SEM	:Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Milroskopu)
EDX	:Energy dispersive X-Ray (Enerji dağıtıcı X ışını)
Ms	:Martenzit başlangıç sıcaklığı
Mf	:Martenzit bitiş sıcaklığı
RA	:Kalıntı östenit
MPa	:Mega Paskal
A <sub>C1</sub>	:Fe-C faz diyagramındaki 723 °C yi temsil eden sıcaklık çizgisi
A <sub>C3</sub>	:Fe-C faz diyagramında 911 °C ile 723 °C arasındaki sıcaklık eğrisi
MHO	:Martenzit hacim oranı
TWIP	:Twining Induced Plasticity (İkizlenme uyarılmış plastisite)
ITAB	:Isı Tesiri Altındaki Bölge



## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Çift fazlı çelikler (DP-Dual Phase), yeni nesil çelik türlerindedir. Kimi kaynaklarda az karbon ve az alaşım elementlerinden dolayı Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli çelik (HSLA, High Strength Low Alloy) olarak geçmekte, kimi kaynaklarda ise yüksek gerinim özellikleri ve uzama katsayısından dolayı Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS,Advanced High Strength Steel) olarak geçmektedir. Özellikle yaşanan enerji krizleri, araç içi emniyet faktörlerinin artması, egzozdan salınan gazların çevreye asgari zarar vermesi için veya hiç zarar vermemesi için ülkeler arasında yapılan antlaşmalardan dolayı doğan kanuni zorunluluklar, otomotiv sektörünü yeni çelik türlerinin bulunmasına itmiştir. İşte bunlardan birisi de çift fazlı çeliktir.

Her ne kadar yeni nesil grubundan olsa da otomotiv sektörü çift fazlı çelik ile kanaat etmeyip daha yüksek mukavemetli ve daha yüksek uzama yüzdelerine sahip çelikler bulmaya çalışmıştır. Bunun sonucunda ise TRIP (TRansformation Induced Plasticity) çelikleri geliştirilmiştir.

TRIP çeliklerinin özellikle otomotiv sektörüne girmesiyle beraber birçok çalışma için güncel bir konu haline gelmiştir. Alaşım elementlerinin TRIP çeliklerine etkisi, yüzey kaplamalar, şekillendirme proseslerindeki optimum parametreler gibi birçok konu akademisyenler tarafından çalışılmıştır. Bunlar birisi de TRIP çeliklerinin kaynak kabiliyetlerinin araştırılmasıdır.

MIG (Metal İner Gaz), MAG (Metal Aktif Gaz), TIG (Tungsten İner Gaz), lazer, nokta direnç kaynağı gibi kaynak metotları ile çift fazlı çeliklerin ve TRIP çeliklerinin kaynak kabiliyetleri ve kaynak sonrası mukavemet değerleri, kaynak

bölgesi metalografisi ile alakalı çalışmalar literatürde mevcut olup elektron ışın kaynağı (EIK, EBW- Electron Beam Welding) ile kaynaklarına rastlanamamıştır. Elektron ışın kaynağı, ileri kaynak teknolojilerinden biridir asgari çarpılma, neredeyse 200 mm ye kalınlıktaki malzemelerde dolgu metali olmaksızın kaynak yapabilme imkanı, vakumlu ortamı sayesinde malzemenin oksijenle alakasının asgari seviyede olması sebebiyle yüksek kaynak kalitesi elektron ışın kaynağının en üstün özelliklerinden biridir. Buna karşılık yöntemin pahalı olması kullanım alanlarını daraltmaktadır.

Bu çalışmamızda benzer ve farklı cins olarak TRIP çeliğinin ve çift fazlı çeliğin elektron ışın kaynağı ile alın kaynağı metodu ile birleştirilerek, kaynak bölgesinin metalürjik yapısının incelenmesi, kaynaklı parçaların sertlik, çekme, tokluk gibi mukavemet değerlerinin ve uzama yüzdelерinin incelenmesi amaçlanmıştır.

Hazırlanan bu çalışma, genel itibarıyla literatür taraması ve deneysel çalışmalar olmak üzere iki kısımdan oluşmaktadır. Ancak, literatür taraması ve deneysel çalışmalar kendi içinde üç konu başlığı altında oluşturulmaya çalışılmıştır. Bunlardan birinci bölüm Giriş olup burada çalışmanın kısa özeti verilmiştir. İkinci bölümde, bu çalışmada kullanılan TRIP çeliklerinin geniş bir literatür taramasıyla anlatılmıştır. Üçüncü bölümde bu çalışmada kullanılan diğer çelik türü olan çift fazlı çelikler detaylı bir biçimde tanıtılmıştır. Dördüncü bölümde ise bu çalışmada çeliklerin birleştirilmesi için kullanılacak olan elektro ışın kaynağı hakkında detaylı bir literatür taraması verilmiştir. Literatür taramasının yapıldığı son bölüm olan beşinci bölümde ise EIK, TRIP ve çift fazlı çeliklerle yapılan kaynak işlemlerinin mikroyapılarını ve mekanik özelliklerini inceleyen makalelere yer verilmiştir.

Altıncı bölümde, deneysel çalışmalarda kullanılan malzemeler, kullanılan ilave metal, kaynak makinesi, kaynak parametreleri, kaynaklı numunelerden deney numunelerinin çıkartılması, kaynaklı bağlantılara uygulanan mekanik testler ve testlerin uygulanış parametreleri tanıtılmıştır.

Çalışmanın yedinci bölümünde, deneysel çalışmalar sonucu elde edilen bulgular, daha önceden yapılmış benzer çalışmalarla sebep-sonuç ilişkisi ile kıyaslanmıştır.

SEM görüntüleri, optik mikroskop ile alınan görüntüler eklenerek bu görüntüler yorumlanmıştır. SEM görüntülerinden elde edilen görüntüler ile EDX analizi yapılarak seçilen bölgelerdeki element yüzdeleri görülmüştür.

Deneysel çalışmaların nihai sonuçlarının açıklandığı sekizinci bölümde, deneysel çalışmalar sonucu elde edilen bulgular, deneysel çalışmanın amacına uygun bir biçimde yorumlanarak sonuçlandırılmıştır.



## BÖLÜM 2

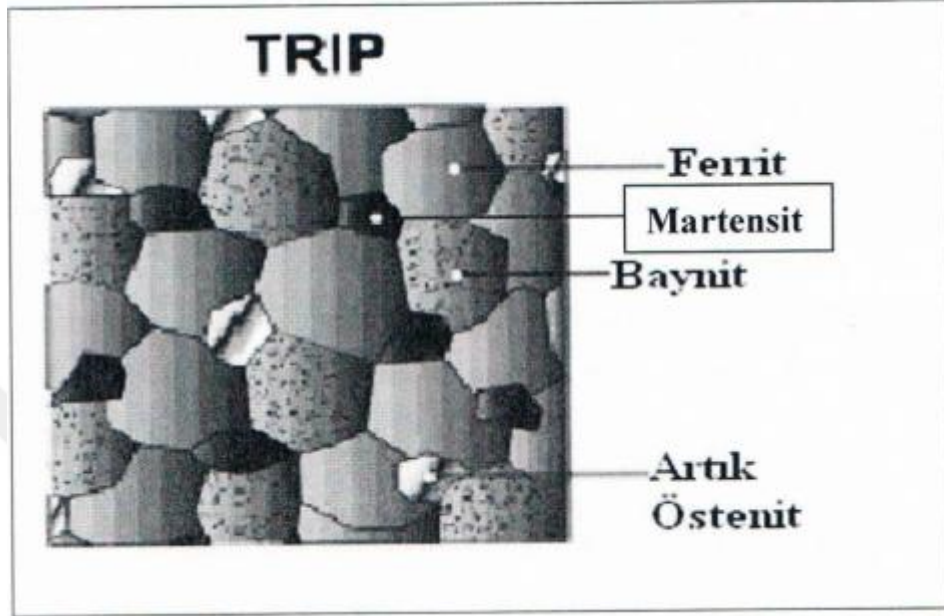
### TRIP ÇELİKLERİ VE ÖZELLİKLERİ

#### 2.1. TRIP ÇELİKLERİNİN GENEL ÖZELLİKLERİ

Binlerce ürünün yapımında başrol oynayan çeliğin, teknolojik ilerlemeler sayesinde birçok çeşidi üretilmiştir. Savunma sanayisinden inşaata, medikalden otomotive kadar birçok sanayi dalında yoğun olarak çelik kullanılmaktadır. Ucuzluğu, kolay işlenebilirliği, üstün mukavemet özellikleri çeliği her zaman diğer metallere göre birkaç adım öne taşımıştır. Fakat 1973'te yaşanan petrol krizi neticesinde özellikle otomotiv sektöründe çeliğin kullanımı azalmaya başlamıştır. Petrol krizi sebebiyle artan yakıt fiyatları, otomotiv üreticilerinin en büyük derdi olmuştur ve buna karşı iki çözüm bulmuşlardır. Bunlardan biri motor verimini yükseltmesiydi diğeri ise aracın ağırlığını azaltılmasıydı. Aracın ağırlığını azaltmak için özellikle plastikler, kompozit malzemeler, alüminyum, magnezyum gibi özgül ağırlıkları çeliğin üçte biri hatta beşte biri olan metaller kullanılmaya başlanmıştır. Fakat zaman içinde aracın güvenliği hususu karşılına bir problem olarak çıkmıştır. Ayrıca bu malzemeler çelikten çok daha pahalı ve hemen hemen hiç birisi çeliğin mukavemet değerlerine ulaşamayacak kadar zayıftır. Bu yüzden yüksek mukavemetli çeliklerin geliştirilmesine başlanılmıştır. Bu süreçte keşfedilen çelik türlerinden birisi TRIP çeliği olmuştur.

TRIP çelikleri, mükemmel enerji absorpsiyonu, şekillendirilebilirlik ve mukavemet özellikleri bir arada bulunduran benzersiz bir kombinasyona sahiptir [1-4]. Yüksek dayanım, mükemmel süneklik ve iyi bir araç çarpışma dayanıklılığına sahip bir çelik türü olarak otomotiv sanayisi için uygundur [5]. Orta seviye Mn içeren TRIP çelikleri tamamen TRIP etkisinin faydalanılabileceği otomotiv uygulamaları için oldukça uygundur [6].

TRIP çeliği, “TRansformation Induced Plasticity” nin kısaltılmış halidir. Ferrit matris yapısı içinde kalıntı östenit ve beyrit bulunması ile oluşan yeni nesil çelik türlerindedir (Şekil 2.1) [7-10].



Şekil 2.1. TRIP çeliğinin mikro yapısı [7].

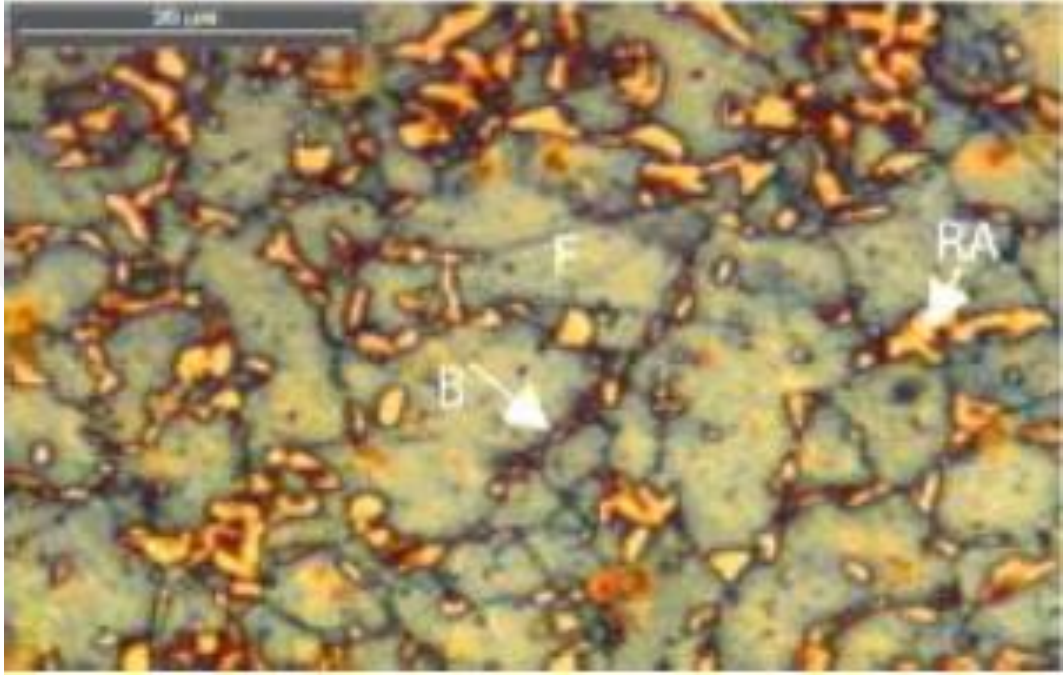
TRIP çeliklerini çeşitli kimyasal kompozisyonlara sahip olabilirler fakat tipik kimyasal kompozisyonları % olarak ağırlıkça 0.2C, 1.7Mn, 1.5Si kalanı Fe'dir [7,11,12]. Bazı çalışmalarda yaygın olarak kullanılan alaşım elementleri ile alakalı tablo da Çizelge 2.1'de gösterilmektedir [13].

Çizelge 2.1. TRIP çeliğinin kimyasal kompozisyonu [13].

C	Mn	Si	Al	Cr	Nb	V
0.1-0.4	1-4	1-2	0.05-1.8	0.4	0.04	0.6

TRIP çeliklerinin yapısını ferrit, beyrit ve kalıntı östenitten oluştuğu bilinmektedir [7,8,11,13]. Fakat bazen martenzite de rastlanmaktadır. Bunun sebebi beyritik bekleme basamağındaki östenit çok fazla karbon ihtiva etmiyorsa martenzit de görülebiliyor. Bir başka deyişle martenzit başlangıç sıcaklığı ( $M_s$ ) oda sıcaklığının üstündeyse TRIP çeliğinin mikro yapısında martenzit görülebilmektedir [13].

Genelde oda sıcaklığında bulunan bir TRIP çeliğinin mikroyapısında %55-60 ferrit, %25-40 beynit ve %5-15 arasında kalıntı östenite rastlanmaktadır [7,11]. Bir diğer kaynakta ise bu oran %40-50 ferrit, %30-40 beynit ve %10-15 kalıntı östenit olarak da gösterilmektedir [13] (Şekil 2.2). Burada F; ferrit, B; beynit, RA; kalıntı östenittir.

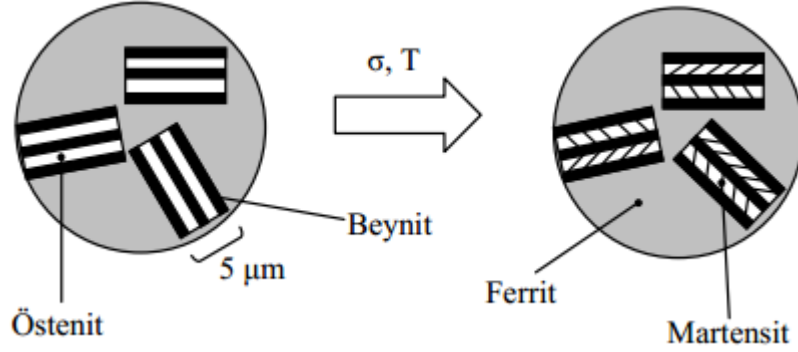


Şekil 2.2. TRIP çeliğinin mikro yapısı; [11].

TRIP çeliklerine benzersiz özelliklerini kazandıran faz ise kalıntı östenittir. Karasız östenitin deformasyon dönüşümü sayesinde TRIP çeliği bu denli iyi mukavemet (550-1000 MPa çekme mukavemeti) değerlerine ve sünekliğe (%30-40) sahip olabilmektedir [14-17]. Geleneksel TRIP çeliklerinin üretiminden elde edilen ürünlerin mukayesesi Çizelge 2.2. de gösterilmiştir [8].

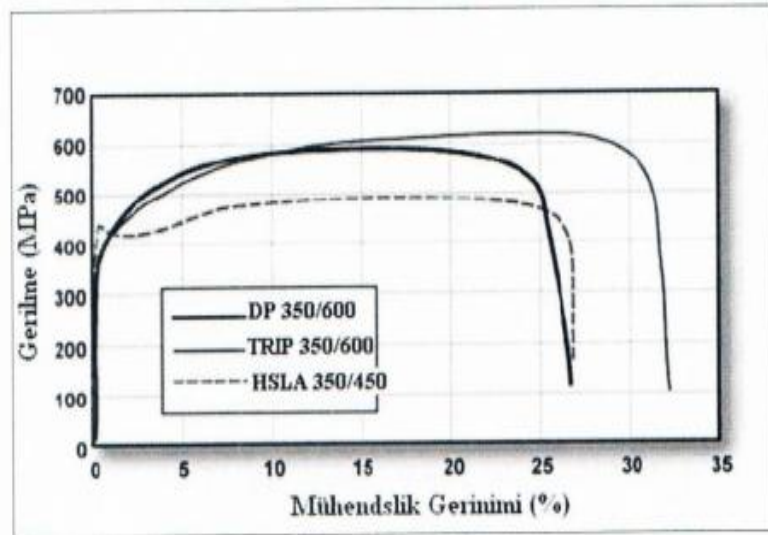
TRIP çeliğine, termomekaniksel işlem yani hem ısı hem de mekanik şekil değişimi uygulandığında kalıntı östenit, martenzite dönüşür. Böylece ferrit matrisi içinde martenzit fazı oluşmuş olur. Ferritin sünek yapısı ile martenzitin yüksek mukavemeti harmanlanmış olur. Bu sayede hem yüksek mukavemete sahip hem de sünek bir yapı oluşmuş olur. Transformation induced plasticity yani dönüşümle plastikliği arttırılmış (veya uyarılmış) buradan kaynaklanmaktadır. Termo mekaniksel işleme

hem ısı hem yük uygulanarak kalıntı östenit martenzite dönüştürülüyor [7,11]. Şekil 2.3'te bu dönüşüm gösterilmektedir [11].



Şekil 2.3. Kalıntı östenitin martenzite deformasyon ve sıcaklık ile dönüşmesi [11].

HSLA, çift fazlı çelikler ve TRIP çelikleri mukayese edildiği zaman, TRIP çeliğinin iyi süneklik performansı sergilediği görülmektedir. Bu özelliği sayesinde bir çok otomotiv uygulamasında alüminyum alaşımları ve diğer yeni nesil çeliklerle ciddi bir rekabet içine girmiştir. Şekil 2.4'te görüleceği üzere hemen hemen aynı çekme mukavemetine sahip çelikler mukayese edildiğinde TRIP çeliğinin % uzamasının daha yüksek olduğu görülmektedir [7].



Şekil 2.4. Çeşitli çeliklerin gerilme-gerinim eğrileri [7].

Çizelge 2.2. TRIP çeliklerinin geleneksel üretim özellikleri [8].

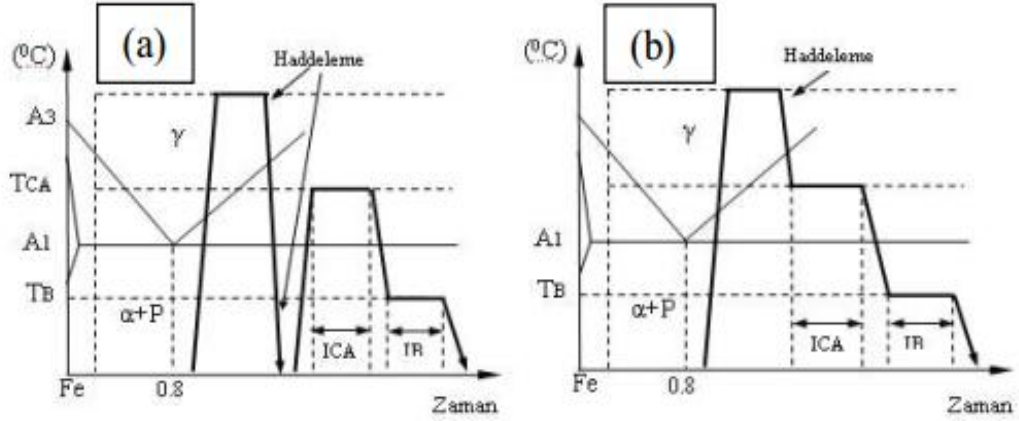
Tip	Kalınlık (mm)	%C	%Si	%Mn	Akma Noktası (MPa)	Çekme Noktası (MPa)	Toplam Uzama (%)
Soğuk Haddeli	1	0,11	1,18	1,55	339	614	37
Soğuk Haddeli	1,2	0,14	1,74	1,49	411	695	33
Soğuk Haddeli	0,8	0,15	1,98	1,64	460	833	29
Sıcak Haddeli	1,4	0,11	1,45	1,47	470	647	36
Sıcak Haddeli	2,3	0,14	1,74	1,49	536	753	34
Sıcak Haddeli	2,3	0,15	1,98	1,64	571	806	30
Sıcak Haddeli	1,6	0,21	2,05	2,21	855	1083	22

## 2.2. TRIP ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ

TRIP çelikleri diğer çelik türleri gibi dökümden sonra haddeleme metodu ile sac levha haline getirilir. İki türlü metot ile TRIP çeliği üretilir. Birisi sıcak haddeleme ile diğeri soğuk haddelemeyledir [13].

Sıcak haddeleme ile olan metot ile kritik, tavlama sıcaklığının üstünde ( $A_{C3}$  ün üstündeki bölgede) östenit bölgesinde tavlama başlanır. Daha sonra bunu, beynitik dönüşüm sıcaklığında yapılan izotermal bekleme takip eder. En sonunda oda sıcaklığına soğutulur. Elde edilen ürünün mikroyapısı kalıntı östenit, beynit, ve ferritten oluşur [13] (Şekil 2.6). Sıcak hadde bantından üretim Şekil 2.5'te gösterilmiştir [7,8,18]. Burada a;levha üretimini, b;sıcak şerit-bant üretimini simgelemektedir.





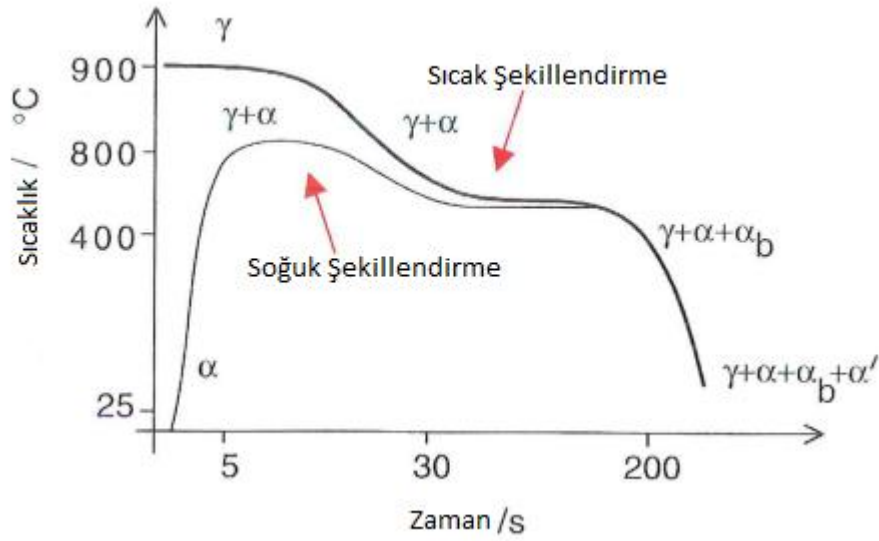
Şekil 2.5. TRIP çeliğinin üretimi [7,8,18].

Soğuk şekillendirme ile üretimde ise çelik, interkritik bölgeye yani  $A_{C1}$  ile  $A_{C3}$  bölgesi arasındaki faz bölgesinde tavllanır. Beynitik dönüşüm sıcaklığındaki izotermal bekleme bunu takip eder. En sonunda bu da oda sıcaklığına kadar soğutulur. Mikro yapı ferrit, kalıntı östenit ve beynitten oluşmaktadır [13] (Şekil 2.6). Soğuk şekillendirme sıcak şekillendirmeye göre daha pahalı bir metottür. Çünkü Şekil 2.6'dan anlaşılacağı üzere soğuk şekillendirmede oda sıcaklığındaki çelik yeniden ısıtılıyor. Sıcak şekillendirmede ise sürekli döküm hattından gelen kütükler fazladan bir ısıtmaya maruz kalmadan kendi sıcaklıkları sayesinde şekillendirilebiliyorlar.

Kalıntı östenitteki karbon miktarı çok fazla değilse oda sıcaklığındaki mikroyapıda termal martenzit yapıya rastlanabilmektedir [13]. TRIP çeliklerinde beynitik bölgede çeliğin bekletilmesi önemlidir. Yapı şayet ferrit östenit bölgesinden ani soğutmaya maruz bırakılırsa yeni mikro yapı ferrit ve martenzit olur. Beynit bölgesinde beklemesi ile yapıldıktan ve yapıda beynit oluşuktan sonra ani soğutma ile beynit, ferrit ve kalıntı östenit oluşur. Beynitik reaksiyon gerçekleşirken kalıntı östenit karbonca zenginleşir ve soğuma esnasında martenzitik dönüşüme karşı kararlılık kazanmaktadır [19].

Bazı araştırmalarda da şu iki metod ile TRIP çeliği üretiminden bahsedilmektedir. Birincisinde çeliğin mikro yapısının oda sıcaklığında tamamen östenitik yapıda

olması temin edilir. Bu durumda  $M_f$  (martenzit bitiş sıcaklığı) oda sıcaklığının üzerinde olacaktır. Bu yapıya sahip çelik  $M_f$  sıcaklığının üzerinde 250-550 °C de %80 deformasyona uğratılır.  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıkları yükselir fakat oda sıcaklığına soğutulan yapıdaki östenit kararlı halde bulunur. Oda sıcaklığında ikinci bir deformasyon sayesinde östenit, martenzite dönüşür. Bu işlem için C oranı %0,3 ile sınırlandırılmalıdır [7,11,18].



Şekil 2.6. TRIP çeliğinin şekillendirilerek üretimi ile oluşan fazlar [13].

İkincisinde ise %0,3 C ve karbür oluşturu elementler bulunan çeliğin kimyasal bileşimi,  $M_s$  ve  $M_f$  oda sıcaklığının altında kalacak şekilde ayarlanır. Östenitleme sonrası çeliğe 250-550 °C de deformasyon uygulanır. Böylece hem östenit deformasyonu hem de karbür oluşumu sağlanır. Oda sıcaklığında tekrar deformasyon uygulanır. Böylece östenit, martenzite dönüşür. Oluşan yapı yüksek mukavemetli ve de sünektir [7,11,18].

Üretim proses parametreleri kadar TRIP çeliğinin içinde bulunan alaşım elementleri de mikro yapı için mühim bir konudur. Yani mikro yapı sadece üretim proseslerine bağlı değildir ayrıca kimyasal kompozisyona da bağlıdır [13].

Alaşım elementlerindeki en önemli rol karbondadır. Karbon, iç yapıdaki kalıntı östenit miktarının optimize edilmesini sağlar. Sementit çökmesinin kontrol eder. Ferrit fazının dayanımının artırır. Sertleşebilirliği artırır [19]. Mangan, östenit oranını dengeler ve ferriti mukavemetlendirir. [13]. Ayrıca TRIP çeliğinin sertleşebilirliğine büyük katkıda bulunur [19]. Ayrıca alüminyum, ferriti dengeler ve sementit oluşmasını engeller fakat martenzit başlangıç sıcaklığını da artırır. Fosfor da alüminyum gibi ferriti düzenler ve sementit oluşmasını engeller. Fakat mikro yapıda segregasyona sebep olur ve tokluk değerlerini düşürür. Zaten genel olarak fosfor çelikte kükürt gibi istenmeyen maddelerden biridir. Niobyum, tane inceltme, kalıntı östenitteki karbon miktarını arttırmada ve beynit oluşumunu geciktirmede görev alır. Krom ve molibden ise ferriti dengeler perlit ve beynit oluşumunu geciktirir. Vanadyum, ferriti dengeler ve çökeltme sertleşmesine sebep olur [13].

Silisyum, beynitik dönüşüm esnasında sementit fazının oluşmasını geciktirmekte ve buna ilave olarak kalıntı östenitin kararlılığının artırılmasına katkıda bulunmaktadır. Sementit çekirdekleri etrafında biriken silisyum atomları karbon atomlarının aktivitesini artırarak sementit çekirdeklerinin içerisine difüzyonunun engellemektedir [19]. Silisyum, sementit oluşmasını engellemesine rağmen gerek döküm esnasında gerekse şekillendirme esnasında sert oksitler oluşturarak yüzey kalitesini oldukça düşürmektedir [13]. Bu durum özellikle çeliklerin galvanizlemede problem teşkil etmektedir [19].

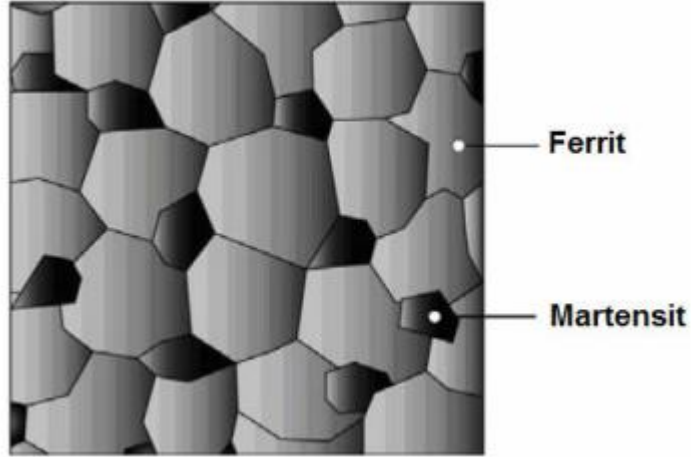
## BÖLÜM 3

### ÇİFT FAZLI ÇELİKLER VE ÖZELLİKLERİ

#### 3.1. GİRİŞ

Çift fazlı çelikler, mikro yapısında ferrit matrisinin içinde martenzitin dağılmış halde bulunmasıyla ortaya çıkan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) bir çelik türüdür. Çift faz bir diğer tabiriyle dual fazlı çeliklerin ismi mikro yapısında bulunan iki adet baskın fazdan ileri gelmektedir. Bunlar ferrit ve martenzittir [20]. Çift fazlı saclar ferritik (yumuşak) bir yapı içerisinde, ikincil bir yapı olan sert martenzit adacıkları içerirler. İkincil bir faz olan martenzit tüm yapının yaklaşık 20 %'sini oluşturur. Bu oran, çift fazlı sacların mukavemet değerlerini belirleyen en önemli etkidir. Martenzit oranı arttıkça sacın mukavemeti artarken form verilebilirlik özelliği düşer [21]. Her ne kadar ana yapı ferrit ve martenzitten de oluşsa mikro yapısında küçük miktarlarda beynit, perlit, kalıntı östenit de bulunabilir [20]. Soğutma sonrasında ikinci fazı oluşturan martensit haricinde beynit, perlit veya kalıntı östenit gibi fazların oluşması ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin elde edilememesine sebep olur. Dolayısıyla ideal çift-fazlı çelik özelliklerini sağlamak için kimyasal içeriğinin yanında, üretim şartlarının ve ısıl işlem süreçlerinin belirlenmesi gereklidir [22]. İdeal çift fazlı çeliğin mikro yapısına ait fotoğraf Şekil 3.1.'de verilmiştir [7,22].

Yumuşak ferritik yapı, çok iyi derecede form verilebilme kabiliyetini sağlarken, martensitik yapı ise hem malzemenin yüksek mukavemet özelliğinin hem de yüksek deformasyon sertleşebilirliğinin ana kaynağıdır [21]. Ferritin de ayrıca eş eksenli (poligonal) ferrit olması gerekmektedir. Poligonal ferrit sayesinde süneklik artmaktadır. İğnesel ferrit ise mukavemet oranlarını arttırırken sünekliliği azaltır [7].

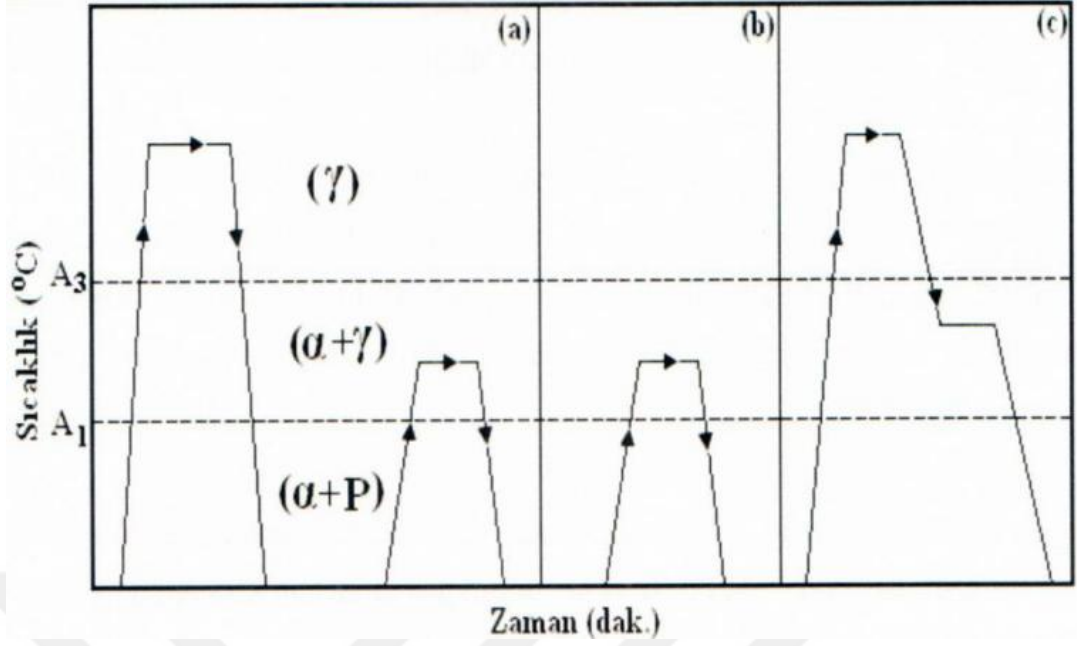


Şekil 3.1. Çift fazlı çeliğin mikro yapısı [7,22].

1970'lerde yapılan çalışmalarda interkritik ısıtma tabii tutulmuş 550 MPa akma mukavemetine sahip çeliklerin sünekliklerinin yüksek oranda arttığı gözlemlenirken aynı akma dayanımına sahip çeliklerin interkritik sıcaklıkta tutulmadığında şekillendirilebilme kabiliyetinin mühim bir biçimde azaldığı tespit edilmiştir [20]. İdeal çift-fazlı çelik özellikleri için, ticari çift-fazlı çeliklerde en fazla % 0.3 C ve % 15-25 martenzit hacim oranı (MHO) arzu edilir [22].

Çift fazlı çelik elde etmek için iki önemli faktör vardır. Bunlar ısıtma ve alaşım elementleridir. Yeterli soğumanın sağlanamaması durumlarında alaşım elementleri sayesinde sertleşebilme derinliği artırılarak yapının tamamının çift fazlı çelik olması sağlanır. Çift fazlı çelik elde etmek için yapılan başlıca ısıtma işlemleri ise şunlardır:

Ara su verme, kritik sıcaklıklar arası bölgede (demir-karbon diyagramında ferrit-östenit bölgesi) tavlama ve kademeli (basamaklı) su verme [7]. Şekil 3.2.'de bu aşamaların grafikleri görülmektedir. Bu grafikteki harflerden a; ara su verme, b; kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama ve c; kademeli (basamaklı) su vermeyi göstermektedir.



Şekil 3.2. Çift fazlı çelik elde etmek için yapılan ısıl işlemlerin zaman-sıcaklık grafikleri [7].

### 3.2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ

Çift fazlı çeliklerin üretimi için düşük alaşımlı ve düşük karbonlu çelikler tercih edilmekte ve kullanılmaktadır. Karbon oranının %0.3 ten küçük olması istenir. Düşük karbon kullanımının sebebi, karbon miktarının artması ile beraber kritik bölge (ferrit-östenit bölgesi) küçülür. Bu da istenmeyen bir durumdur. Ötekoit altı çelikler kullanılır [23].

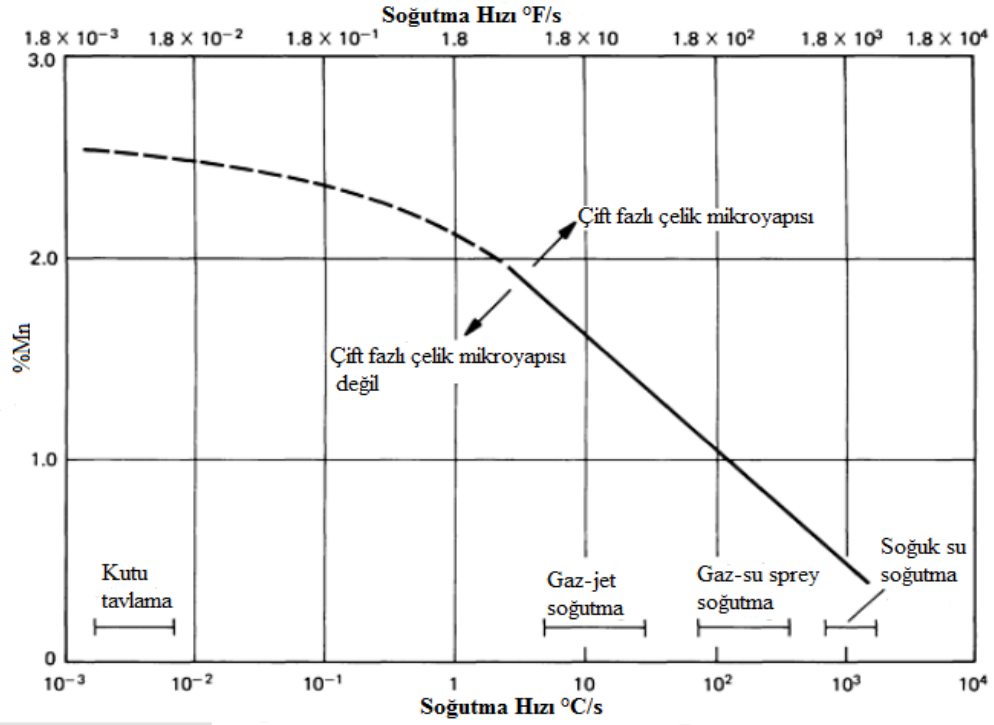
Çift fazlı çeliklerin endüstriyel manada üretimlerinde çeliğin kompozisyonu ve fabrika şartları ehemmiyet arz etmektedir. Üretim şartları hassas olan bir fabrika çift fazlı çelik üretimi için daha az miktarda alaşım elementi kullanabilir. Ancak üretim şartları hassas olmayan bir fabrikanın aynı kaliteyi sağlayabilmesi için daha fazla alaşım elementi kullanması gerekebilir [24].

Yapılan bir çalışmada %0,06 C, %0,44-0,5 Cr, %0.8-0.97 Mn ve %0,31-0,5 Mo kimyasal yapısına sahip bir çelikten çift fazlı çelik elde edilmeye çalışılmıştır. Her ne kadar martenzit oranı beynit oranından yüksek olsa da beynit oluşumu

engellenememiş dolayısıyla çift fazlı çelik özelliklerini gösteren bir çelik elde edememişler. Araştırmacılar bu problemin daha hızlı soğutarak beynit oluşumunun engellenebileceği fikrinde mutabık olmuşlardır [25].

Çift fazlı çeliklerin üretimi aslında iki aşamada gerçekleşir. Bunlardan birincisi kritik sıcaklıklarda yani  $A_1$ - $A_3$  sıcaklıkları arasında (ferrit östenit bölgesi) tavlama [23]. Bu işleme kısmi östenitleme de denir. Kısmi östenitleme sonrası östenitin martenzite dönüşebilmesi için yeterli kritik soğuma hızlarının aşılması lazımdır ki bu sayede yapıda martenzit haricinde oluşabilecek beynit, perlit, sementit gibi başka bir faz oluşmasın. Çünkü martenzit harici bir faz oluşumu ideal çift fazlı çelik yapısının engelleyebilir [26]. Zira martenzitin büyüklüğü ve dağılımı mukavemetin büyüklüğünü kontrol eden bir unsurdur. İkincisi ise bu bölgeden su vererek hızla oda sıcaklığına soğutma işlemidir. Araki et.al., (1977) ferrit-östenit bölgesine ısıtılan ötektoit altı çelikler ferrit-perlit mikroyapısından ferrit östenite dönüştürülmüş. Sonra ise su vererek hızlı bir şekilde soğutulmuş ve oda sıcaklığındaki mikroyapının ferrit-martenzit olması sağlanmıştır [23]. Baucher ve Hamburg (1977) ise çeliğin  $A_3$  sıcaklığına çıkıp bekletilmesiyle mikroyapının tamamen östenite dönüşümünü sağlamış. Daha sonra ferrit östenit bölgesine düşürülen sıcaklık, yapının ferrit-östenite dönüşmesine sebep olmuş. Su yardımı ile hızla soğutulan yapı oda sıcaklığında ferrit martenzit yapısına dönüşmüştür [23].

Soğutma işlemine bağlı olarak gerçekleşen östenit dönüşümü sonrası elde edilen mikroyapı, çift fazlı çeliğini çekme mukavemeti özelliklerini etkilemektedir [23]. Soğutma hızının yeterli olmadığı durumlarda mangan yüzdesi arttırılarak sertleşebilirlik arttırılabilir. Şekil 3.3. de mangan oranıyla soğutma hızı arasındaki bağlantının grafiği görülmektedir [27].



Şekil 3.3. Soğutma hızı ile Mn arasındaki ilişki [27].

Kimyasal kompozisyondaki en mühim hadise ise yeterli miktarda poligonal ferrit üretilemeyip bunun yerine beynitik ferritin meydana gelmesidir. Beynitik ferrit, sünekliliğin yeterli olmamasına dolayısıyla şekillenebilme kabiliyetinin azalmasına sebep olan mühim bir faktördür [26]. Poligonal ferritin başlayıp bittiği bölge, soğuma penceresi olarak ifade edilmektedir. Bir diğer ismi dönüşüm penceresidir. Dönüşüm penceresi, yeterli miktarda (%80-85) poligonal ferritin oluşumunun gerçekleştiği kritik soğuma hız aralığı olarak ifade edilmektedir. Pencere ne kadar büyük olursa son halde sıcaklığı ve ısıdan ısıya kompozisyon farklılıkları o kadar toleranslı olur. Yani ideal çift fazlı çelik üretimi gerçekleştirilebilir hale gelir. Bu yüzden pencereyi genişletebilmek için alaşım elementleri kullanılır. Bu elementlerin en mühimi de molibdendir [26]. Çizelge 3.2’de çift fazlı çeliklerde kullanılan bazı alaşım elementleri ve bunları etkileri gösterilmiştir [24,29]. C, Cr, Mo, V, Nb östenit stabilizesinde de rol oynarlar. Ticari olarak üretilen çift fazlı çeliklerin kimyasal kompozisyonu Çizelge 3.1’de gösterilmiştir [7,22,26].



Çizelge 3.1. Ticari olarak üretilen çift fazlı çeliklerin kimyasal yapısı [7,22,26].

Üretim Yöntemi	Kimyasal Kompozisyon (% ağırlık)						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S
Sürekli tavlama, sıcak hadde	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Sürekli tavlama, soğuk hadde	0,11	1,20	0,40	-	-	-	-
Kutu tavlama	0,12	2,10	1,40	-	-	-	-
Sıcak haddeleme esnasında üretim	0,06	0,90	1,35	0,50	0,35	-	-

Çizelge 3.2. Çift fazlı çeliklerde kullanılan alaşım elementleri ve etkileri [24,29].

Alaşım Elementi	Etkisi
C	Martenziti mukavemetlendirir
	Faz dağılımını belirler
	Ms sıcaklığını düşürür
Mn	Östenit stabilizörü
	Katı çözeltide ferriti mukavemetlendirme
	Ferrit dönüşümünü geciktirir
Si	Ferrit dönüşümünü artırır
	Mukavemet-süneklik ilişkisini geliştirir
Cr ve Mo	Perlit ve beynit dönüşümünü geciktirir
V	Çökeltileri mukavemetlendirir
	Mikroyapıyı homojenleştirir
Nb	Ms sıcaklığını düşürür
	Mikroyapıyı homojenleştirir
Al	Ferritin sünekliğini artırır

### 3.2.1. Sıcak Haddeme İle Üretim

Sıcak haddeme ile çift fazlı çelik üretimi diğer metotlara göre daha ekonomiktir. Tekrardan çeliği tavlama için gerekli olan ısıtmadan meydana gelen masraf, bunun için harcanan zaman, işçilik gibi maliyet kalemlerinden tasarruf edilir. Bu yüzden ticari üretimlerde genellikle tercih edilen metottur. Fakat malzemenin soğuma hızı, çift fazlı çelik elde etmek için uygun değildir. Bunun için Mn, Cr, Si, ve Mo gibi alaşım elementleri ilave edilerek istenilen morfoloji elde edilir. Sıcak hadde sonrası su vererek soğutma tatbik edilirse alaşım elementleri oranı ve sayısı azaltılır. Zira istenilen soğutma hızı elde edilir veya yaklaşılmış olur [26].

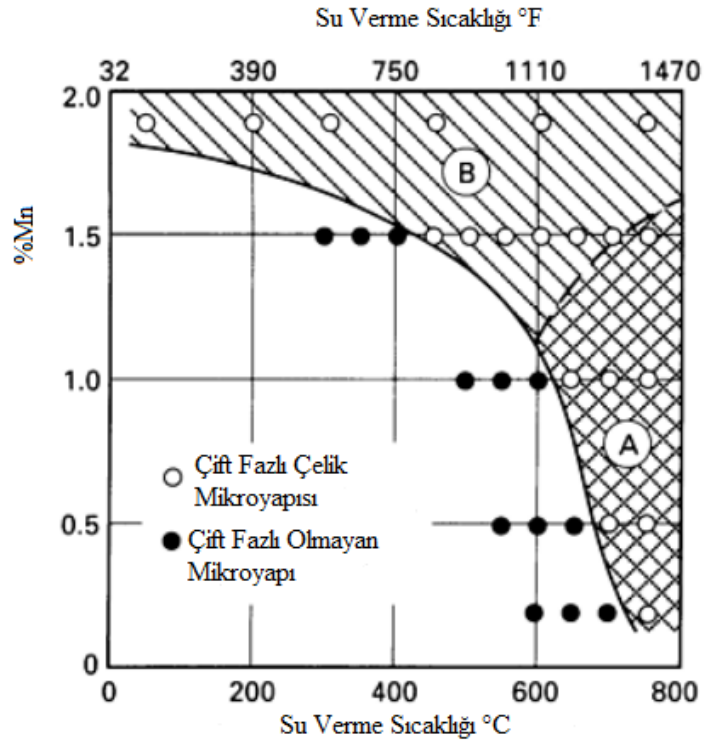
Sıcak haddeme sırasında çift fazlı çelik yapısının oluşumu iki aşamada gerçekleşmektedir. İlki çubuk malzemenin sıcak hadde çıkışı taşınması esnasında hızlı soğutulmasıdır. İkincisi ise kangal olarak sarılmasıdır. Kangal sarımı sırasında yaklaşık soğuma hızı saatte 22 °C'dir. Bu üretim şartlarında çift fazlı çelik üretimi için iki şart aranır. Bunların birincisi malzeme sıcak hadde çıkış bantlarına taşınırken iç yapının %85 kadarının poligonal ferrit yapıda olup perlit oluşumu da engellenmiş olmalıdır. İkincisi ise geriye kalan yapıdaki östenitin yereli miktarda kararlı olarak kalması lazım ki soğutma esnasında beynite veya beynitik ferrite dönüşmesi engellenmiş olsun [26].

### 3.2.2. Sürekli Tavlama İle Üretim

Sürekli tavlama çelik yaklaşık bir buçuk dakika boyunca kritik sıcaklık bölgesine (ferrit-östenit bölgesi) ısıtılır ve iç yapısı ferrit+ östenitten oluşan bir yapı elde edilir. Bu işlemi takiben 6-1000 °C/saniye hızla bir soğutma ile yapıdaki östenitin martenzite dönüşü sağlanır [27]. Bu soğutma gaz jeti adı verilen N<sub>2</sub>-H<sub>2</sub> karışımı kullanılarak yapılan soğutma sistemi veya su verme işlemi ile yapılır [26]. Sertleşebilirliği arttırmak için mangan oranı %1,6 dır fakat %0,3 molibden ilavesiyle mangan oranı %1,3 e düşer. Mangan oranı arttıkça su verme sıcaklığı düşer [27]. Su verme sıcaklığı ile mangan oranı arasındaki ilişki Şekil 3.2. de verilmiştir [26,27].

### 3.2.3. Kutu Tavlama İle Üretimi

Kutu tavlama çift fazlı çelik üretimi ise, sürekli tavlama benzer, fakat ısıtma süresi takriben 3 saattir ve soğuma hızları 3-20 °C /saat arasındadır [26]. Ferrit östenit bölgesinde tavlınır. Rulonun merkezinden dışına doğru oluşan sıcaklık farkından dolayı mekanik özellikleri homojen değildir [7]. Tavlama uzun sürdüğü için tane boyu irileşir ve karbonun tamamen çözünmesini sağlar. Yavaş soğuma hızları sebebiyle istenilen sertliğe ulaşabilmek için, kutu tavlama için yüksek alaşım elementi içeriğine sahip çeliklere ihtiyaç vardır [26]. Bu, maliyeti arttırır. Yüksek Mn içeriği çelikteki segregasyon oluşumunu arttırabilmektedir [24]. Buna rağmen yavaş soğutmalarda mangan kullanımı sayesinde istenilen çift fazlı çelik morfoloji elde edilebilmektedir (Bkz. Şekil 3.3.). Gaz-jet gibi su vermeden daha az hızlı soğutma hızlarına sahip sistemlerde en az %1,6 Mn olması gerekmektedir [26]. Şekil 3.4'te mangan ile su verme sıcaklığı arasındaki ilişki gösterilmektedir [26,27]. Burada A; temperleme gerekli, B; temperleme gerekli değil olarak gösterilmiştir.



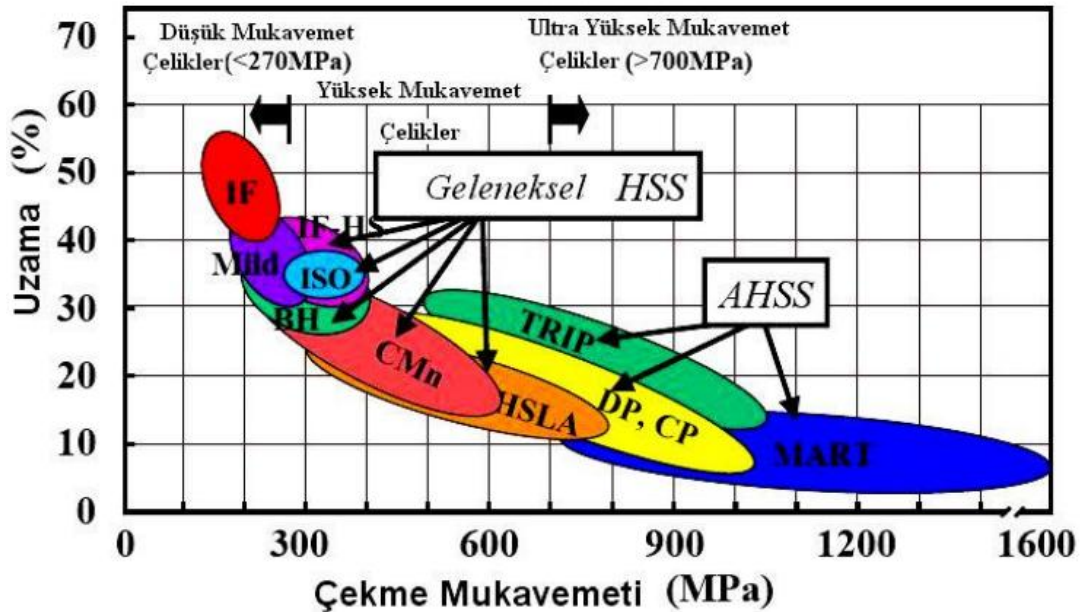
Şekil 3.4. Çift fazlı çelik üretimi için gerekli Mn miktarı ve su verme sıcaklığı arasındaki ilişki [26,27].

### 3.3. OTOMOTİV SANAYİSİNDE KULLANIMI

Çift fazlı çelikler, gösterdikleri yüksek mukavemet değerlerinin yanı sıra yüksek süneklik özelliğiyle de son yıllarda otomotiv endüstrisinin sık kullanılan malzeme gruplarından birisi olmuştur.

Yüksek mukavemetleri sayesinde daha ince sac kullanımına imkan sağlamışlardır. Dolayısıyla araçların ağırlıkları azalmış ve yakıt tasarrufu sağlanmıştır. Yüksek şekillenebilme kabiliyeti de araç yapımındaki kullanımını arttırmıştır. Alüminyum gibi hafif demir dışı metallerle yarışabilecek özelliklere sahip olması tercih edilme sebeplerinden biridir. Şekil 3.6. da bununla alakalı bir mukayese mevcuttur [24].

Şekil 3.5'te de görüleceği üzere çift fazlı çelikler yüksek mukavemet değerlerine rağmen oldukça iyi bir sünekliğe de sahiptirler [28]. Tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri, şasi, jant kapakları, kayış kasnakları gibi birçok otomobil parçasında üstün özelliklerinden dolayı kullanımı artmıştır [28].



Şekil 3.5. Farklı çelik türlerinin gerinim-gerilim mukayesesi [7,28].

Çift fazlı çeliklerde biçimlendirilmiş parçaların boyanmasından sonra 170 °C sıcaklık fırınlarında 20-30 dakika boya kurutma işlemi sırasında ani ve aşırı kuvvetlere karşı direnci artmaktadır. Bu olay, “fırınlama sertleşmesi” olarak adlandırılmaktadır ve çift fazlı çeliklerin önemli özelliklerinden biridir. Bu özellik çift fazlı çelik diğer çeliklerle karşılaştırıldığında büyük üstünlük sağlar [24].

	<b>2002 Audi S8</b>  Alüminyum Uzay Kafes	<b>2002 BMW 7 Serisi</b>  Yüksek Mukavemetli Çelik	<b>2002 Lexus LS430</b>  Yüksek Mukavemetli Çelik
	<b>Genel Bilgi</b>		
<b>Liste Fiyatı</b>	72,500 \$	64,540 \$	54,405 \$
<b>Toplam Ağırlık</b>	1845 kg	1985 kg	1794 kg
<b>Tüketim (lt/100km)</b>	15,0/10,2	13,1/8,3	12,9/8,7
	<b>Dinamik Performans</b>		
<b>0-100 km/s</b>	6.4 sn	5.9 sn	6.3 sn
<b>0-400 m</b>	13.4 sn	13.1 sn	13.4 sn

Şekil 3.6. Dört kapılı lüks Sedan araçlarda alüminyum ve çelik kullanımı [24].

Martenzit oranı arttıkça sacın mukavemeti artarken form verilebilirlik özelliği düşer [21]. Her ne kadar ana yapı ferrit ve martenzitten de oluşsa mikro yapısında küçük miktarlarda beynit, perlit, kalıntı östenit de bulunabilir [20]. Güvenlik şartları ve egzoz emisyon değerleri sıkılaştırıldıkça yüksek mukavemetli çeliklere olan alaka ve kullanım oranı her geçen gün artmaktadır. Otomobilde kullanılan çelik türleri ve mukavemet değerleri Çizelge 3.3'te gösterilmiştir [29]. Listedeki kısaltmalarda A; yardımcı bileşenler, B; ana gövde, C; kapama sacları, F; yakıt deposu, S; süspansiyon/şase ve W; tekerlekleri temsil etmektedir.

Çizelge 3.3. Otomobilde kullanılan çelik türleri ve mukavemet değerleri [29].

Steel grade	YS (MPa)	UTS (MPa)	Total EL (%)	n-value (5–15%)	r-bar	Application code
Mild 140/270	140	270	38–44	0.23	1.8	A, C, F
BH 210/340	210	340	34–39	0.18	1.8	B
BH 260/370	260	370	29–34	0.13	1.6	B
IF 260/410	260	410	34–38	0.20	1.7	C
DP 280/600	280	600	30–34	0.21	1.0	B
IF 300/420	300	420	29–36	0.20	1.6	B
DP 300/500	300	500	30–34	0.16	1.0	B
HSLA 350/450	350	450	23–27	0.22	1.0	A, B, S
DP 350/600	350	600	24–30	0.14	1.1	A, B, C, W, S
DP 400/700	400	700	19–25	0.14	1.0	A, B
TRIP 450/800	450	800	26–32	0.24	0.9	A, B
HSLA 490/600	490	600	21–26	0.13	1.0	W
DP 500/800	500	800	14–20	0.14	1.0	A, B, C, W
SF 570/640	570	640	20–24	0.08	1.0	S
CP 700/800	700	800	10–15	0.13	1.0	B
DP 700/1000	700	1000	12–17	0.09	0.9	B
Mart 950/1200	950	1200	5–7	0.07	0.9	A, B
MnB	1200	1600	4–5	n/a	n/a	S
Mart 1250/1520	1250	1520	4–6	0.07	0.9	A

## BÖLÜM 4

### ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI

#### 4.1. ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI

Bir konstrüksiyon parçası birleştirilecekse faydalanılacak metot için şu hususlarla belirlenir.

- ✓ Bağlantı için gerekli olan teknolojik kalite özellikleri (statik ve dinamik mukavemet, şekil değiştirme kabiliyeti, korozyona dayanıklılık),
- ✓ Şekil ve boyut şartları (büzülmeler, kendini çekmeler, çarpılmalar ve kaynak yerine ulaşılabilirlik).
- ✓ Uygulamanın, usul tekniği bakımından ekonomikliği (yatırım maliyeti, işletme ücretleri, enerji, bakım, tamirat, ilâve metal) [30].

Elektron ışın kaynağı (EİK, Electron beam welding-EBW) ergitme ve katı hal kaynak metotları ile elde edilemeyen mekanik ve mikroyapı özelliklerinin elde edilmesi için kullanılan ileri teknoloji kaynak türlerinden biridir. İşçilik ve ustalık fazla gerektirmeyen bir kaynak metodudur [31].

Elektron ışın kaynağı, elektronların yüksek vakum altında hızlandırılmaları sonucu kazandıkları kinetik enerji kullanılarak gerçekleştirilen bir kaynak metodudur. Elektron ışın kaynağı yoğunlaştırılmış ve yönlendirilmiş elektron demetinin sahip olduğu enerjinin metallerin ergitilerek kaynak edilmesini sağlayan bir işlemdir. Bu yöntemde kaynak işlemi yüksek vakum, düşük vakum ve vakumsuz ortamda yapılmaktadır. Kaynak vakumsuz ortamda yapılacaksa iş parçası ile elektron tabancası arasındaki mesafe çok az olmalıdır. Ayrıca kaynak bölgesinin kirlenmesini engellemek için de koruyucu gaz ortamı sağlanmalı ve ilerleme hızı yüksek olmalıdır [31].

Elektron ışınlarının metal erittiğini ilk ispatlayan Sir W. Crookes idi. 1879 yılında bir katot ışın tüpünde platinyum anot eritti. Fakat 1897 yılında J.J.Thompson katot ışınlarının aslında elektron dalgası olduğunu gösterdi. Ciddi manada elektron ışını eritme aracı olarak ilk kullanan 1907’de Pirani oldu. Elektron ışın kaynağı olarak ilk kullanan 1949 yılında K.H.Steigerwald oldu. 1950’li yıllarda Almanya ve Fransa’da ilk defa vakum ortamında kaynak yapımında kullanılmıştır. 1954’te J.A.Stohr elektron ışın kaynağı ile alakalı çalışmalara başladı ve 1957 yılında Paris’te gerçekleşen “Fuel Elements Conference” ta zirkonyumun elektron ışın kaynağının uygulama sonuçlarını sundu. 1956 yılında ise Heraeus vakumsuz elektron ışın tabancasını üretti [32].

Yüzey modifikasyonu, kaplama, hızlı prototipleme ve kesme işleminde de faydalı bir enerji kaynağı olarak kullanılmaktadır. Manyetik malzemelerde elektron ışınları küçük manyetik alanlar sebebiyle kolayca yön değiştirebilirler. Bu yüzden manyetik alanda kalan malzemenin kaynağında özel problem gözükülebilir. Çünkü ışın hızı parçanın kendi manyetik alanından dolayı dağılır. Anahtar deliği tekniği ile çeliklerde 0,01 mm den 250 mm ye kadar, alüminyumda ise 500 mm ye kadar kaynak yapılabilir. Oksijene karşı hassasiyeti çok olan zirkonyum, titanyum, berilyum gibi malzemeler ve refrakter malzeme olarak da kullanılan molibden, tantalum gibi malzemeler elektron ışın kaynağı ile kaynaklanabilir [32].

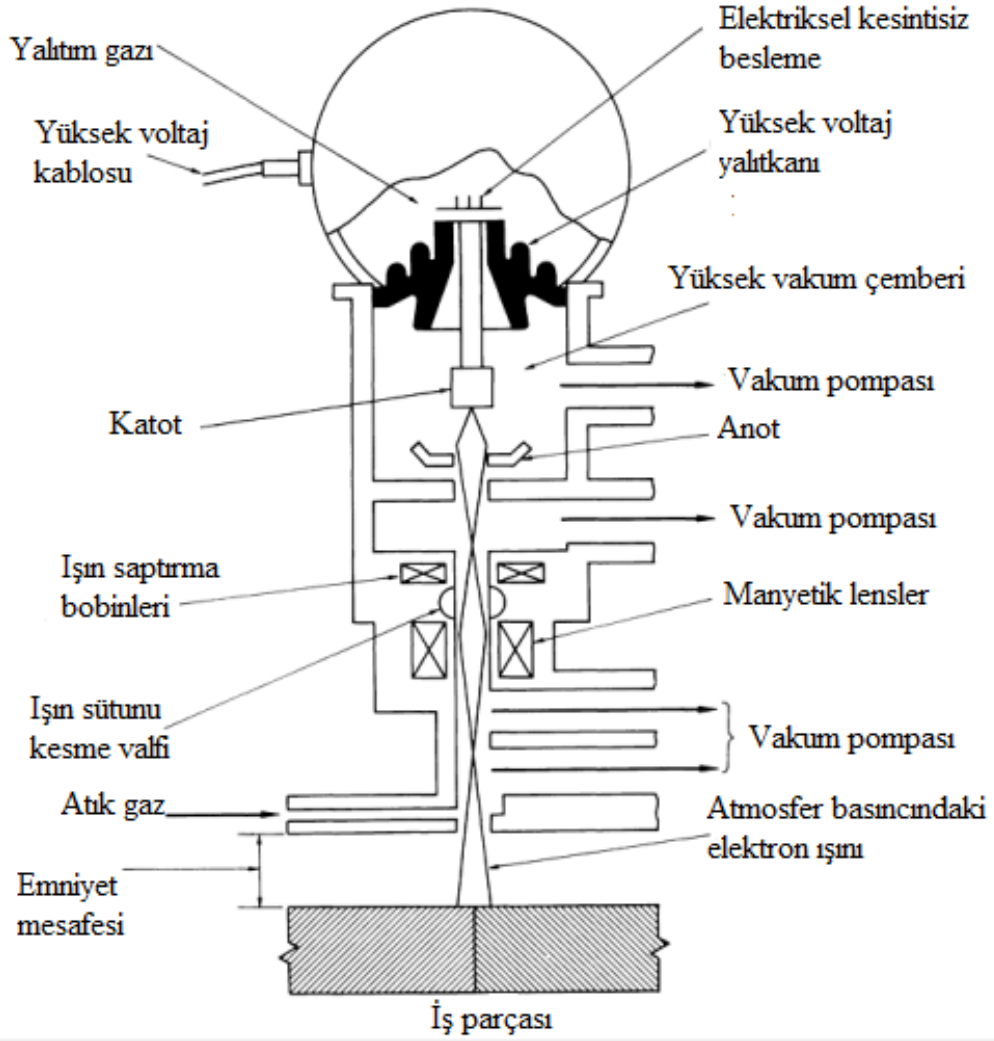
Elektron ışın kaynağı, sadece kaynak yapımında değil aynı zamanda kaplama, yüzey modifikasyonu, sertleştirme, alaşımlandırma, hızlı prototipleme ve yaygın kaynak teknikleri ile birleştirilemeyecek parçaların tamirinde de kullanılmaktadır [32].

#### **4.2. ELEKTRON IŞIN KAYNAĞININ YAPILIŞI**

Elektron ışın kaynağı, özel olarak tasarlanmış kaynak makinesinde yani elektron ışın tabancasında yüksek vakumda üretilir (yaklaşık  $10^{-4}$  torr) [30]. Elektron ışın kaynak tezgahında, elektronlar 150.000 km/saniyeden daha yüksek hızla elektron tabancasından fırlatılırlar. Elektrik ve manyetik alanlar kullanılarak, elektron ışını istenilen yere odaklanır ve dar bir elektron ışın demeti elde edilir. Elde edilen bu ışın kaynak edilecek yere yönlendirilir. Bu işlem esnasında çok yüksek sıcaklıklara



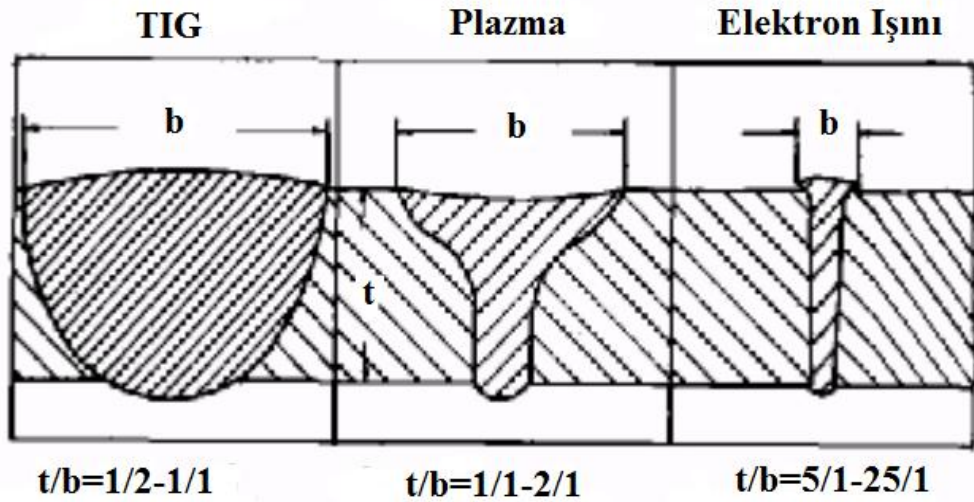
çıkılır. Bu yüzden alaşım elemanlarının buharlaşmasına sebep olabilir. Bu da kaynak bölgesindeki kimyasal kompozisyonu etkileyebilir [31]. Şekil 4.1’de EIK’nın baş kısmının şematik görüntüsü verilmiştir [33].



Şekil 4.1. EIK baş kısmının şematik görüntüsü [33].

Elektron ışın kaynağında ilave tel kullanımına gerek yoktur. Kalın parçalar tek pasoda kaynaklanabilir. Bazı durumlarda metalürjik sebeplerden dolayı, birleştirilecek parçaların arasına mekanik olarak ilâve bir tel veya bant yerleştirilir. Araya konan bu ilâve metal elektron ışının tesiriyle esas metal ile beraber eriyerek, aralığın tam olarak doldurulmasını sağlar. Elektron ışınlarının ısı konsantrasyonu, gaz alevi ve elektrik arkındakinden on bin misli daha yüksektir [30]. Kaynak yapılan

malzemede dar bir kaynak bölgesi oluşur. Bu da çarpılmanın daha az olmasını sağlar. Kaynak bölgesi temizdir. Özellikleri birbirinden farklı iki veya daha çok malzemenin birbirine kaynatılmasına imkan verir [31,34]. Mesela alüminyum, paslanmaz çelik ve bakır üst üste konularak bu metot ile kaynatılabilir. Ayrıca zirkonyum, berilyum, tantalyum gibi ergitme kaynağı ile zor kaynak yapılan malzemeler bu metotla kaynak yapılabilir. Kaynak edilen malzemelerde kaynak çekmesi neredeyse oluşmaz. Kaynak bölgesinin metalürjik özellikleri de neredeyse değişmez [31]. Şekil 4.2'de elektron ışın kaynağını TIG ve plazma kaynağının kaynak derinliğinin ortalama genişliğe oranı verilmiştir [30]. 25/1 verilen bu oran bazı kaynaklarda azami 20/1 olarak da gösterilmektedir [34].



Şekil 4.2. Kaynak derinliğinin ortalama genişliğe oranları [30].

Elektron ışın kaynağı makineleri 3 çeşittir. Yüksek vakumlu makineler, orta vakumlu makineler ve vakumsuz makineler [31].

Yüksek vakumlu elektron ışın kaynağı makinesi,  $10^{-6}$ - $10^{-3}$  torr basınca kadar vakum sağlanan kaynak makineleridir [31,33]. Havadan dolayı fırlatılan elektronlar istenilen yönde hareket edemeyip yönlerinden kolaylıkla sapabilmektedirler. Bu yüzden vakumlu ortam sağlanarak elektronların yönü hedeften sapmaz. İş parçasından 662 mm uzaklığa kadar ışınları toplayabilmektedirler. Genellikle jet motoru parçaları, nükleer sanayisi, uçak ve uzay sanayisi parçalarının kaynağında kullanılır. Titanyum,

magnezyum, zirkonyum gibi hidrojen ve oksijene ilgisi fazla olan metallerin kaynağında kullanılır [31].

Orta vakumlu cihazların vakum gücü  $10^{-3}$ -25 torr arasındadır [31,33]. Yüksek vakumlu cihaza göre vakumlanma süresi daha azdır. Böylece büyük miktarlarda yapılacak kaynaklı üretim için münasip bir cihazdır [31].

Vakumsuz cihazlarda herhangi bir vakumlu koruma yoktur. Sadece elektron ışın tabancası vakumlu ortamda çalışır. İş parçasına atmosfer basıncında kaynak yapılır. Diğer iki metoda göre en çok parça kaynatılan metot budur. 50 mm parça kalınlığına kadar kaynak yapabilir. Işınını %90 verimle kullanabilir. Parçalar atmosfer şartlarında kaynak yapıldığında çalışma uzaklığı 9-22 mm dir. Helyum gibi koruyucu gaz ortamında bu mesafe 25-50 mm ye kadar çıkar. Bu yüzden ticari olarak genelde helyum korumalı cihazlar kullanılır. Kaynak odası olmadığı için herhangi bir parça boyutu sınırı yoktur [31].

Elektron ışını kaynak makinası 3 temel elemana sahiptir bunlar; elektron ışınını üreten tabanca, vakum için vakumlama ünitesi ve iş parçasını hareket eden tezgah.

Elektron tabancası, elektron ışınının üretildiği ünedir. Katot, odaklama bobini ve anottan oluşur. Katot, ergime derecesi yüksek malzemelerden seçilir. Çünkü katottan elektron yayılabilmesi için 2500 °C ye kadar ısıtılması gerekir. Katottan çıkan elektronlar anot ile katot arasındaki voltaj farkı sayesinde yüksek hızlara varır. Hızlanan elektronlar anotun içinden geçerek odaklanma bobinine gelirler. Burada bulunan manyetik mercekle sayesinde ışın çapı daraltılır. Anottan çıkan elektron ışınları ters V şeklinde bu merceklerle gelir. Mercekler, bu ışınları düz V şekline getirerek kaynak yapılacak malzemenin üzerine çok ince ve küçük çaplı bir ışın haline getirirler. Küçülen ışın çapı, enerji yoğunluğunu da artırır [31].

Işının herhangi bir mesafe kat etmesi için 0,013 ila 1,3 MPa arasındaki bir basınçta ve vakum içinde çalışması gerekir. Vakum odası, vakum pompaları sayesinde vakumlanan alandır. Elektron ışınları iş parçasına çarptığında bir kısmı X ışını olur. Bu yüzden vakum odasının etrafı kurşun ile kaplanır ki operatör ve diğer çalışanlar

bu yayılan X ışınlarından zara görmesin. Vakum odası, hem elektron ışın kaynağının en büyük avantajı hem de en büyük dezavantajıdır. Vakumlanan oda sayesinde kaynak esnasında oksijen ve hidrojen gibi gazların çok az olması sebebiyle çok temiz ve sağlam bir kaynak yapılıır. Aynı zamanda havanın çok az olması sebebiyle elektron ışını, herhangi bir şeye çarpmaz. Bu sayede yoğun enerjisinden dolayı hem kaynağı zor malzemelerin kaynağının yapılması başarılır hem de çok kalın bile olsa malzeme herhangi bir tel olmadan kaynatılır [31,34].

Hareket ünitesi sayesinde kaynak yapılacak malzeme lineer bir şekilde hareket eder böylece malzeme boyunca kaynak yapılmış olur.

Elektron ışını malzemeye çarpınca geri saçılan elektronlar, ikincil elektronlar, Auger elektronları, X ışınları, floresans ışınları ve termal radyasyon ışınlar ortaya çıkar [32].

#### **4.3. AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI**

Elektron ışın kaynağının avantajlarını şu şekilde sıralayabiliriz:

- ✓ Nüfuziyeti çok fazladır.
- ✓ Kalın parçaları tek pasoda kaynatabilir
- ✓ Vakumdan dolayı kaynak bölgesinde oksijen, azot ve diğer kirlenmelere karşı azami korunma sağlanır
- ✓ Oksijen afinitesi yüksek titanyum, magnezyum gibi metallerin kaynağı için çok iyi bir kaynak türüdür.
- ✓ Dolgu malzemesi olmaksızın çok kalın parçalar tek pasoda kaynatılabilir.
- ✓ Tantalum, tungsten gibi metaller yüksek ısı sayesinde kaynatılabilir.
- ✓ Refrakter malzemeleri kaynatılabilir [31].
- ✓ Uсталık gerektirmeyen bir kaynak metodudur.
- ✓ Distorsiyon çok azdır. Ark kaynağının yaklaşık onda biri kadardır [30].
- ✓ Farklı metallerin kaynağını başarıyla yapabilir.

Elektron ışın kaynağının dezavantajlarını da şu şekilde sıralayabiliriz [31]:

- ✓ İlk yatırım maliyeti oldukça yüksektir.
- ✓ Vakum odasından dolayı malzeme ebatlarında bir kısıtlama olur.
- ✓ Vakumdan dolayı süre kaybı fazla olur.
- ✓ Radyasyon yayar. Vakum bölgesinde kurşun levhalar mevcuttur. Buna rağmen her ihtimale karşı kaynak yapılan bölge kontrol edilmeli ve operatör dikkatli olmalıdır.
- ✓ Büyük malzemeler için büyük vakum odası gereklidir. Bu da vakum süresini uzatır.



## BÖLÜM 5

### TRIP VE ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN KAYNAĞI

Yeni bir çelik çeşidi üretildiğinde birçok özelliğine bakılmaktadır. Bunların en önemlilerinden biri de o çeliğin kaynak olup olmadığı, hangi metotlarda hangi parametrelerde en iyi performansı sağlayacağıdır. Bu sebeple birçok araştırmacı otomotiv sanayisinde önemli bir yere sahip olan ve bunu daha da arttıracak olan çift fazlı çelikler ve TRIP çelikleri hakkında çalışmalar yapmıştır. Birçok kaynak çeşidi denenmiştir. Bu çalışmalarda hem kaynak kabiliyetleri hem kaynak sonrası mekanik özellikler ve kaynak bölgesindeki metalürjik değişimler hakkında gözlemler yapılmıştır.

Yapılan bir çalışmada yüksek alaşımlı soğuk haddelenmiş 3 farklı Ni oranı ihtiva eden (%3, %6 ve %9) TRIP-TWIP çeliğinin elektron ışın kaynağı ile birleştirilmesi incelenmiştir. TWIP, TWining Induced Plasticity nin kısaltılmışıdır. İkizlenme yoluyla plastisitesi arttırılmış yeni nesil çeliklerdendir. Daha çok mikroyapı incelenmiş fakat mekanik özelliklerden de bahsedilmiştir. Ni oranı arttıkça rekristalizasyonun arttığı görülmüş. Çekme testlerinde de soğuk haddelenmiş ana malzemenin uzamasının kaynaklı malzemeye göre daha az olduğu görülmüştür [35].

Diğer bir çalışmada 1000 MPa çekme mukavemetli TRIP çeliğinin CO<sub>2</sub> lazer kaynağı ile birleştirilmesi incelenmiştir. Araştırmada farklı kaynak güçleri, farklı gazlar ve farklı kaynak hızları kullanılmış. Gözenek sayısının artan kaynak hızı, kaynak gücünün düşürülmesi ve Ar + He karışım gazı kullanılarak azaldığı görülmüş. Şekil verebilme kabiliyeti için ise düşük kaynak gücü kullanımı ve karışım gazı kullanımının yüksek kaynak gücü ve Ar gazı kullanımına göre daha iyi olduğu tespit edilmiş [36].

Yapılan bir diğler çalışmada Si, Al içeren Nb ile mikroalaşım yapan TRIP eliğinin lazer kaynağı yapımı ile oluşan mikroyapısı incelenmiş. Anahtar deliğı ve katı hal lazer kaynağı uygulanmış. 37,43 ve 48 J/mm olarak u farklı ısı girdisi tatbik edilmiş. Füzyon bölgesinde çok sayıda inklüzyona rastlanmış. Kullanılan gaz, lazer kaynağının etkisini azaltmakla beraber maliyeti de arttırmış. Kaynak girdi enerjisinin mikroyapı ve mikro sertliğıe hiçbir etkisinin olmadığı görülmüş [37].

Diğler bir çalışmada 1,2 mm kalınlığında galvanizli DP780 ile 1,5 mm kalınlığındaki DP600 nokta direnç kaynağı ile DP600 üstte olacak şekilde kaynatılmıştır. Ergime bölgesinde oluşan martenzitik yapı ısı tesiri altındaki bölgeden ve ana metalden daha yüksek çıkmıştır. Bu sebeple bu bölgedeki sertlik, diğler iki bölgedeki sertliğıe göre daha yüksek çıkmıştır [38].

TRIP 750 ile DP 600 lazer kaynağı ile hem kendi türlerine hem de birbirlerine birleştirilen bir çalışmada esas malzemelere oranla akma mukavemetlerinin bir miktar düşerken çekme mukavemetlerinin ve uzama yüzdelerinin az miktarda arttığı gözlemlenmiştir. Bütün kaynaklarda martenzit, proötektik ferrit, beynit ve kalıntı östenit olduğı tespit edilmiş. TRIP 750'nin DP 600 e göre daha sert olduğı bunun da sebebinin TRIP'deki martenzit oranının çift fazlıya göre daha fazla olmasından dolayı olduğı belirtilmiş. Yorulma dayanımlarında ise çift fazlı çelikte 350 MPa, TRIP'te ise 450 MPa limit olarak gösterilmiştir [39].

TRIP eliğine farklı oranlarda ilave edilen Al, Si ve borun TRIP eliğinin MIG-MAG kaynaklarındaki etkisinin araştıran bazı araştırmacılar bu elementlerin mikrosertlik üzerine çok tesiri olmadıklarını görmüşler. Al ilave edilen numunelerin nüfuziyetinin iyi olduğı, Si ve bor katkılı malzemelerin nüfuziyetlerinin çok iyi olduğı görülmüş [40-42].

Al içerikli TRIP eliğı ile Si içerikli TRIP eliğini lazer kaynağı il kendi türleri ile birleştirip bunları mukayese eden bir çalışmada Al alaşımlı eliğın Si alaşımlı eliğıe göre daha yumuşak olduğunu tespit etmişler. Kaynaksız Si alaşımlı TRIP eliğı normalde Al içerikli TRIP eliğıne göre daha iyi gerinim ve uzamaya sahipken

kaynak sonrasında Si içerikli çeliğin Al içerikliye göre daha fazla gerinim ve uzama azalması göstermiştir [43].

Galvanizli DP 1000 ile galvanizsiz TRIP 1000 çeliğinin nokta direnç kaynağı ile kendi türleri ve birbirleriyle olacak şekilde 3 farklı kaynak yapılan bir çalışmada kaynak ile son ısıtma arasındaki soğuma zamanının mekanik özellikleri çok etkilediği gözlemlenmiştir. Soğuma zamanı eğer 1000 ms nin altındaysa herhangi bir değişiklik gözlenmediği fakat bunun üstündeyse dikiş bölgesindeki sertliğin azaldığı kopma dayanımının ve kırılma enerjisinin arttığı gözlemlenmiştir [44].

C ve N ve edilen yüksek alaşımlı TRIP çeliklerinin EİK ile kaynak kabiliyetleri ve mekanik özellikleri araştırılan bir çalışmada, kaynak işlemi başarılı olmuş. Oda sıcaklığındaki çekme mukavemeti 1214 MPa ve kırılma uzaması %46 iken -40°C deki çekme mukavemeti 1995 MPa ve kopma uzaması %42 olarak ölçülmüştür [45].

20 mm kalınlığında Ni oranları %3 (TRIP,16-6-3), %6(TRIP-TWIP, 16-6-6) ve %9 (TWIP, 16-6-9) olan çelikler döküm yapıldıktan sonra elektron ışın kaynağı ile aynı türlerle birleştirilen Yani 16-6-3 16-6-3 ile 16-6-6 16-6-6 ile ve 16-6-9 16-6-9 ile birleştirilen bir çalışmada mekanik özelliklerin yüksek sıcaklık artışından dolayı çok etkilenmediği saptanmıştır. Sayılar sırasıyla Cr, Mn ve Ni in yüzde ağırlıklarını temsil etmektedir. Mesela 16-6-3 çeliğinin çekme mukavemeti 707 MPa iken kaynak sonrası çekme mukavemeti 680 MPa olmuş. Ve uzama katsayısı %12 iken %11'e düşmüş. Kaynak sonrası mikroyapılarında çok etkilenmediği gözlemlenmiştir. Ayrıca 160mA deki kaynak derinliği 26 mm ye kadar başarı ile çıkmıştır [46].

TRIP 800 ile TWIP 1000 çeliklerinin MIG kaynağı ile alın kaynağı yapılmasını inceleyen bir çalışmada beyrit ve martenzit parçalarının artmasından dolayı TRIP çeliğinin ITAB bölgesindeki sertliğin 250 HV'den 450-500 HV'ye çıktığı görülmüştür [47].

TRIP800 ile DP600 ve TRIP 800 ile DP 800 ü lazer kaynağı ile birleştiren bir çalışmada bu parçaların çekme mukavemetleri kıyas edilmiş ve TRIP800/DP800 bağlantısının TRIP800/DP600 bağlantısına göre çekme dayanımının daha yüksek



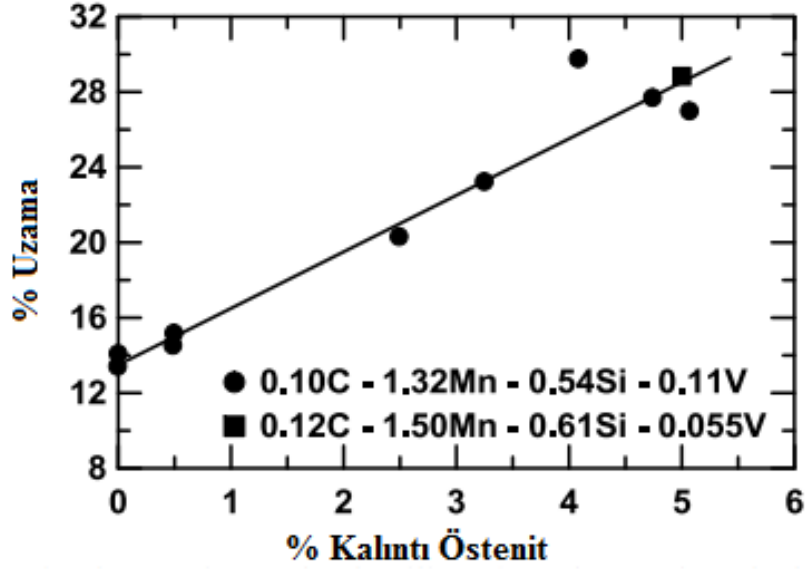
olduğu gözlemlenmiş. Çekme deneylerindeki kırık yüzeylerin SEM görüntülerinde esas malzemelerin sünek kırılma gösterdiği görülmüştür. ITAB ve kaynak metalinden kopan numunelerin gevrek tarzda ve sıvama şeklinde kopma görüntüsü olduğu görülmüştür [7].

Gemi sacından çift fazlı çelik elde ederek bu çeliğin masif ve özlü tel kaynaklarını inceleyen bir çalışmada Çift-fazlı çeliklerde martenzit hacim oranı artarken akma ve çekme dayanımlarında artış olduğu, % uzama değerinde azalma olduğu tespit edilmiştir. Grade A kalite gemi sacı ana malzemesi en yüksek uzamaya sahipken çekme dayanımı çift-fazlı numunelerinden daha düşük olduğu görülmüştür. Özlü tel ile birleştirilen parçaların kaynak metalindeki mikrosertlik değerleri masif tel ile birleştirilen parçaların sahip olduğu mikrosertlik değerlerinden düşük olduğu belirtilmiştir. Ayrıca Kaynaklı numunelerin çekme deneyleri incelendiğinde GA çeliğine nazaran çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı daha fazla olmuştur, fakat % uzama değerleri ise düşmüştür. Masif telle birleştirilen numunelerin çekme dayanımı özlü telle birleştirilen numunelerden daha fazla olmuştur [22].

Otomotiv sektörü için mühim olan bu yeni nesil çeliklerin benzer olmayan (dissimilar) kaynak birleştirilmesi ile alakalı bir çalışmada TWIP/TRIP, TWIP/22MnB5, TWIP/DP, DP/TRIP ve DP/22MnB5 çelikleri lazer kaynağı ile birleştirilmiş. TWIP çelikleri ile yapılan birleşmelerde taneler arası kırılma gözlenmiş. Bunun sebebinin Mn segregasyonu olduğu belirtilmiş. Kopma dayanımı ve uzama yüzdesi çok fazla düşmüş. Buna karşın DP ile TRIP çeliğinin birleşiminde önemli bir düşüş yaşanmamış. DP ve TRIP çeliklerinin kopma dayanımı ve uzama yüzdeleri sırasıyla 690 MPa, 860MPa, %19 ve %26 iken kaynaklı birleşimlerinde kopma dayanımı 850 MPa, uzama yüzdesi %22 ölçülmüş [48].

Soğutma sonrasında ikinci fazı oluşturan martensit haricinde beynit, perlit veya kalıntı östenit gibi fazların oluşması ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin elde edilememesine sebep olur. Fakat kalıntı östenitin artmasıyla düşük karbonlu çift fazlı çeliklerin uzama yüzdeleri de artmaktadır. Bu da otomotiv sanayisindeki uygulamalar için oldukça önemli bir durumdur [49]. Şekil 5.1'de düşük karbonlu iki

çift fazlı çeliğin ihtiva ettiği kalıntı östenit miktarı ile yüzde uzama miktarı gösterilmektedir [49].



Şekil 5.1. DP çeliğin kalıntı östenit miktarı ile değişen % uzaması [49].

Çift fazlı çelikler, 590-1400 MPa aralığında kopma mukavemetine sahip olarak, ülkemizde piyasadan kolaylıkla temin edilebilen çift fazlı çeliklerin DP600, DP800 ve DP1000 serileri en çok kullanılan türlerdir. Ülkemizde ise sadece Erdemir firması DP600'ü seri olarak üretmektedir. DP800'ün üretimi için hazırlık yapmaktadır. Bursa ve Kocaeli gibi otomotiv yan sanayisinin çok yoğun olduğu bölgelerde, DP600 ve DP800 ile uzun süredir çalışılmaktadır [50].

Alaşım elementlerinin TRIP çeliklerine etkisini inceleyen çalışmalarda, alüminyumun, tane boyutunun incelmelerini sağlayıp, yapının sertliğinin azalttığı, miktarı arttıkça yüksek soğutma hızlarında bile martenzit oluşumunu engellediği gözlemlenmiştir [51]. Artan Si içeriğinin, tane yapısına etki ederek ferrit tanelerinin küçülmesine sebep olmadığı, soğuma hızlarına da bağlı olarak kalıntı östenit oranını düşürdüğü tespit edilmiştir [52]. Borun TRIP çeliklerindeki etkisi ise östeniti kararlı tutması ve kritik tavlama sırasında yeni ferrit oluşumunu geciktirmesi olarak gözlemlenmiştir [53].

TRIP çeliklerinin matris yapılarında baskın olarak beynit, martenzit veya ferrit bulunabilmektedir. Matris yapılarına göre mekanik özelliklerini ve mikroyapı özelliklerini inceleyen araştırmada, akma mukavemeti ve çekme mukavemeti en yüksek olan martenzitik matrisli de en düşük olanlar ferritik matrislide olduğu görülmüştür. % uzamada ise en yüksek beynitik matrislide iken en düşük % uzamanın martenzitik matrislide olduğu tespit edilmiştir [54].

TRIP çeliğinin TIG ve lazer kaynağı ile kaynaklanmasını inceleyen bir çalışmada TIG kaynağında önce kaynak hızları sabit tutulup akım-nüfuziyet arasındaki ilişkiye bakılmıştır. 3 mm/sn hızda 90 ile 170 amper arasındaki nüfuziyet incelenmiş ve bu hızda 140 amper ve üstünde tam nüfuziyet olduğu görülmüştür. Amper 145'te sabit tutulup kaynak hızı nüfuziyet ilişkisine bakıldığında ise 2 ve 3 mm/sn hızlarda tam nüfuziyet olduğu görülmüştür. Lazer kaynakta 25 mm/sn hız sabit tutulup güç-nüfuziyet ilişkisine bakılmış ve 2750 W güç ve üstünde tam nüfuziyet olduğu görülmüş. 3000 W güç sabit tutulup hız-nüfuziyet ilişkisine bakıldığında 30 mm/sn hız ve altında tam nüfuziyet olduğu tespit edilmiştir. Çekme mukavemetlerinde ortalama %10'luk bir düşüş tespit edilmiş. Kaynak bölgesinde önemli miktarda kalıntı östenit olduğu tespit edilmiştir [13].

TRIP 800 çeliği ile gene bu çeliğin ısıl işlem uygulayarak çift fazlı çelik elde edildiği numunelerin TIG kaynağı ile birleştirilmesini inceleyen bir çalışmada gerek aynı türlerin kendi aralarında yapılan kaynak işlemlerinde gerekse farklı türlerin birbirlerine kaynak yapılması işlemlerinin başarılı olduğu görülmüştür. Darbe çentik deneylerinde oda sıcaklığında yapılan testlerde numunelerin sünek kırılma; -20 °C'deki testlerde gevrek kırılma gösterdikleri tespit edilmiştir. Kaynaklı parçaların çekme mukavemetlerinin orijinal parçaya göre biraz daha yüksek olduğu görülmüştür (%5-8). Numunelerin ITAB bölgesinden koptuğu görülmüştür [18].

Farklı metallerin kaynağı yani dissimilar metal kaynağı ile EİK kullanılarak yapılan bazı çalışmaların birinde, ışın salınımlı ve ışın salınımsız olarak paslanmaz çelik (304) ve bakır (C10300) EİK ile birleştirilmiştir. Üç birleştirme yapılmıştır. Bunlar; salınım çapı 1mm, salınım çapı 2 mm ve salınımsız. Mikro yapı analizi, sertlik, çekme, eğme ve darbe testleri uygulanmıştır. Oda sıcaklığındaki çekme mukavemeti

iyi değilken (250 MPa) yüksek sıcaklık ölçümleri (400 °C) bunlar arasında önemli bir fark sergilemiştir. Çekme mukavemetleri üçünün de ortalama 180 MPa iken uzamalarda 2 mm çaplı ışık salımlı parçanın ve salımsız paçanın yüzde uzamaları takriben %8 iken salınım çapı 1 mm olanın % uzaması 14 olmuştur. Füzyon bölgesindeki paslanmaz çelik ile bakırın karışımının geliştirmesinin optimum salınım ışın yarıçapı sayesinde olabileceği mikroanalizlerin yanısıra sayısal elementel analizlerde de görülmüştür. Optimum salınımına sahip salınım ışın kaynağının salımsız ışın kaynağında göre hem yüzde uzamada hem de darbe mukavemetinde önemli bir artışa sebep olduğu gözlemlenmiştir. Salınım çapının yanında ışın salınımının artırılması ile bakırın füzyon bölgesindeki artışı tespit edilmiştir [55].

Bakır (T2) ve 304 kalite paslanmaz çelik EİK ile birbirlerine kaynatılırken değişik ışın ofsetleri kullanılan başka bir çalışmada, en yüksek çekme mukavemetinin neredeyse bakırınki kadar çok olduğu gözlemlenmiştir (250 MPa). Işın ofsetinin -0,2 mm ile +1 mm arası bir esneklikte kullanılabilirdiği tespit edilmiştir. Negatif yön paslanmaz çeliğe doğru pozitif yön, bakır tarafına doğrudur. Bakıra doğru bu kadar çok olmasının sebebi bakırın daha yoğun ısıyı iletmesinden olduğu açıklanmıştır. Küçük ışın ofsetinde birleşimin performansı dar ITAB ve kaynak bölgesindeki az sayıdaki kusurlardan dolayı iyi olarak gözlenmiş fakat geniş ışın ofsetinde bakır veya çelik tarafında düşük bağlantı performansına ulaşmıştır. Bunun sebebi de ITAB, kaynak metalindeki bozunma ve ara yüzdeki köklerin düşük metalürjik bağları olduğu görülmüştür. Kırılma tokluğu, kaynak metali için dimpıl yapılarla sağlanmış ama gevrek kırılma, büyük ofsetlerin yeniden ergime ile oluşan kaynaklarında görülmüştür. Ofsetin 0 ile +1 mm (yani bakıra doğru) olan bağlantılarında kaynak metalinin mikrosertlik değerleri ortalama 125 HV (0.3) olurken, -0,3 mm (yani paslanmaz çeliğe doğru) ışın ofsetinde sertlik değerleri 225 HV (0.3)'e kadar çıktığı gözlemlenmiştir [56].

Yumuşak çelik ile %7 Al alaşımlı çeliğin EİK ile birleştirilmesinde, ışın salımlı, ışın salımsız ve yüksek kaynak hızı ile olmak üzere 3 farklı kaynak operasyon durumu uygulanan çalışmada, laboratuvar tabanlı X ışını hesaplamalı tomografisi (XCT), bu 3 koşul altında yapılan kaynakların gözeneklerinin 3 boyutlu görüntülenmesinde kullanılmış. XCT sonuçlarına göre ışın salınımı uygulaması hem

sayı olarak hem de ortalama büyüklük olarak gözenekleri azaltıp ayrıca kaynak hızının artışı ile kaynak noktasındaki gözenekliliğin arttığı görülmüş. Raman spektroskopisi analizi, hidrojen gazının varlığından dolayı EIK farklı cins malzeme kaynaklarında gözenek yapısı oluştuğunu göstermiştir. Bu çalışma ışın salınımı uygulandığında kaynak bölgesindeki gözenek sayısını azalttığı için kaynak kalitesinin arttırdığını göstermiştir [57].

300M ultra yüksek mukavemetli çeliklerin EIK ile birleştirilmesinden sonra ana malzemenin mukavemet değerlerini yakalamak için optimum ısı işlem ve soğutma işlemi olarak 4 farklı model kullanılan çalışmada bunların hiç birisinde kaynak metalindeki sütunumsu dendritik yapıdan kaçınılmadığı görülmüş. Bunların içinde optimum çekme, süneklik ve darbe tokluğuna sahip numunenin çekme mukavemeti 1938 MPa, kırılma tokluğu 30,8 J/cm<sup>2</sup> ve % uzama 8,9 olarak tespit edilmiş [58].

DP 600 çeliğini Nd:YAG lazer kaynağı ile birleştirip şekil değiştirme hızının çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve sünekliğe olan ilişkisi araştırıldığında şekil değiştirme hızı arttıkça çekme mukavemeti ve akma mukavemeti artarken % uzama miktarı azaldığı görülmüş. Kopmalar, kaynak metali bölgesine yakın olan iç ITAB'da oluşuyor. Ayrıca aynı hızlarda plastik deformasyona uğrayan kaynak metalinin esas metale göre yaklaşık %10 daha yüksek değerlere sahip olduğu tespit edilmiştir [59].

Çekme hızının TRIP ve çift fazlı çelikler üzerindeki mekanik etkilerini inceleyen çalışmalarda çekme hızının artması ile gerek kaynaklı çift fazlı ve TRIP çelik parçalarında gerekse kaynaklı çift fazlı ve TRIP çelik parçalarında çekme mukavemeti ve akma mukavemeti artarken % uzama miktarı azaldığı tespit edilmiş [59-61].

Reisgen vd. TRIP700 ile DP600 CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynağı ile birleştirilerek istatistiksel analizini yaptırmıştır. Analizde lazer gücünün (2–2.2 kW), kaynak hızının (40–50 mm/s) ve odak pozisyonunun (1–0 mm) ısı girdisine, kaynak çizgisi geometrisine, çekme mukavemetine, tepe yüksekliği şekillendirebilme limitine ve kaynak operasyon maliyetine olan etkisine bakılmış. Deneyin tasarımı için bazı matematiksel

modellemeler kullanılmış. Sonuçta bunlar içinde en etkili parametrenin kaynak hızı olduğu görülmüş [62].



## BÖLÜM 6

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 6.1. GİRİŞ

Bu bölümde çalışmada kullanılan TRIP 800 ve DP 1000 çeliklerinin kimyasal ve mekaniksel özellikleri, birleştirme için kullanılan kaynak parametreleri, kaynak cihazı, mekanik testlerden çekme testi, farklı sıcaklıklarda tatbik edilen darbe çentik testi, mikrosertlik testi, görüntü alınan SEM-EDX ve optik mikroskop hakkında ve bunların yapıldığı cihazlar hakkında bilgi verilecektir.

#### 6.2. MALZEMELERİN KİMYASAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Bu çalışmada, ticari isimleri TRIP 800 ve DP 1000 olan yeni nesil yüksek mukavemetli çelik saclar kullanılmıştır. TRIP 800 çeliğinin kalınlığı 1.5 mm iken DP 1000 çeliğinin kalınlığı ise 1.2 mm'dir. Her iki çeliğin kimyasal analizi Çizelge 6.1. de gösterilmiştir. TRIP 800 çeliğinin kimyasal analizi KOSGEB'de Spectrolab M5 cihazında yaptırılmıştır. DP 1000 çeliğinin kimyasal analizindeki değerler üretici firmanın gönderdiği kimyasal analiz formundaki değerler kabul edilmiştir.

Çizelge 6.1. TRIP 800 ve DP 1000 çeliklerinin kimyasal analizleri (% Ağırlıkça).

Kalite	C	Si	Mn	Al	Mo	Ni	Nb	V	Fe
TRIP 800	0.18	1.72	1.69	0.03	0.03	0.07	0.05	0.01	Kalan
DP 1000	0.15	0.51	1.49	0.05	0.01	0.03	0.02	0.01	Kalan

Çizelge 6.2. TRIP 800 ve DP 1000 çeliklerinin mekanik özellikleri.

<b>Kalite</b>	<b>Akma (MPa)</b>	<b>Çekme (MPa)</b>	<b>Uzama (%)</b>
<b>TRIP 800</b>	525	883	36 ±2
<b>DP 1000</b>	787	1091	8 ±2

### 6.3. KAYNAK İŞLEMİ VE PARAMETRELERİ

TRIP 800-TRIP 800, TRIP 800-DP 1000 ve DP 1000-DP 1000 çelikleri elektron ışın kaynağı metodu (EIK) ile birleştirilmişlerdir. 1981 yılı üretimli Amerika Birleşik Devletleri'nde üretilmiş Sciaky markasının VX.3-68X68X78 markalı trifaze çalışan elektron ışın kaynağı makinası kullanılmıştır. Şekil 6.1.'de elektron ışın kaynağı makinası görülmektedir. Yapılan birkaç deneme sonucunda uygun bulunan kaynak parametreleri Çizelge 6.2.'de gösterilmiştir. Bu denemelerde ayna hızı, odaklama sabit tutulmuş akım değerleri ile oynanmıştır. İdeal akım 25 mili amper olarak bulunmuştur. Bu amper değerinde tam nüfuziyet sağlanmıştır. Her üç numune de aynı parametrelerde birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirme işlemi yüksek vakumda gerçekleşmiştir. 15 dakika içinde istenilen vakuma ulaşılmıştır.

Çizelge 6.3. EIK ile birleştirilen parçaların kaynak parametreleri.

<b>Kaynak Parametresi</b>	<b>Kullanılan Değer</b>
Focus (mA)	510
Işın Voltajı (KV)	40
Amper (mA)	25
Ayna Hızı (mm/dakika)	200
Basınç (Torr)	10 <sup>-4</sup>

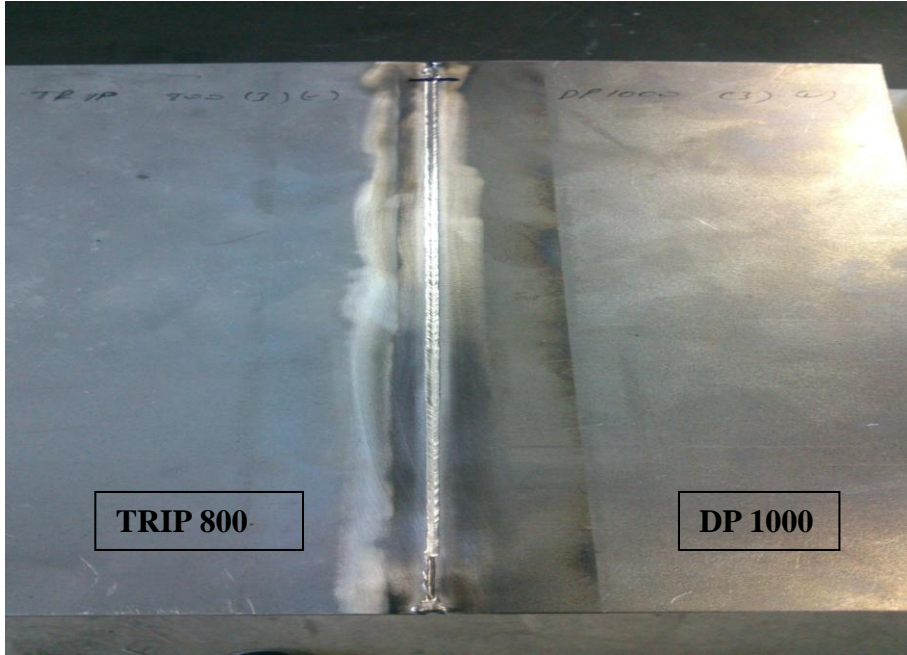
Elektron ışın kaynağı ile birleştirilen TRIP 800-DP 1000 numunesi Şekil 6.2.'de, DP 1000-DP1000 numunesi Şekil 6.3. de ve TRIP 800-TRIP 800 numunesi Şekil 6.4.'de gösterilmiştir. Elektron ışın kaynağı cihazının içindeki duvarlarda kurşun plaka mevcuttur. Çünkü ışın esnasında etrafa radyoaktif şüalar da yayılmaktadır. Operatörün ve çevredekilerin bu şualardan korunması için cihazın iç tarafı kurşun



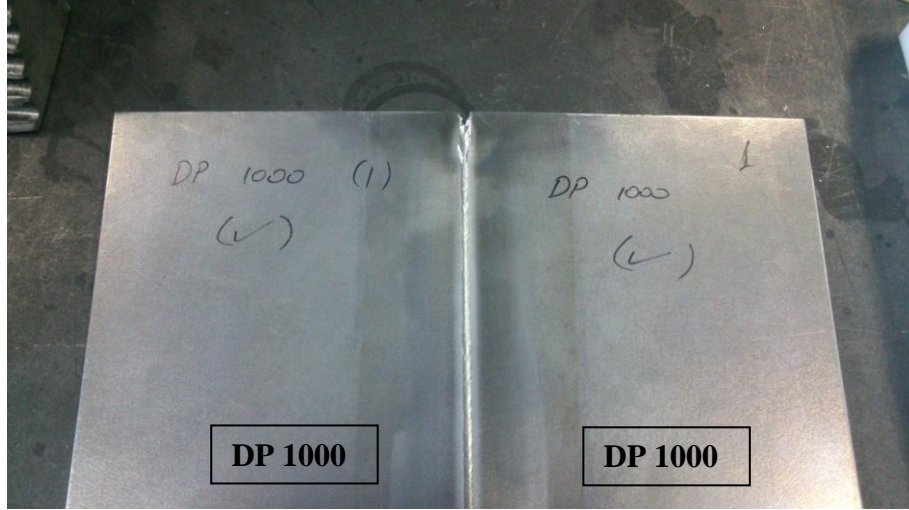
plakalarla kaplanmıştır. Işın tabancası, uzaktan kumanda ile kontrol edilerek yönlendirilmiştir.



şekil 6.1. Elektron ışın kaynağı makinası.



şekil 6.2. TRIP 800/ DP 1000 numunesinin EİK ile birleştirilmesi.



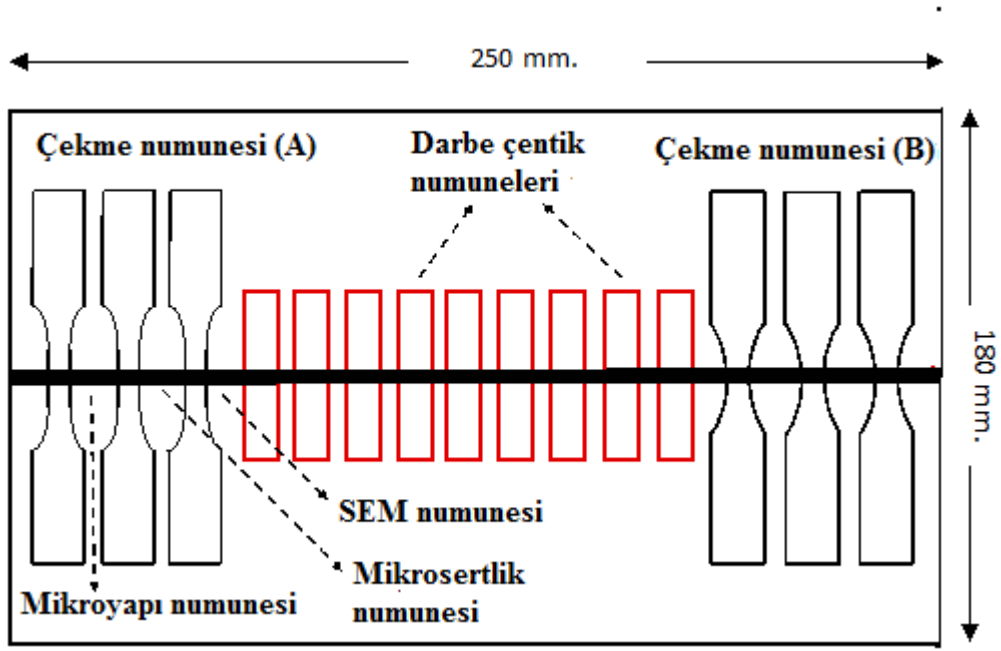
Şekil 6.3. DP 1000/ DP 1000 numunesinin EİK ile birleştirilmesi.



Şekil 6.4. TRIP 800/ TRIP800 numunesinin EİK ile birleştirilmesi.

#### 6.4. MEKANİK TESTLER İÇİN NUMUNE HAZIRLANMASI

Kaynaklı numunelerin çekme, darbe çentik mukavemetlerini, mikro sertliklerini ölçmek, mikroyapılarını incelemek amacıyla Şekil 6.5'deki çizime göre malzeme kesimi gerçekleştirildi. Malzemelerimizin kesimi tel erezyon cihazıyla yapılmıştır. Her bir plakada çekme numunelerinden kısa numune için 3, uzun numune için 3, darbe çentik testi için 8 adet numune temin edilmiştir.



Şekil 6.5. Testler için kesilen numunelerin kesim planı.

Çekme numunesi (A) ve (B) olmak üzere iki farklı ebatta kesilmiştir. Bunun sebebi A numunesinde kaynak metali, ITAB ve ana malzeme gerilmeye maruz kalacak şekilde boyutlandırılmıştır. B numunesinde ise kaynak bölgesi en dar bölge olup kaynak metalinin dayanımı ölçülmüştür.

## 6.5. MİKROYAPI İNCELEMESİ

Numunelerimiz bor yağı katkılı discotom ile kesilmiştir. Daha sonra parçalar crossview (kesit) olarak görüntü alınacağı için önce soğuk bakalite alınmıştır (Şekil 6.5). Fakat soğuk bakalitli numunenin zımparalanma esnasında bakalitin çok hızlı bittiği ve bu yüzden yüzeyinin düz olmaması sebebiyle mikroskopta bulanık görüntüler ortaya çıkmıştır. Bu sebeple numuneler başka bir işlemle sıcak bakalite alınmıştır. Numuneler sırasıyla 240-400-600-800-1200-2000-3000 meshlik su zımparalarıyla zımparalandı. Daha sonra bütün numunelerimiz 3 µm elmas pasta ile parlatıldı. Dağlama işlemi yapılarak mikroyapı incelenmesi için numunelerimiz hazır hale getirildi. Dağlama işlemi % 2 nital ve %98 metanol karışımı ile yapıldı. 12 saniye bu karışımda numune bekletildi. ITAB, ana metal ve kaynak metalinin

mikroyapılarının incelenmesi için Nikon Eclipse MA200 marka mikroskop kullanılmıştır (Şekil 6.6.).



Şekil 6.5. Soğuk bakalite alınmış numuneler.



Şekil 6.6. Deneylerde kullanılan mikroskop.

## 6.6. SEM İNCELEMESİ

Numunelerimizin SEM analizler Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde bulunan Carl Zeiss Plus marka mikroskobu ile yapılmıştır. Ayrıca EDX taraması da gene bu cihaz ile yapılmıştır. Değişik büyütmelerde alınan fotoğraf sayesinde kırılma

yüzeylerindeki yapılar ve kırılma türleri tespit edilmeye çalışılmıştır. Oluşan karbürler incelenmiştir.

### **6.7. MİKROSERTLİK TESTİ**

Deneylede kaynaklı bağlantıların ITAB, esas metal ve kaynak metali bölgelerinin sertlikleri Vickers (HV 0.2) ile ölçülmüştür. Esas metalden 2, ITAB'dan 3, kaynak metalinden 5, ITAB'dan 3 ve esas metalden 2 olacak şekilde toplam 15 bölgeden sertlik değerleri alınıp sertlik grafikleri çıkartılmıştır. Q Ness marka cihazla mikro sertlikler ölçülmüştür (Şekil 6.7).

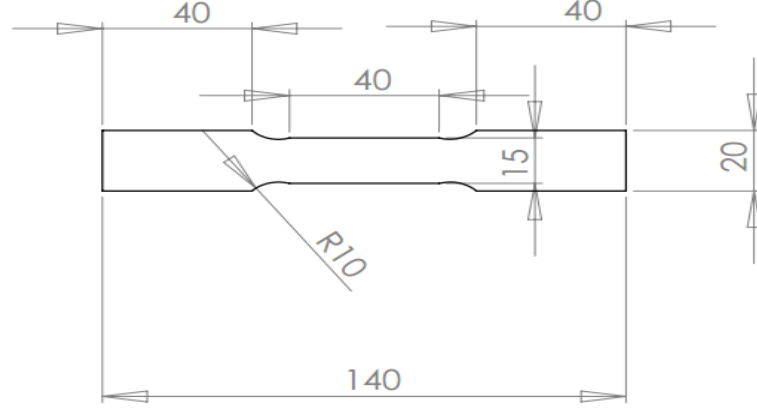


Şekil 6.7. Mikro sertlik ölçüm cihazı.

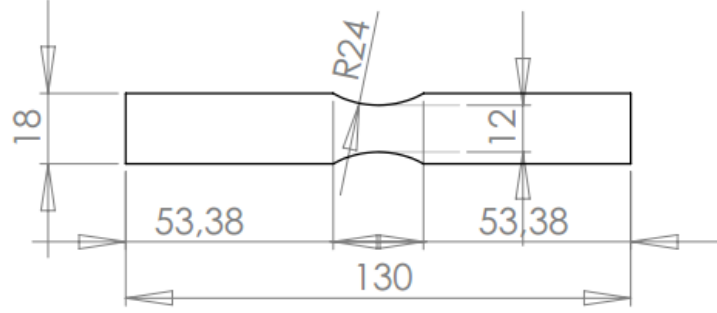
### **6.8. ÇEKME DENEYİ**

Çekme testi için kesilen numunelerin kesim için hazırlanan teknik resimleri Şekil 6.8. ve Şekil 6.9'da gösterilmiştir. Çekme deneyi 60 tonluk Instron markasının 600 DX modeli ile yapılmıştır (Şekil 6.10).





Şekil 6.8. Çekme numunesi A (uzun numune).



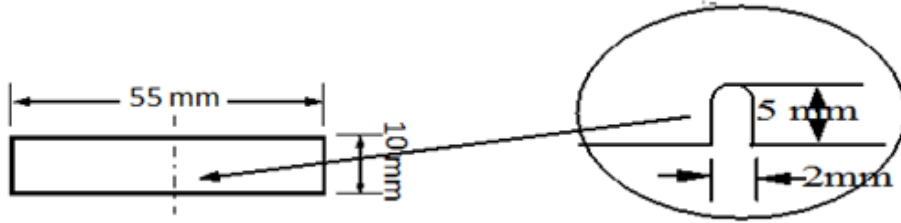
Şekil 6.9. Çekme numunesi B (kısa numune).



Şekil 6.10. Çekme testlerinde kullanılan çekme testi cihazı.

## 6.9. ÇENTİK DARBE TESTİ

Darbe testi Zwick/Roell markasının RKP300 modeli ile yapılmıştır (Şekil 6.12.). Deneyler, 20 °C ve -20 °C de yapılmıştır. Anahtar deliği çentiği açılmıştır. Çentikler, TS EN ISO 9016:2012 standartlarına uygun olarak açılmış ve numuneler buna göre kesilmiştir (Şekil 6.11, Şekil 6.13, Şekil 6.14, Şekil 6.15.. Şekil 6.16'da gibi numunemiz cihazımıza yerleştirilmiştir. Çentikli taraf, çekicinin geldiği istikamet tersine çevrilerek yapılmıştır.



Şekil 6.11. Darbe testi için hazırlanan numunelerin teknik resmi.



Şekil 6.12. TRIP 800/DP 1000 darbe testi numunesi.



Şekil 6.13. Darbe testi cihazı.



Şekil 6.14. DP 1000/DP 1000 darbe testi numunesi.





Şekil 6.15. TRIP 800/TRIP 800 darbe testi numunesi.



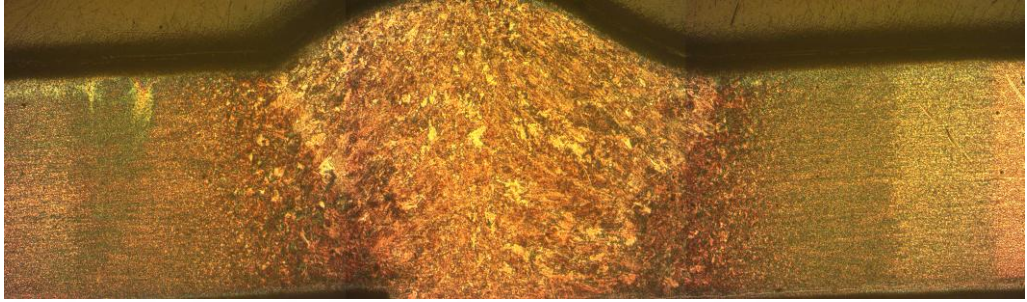
Şekil 6.16. Test numunesinin cihaza yerleştirilmesi.

## BÖLÜM 7

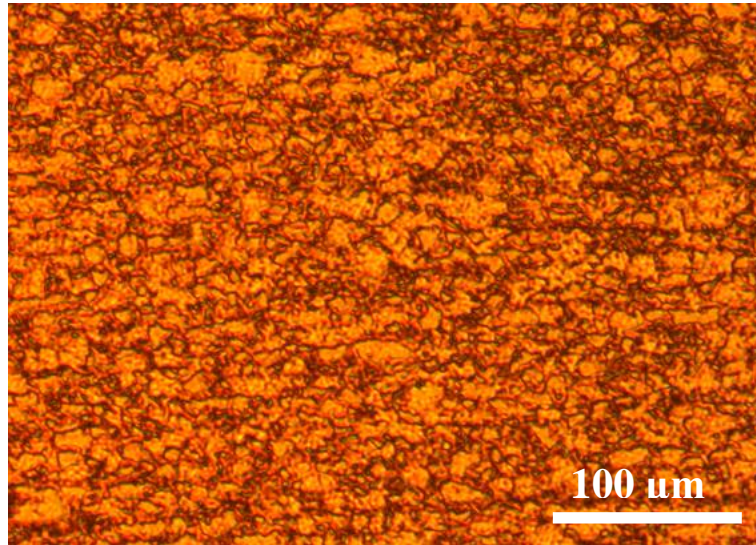
### DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

#### 7.1. MİKROYAPI İNCELEME SONUÇLARI

Bu bölümde, EİK ile birleştirilen numunelerinin optik mikroskop ile çekilen mikro yapı görüntüleri verilmiştir.



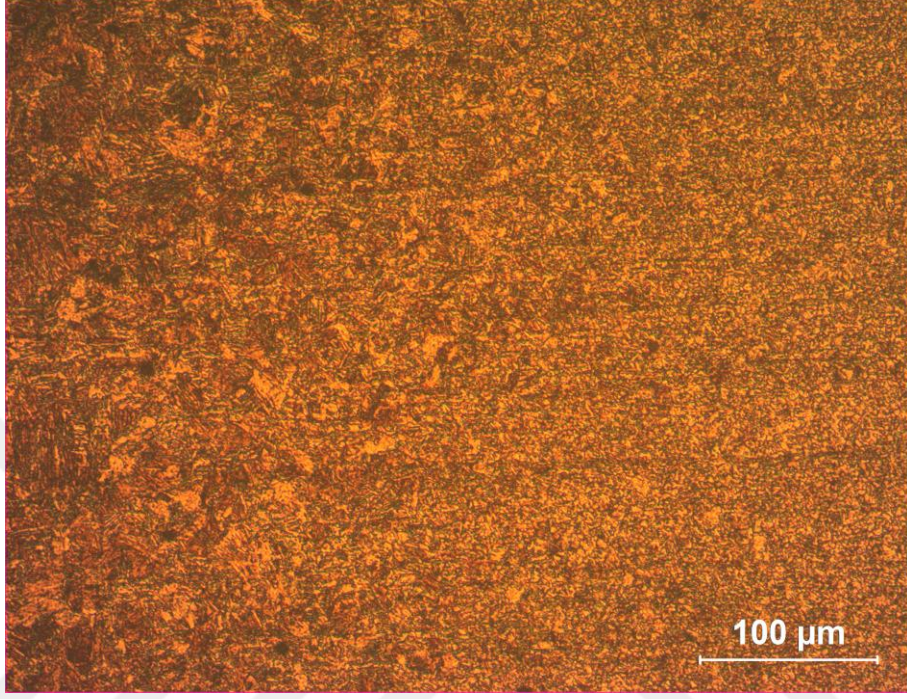
Şekil 7.1. DP 1000-DP 1000 50X büyütmede mikroyapı görüntüsü.



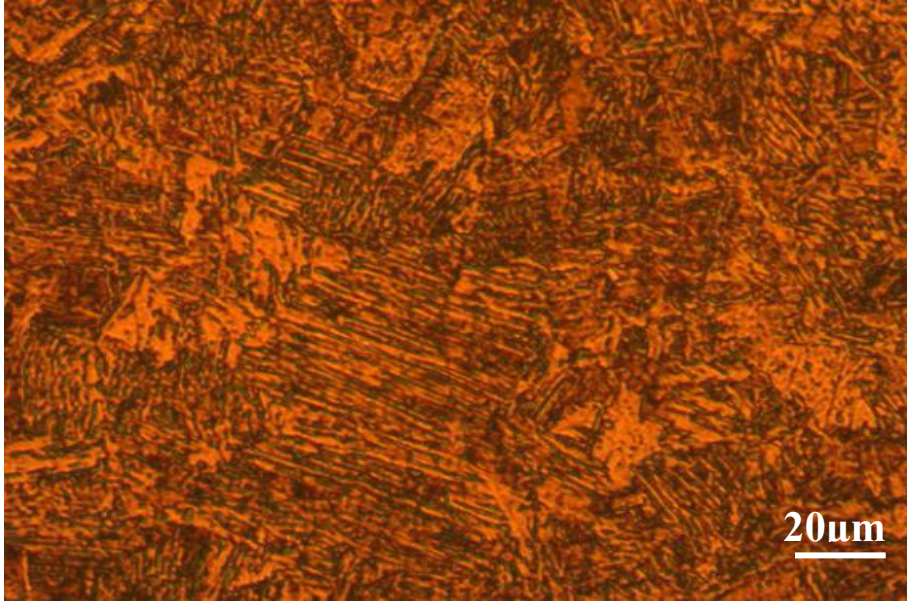
Şekil 7.2. DP 1000-DP 1000 esas metal 200X büyütme.



DP çeliğinde ITAB bölgesi Şekil 7.3'te net bir şekilde gözükmemektedir. Şekil 7.3'te sol tarafta daha büyük tane yapıları görülürken sağa doğru gidildikçe tanelerin küçüldüğünü ve daha sık bir yapıda olduğunu görülmüştür.

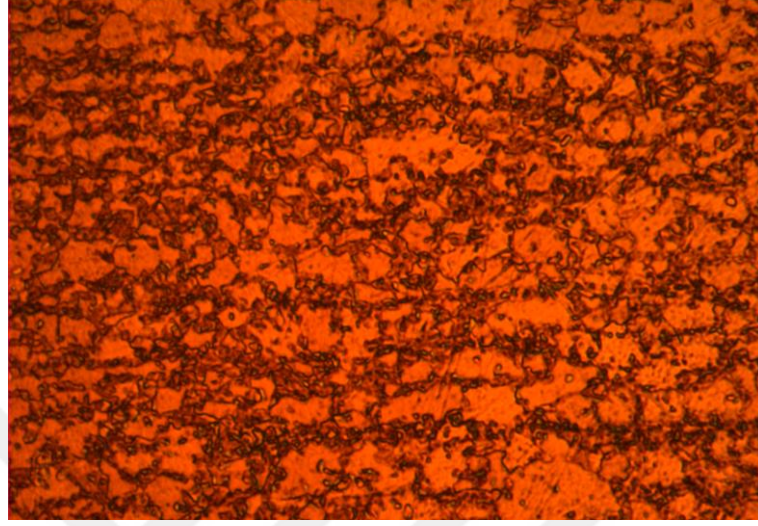


Şekil 7.3. DP 1000-DP 1000 ITAB 200X büyütme.



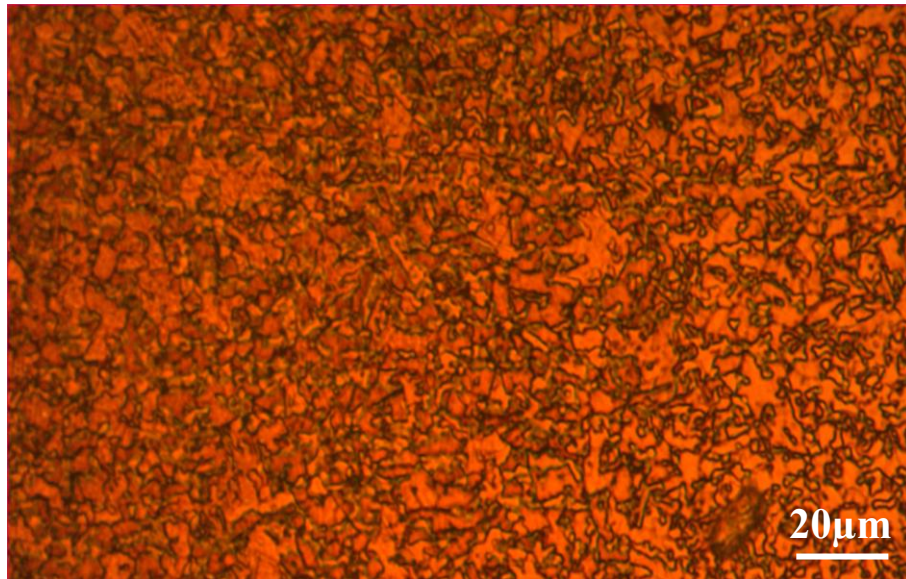
Şekil 7.4. DP 1000-DP 1000 kaynak metali 200X büyütme.

Şekil 7.4'te DP 1000- DP 1000 çeliğinin kaynak metali yani füzyon bölgesi görünmektedir. Martenzit fazının ferrite göre daha yoğun olduğu düşünülmektedir.



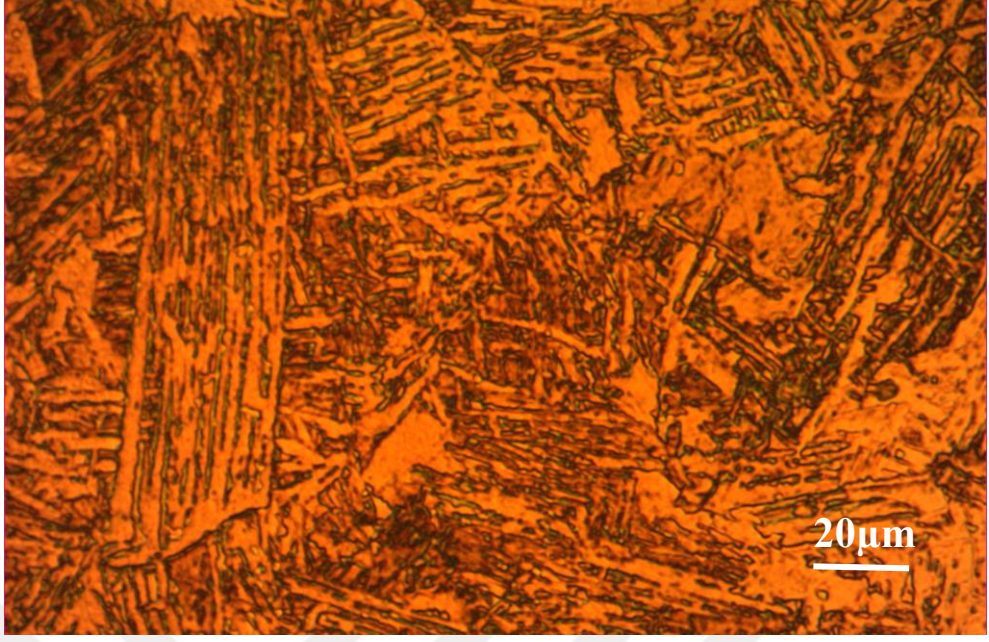
Şekil 7.5. DP 1000-DP 1000 esas metal 1000X büyütme.

Şekil 7.5'de yoğun bir ferrit matrisinde martenzit dağılımı görülmektedir. Resmin sağ üst tarafına bakıldığında yer yer kalıntı östenit oluşumunun da olduğu düşünülmektedir.



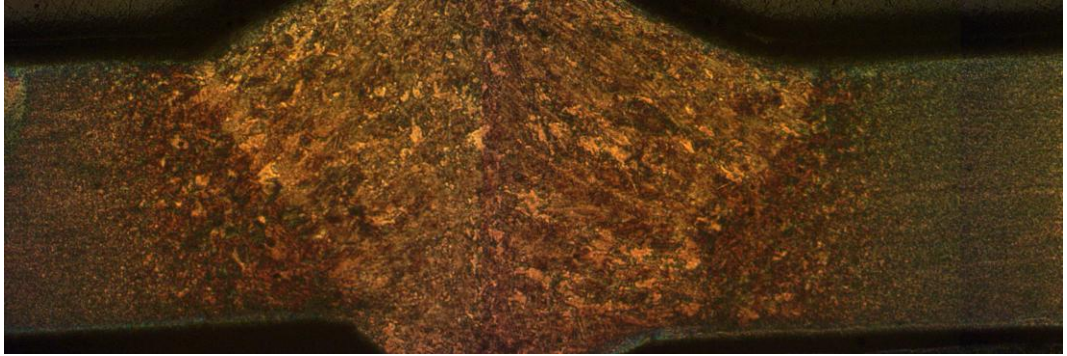
Şekil 7.6. DP 1000-DP 1000 ITAB 1000X büyütme.



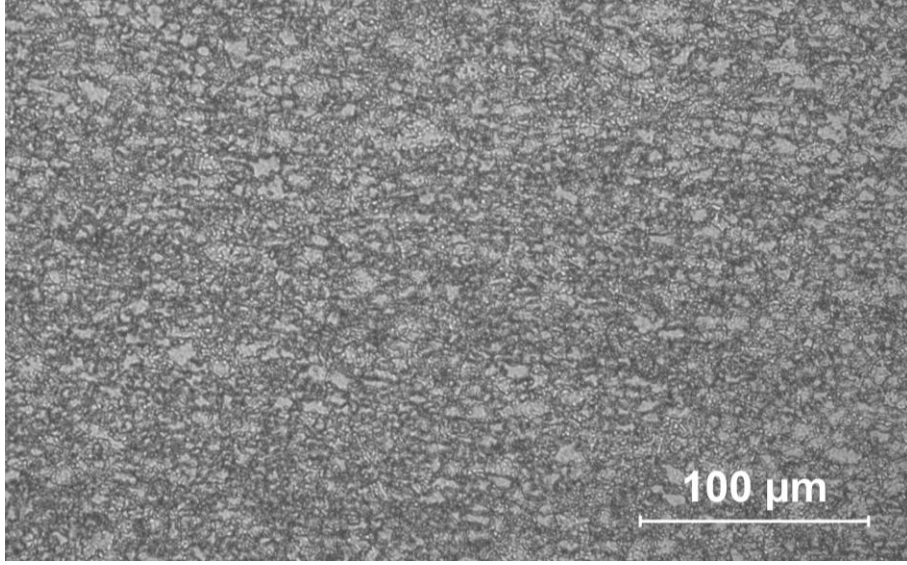


Şekil 7.7. DP 1000-DP1000 kaynak metali 1000X büyütme.

Şekil 7.7’de Widmanstatten martenzit yapısı olduğu düşünülen yapılar gözlenmiştir. Kaynak metalinde sertliğin yüksek olmasının sebebinin martenzitik yapı olduğu düşünülmektedir.

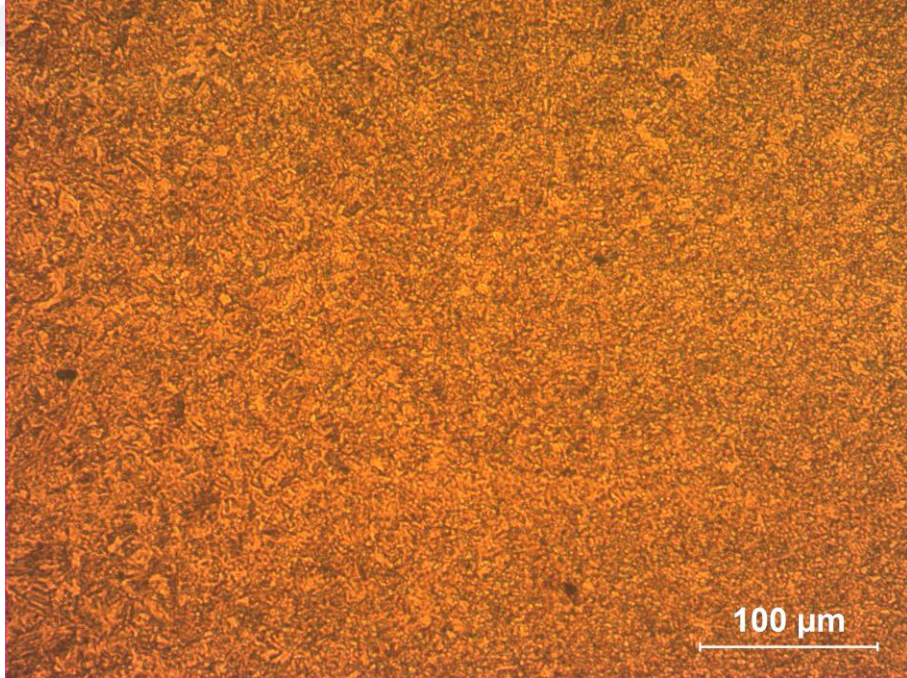


Şekil 7.8. TRIP 800-TRIP 800 50X büyütme.



Şekil 7.9. TRIP 800-TRIP 800 esas metal 200X büyütme.

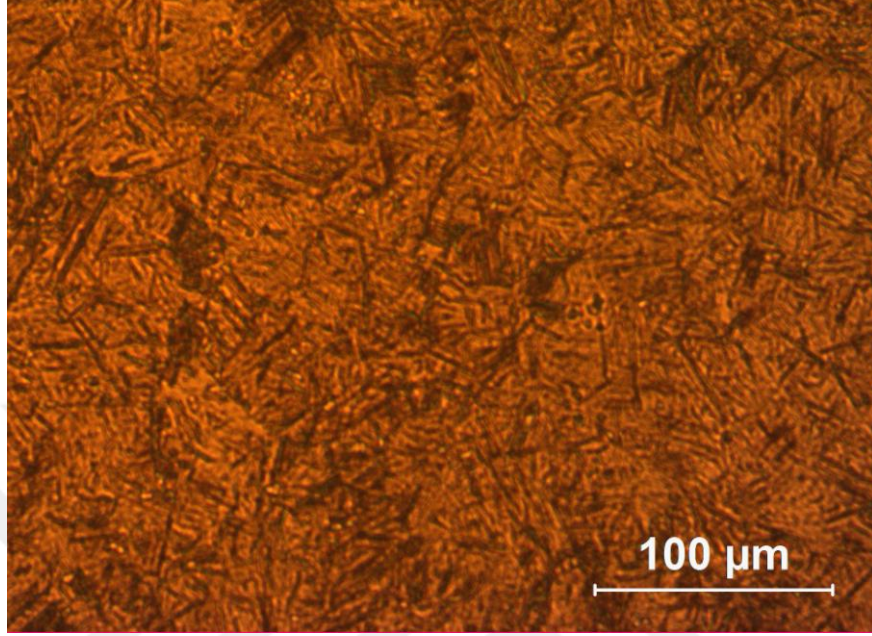
Şekil 7.9’da ferrit kalıntı östenit ve beynit fazlarının olduğu düşünülmektedir. Gao et. al. çalışmalarında bu fazların olabileceğini öne sürmüşlerdir [60].



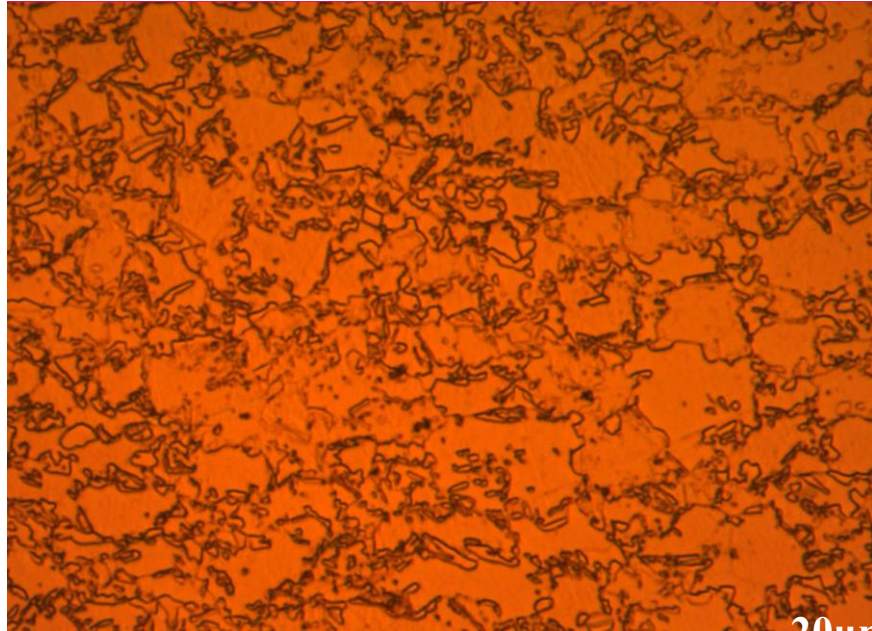
Şekil 7.10. TRIP 800-TRIP 800 ITAB 200X büyütme.



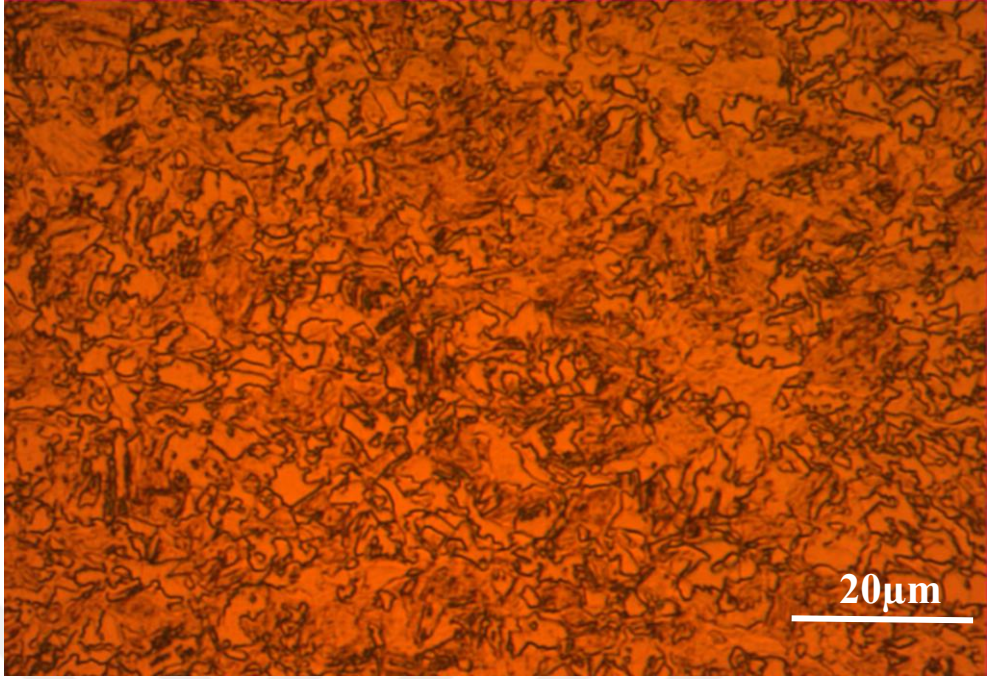
Şekil 7.10'daki resimde ITAB'da sol taraftaki taneler büyükken sağ tarafa doğru gidildikçe küçölmektedir.



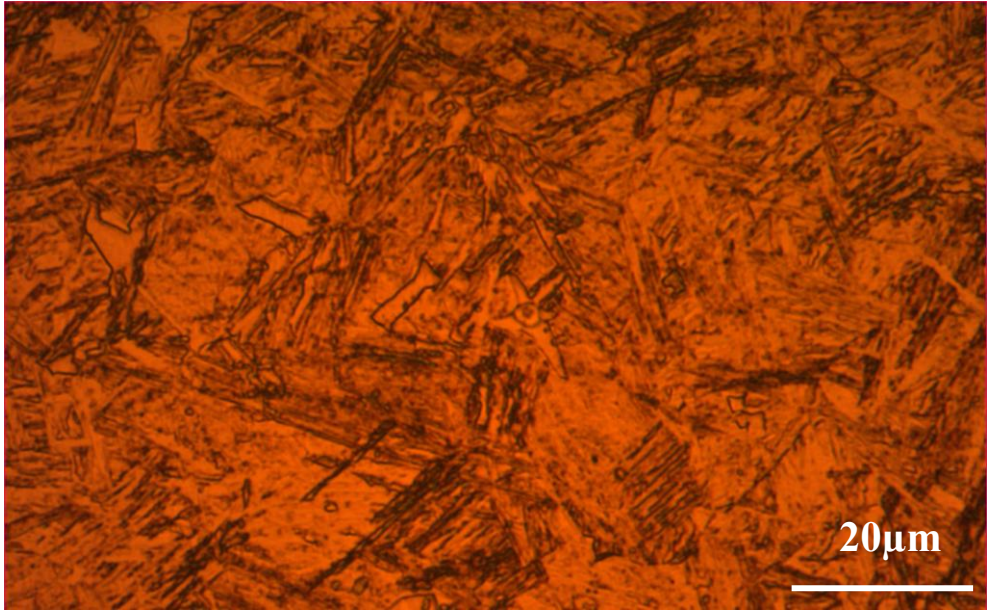
Şekil 7.11. TRIP800-TRIP800 kaynak metali 200X büyütme.



Şekil 7.12. TRIP 800-TRIP 800 esas metal 1000X büyütme.



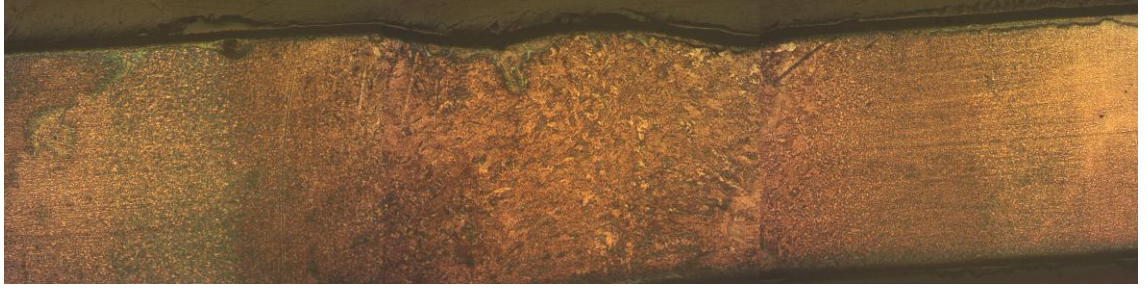
Şekil 7.13. TRIP 800-TRIP 800 ITAB 1000X büyütme.



Şekil 7.14. TRIP800-TRIP800 kaynak metali 1000X büyütme.

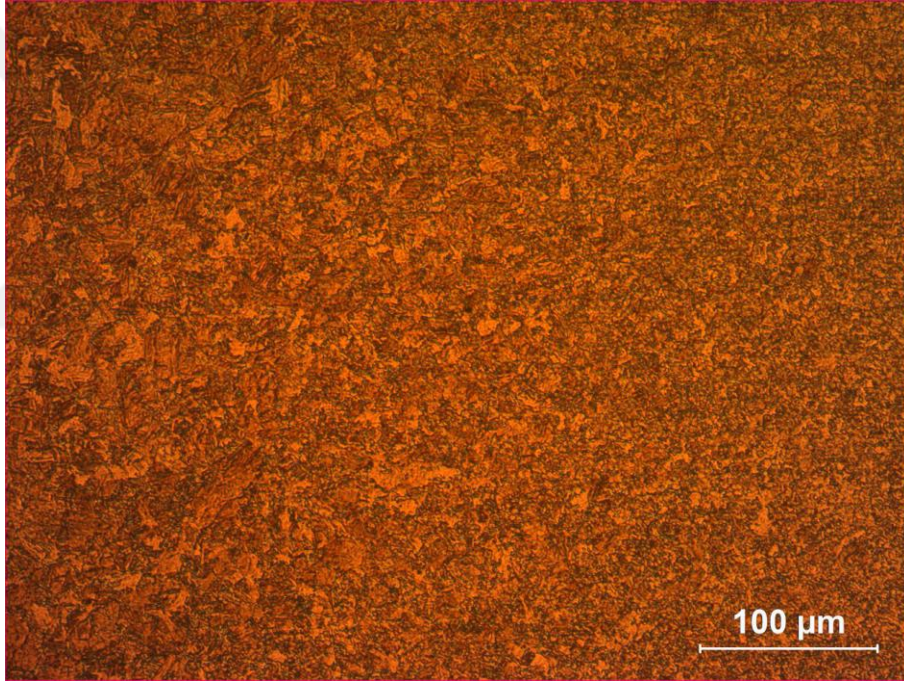
Şekil 7.14'te kaynak metalinde ferrit, martenzit yapılarla beraber artık östenit yapıların olduğu da düşünülmektedir.





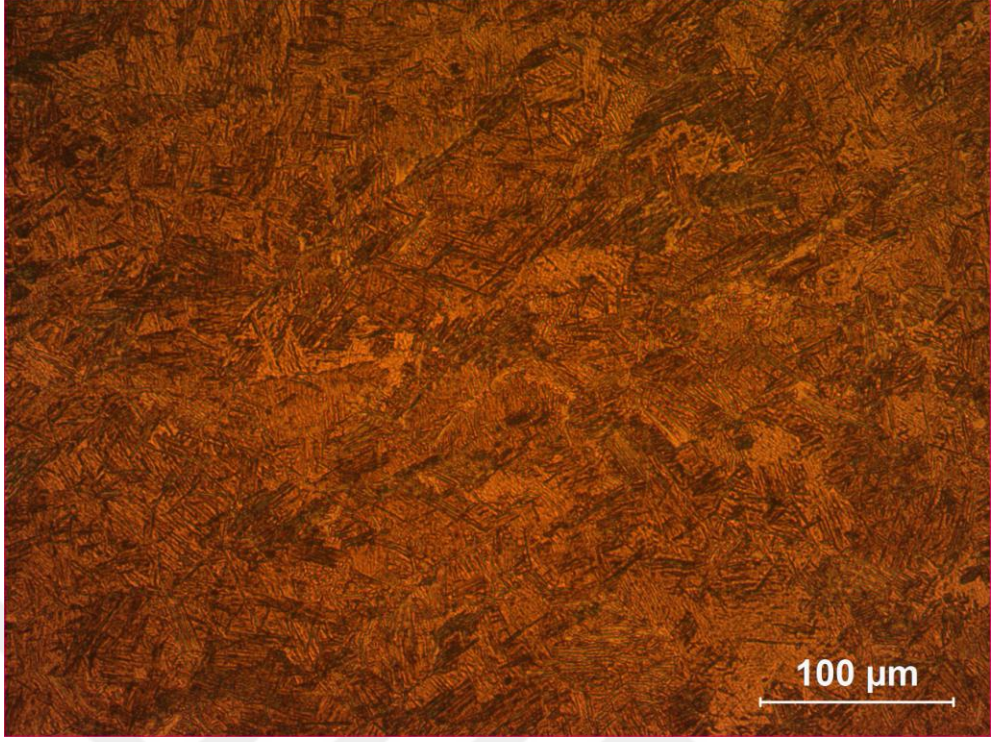
Şekil 7.15. TRIP 800-DP 1000 50X

Şekil 7.16'da TRIP çeliği tarafındaki ITAB görülmektedir. Şeklin sol tarafında iri taneler varken, sağa doğru gidildikçe ince tanelerin oluştuğu görülmektedir.

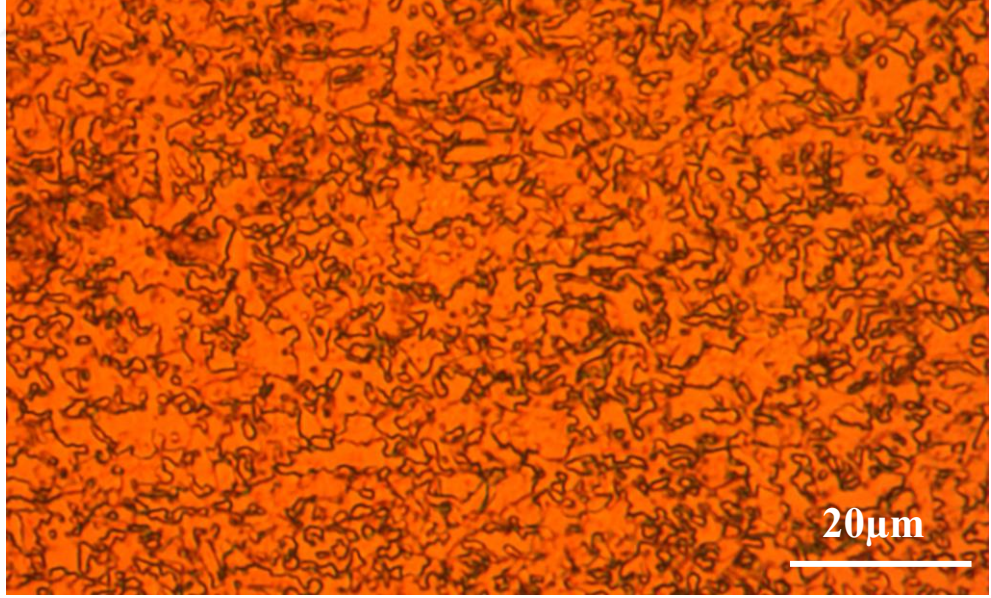


Şekil 7.16. TRIP 800-DP 1000 ITAB 200X büyütme.



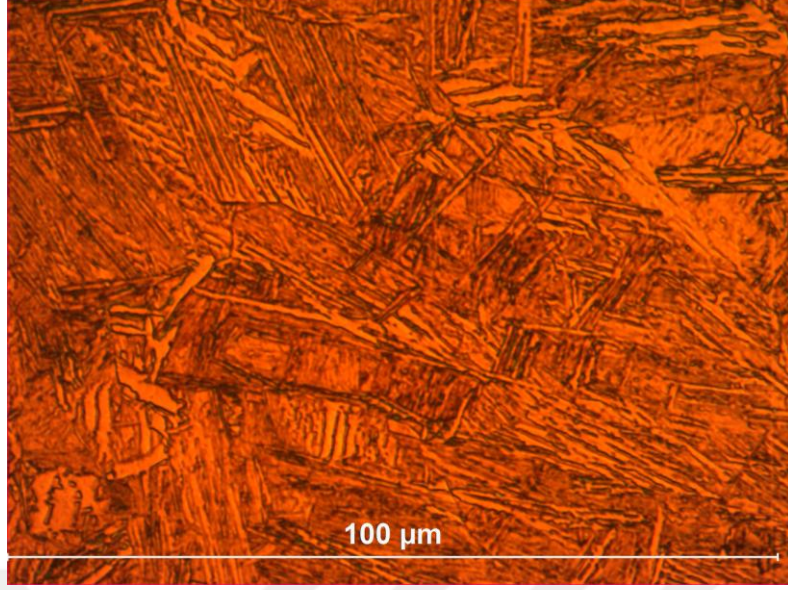


Şekil 7.17. TRIP 800-DP 1000 kaynak metali 200X büyütme.



Şekil 7.18. TRIP 800-DP 1000 ITAB 1000X büyütme.

Şekil 7.18'de TRIP çeliğinin ITAB'ı görülmektedir.



Şekil 7.19. TRIP800-DP1000 kaynak metali 1000X büyütme.

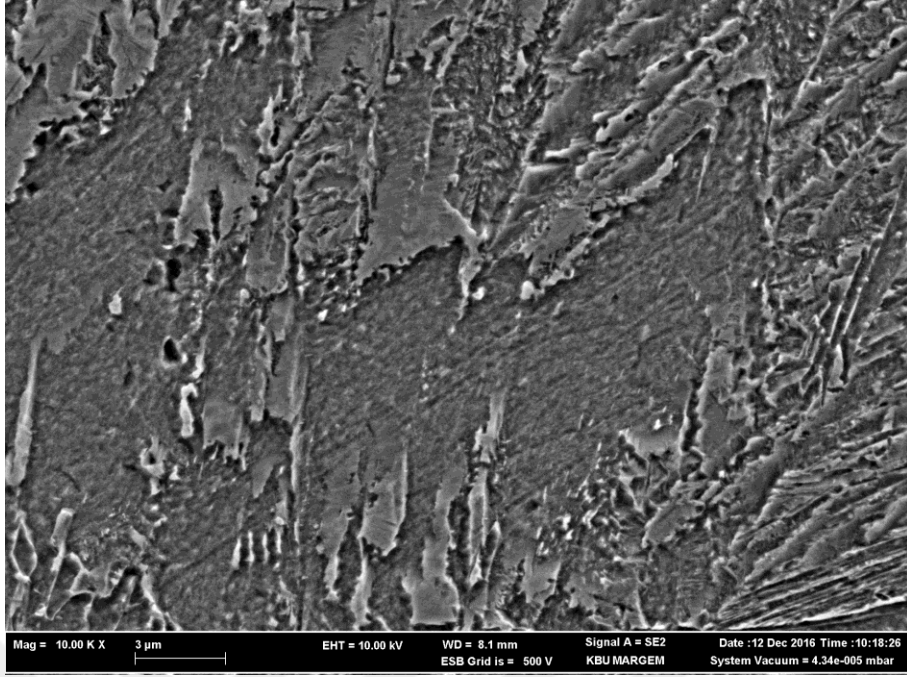
Şekil 7.19’da martenzit yapısı ve kalıntı östenit olduğu düşünülen yapılar görülmektedir.

## 7.2. SEM GÖRÜNTÜLERİ VE EDX SONUÇLARI

Bu bölümde darbe çentik deneyi sonucunda numunelerde oluşan kırık yüzeylerin SEM görüntülerinin fotoğrafları ve EDX raporları ve ayrıca mikroyapı incelemelerinde kullanılan metalografik işlemlerden geçmiş olan kaynaklı numunelerin SEM görüntülerinin fotoğrafları ve EDX raporları verilmiştir.

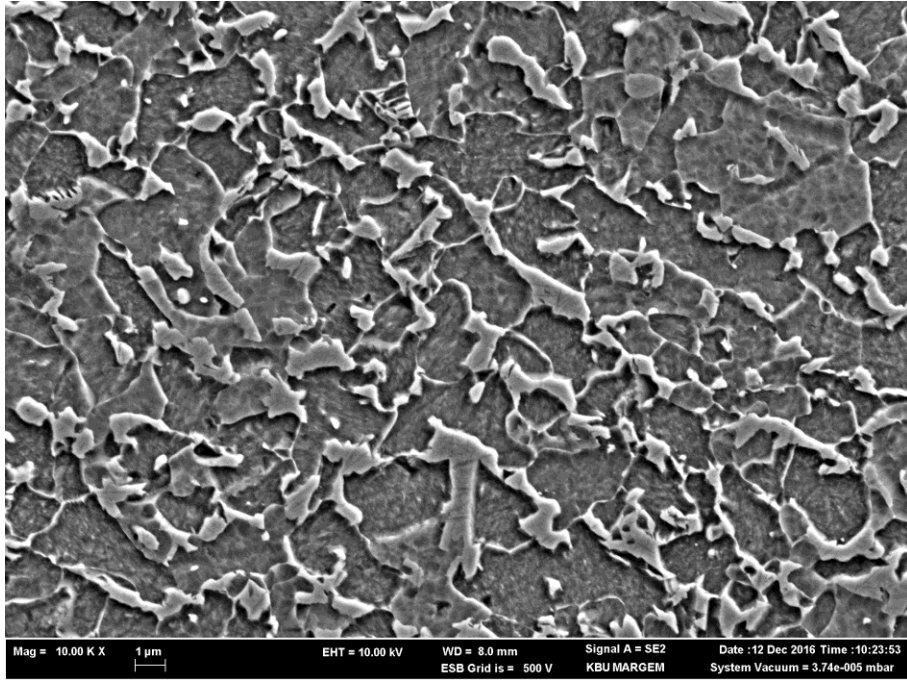
Metalografik olarak zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerinden sonra optik mikroskopla incelenen numunelerimiz bu işlemten sonra SEM ve EDX işlemlerine tabi tutulmuşlardır.





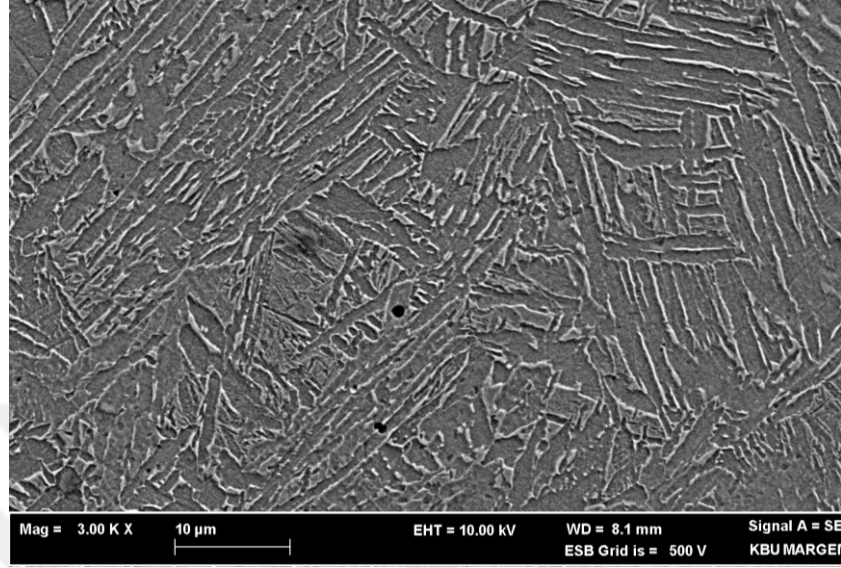
Şekil 7.20. DP 1000-DP 1000 ITAB 10000X büyütme.

Şekil 7.20’de resmin sağ tarafında martenzitik yapıların iğnesel forma girdiği görülmektedir.



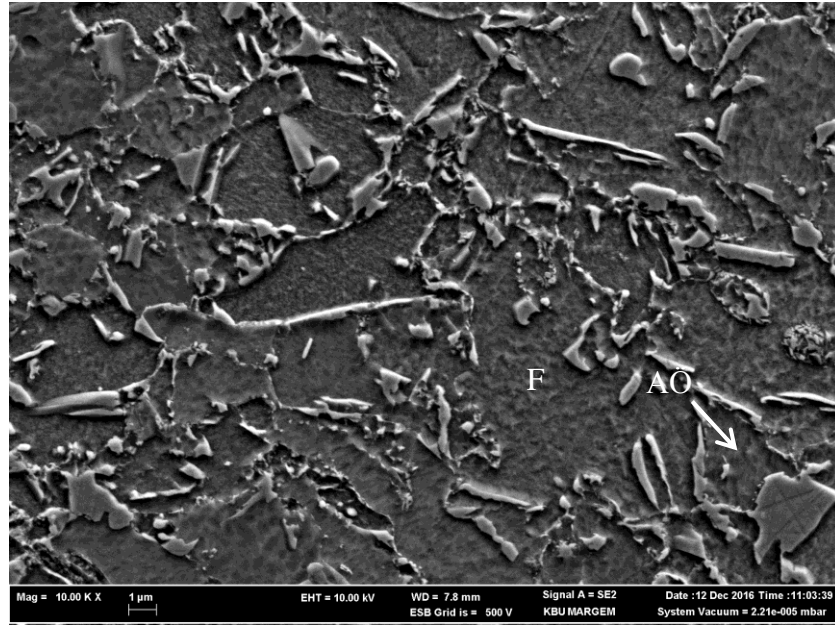
Şekil 7.21. DP 1000-DP 1000 esas metal 10000X büyütme.

Şekil 7.21’de matris yapısının ferrit, adacıklar halindeki yapıların martenzit olduğu görülmektedir.



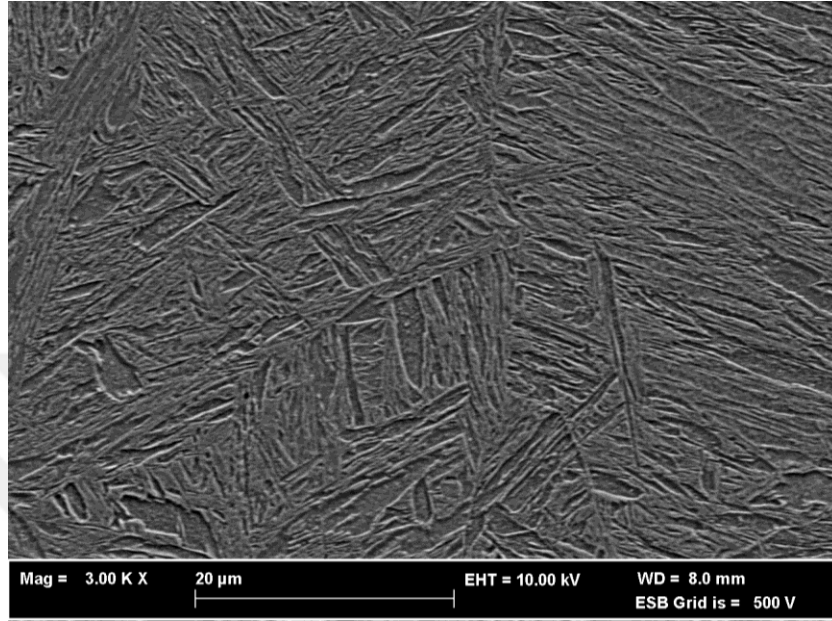
Şekil 7.22. DP 1000-DP 1000 kaynak metali 3000X büyütme.

Şekil 7.22’ye bakıldığında martenzit yapının kaynak metali bölgesinde yoğun olduğu düşünülmektedir.

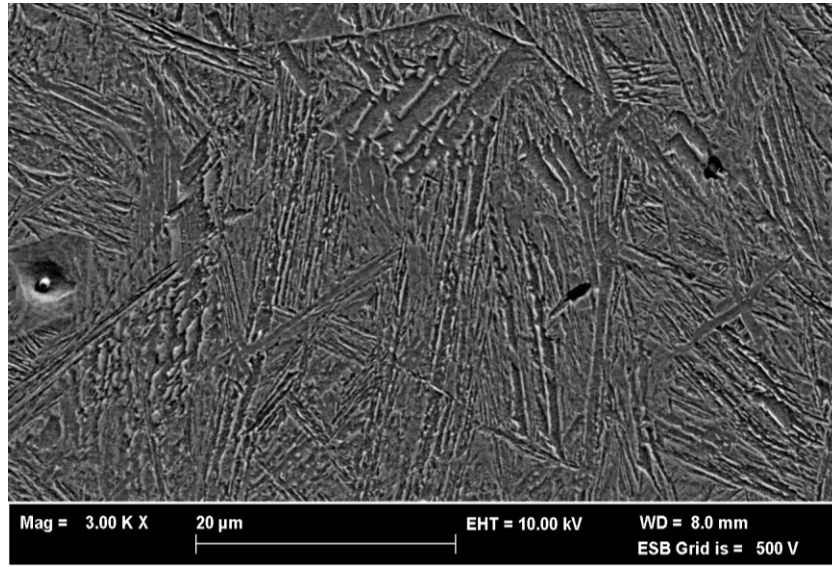


Şekil 7.23. TRIP 800-TRIP 800 esas metal 10000X büyütme.

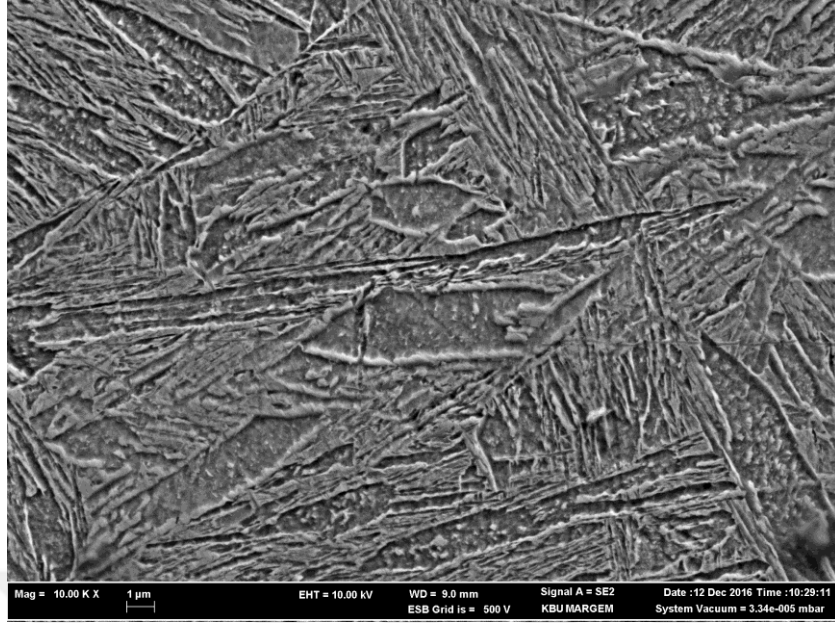
Şekil 7.23'deki mikroyapıda ferrit ve artık östenit gözlemlendi. F; ferriti ve AÖ; kalıntı östeniti temsil etmektedir.



Şekil 7.24. TRIP 800-TRIP 800 ITAB 3000X büyütme.

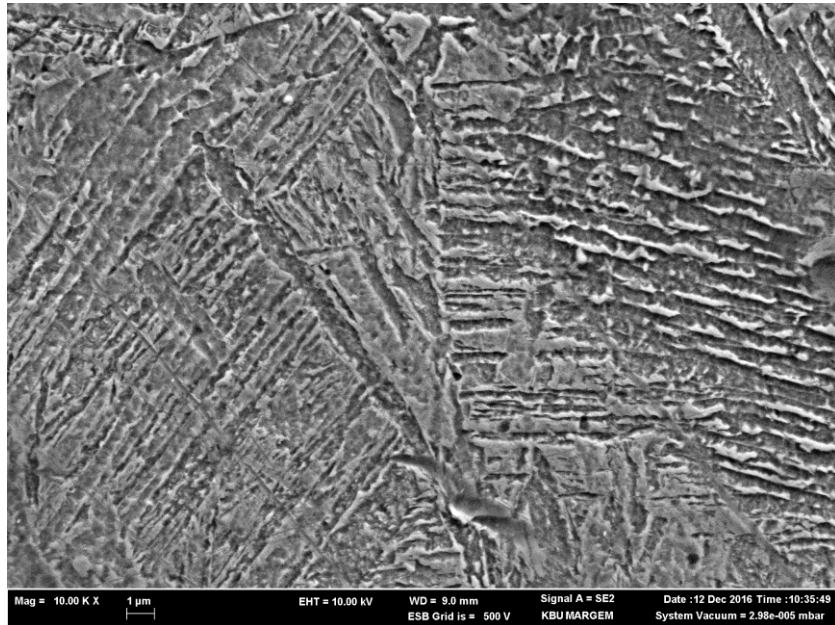


Şekil 7.25. TRIP 800-TRIP 800 kaynak metali 3000X büyütme.



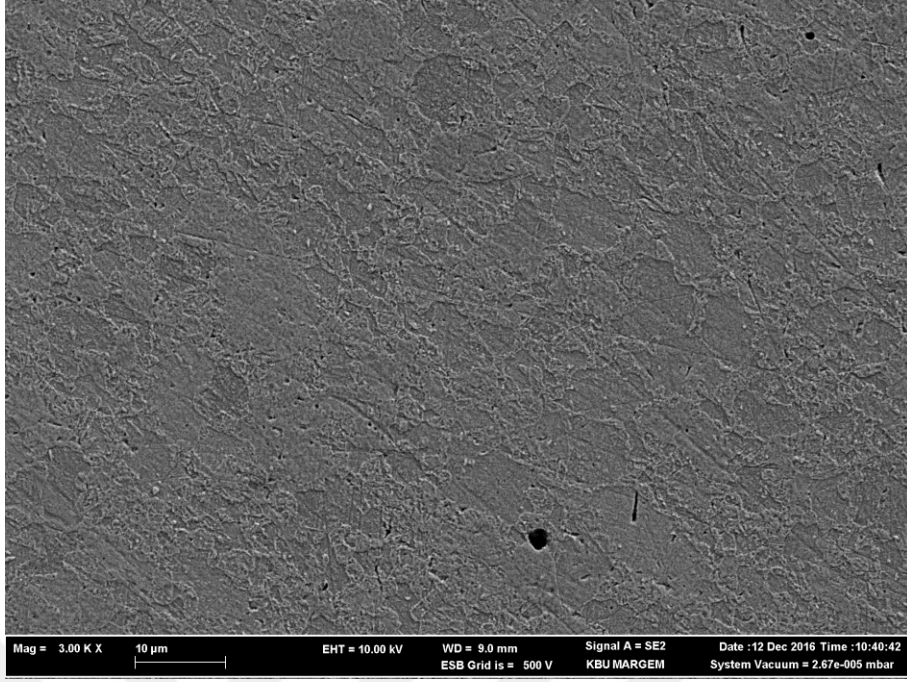
Şekil 7.26. TRIP 800-DP 1000 kaynak metali 10000X büyütme.

Şekil 7.25 ve Şekil 7.26'da yoğun bir martenzit yapı görünmektedir. Kaynak metalindeki sertliğin esas metale göre daha fazla olmasının sebebi martenzit yoğunluğunun esas metale göre daha fazla olmasındandır.

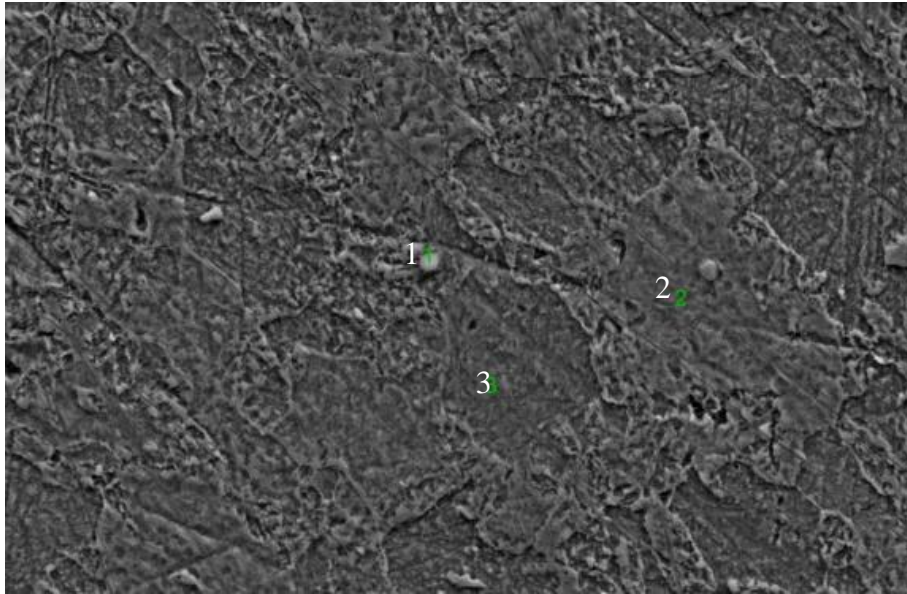


Şekil 7.27. TRIP 800-DP 1000 ITAB 10000X büyütme.





Şekil 7.28. TRIP 800-DP 1000 esas metal 10000X büyütme.



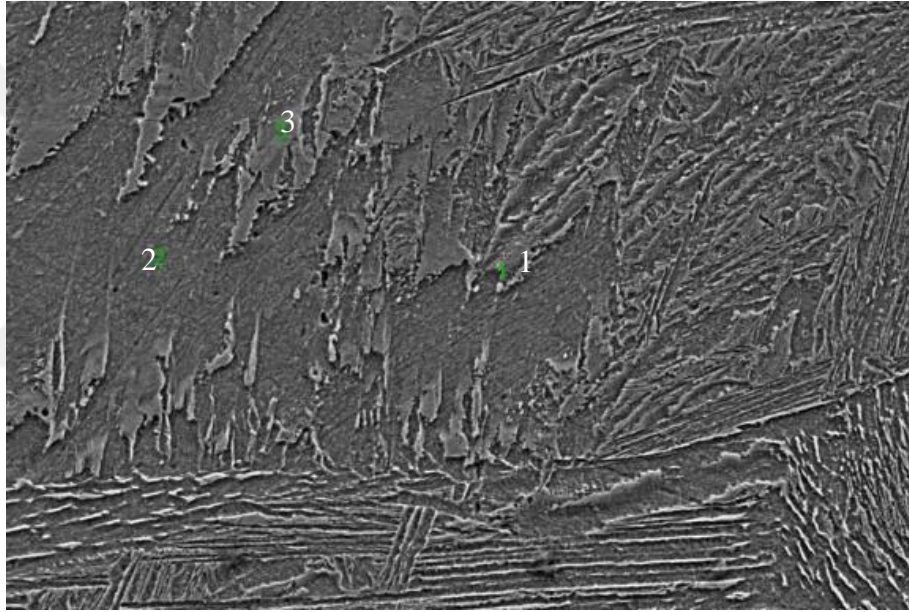
Şekil 7.29. TRIP 800-DP 1000 EDX için 3 nokta.



Çizelge 7.1. TRIP 800-DP 1000 birleşimindeki 3 noktanın analizi (% atomik).

C	N	Al	Si	P	S	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
55,91	3,92	0,00	0,40	0,00	0,29	0,26	0,55	0,30	0,65	37,14	0,48	0,11
2,34	0,00	0,03	0,62	0,00	0,04	0,00	0,73	0,00	0,61	95,24	0,00	0,37
2,65	0,15	0,00	0,67	0,13	0,10	0,10	0,00	0,00	1,74	94,45	0,00	0,00

Çizelge 7.1'deki element analizinde 1 nolu bölgedeki EDX analizine göre karbon oranı oldukça yüksektir. Bu noktada bir demir karbür birleşimi oluşmuştur. Bir miktarda demir nitür olmuş olma ihtimali de mevcuttur.

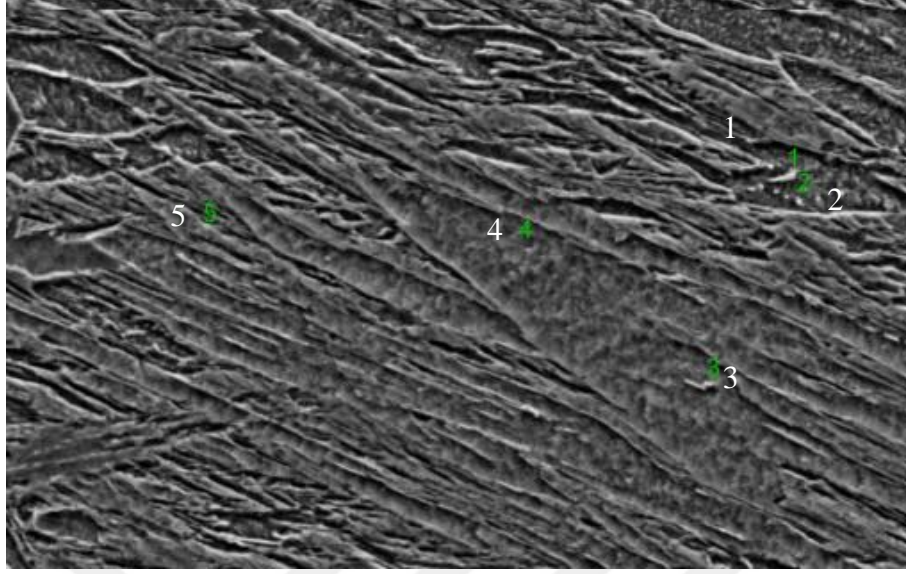


Şekil 7.30. DP 1000-DP 1000 EDX için 3 nokta.

Çizelge 7.2. DP 1000-DP 1000 birleşimindeki 3 noktanın analizi (% atomik).

C	N	Al	Si	P	S	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
25,37	1,01	0,21	0,68	0,07	0,09	0,43	0,03	0,00	1,87	69,74	0,05	0,44
15,72	1,09	0,00	0,87	0,00	0,07	0,14	0,70	0,33	1,13	79,52	0,00	0,45
17,66	2,80	0,20	0,57	0,00	0,00	0,00	0,23	0,00	1,00	76,80	0,00	0,73

Çizelge 7.2'deki analizlere bakıldığında her üç noktada da demir karbür varlığından söz edilebilir. Ayrıca az miktarda demir nitür olma ihtimali de vardır.



Şekil 7.31. TRIP 800-TRIP 800 EDX için 5 nokta.

Çizelge 7.3. TRIP 800-TRIP 800 birleşimindeki 5 noktanın analizi (% atomik).

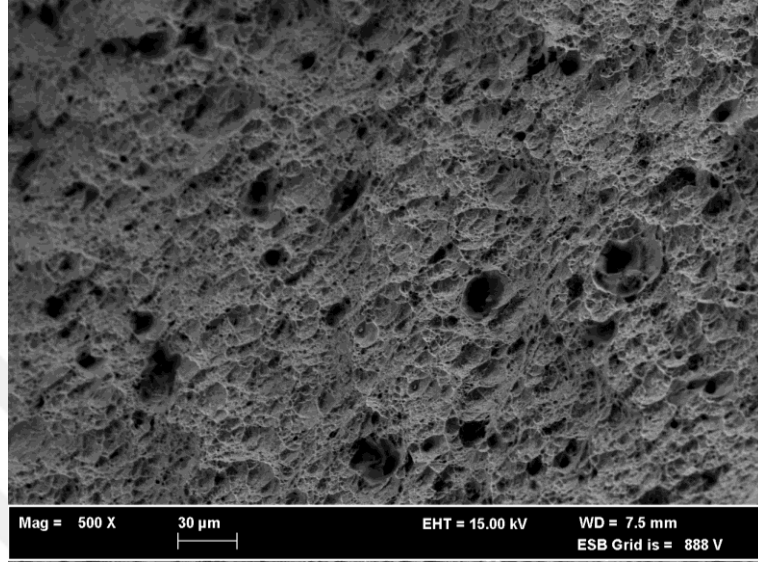
C	N	Al	Si	P	S	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
3,40	0,86	0,00	1,25	0,13	0,12	0,00	0,00	0,00	1,56	92,09	0,07	0,52
2,40	0,41	0,01	1,68	0,05	0,00	0,00	0,00	0,03	1,05	93,94	0,14	0,29
4,03	0,36	0,01	1,77	0,00	0,00	0,00	0,08	0,00	1,10	91,41	0,51	0,72
2,08	0,63	0,11	1,47	0,00	0,07	0,02	0,07	0,72	2,42	91,31	0,00	1,12
3,94	0,00	0,09	1,25	0,00	0,21	0,49	0,54	0,04	0,27	93,05	0,00	0,12

Çizelge 7.3'deki EDX analizine bakıldığında Çizelge 7.1. ve Çizelge 7.2'deki gibi net bir demir karbür oluşumu gözükmemekle beraber mevcut karbon ve azot miktarına bakarak az miktarda da olsa demir karbür ve demir nitrür oluşabileceği söylenebilir.

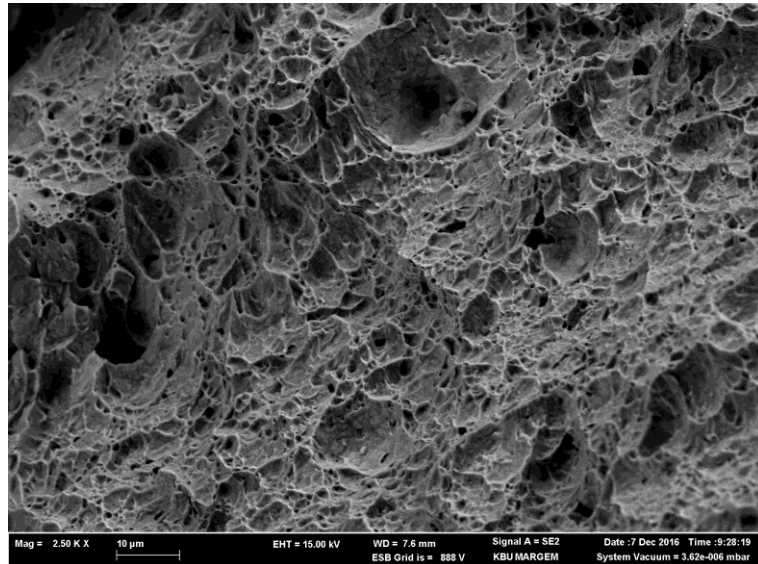
### 7.2.1. Darbe Testi Kırık Yüzey Görüntüleri

-20 °C'de yapılan darbe çentik testi kırık yüzey SEM görüntüleri Şekil 7.32.'den Şekil 7.40'a kadar ve bu görüntülerden elde edilen EDX analizlerinin sonucu Çizelge 7.4'ten Çizelge 7.6'ya kadar verilmiştir. 20 °C'de (oda sıcaklığı) yapılan darbe çentik

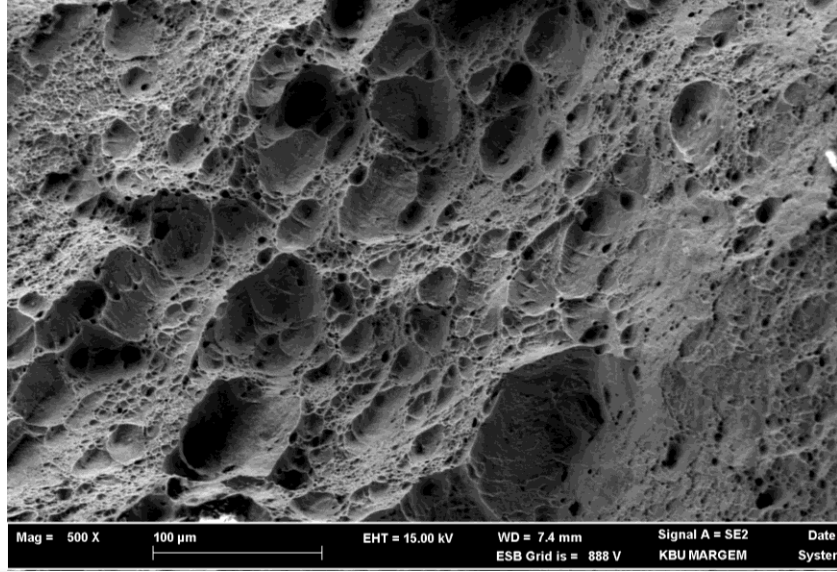
testi kırık yüzey SEM görüntüleri Şekil 7.41'den Şekil 7.49'a kadar ve bu görüntülerden elde edilen EDX analizlerinin sonucu Çizelge 7.7'den Çizelge 7.9.'a kadar verilmiştir.



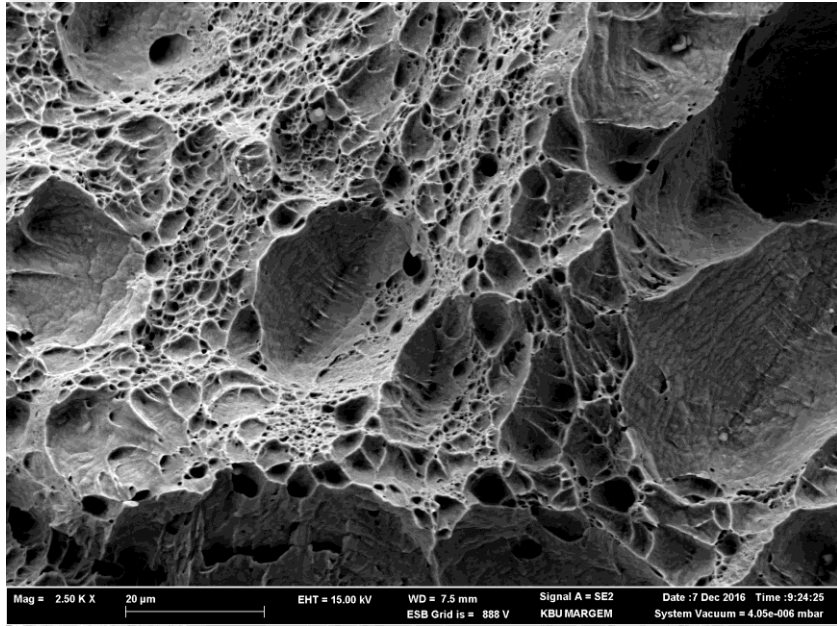
Şekil 7.32. DP 1000-DP 1000 500X büyütme.



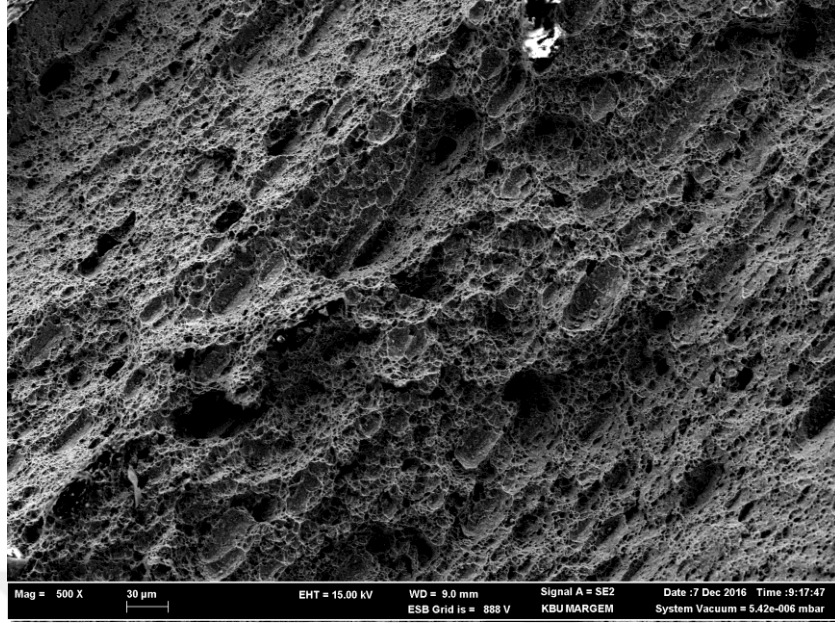
Şekil 7.33. DP 1000-DP 1000 2500X büyütme.



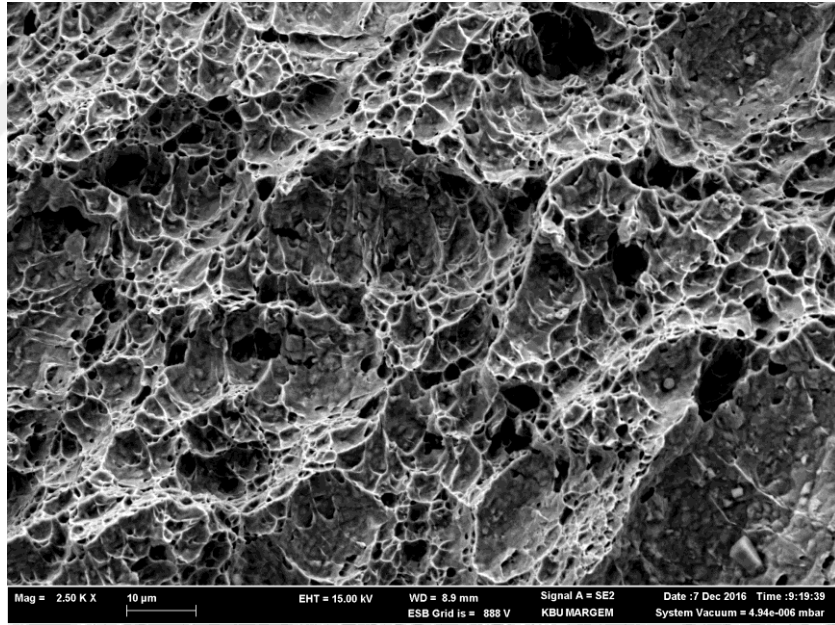
Şekil 7.34. TRIP 800-DP 1000 500X büyütme.



Şekil 7.35. TRIP 800-DP 1000 2500X büyütme



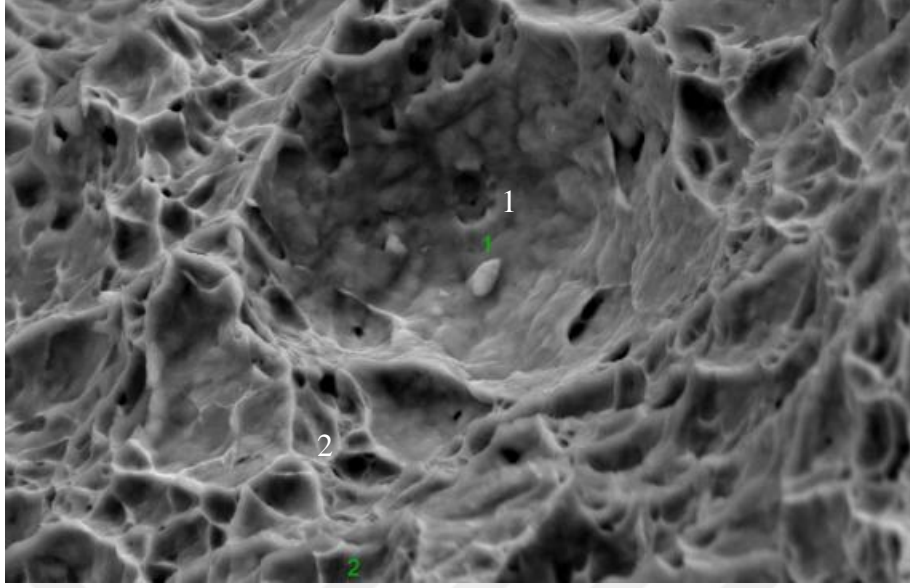
Şekil 7.36. TRIP 800-TRIP 800 500X büyütme.



Şekil 7.37. TRIP 800-TRIP 800 2500X büyütme.

SEM görüntülerine bakıldığında TRIP 800-TRIP 800 bileşiğinin diğer iki bileşiğe göre daha küçük ve derin çukurcuklara (dimple) sahip olduğu görülmektedir. Bu da bu bileşiğin daha sünek bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir.



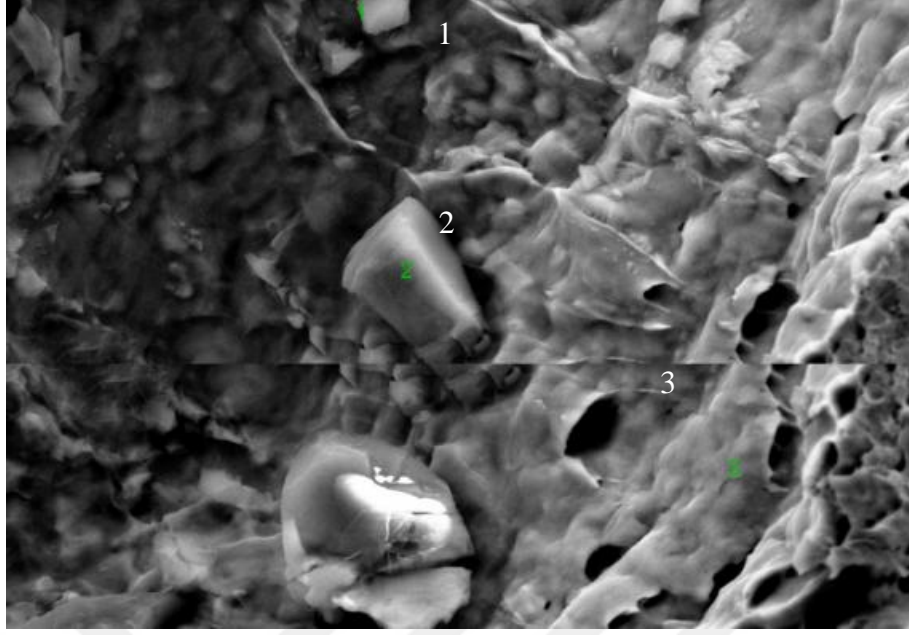


Şekil 7.38. DP 1000-DP 1000 birleşiminde -20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta 10000X büyütme.

Çizelge 7.4. DP 1000-DP 1000 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik).

C	N	Al	Si	S	Ca	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
9,38	1,70	0,65	1,15	10,93	2,38	0,19	0,05	0,07	19,78	53,60	0,00	0,11
5,71	1,32	0,07	1,28	0,00	0,00	0,03	0,00	0,00	2,09	89,06	0,41	0,03

Çizelge 7.4’teki EDX analizlerine göre karbür ve nitrür oluşma ihtimali vardır. Birinci bölgede yoğun miktarda kükürt ve mangan varlığı tespit edilmiştir.

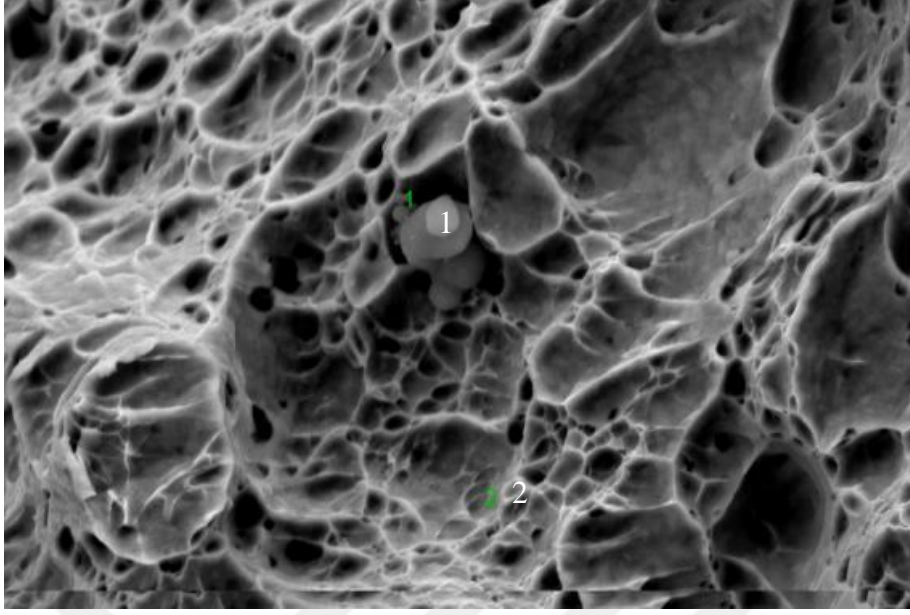


Şekil 7.39. TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde -20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 3 nokta 10000X büyütme.

Çizelge 7.5. TRIP 800-TRIP 800 kırık yüzeyde 3 noktanın EDX analizi (% atomik).

C	N	O	Al	Si	S	Ca	Ti	V	Mn	Fe	Ni	Cu
4,46	0,00	2,32	0,15	0,15	19,84	28,45	0,05	0,00	1,15	43,18	0,23	0,00
3,47	2,30	3,94	0,46	0,17	30,57	43,40	0,00	0,13	0,01	14,90	0,00	0,62
3,95	0,97	0,00	0,23	0,39	0,01	0,00	0,00	0,00	1,77	92,35	0,00	0,33

Çizelge 7.5’te 1 ve 2 nolu bölgelerde yoğun miktarda kalsiyum ve kükürte rastlanmıştır. Kalsiyum ve kükürt, üretim esnasında döküm fırınındaki refrakterden veya cüruf yapıcı malzemelerden çeliğin yapısına geçmiş olabilir



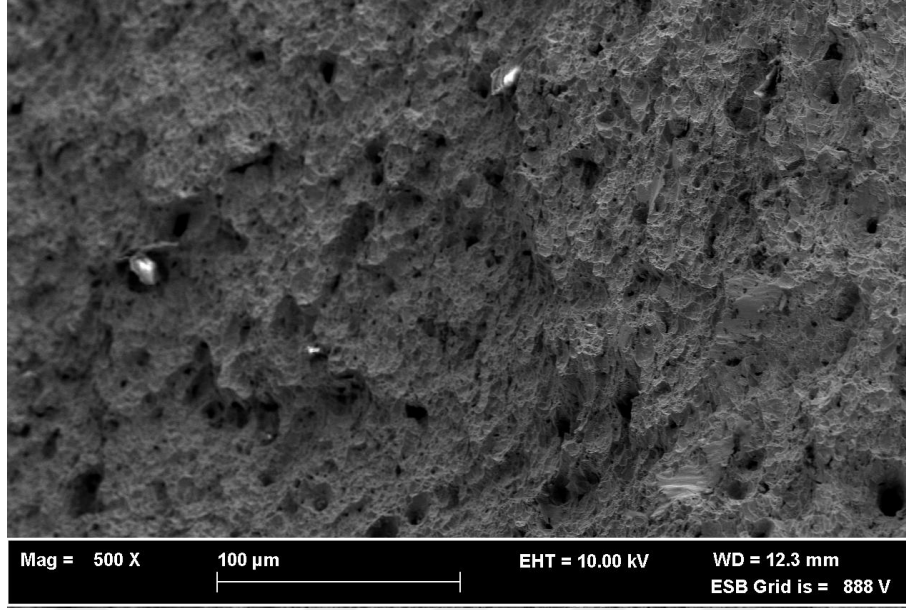
Şekil 7.40. TRIP 800-DP 1000 birleşiminde -20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta 10000X büyütme.

Çizelge 7.6. TRIP 800-DP 1000 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik).

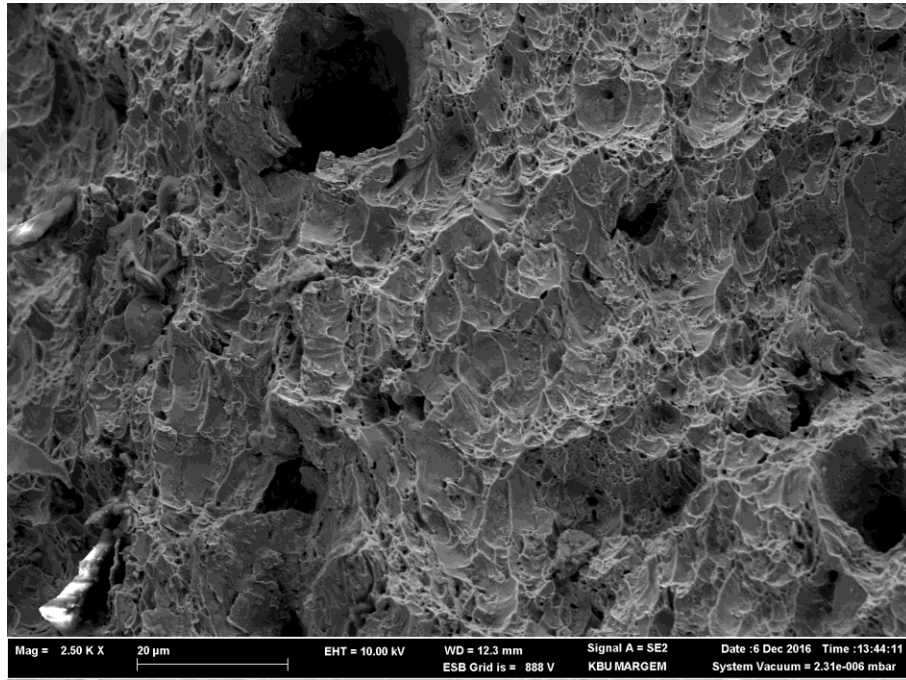
C	N	O	Al	Si	P	S	Ti	V	Mn	Fe	Ni	Cu
6,13	0,00	51,89	3,05	29,05	0,17	0,00	0,11	0,15	0,00	9,18	0,20	0,00
5,54	1,27	0,00	0,03	0,49	0,11	0,07	0,10	0,02	1,19	91,10	0,00	0,09

Çizelge 7.6’da oksijen v silisyum oranının yüksek olmasından dolayı burada silisyum oksit varlığından söz edebiliriz. 1 nolu bölgedeki parlaklığın oksijenin varlığından dolayı olacağı düşünülmektedir.

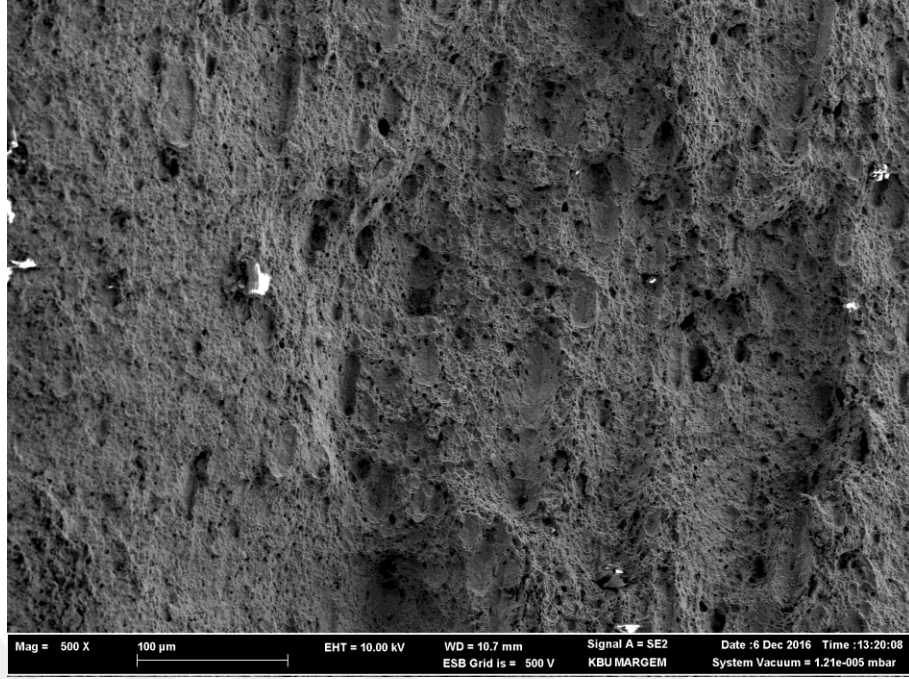




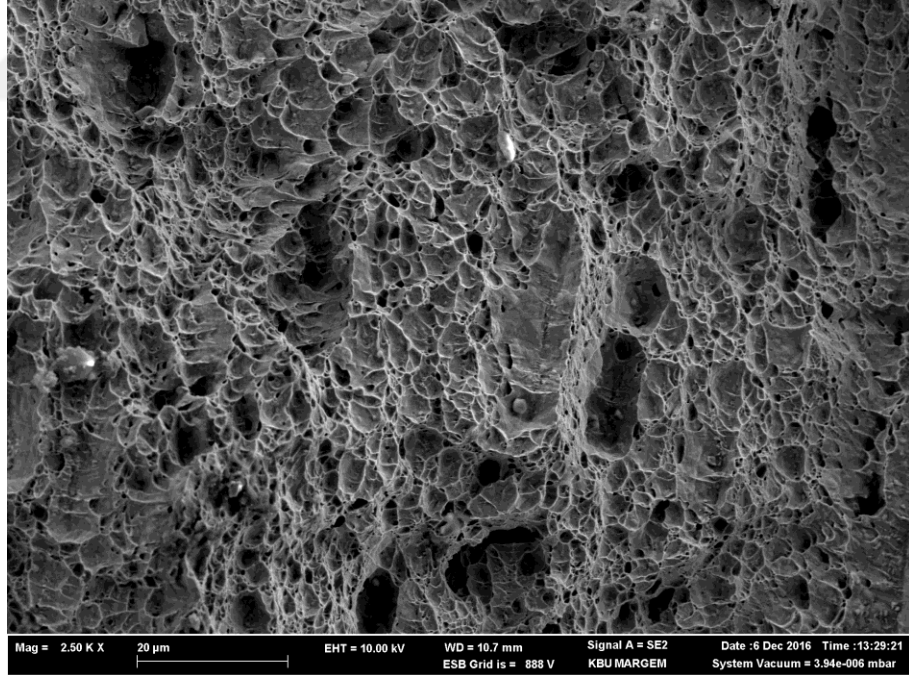
Şekil 7.41. DP 1000-DP 1000 500X büyütme.



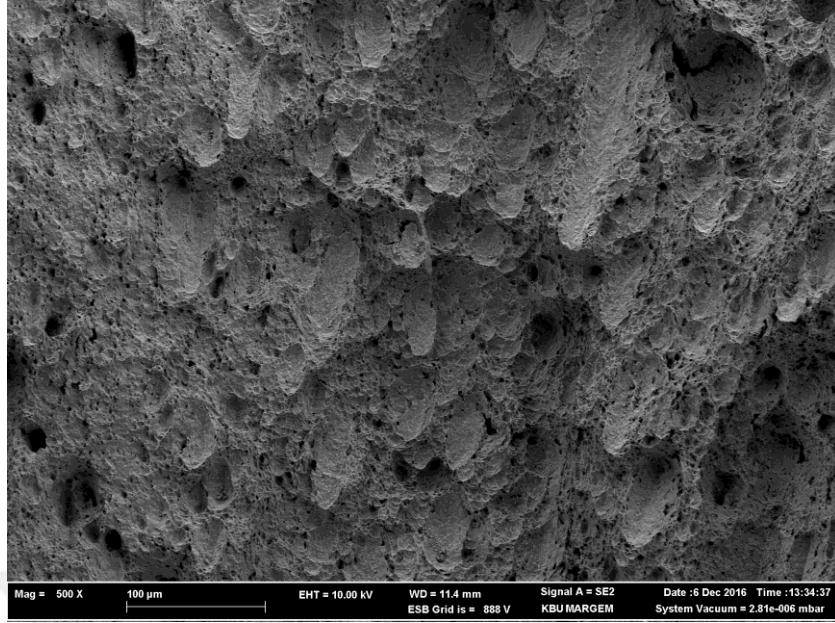
Şekil 7.42. DP 1000-DP 1000 2500X büyütme.



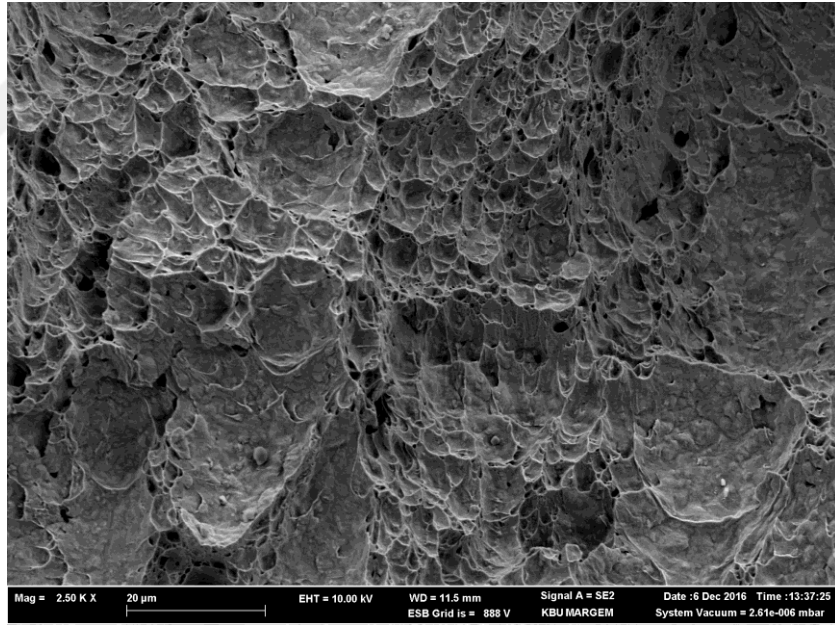
Şekil 7.43. TRIP 800-TRIP 800 500X büyütme.



Şekil 7.44. TRIP 800-TRIP 800 2500X büyütme.



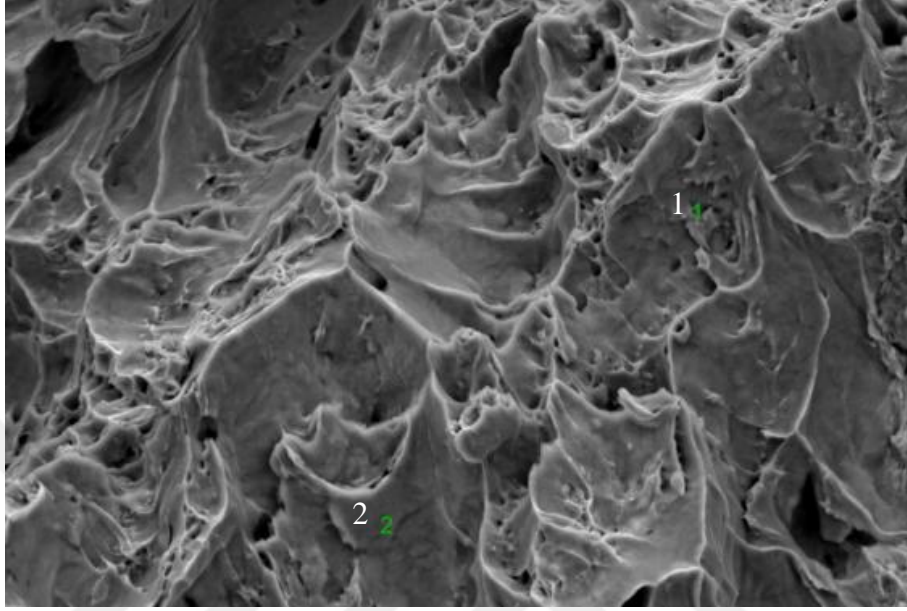
Şekil 7.45. TRIP 800-DP 1000 500X büyütme.



Şekil 7.46. TRIP 800-DP 1000 2500X büyütme.

20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzey görüntülerinin SEM fotoğraflarına bakıldığında düzenli, daha çok sayıda ve daha küçük çaplarda çukureukların TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde olduğu görülmektedir. Bu da birleşimler arasında en sünek yapının TRIP 800-TRIP 800 birleşimi olduğunu göstermektedir. Bu birleşimi

TRIP 800-DP 1000 birleşimi izlemektedir. Bu birleşimde de DP 1000-DP 1000 birleşimine göre daha çok sayıda ve düzenli çukurcuk olduğu görülmektedir.

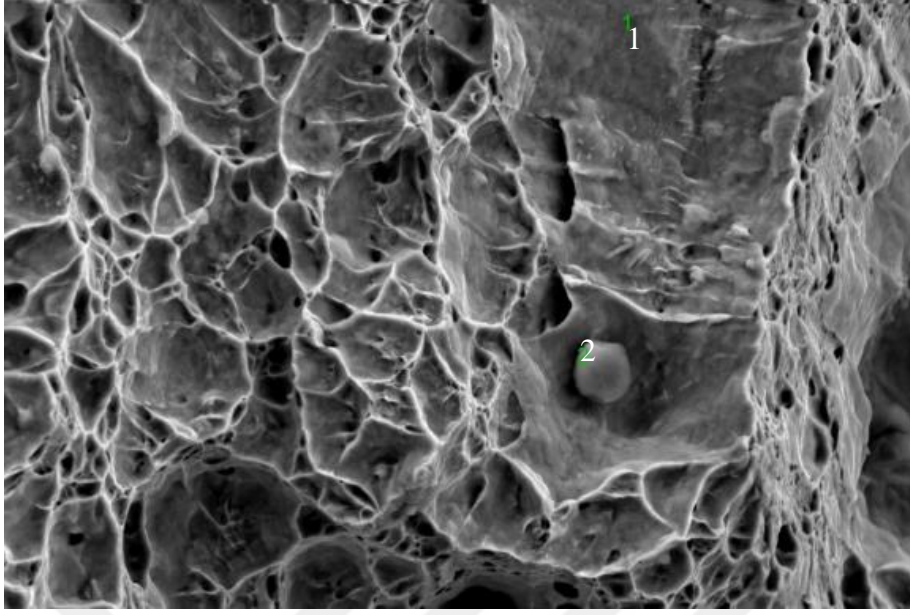


Şekil 7.47. DP 1000-DP 1000 birleşiminde 20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta.

Çizelge 7.7. DP 1000-DP 1000 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik).

C	N	O	Al	Si	P	S	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
2,74	0,00	0,32	0,02	1,23	0,00	0,01	0,00	0,00	1,70	93,32	0,00	0,66
0,83	0,00	0,43	0,02	0,30	0,02	0,00	0,00	0,00	2,45	95,94	0,00	0,00

Çizelge 7.7.’ye göre EDX alınan bölgelerde nitrür kesinlikle yokken karbür oluşumu küçük miktarlarda olmuş olacağı söylenebilir.



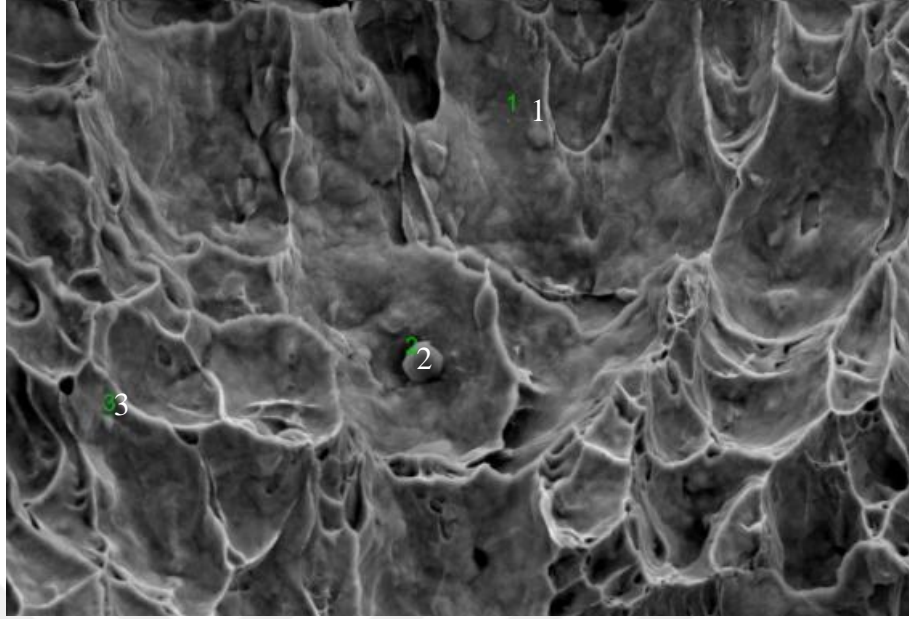
Şekil 7.48. TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde 20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 2 nokta.

Çizelge 7.8. TRIP 800-TRIP 800 kırık yüzeyde 2 noktanın EDX analizi (% atomik).

C	O	Al	Si	P	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
1,70	0,00	0,00	0,59	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	1,84	94,68	0,45	0,74
3,76	7,89	9,81	0,00	0,07	23,17	44,02	0,00	0,00	0,18	10,07	0,45	0,58

Çizelge 7.8’deki EDX analizine bakıldığında 2 nolu bölgede yoğun bir kalsiyum ve kükürt oluşumu olduğu görülüyor. Bu bölgede kalsiyum sülfür oluşma ihtimali vardır.





Şekil 7.49. TRIP 800-DP 1000 birleşiminde 20 °C’de yapılan darbe çentik testi kırık yüzeyinde EDX için belirlenen 3 nokta.

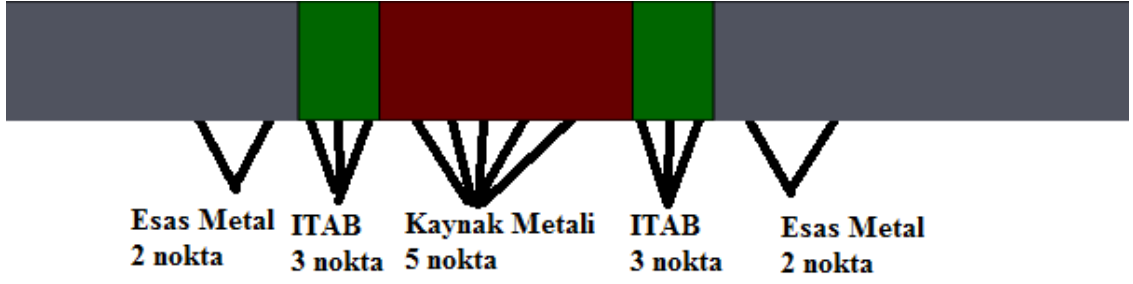
Çizelge 7.9. TRIP 800-DP 1000 kırık yüzeyde 3 noktanın EDX analizi (% atomik).

C	O	Al	Si	P	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
2,43	0,00	0,03	0,63	0,00	0,06	0,00	0,04	0,06	0,83	94,59	0,44	0,89
2,78	34,54	32,89	0,30	0,26	0,30	18,51	0,14	0,00	0,00	9,48	0,37	0,43
2,95	0,09	0,18	0,60	0,00	0,06	0,00	0,08	0,18	1,60	92,69	0,62	0,95

Çizelge 7.9’deki EDX analizine bakıldığında alüminyum ve oksijen miktarının 2 nolu bölgede yoğun olduğu görülmektedir. Bölgede alüminyum oksit oluşma ihtimali yüksektir.

### 7.3. MİKROSERTLİK

Her bir numune için 15 farklı bölgeden alınan mikrosertlik değerlerinde numuneye üstten batığımızda sol taraftan başlayarak esas metalden 2, ITAB’dan 3, kaynak metalinden 5, ITAB’dan 3 ve esas metalden 2 noktadan ölçüm alınmıştır (Şekil 7.50). Mikrosertlik testi, 200 gram yükte uygulanmıştır. Her bir nokta arası 0,4 mm dir. Sonuçlar Çizelge 7.10’da gösterilmiştir.



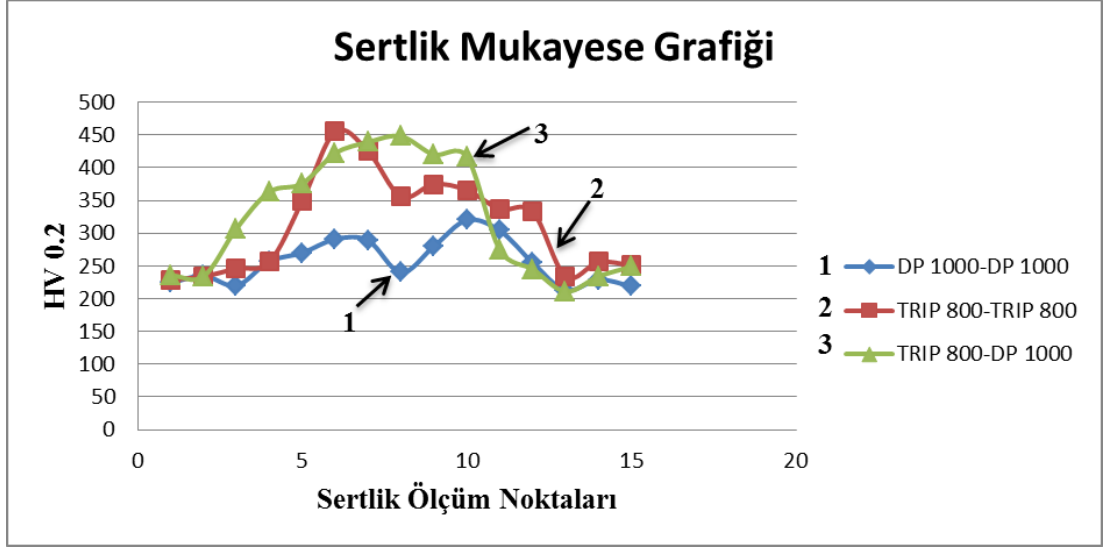
Şekil 7.50. Mikrosertlik için ölçüm alınan bölgelerin planı.

Çizelge 7.10. Her 3 numunenin bölgesel mikrosertlik değerleri (HV 0.2).

	DP 1000-DP 1000	TRIP 800-TRIP 800	TRIP 800-DP 1000
ESAS	224	229	236
METAL	235	234	234
ITAB	220	246	307
	257	256	363
	270	349	376
KAYNAK METALİ	291	455	422
	289	425	439
	240	356	448
	280	375	420
ITAB	320	366	417
	304	337	245
	255	333	275
ESAS METAL	213	234	211
	229	256	234
	219	251	249

Çizelge 7.10 ve Şekil 7.51’de görüleceği üzere her 3 numunede en sert bölgeler kaynak metali bölgesinde oluşmuştur. 3 numune içerisinde en sert bölge ise 455 HV (0.2) ile TRIP 800-TRIP 800 birleşimde gözlemlenmiştir. ITAB ise her 3 numunede de esas metallerden daha sert bir yapıya dönüşmüştür. Kaynak metali ortalama sertliklerine bakarsak DP 1000-DP 1000 birleşiminin 284 HV, TRIP 800-TRIP 800 birleşiminin 395 HV, TRIP 800-DP 1000 birleşiminin 429 HV sertliğe sahip olduğu görülmektedir.





Şekil 7.51. 3 numunenin mikrosertlik mukayese grafiği.

Şekil 7.51’de her üç numune içinde en sert nokta TRIP 800-TRIP 800 bileşimindedir. Fakat kaynak metali bir bütün olarak ele alındığında ortalama en yüksek sertlik 429 HV ile TRIP 800-DP 1000 birleşiminde görülmüştür. TRIP 800-TRIP 800 birleşiminin ortalama sertliği 395 HV, DP 1000-DP 1000 birleşiminin ise ortalama kaynak metali sertliği 284 HV olarak ölçülmüştür.

Nayak vd., nokta direnç kaynağı ile yaptığı çalışmada 3 farklı alaşımında TRIP çeliği kullanmış. Bunların kaynak metali sertlikleri 425, 486 ve 526 HV olarak bulmuşlar. Sertlik değerlerinin, Si artıp Al azaldıkça sertliğin arttığını tespit etmişler. Bunun sebebini de ferrit oranı azalırken martenzit oranının artması olarak yorumlamışlar [63]. 526 HV sertliğe sahip TRIP çeliğinin kimyasal analizine baktığımızda hemen hemen C, Mn, Si ve Al oranları ve çekme mukavemeti oranı TRIP 800’e çok yakın ölçülmüştür. Kullandığımız TRIP 800-TRIP 800 birleşiminin kaynak metalindeki daha yumuşak dokunun sebebi, EİK ile malzemeye nüfuz eden ısı nokta direnç kaynağına göre daha yüksek derecelerde olduğu, kaynak ortamı havadan arındırıldığından dolayı nokta direnç kaynağındaki gibi hızlı bir soğuma olmadığından inter kritik bölgede daha uzun durulmuş olabilir ve bu sebeple martenzitlerdeki karbür çökmesi daha fazla olmuş olabileceği düşünölmektedir.

DP 1000- DP 1000 birleşiminin kaynak bölgesindeki sertlik değerlerinin esas malzemeye oldukça yakın olmasının sebebinde de bu durumun etkili olduğu düşünülmektedir. Zira inter kritik bölgenin önemi ile alakalı olarak Wang vd. DP 1000 çeliğini lazer kaynağı ile birleştirilmesi çalışmasında termal simülasyon ile ITAB alt zonu (subzone) analiz edilmiş. 350 °C de yapı 310 HV sertlikte iken yumuşamaya başlıyor ve 870 °C de 214 HV ile en yumuşak doku elde edilmiştir. Bunun iki sebebinin olduğu bildirilmiştir. Bunlardan birincisi, temperlenme esnasında martenzitteki karbürler yüksek sıcaklıktan dolayı çökelerek dislokasyon yoğunluğu azaltıyorlar. İkinci sebebi ise inter kritik bölgeye giren yapı, hem ferritin hem martenzitin östenitlenmesi ile sonuçlanıyor. Bu sebeple orijinal olan malzemedeki martenzite göre çok daha az yoğunlukta bir martenzit yapı kalıyor [64]. Jia vd. DP 600 ile DP 980 çeliklerini fiber lazer kaynağı ile odaklanmış ve odaklanmamış ışın ile birleştirilmiş. Kaynak metali bölgesi martenzit yapıdayken her iki taraftaki ITAB, temperlenmiş martenzit yapıda oluşmuştur. Bu yüzden yapı sertliğinde azalma olmuştur. Gerek odaklanmış ışın ile gerek odaklanmamış ışın ile yapılan birleştirmelerde esas metale göre daha yüksek akma ve daha düşük uzama elde edilmiştir. Çekme testlerinin hepsinde esas metalden kopma gerçekleşmiş. DP600 tarafında kopma olmuştur. En sert bölge kaynak metali olup her iki yöntemle de yaklaşık 450 HV sertliği yakalamışlar [65].

#### **7.4. ÇENTİK DARBE DENEYİ**

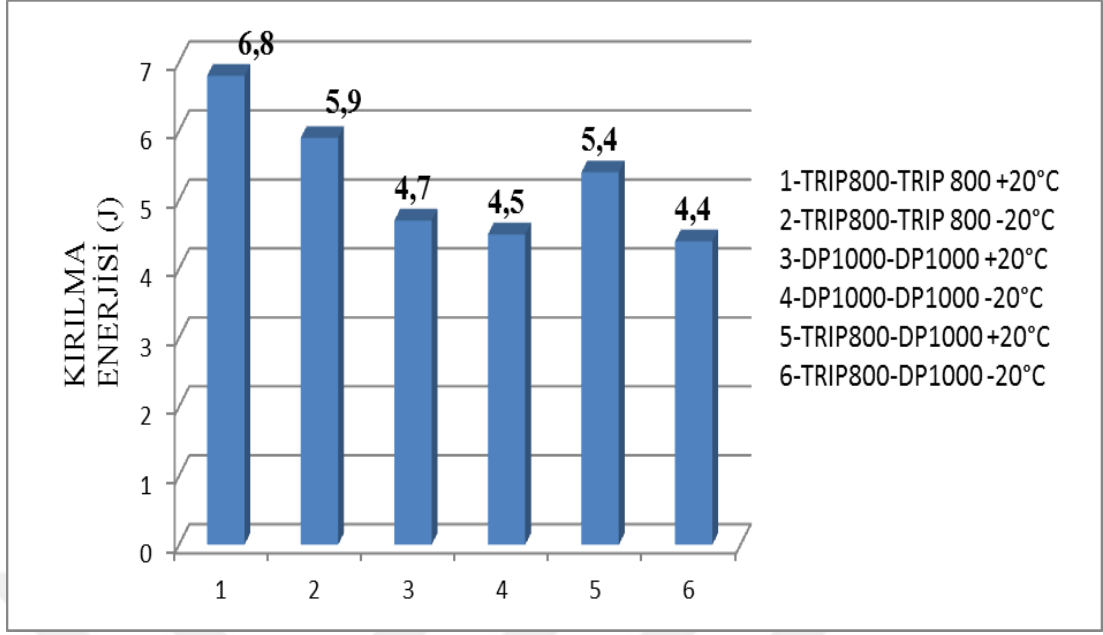
Zwick Roell marka çentik darbe deneyi cihazıyla 20 °C ve -20 °C'de gerçekleştirilmiştir Çizelge 7.11'de deney sonuçları gösterilmiştir. Numunelerimiz standart ölçülere kesilmesine rağmen kalınlık konusunda ince saclarla çalışıldığı için değerler düşük çıkmıştır. Her numune için 3'er adet deney yapmamızın sebebi bunların ortalamalarını almaktır. Deneyler ÇELSANTAŞ fabrikasında gerçekleştirilmiştir. -20 °C'deki deneyde numunelerimiz 30 dakika süre ile -20 °C'de bekletildikten sonra maşa yardımı ile alınarak 5 saniye içinde testlerimiz tamamlanmıştır. TRIP 800-TRIP 800 bileşiği TRIP-TRIP, DP 1000-DP 1000 bileşiği DP-DP ve TRP 800-DP 1000 bileşiği TRIP-DP olarak kısaltılmıştır.

Çizelge 7.11. 20 °C ve -20 °C'deki darbe çentik deneyi neticeleri.

Sıcaklık (°C)	Çelik Kalitesi	Kalınlık (mm)	Kırılma Enerjisi (J)
20	TRIP-TRIP	1,5	7,184
20	TRIP-TRIP	1,5	7,832
20	TRIP-TRIP	1,5	5,332
20	DP-DP	1,2	5,275
20	DP-DP	1,2	4,427
20	DP-DP	1,2	4,315
20	TRIP-DP	1,35	5,105
20	TRIP-DP	1,35	5,963
20	TRIP-DP	1,35	5,218
-20	TRIP-TRIP	1,5	4,935
-20	TRIP-TRIP	1,5	6,483
-20	TRIP-TRIP	1,5	6,194
-20	DP-DP	1,2	4,091
-20	DP-DP	1,2	4,596
-20	DP-DP	1,2	4,821
-20	TRIP-DP	1,35	4,091
-20	TRIP-DP	1,35	4,091
-20	TRIP-DP	1,35	4,935



Şekil 7.52. Çentik darbe deneyi sonucu kırılan bir numune.



Şekil 7.53. Ortalama kırılma enerjilerinin grafiği.

Şekil 7.53.'de görüleceği üzere ortalamaları alınan numunelerimiz içerisinde en çok darbe enerjisine sahip numune 6,8 J ile oda sıcaklığındaki TRIP 800-TRIP 800 birleştirilmesinde görülürken en az darbe enerjisine sahip numune ise 4,4 J ile -20 °C'deki TRIP 800-DP 1000 numunesinde olduğu görülmektedir. DP 1000-DP 1000 birleştirilmesinde gerek oda sıcaklığındaki deneyde gerekse -20 °C'deki deneyde fazla bir farkın olmadığı görülmektedir. TRIP 800-TRIP 800 bileşiğinin -20 °C'deki kırılma enerjisinin 5,9 J olduğu görüldü. Gerek oda sıcaklığında gerekse -20 °C'deki kırılma enerjilerinin diğer numunelere göre daha iyi olması TRIP çeliğinin yüksek süneklik ve mukavemet kombinasyonunun bir delili olmaktadır.

## 7.5. ÇEKME DENEYİ

EİK ile birleştirilen TRIP 800-TRIP 800, DP 1000-DP 1000 ve TRIP 800-DP 1000 numunelerinin çekme testi sonucu oluşan verileri Çizelge 7.12., Çizelge 7.13. ve çekme grafikleri Şekil 7.54.'den Şekil 7.58'e kadar gösterilmiştir. Çekme hızı 2 mm/dakika olarak gerçekleştirilmiştir. TRIP 800-TRIP 800 bileşiği TRIP-TRIP, DP 1000-DP 1000 bileşiği DP-DP ve TRIP 800-DP 1000 bileşiği TRIP-DP olarak kısaltılmıştır.

Çizelge 7.12. Uzun çekme numunelerinin çekme testi sonuçları.

No	Çelik Türü	Kopma Uzaması (mm/mm)	Kopma Gerilimi (MPa)	Kopma Yüğü (KN)	Azami Gerinim (mm/mm)	Çekme Gerilimi (MPa)
1	TRIP-DP	0,05	524,44	11,80	0,04	671,26
2	TRIP- DP	0,05	602,15	13,55	0,04	672,15
3	TRIP-DP	0,05	581,50	13,08	0,04	666,25
4	DP-DP	0,04	568,63	12,79	0,03	653,41
5	DP-DP	0,04	587,81	13,23	0,03	658,38
6	DP-DP	0,04	583,04	13,12	0,03	657,59
7	TRIP-TRIP	0,23	773,63	17,41	0,20	837,73
8	TRIP-TRIP	0,23	770,50	17,34	0,21	840,86
9	TRIP-TRIP	0,23	706,34	15,89	0,21	841,83

Çizelge 7.13. Kısa çekme numunelerinin çekme testi sonuçları

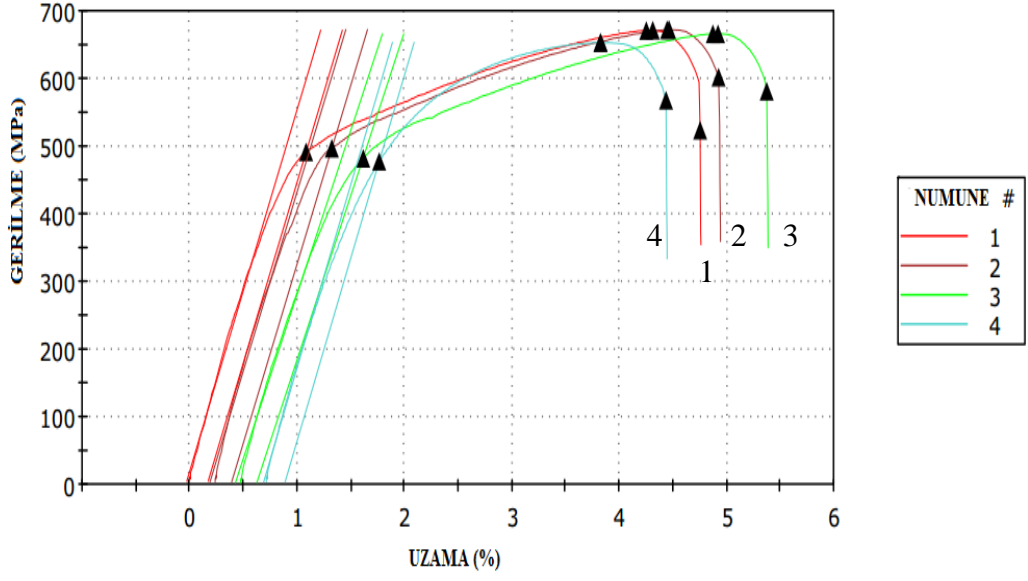
No	Çelik Türü	Kopma Uzaması (mm/mm)	Kopma Gerilimi (MPa)	Kopma Yüğü (KN)	Azami Gerinim (mm/mm)	Çekme Gerilimi (MPa)
10	TRIP-DP	0,07	615,25	11,07	0,06	696,11
11	TRIP-DP	0,07	617,4	11,13	0,06	700,25
12	TRIP-DP	0,08	620,21	11,16	0,07	691,12
13	DP-DP	0,07	587,13	10,57	0,05	677,19
14	DP-DP	0,07	586,53	10,56	0,06	674,63
15	DP-DP	0,07	593,53	10,68	0,06	677,00
16	TRIP-TRIP	0,30	843,01	15,17	0,27	951,03
17	TRIP-TRIP	0,29	865,07	15,57	0,27	948,33
18	TRIP-TRIP	0,29	879,16	15,82	0,27	951,78

Çekme testlerinde, DP 1000-DP 1000 ve TRIP 800-DP 1000 birleşimlerinin ITAB bölgelerinden koptuğu görülmüştür. TRIP 800-DP 1000 birleşiminde kopma, DP 1000 tarafındaki ITAB'da gerçekleşmiştir. Çekme testi sonuçlarına bakıldığında en yüksek çekme değerlerinin TRIP 800-TRIP 800 birleşimlerinde olduğu görülmektedir. Hatta kısa numunelerde TRIP 800 çeliğinin esas malzeme çekme mukavemetine göre %15'e yakın daha fazla çekme mukavemetine sahip olduğu görülmektedir. % uzama miktarlarında da bu birleşimin oldukça yüksek değerlere sahip olduğu görülmektedir. %30 uzama ve 950 MPa çekme mukavemeti ile bu birleşimin EİK ile birleştirilmeye uygun bir çelik türü olduğu görülmektedir.

Wang vd. DP 1000 çeliğini alın kaynağı ile lazer kaynağı ile birleştirdikten sonra bu birleşimin mekanik özelliklerinden bahsederken % uzamalarda en düşük %2 iken en yüksek %3,88 ve çekme mukavemetinde en düşük değer 884 MPa iken en yüksek değer 941 MPa olarak bulmuşlar [66]. Çalışmamızdaki TRIP 800-TRIP 800 numunesinin çekme mukavemetinin 837 ile 951 MPa arası olduğu, uzamasının da %23-30 arası olduğu tespit edilmiştir. EİK ile yapılan kaynaklı birleştirmelerin TRIP çeliği için oldukça uygun olduğu görülmüştür. TRIP 800-DP 1000 birleşiminde kopma DP 1000 tarafından olmuştur. Ortalama 660 MPa çekme mukavemetine ve %5'lik uzamaya sahip bu birleşimin özellikle çekme mukavemeti çok düşük çıkmıştır. Bunun sebebinin ITAB bölgesindeki martenzitin yüksek sıcaklıktan dolayı ve ortamın vakumlu olmasından dolayı uzun süre yüksek sıcaklıkta kalıp tanelerin kabalaşmasında ve martenzit fazın temperlenerek daha yumuşak bir yapıya dönüşmüş olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

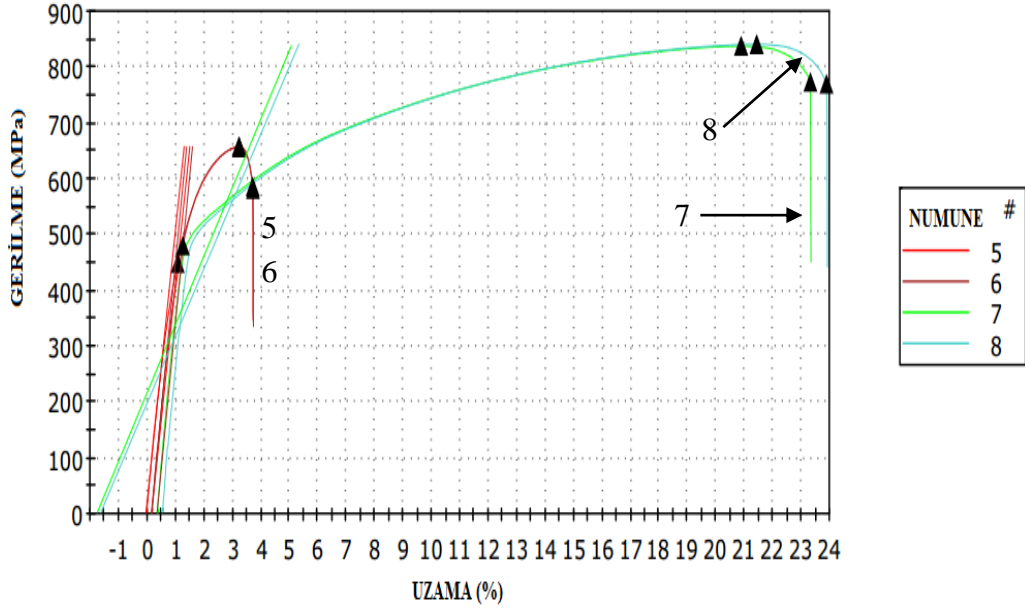
Farklı cins olarak birleştirilen bu iki yüksek mukavemetli çeliği gibi Mujica vd. de dissimilar olarak TWIP ve TRIP çelikleri birbirleri ile Nd:YAG lazer kaynağı ile birleştirmiş. En yüksek sertlik değeri TRIP tarafındaki ITAB'da görülmüştür. ITAB'da martenzitik yapının yoğunluğu buna sebep gösterilmiş. Kaynaklı birleştirmede akma mukavemeti 355 MPa ile TWIP çeliğinkine (337 MPa) yakın çıkmış fakat çekme mukavemeti 806 MPa ve %18,5 uzama miktarı ile TRIP çeliğine yakın bir değerde (795 MPa, %11) oluşmuştur [67].

1,2,3,4 NOLU NUMUNELERİN ÇEKME EĞRİLERİ



Şekil 7.54. 1, 2, 3 ve 4 nolu numunelerin çekme eğrileri.

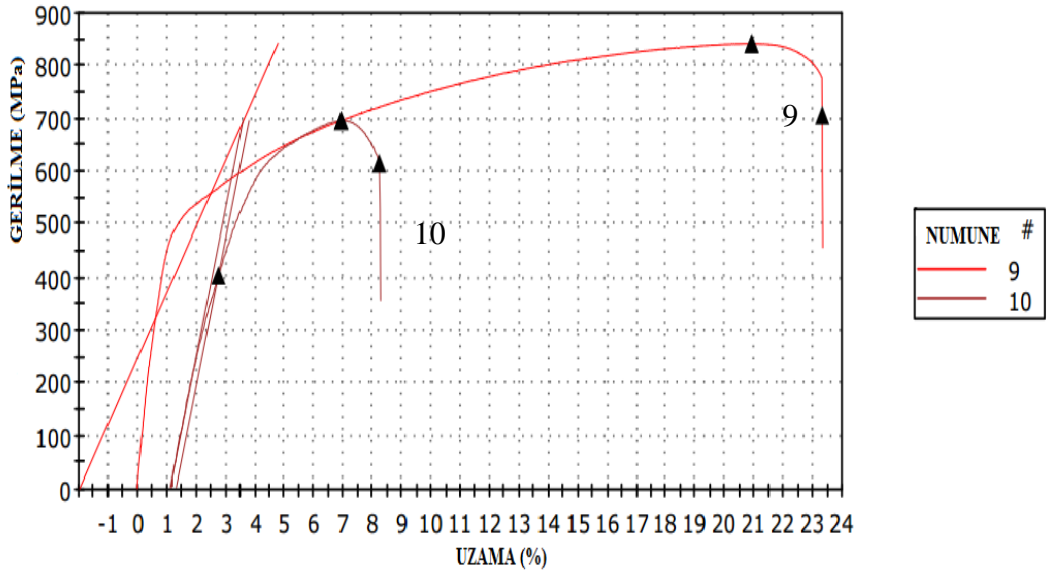
5,6,7,8 NOLU NUMUNELERİN ÇEKME EĞRİLERİ



Şekil 7.55. 5, 6, 7 ve 8 nolu numunelerin çekme eğrileri.

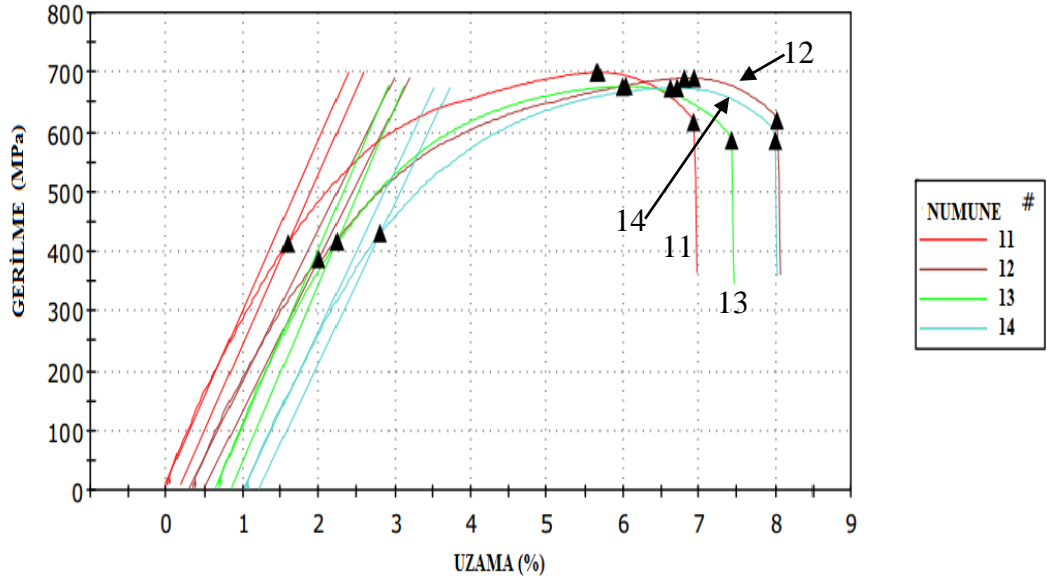


9 VE 10 NOLU NUMUNELERİN ÇEKME EĞRİLERİ



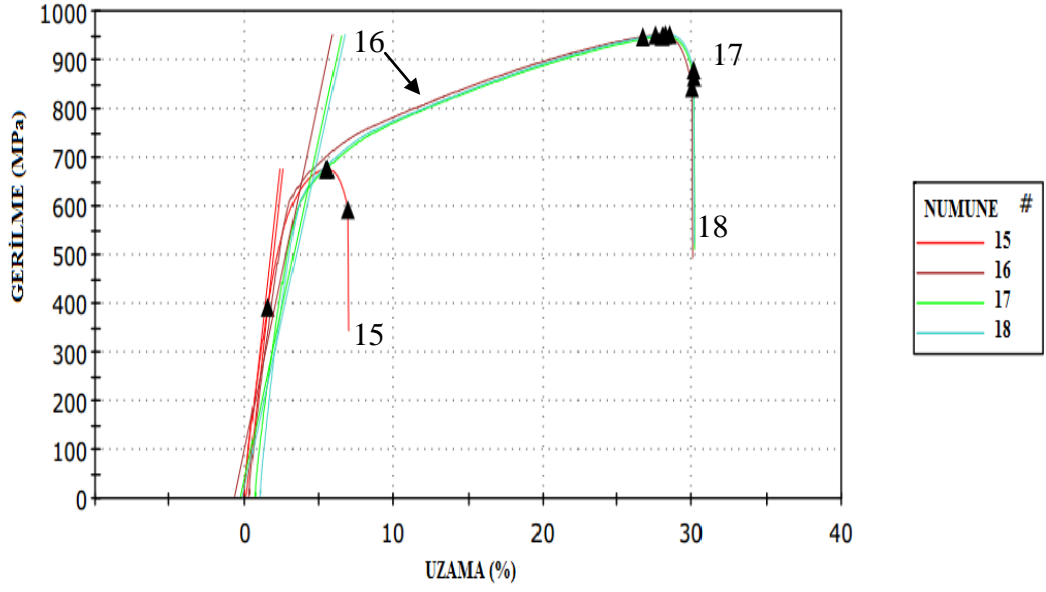
Şekil 7.56. 9 ve 10 nolu numunelerin çekme eğrileri.

11,12,13,14 NOLU NUMUNELERİN ÇEKME EĞRİLERİ



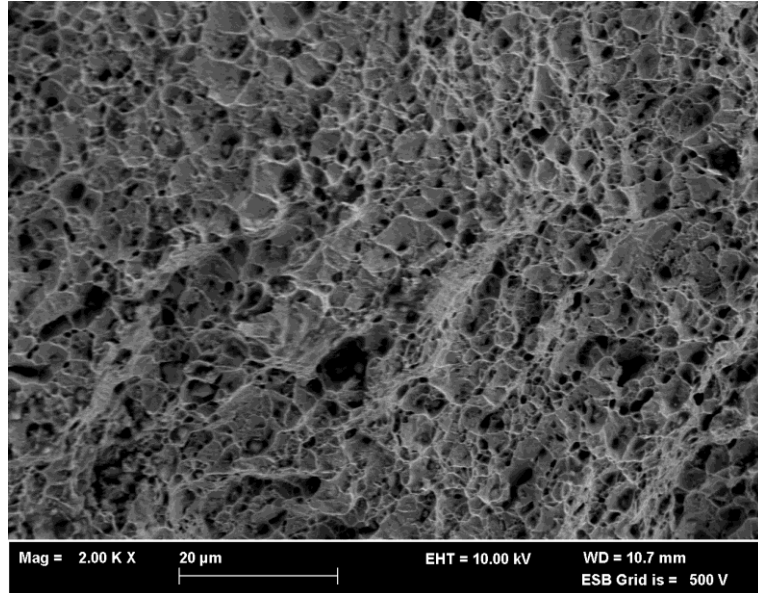
Şekil 7.57. 11, 12, 13 ve 14 nolu numunelerin çekme eğrileri.

15,16,17,18 NOLU NUMUNELERİN ÇEKME EĞRİLERİ

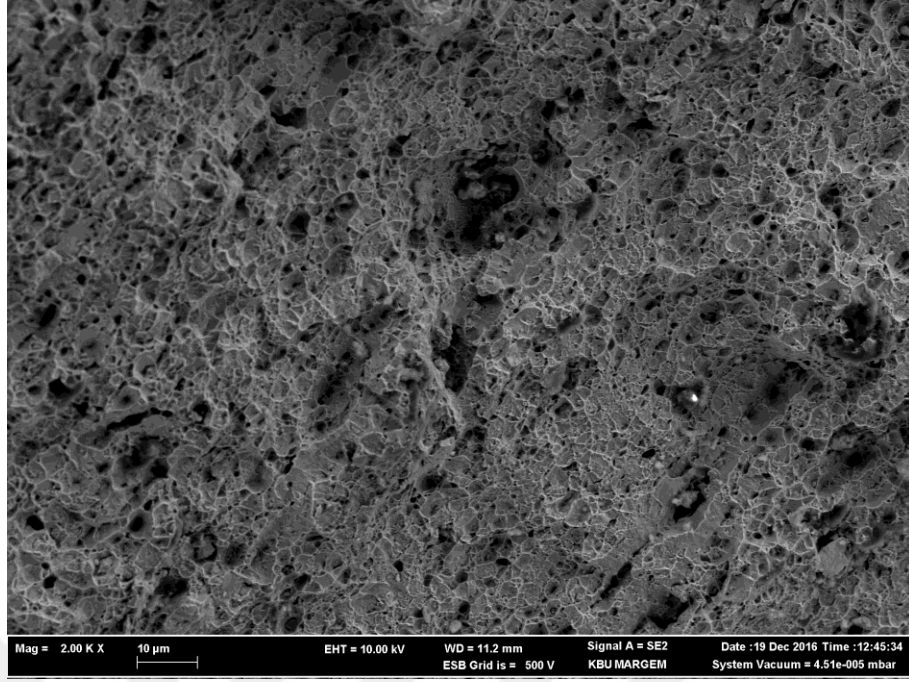


Şekil 7.58. 15, 16, 17 ve 18 nolu numunelerin çekme eğrileri.

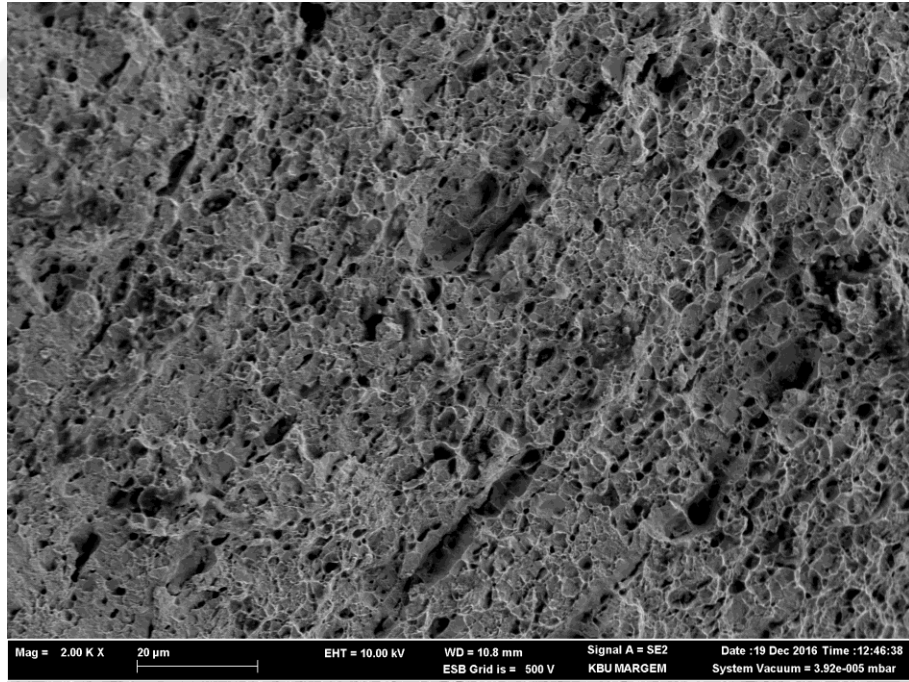
Çekme testleri sonucunda oluşan kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri de Şekil 7.59, Şekil 7.60 ve Şekil 7.61’de verilmiştir.



Şekil 7.59. DP 1000-DP 1000 çekme testi sonucundaki kopma yüzeyi.



Şekil 7.60. TRIP 800-TRIP 800 çekme testi sonucundaki kopma yüzeyi.



Şekil 7.61. TRIP 800-DP 1000 çekme testi sonucundaki kopma yüzeyi.

## BÖLÜM 8

### SONUÇLAR

Bu çalışmada, EİK ile DP 1000-DP 1000, TRIP 800-TRIP 800 ve TRIP 800-DP 1000 parçaları kaynak parametreleri aynı olmak şartıyla birleştirilmişlerdir. Bu parçaların çekme mukavemetlerine, bu deneyden sonra oluşan kırık yüzeylerin SEM görüntülerine, oda sıcaklığı ve -20 °C'deki kırılma enerjilerine, bu deneyden sonra oluşan kırık yüzeylerin SEM görüntülerine ve EDX analizlerine bakılmıştır. Ayrıca, kaynaklı numunelerin, kaynak bölgelerinde önce optik mikroskop çalışmaları sonra mikrosertlik çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Bütün bu yapılan işlemler ve deneylerden sonra şu sonuçlar ortaya çıkmıştır:

1. Mikroyapı incelemelerine göre, kaynak metali bölgesinde martenzit fazının oluşmuş olduğu gözükmemektedir. Bu yapının varlığı yüzünden kaynak metali bölgesinin sertliği esas metal ve ITAB'a göre fazla olduğu görülmüştür.
2. Sertlik test sonuçlarına göre, bütün numunelerde en yüksek sertlik değerleri kaynak metalinden ölçülmüş ve onu sırasıyla ITAB ve esas metal takip etmiştir. Ortalama olarak en sert bölgenin TRIP 800-DP 1000 birleşiminin kaynak metalinde 429 HV olarak ölçülmüştür.
3. Darbe çentik testinde kırılma enerjilerinin ortalamalarına bakıldığında en yüksek değer 6,8 J ile oda sıcaklığında deneye maruz bırakılan TRIP 800-TRIP 800 birleşiminde olduğu görülmüştür. Bunu -20 °C'deki 5,9 J'lük kırılma enerjisi ile yine TRIP 800-TRIP 800 birleşimi takip etmiştir. En düşük kırılma enerjisi -20 °C'deki kırılma enerjisi 4,4 J ile TRIP 800-DP 1000 birleştirilmesinde görülmüştür. Bu birleşimin oda sıcaklığındaki kırılma enerjisi ise 5,4 J olarak ölçülmüştür. DP 1000-DP 1000 çeliğinin oda sıcaklığındaki kırılma enerjisi 4,7 J iken -20 °C'deki kırılma enerjisi 4,5 J

olarak görülmüştür. Gerek DP 1000'de gerekse TRIP 800'de Mn oranının %1,5'a yakın olması, numunelerin sünek gevrek geçiş sıcaklığı kırılmasından etkilenmesini engellemiş olabileceği düşünülmektedir.

4. Darbe çentik testi sonucunda yapılan SEM görüntülerinde bütün birleşimlerin sünek olarak kırıldığı tespit edilmiştir. Çekme testlerinde ise DP 1000-DP 1000 ve TRIP 800-DP 1000 birleşimlerinin gevrek tarzda kırıldığı gözlemlenmiştir. TRIP 800-TRIP 800 birleşimi ise sünek tarzda kırılmış olduğu kopan yüzeydeki yoğun miktarda bulunan dimple yapılarından anlaşılmaktadır. EDX analizlerinde ise karbür yapılarına da rastlanmıştır.
5. Çekme testinde DP 1000- DP 1000 numunelerinin ve TRIP 800-DP 1000 numunelerinin ITAB'dan koptuğu gözlemlenmiştir. Bu sonuçlar, kaynak dikişlerinin güvenli olduğunu göstermektedir. TRIP 800- TRIP 800 birleşimi ise cup and cone şeklinde esas metalden kopmuştur. DP 1000- DP 1000 birleşiminde elde edilen çekme mukavemeti sonuçlarının numunemizin esas malzeme çekme mukavemetine oranla takriben %35'e varan bir düşüşü gözlemlenmiştir. Uzama miktarının %4-7 arası olduğu görülmüştür. TRIP 800-DP 1000 farklı cins kaynağında ise çekme mukavemetinin 666 MPa ile 700 MPa arası olduğu ve %5-8 arası olduğu görülmüştür. Burada EIK ile yapılan işlemde vakumlu ortam olması ve yüksek sıcaklıklara çıkılması sonucunda karbür çökmesi ile martenzit oranı düşmüş olabilir. Çünkü DP 1000 çeliğinin başka kaynak metodları ile birleşimini araştıran çalışmalarda bu denli bir fark olduğuna rastlanmamıştır.

## KAYNAKLAR

1. Vasilakos, A.N., Ohlert, J., Giasla, K., Haidemenopoulos, G.N., Bleck, W., “Low-alloy TRIP steels: a correlation between mechanical properties and the retained austenite stability”, *Steel Research*, 73: 249–252 (2002).
2. Mamalis, A.G., Haidemenopoulos, G.N., “Aspects of ductility, toughness and formability of steel sheet in relation to transformation plasticity.”, *J. Mater Process Technology*, 30: 211–30 (1992).
3. De Cooman, B.C., “Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite”, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8: 285-303 (2004).
4. Jacques, P.J., “Transformation-induced plasticity for high strength formable steels”, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8: 259-265 (2004).
5. Mertinger, V., Nagy, E., Tranta, F., Solyom, J., “Strain-induced martensitic transformation in textured austenitic stainless steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 481-482: 718-722 (2008).
6. Oliver, S., Jones, T.B., Fourlaris, G., “Dual phase versus TRIP sTRIP steels: comparison of dynamic properties for automotive crash performance”, *Material Science and Technology*, 4: 423-431, (2013)
7. Ovalı, C.K., “TRIP800/DP800/DP600 çeliklerinin lazer kaynak kabiliyetinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 3-23 (2014).
8. Hayat, F., “TRIP çeliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanımının incelenmesi”, *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 25: 701-712 (2010).
9. Berrahmoune, M.R., Berveiller, S., Inal, K., Moulin, A., Patoor, E., “Analysis of the Martensitic Transformation at Various Scales in TRIP Steel”, *Materials Science and Engineering A*, 378 (1):, 304–307 (2004).
10. Dan, W.J., Li, S.H., Zhang, W.G., Lin, Z.Q., “The Effect of Strain-Induced Martensitic Transformation on Mechanical Properties of TRIP Steel”, *Materials and Design*, 29 (4):, 604-612 (2008).
11. Özer, A., “Çeliklere uygulanan TRIP işlemi ile mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi”, *TÜBAV Bilim Dergisi*, 3 (2):291-301 (2009).

12. Özer, A., “Çeliklere uygulanan TRIP işlemi ile mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi”, *TÜBAV Bilim Dergisi*, 3 (2):291-301 (2009).
13. Zrnik, J., Stejskal, O., Novy, Z., Hornak, P., Fujda, M., “Structure Dependence of the TRIP Phenomenon in SiMn Bulk Steel”, *Materials Science&Engineering A*, 462: 253- 258 (2007).
14. Wibowo, M.K., “Welding of TRIP steels”, Yüksek Lisans Tezi, *Delft University of Technology Faculty of Applied Science Laboratory of Materials Science and Engineering*, Delft-Hollanda, 1-7 (2003).
15. Dan, W.J., Zhang, W.G., Li, S.H., Lin, Z.Q., “A model for strain-induced martensitic transformation of TRIP steel with strain rate”, *Computational Materials Science*, 40: 101–7 (2007).
16. Timokhina, I.B., Hodgson, P.D., Pereloma, E.V., “Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A:Physical Metallurgy and Materials Science*, 35 (A): 2331–2341 (2004).
17. Tamura, I., “Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels”, *Metal Science*, 16: 245–53 (1982).
18. Lee, C.G., Kim, S.J., Lee, T.H., Lee, S.H., “Effects of volume fraction and stability of retained austenite on formability in a 0.1C–1.5Si–1.5Mn–0.5Cu TRIP-aided cold-rolled steel sheet”, *Materials Science and Engineering A*, 371: 16–23 (2004).
19. Taşyikan, Y., “TIG kaynak yöntemi ile birleştirilen TRIP 450/800 ve çift-fazlı çeliklerin mekanik ve mikro yapı özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 5-8 (2013).
20. Toros, S., “TRIP800 çeliğinin şekillendirme kabiliyetinin incelenmesi ve modellenmesi”, Doktora Tezi, *Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Niğde, 4-9 (2013).
21. Speich, G.R., “Dual-phase steel”, ASM Metal Handbook Properties and Selection Iron Steels and High Performance Alloys, Volume 1, *The Materials Information Company*, A.B.D., 1102-1118 (1993).
22. Uysal, G., “Otomotiv endüstrisinde yüksek mukavemetli sacların şekillendirilebilme özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 14-16 (2006).
23. Hayat, F., “Masif ve özlü kaynak telleri ile birleştirilen çift fazlı çeliklerin mekanik ve mikroyapı özellikleri”, Doktora Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 9-28 (2009).



24. Demir, B., “Çift fazlı çelik üretimi, çift fazlı çeliklerde martenzit hacim oranı ve morfolojisinin çekme özellikleri üzerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 3-35 (1997).
25. Hayat, F., “Çift fazlı çeliklerin nokta direnç kaynağında MHO ile kaynak süresinin mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak 3-12, 19-24 (2005).
26. Avtar,R., Jha, B.K., Sexane,A., Dwivedi, V.S., Patnaik, B.B., Banerjee,B., Srinivasan, S., “ An As Hot Rolled Approach to Production of Molybdenum and Chromium Microalloyed Dual Phase Steels”, *Transactions ISIJ*, 26, 822-828 (1986).
27. Demir, B., “Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları sürekli tavlama hatlarında çift fazlı çelik üretilebilirliğinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 2-21 (2003).
28. Pradhan, R., “Continous Annealling Steel”, ASM Metal Handbook Heat Treating Volume 4, *The Materials Information Company*, A.B.D., 135-160 (1993).
29. Bilir,O.G., “Orta karbonlu dual fazlı çeliklerde faz dönüşümlerinin termodinamik modellenmesi ve mikroyapısal karakterizasyonu”,Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli, 3 (2014).
30. Kuziak,R., Kawalla, R., Waengler, S., “Advanced high strength steels for automotive industry”, *Archives Of Civil And Mechanical Engineering*, 8, 103-117 (2008).
31. Anık, S., “Elektron ışını ile kaynak”, Kaynak Tekniği El Kitabı, *Gedik Eğitim Vakfı*, İstanbul, 155-162 (1991).
32. Kahraman, N., “Elektron ışın kaynağı”, Modern Kaynak Teknolojisi, *Epa-Mat Basım*, Ankara, 186-193 (2013).
33. Weglowski, M. St., Blacha, S., “Electron beam welding – techniques and trends – review”, *Vacuum*, 130, 72-92 (2016).
34. Carry, H.B., “Electron Beam Welding”, ASM Metal Handbook Welding, Brazing, Soldering Volume 6, *The Materials Information Company*, A.B.D., 740-754 (1993).
35. Khan, İ., “High energy density welding process”, Weldig Science and Technology, *New Age Internatinal Publishers*, New-Delhi, 28-30 (2007).
36. Halbauer, L., Buchwalder, A , Weidner, A., Zenker, R., Biermann, H., ” Electron Beam Welding of Cold Rolled High-Alloy TRIP/TWIP Steel Sheets”, *Steel Research International*, 87,436-444 (2015) .

37. Wang, W., Huang, S., You, Q., Kang, C.Y., “Characteristic of CO<sub>2</sub> laser welded TRIP steel sheet”, *Advanced Materials Research*, 189-193, 3764-3767 (2011).
38. Grajcar, A., Rozanski, M., Stano, S., Kowalski, A., “Microstructure characterization of laser-welded Nb-microalloyed silicon-aluminum TRIP steel”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23 (9), 3400-3406, (2014).
39. Zhang, H., Wer, A., Qiu, X., Chen, J., “Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar thickness DP780/DP600 dual phase steel joints”, *Materials & Design*, 54, 443-449 (2014).
40. Correard, G. C. C., Miranda G. P. , Lima M. S. F., “Development of laser beam welding of advanced high-strength steels”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 83 (9), 1967-1977 (2016).
41. Çarboğa, C., Kurt, B., Dal, S., ” Farklı oranlarda Al içeren TRIP çeliğinin MİG-MAG kaynak tekniği ile kaynağı ve mikroyapısının incelenmesi”, *International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC’16)*, Nevşehir ,939-941 (2016),
42. Çarboğa, C., Kurt, B., Dal, S., ” Farklı oranlarda Si içeren TRIP çeliğinin MİG-MAG kaynak tekniği ile kaynağı ve mikroyapısının incelenmesi”, *International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC’16)*, Nevşehir ,946-948 (2016),
43. Çarboğa,C., Kurt B., Dal, S.,” MİG-MAG kaynak tekniği ile birleştirilen farklı bor içeriğine sahip TRIP çeliğinin mikroyapısının incelenmesi”, *International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC’16)*, Nevşehir, 966-968 (2016).
44. Xia M., Tian,Z., Zhao, L., Zhou, Y.N., “Metallurgical and mechanical properties of fusion zones of TRIP steels in laser welding”, *ISIJ International*, 48 (4), 483-488 (2008).
45. Wei , S. T., Liu, D. Lv, R. D, Xu, L. Lin, R. J., Guo, J. Y., Wang, K. Q., “Similar and dissimilar resistance spot welding of advanced high strength steels: welding and heat treatment procedures, structure and mechanical properties”, *Science and Technology of Welding & Joining*, 19 (5), 427-435 (2014).
46. Halbauer, L., Eckner, R., Wendler, M., Fabrichnaya, O., Buchwalder, A., Krüger, L., Zenker, R., Biermann, H., “Tensile behavior of cast and electron beam welded interstitially strengthened high-alloy TRIP steel”, *Steel Research International*, 87, Imprint (2016).
47. Buchwalder, A., Rüttrich, K., Zenker, R., Biermann, H., “Electron beam welding of high alloy CrMnNi cast steels with TRIP/TWIP effect”, *Advanced Engineering Materials*, 15 (7), 566-570 (2013).

48. Kalácska, E., Májlínger, K., Fábíán E.R., Spena, P.R., “Dissimilar MIG welding of advanced high strength steel sheets”, 28. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, 276-283, Dunapentele (2016).
49. Rossini, M., Spena, P.R., Cortese, L., Matteis, P., Firrao, D., “Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry”, *Materials Science & Engineering A*, 628, 288-296 (2015).
50. Matlock, D.K., Speer, J.G., De Moor, E., Gibbs, P.J., “Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: an overview”, *Jestech*, 15(1), 1-12, (2012).
51. Billur, E., Cetin, B., Gürleyik, M., “New generation advanced high strength steels: developments, trends and constraints”, *International Journal of Scientific and Technological Research*, 2(1), 50-62 (2016).
52. Çarboğa, C., Demir, B., Kurt, B., Dal, S., Eriş, M., Akar, H., “C-Mn-Si-Al çeliğinin ısıtım işlem davranışı ve farklı oranlarda alüminyum içeriğinin mikroyapıya etkisi”, *The Second International Iron and Steel Symposium*, Karabük, 562-566 (2015).
53. Çarboğa, C., Demir, B., Kurt, B., Dal, S., Arslan, K., Gökçe, F., “C-Mn-Al-Si çeliğinin ısıtım işlem davranışı ve farklı oranlarda silisyum içeriğinin mikroyapıya etkisi”, *The Second International Iron and Steel Symposium*, Karabük, 545-549 (2015).
54. Demir, B., Dinçel, Ö., Subaşı, M.R., Seras, S., Işık, B., Çarboğa, C., “Bor alaşımlı TRIP çeliği üretimi”, *The Second International Iron and Steel Symposium*, Karabük, 590-593 (2015).
55. Wang, C., Ding, H., Cai, M., Rolfe, B., “Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure”, *Materials Science & Engineering, A*, 610, 65-75 (2014).
56. Kar, J., Roy, S.K., Roy, G.G., “Effect of beam oscillation on electron beam welding of copper with AISI-304 stainless steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, 233, 174-185 (2016).
57. Guo, S., Zhou, Q., Kong, J., Peng, Y., Xiang, Y., Luo, T.Y., Wang, K.H., Zhu, J., “Effect of beam offset on the characteristics of copper/304 stainless steel electron beam welding”, *Vacuum*, 128, 205-212 (2016).
58. Dinda, S.K., Warnett, J.M., Williams, M.A., Roy, G.G., Srirangam, P., “3D imaging and quantification of porosity in electron beam welded dissimilar steel to Fe-Al alloy joints by X-ray tomography”, *Materials and Design*, 96, 224-231 (2016).

59. Zhang, G., Yang, X., He, X., Li, J., Hu, H., “Enhancement of mechanical properties and failure mechanism of electron beam welded 300M ultrahigh strength steel joints”, *Materials and Design*, 45, 56–66 (2013).
60. Dong, D., Liu, Y., Yang, Y., Li, J., Ma, M., Jiang, T., “Microstructure and dynamic tensile behavior of DP600 dual phase steel joint by laser welding”, *Materials Science & Engineering A*, 594, 17–25 (2014).
61. Gao, Y., Xu, C., He, Z., He, Y., Li, L., “Response Characteristics and Adiabatic Heating during High Strain Rate for TRIP Steel and DP Steel”, *Journal Of Iron And Steel Research, International*, 22 (1), 48-54 (2015).
62. Huha, H., Kim, S.B., Song, J.H., Lim, J.H., “Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 50, 918 – 931 (2008).
63. Reisinger, U., Schleser, M., Mokrov, O., Ahmed E., “Statistical modeling of laser welding of DP/TRIP steel sheets”, *Optics & Laser Technology*, 44, 92–101 (2012).
64. Nayak S.S., Hernandez, V.H.B., Okita, Y., Zhou, Y., “Microstructure–hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds”, *Materials Science and Engineering A*, 551, 73–81 (2012).
65. Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., Li, H., “A study of the softening mechanisms of laser-welded DP1000 steel butt joints”, *Materials and Design*, 97, 118 –125 (2016).
66. Jia, Q., Guo, W., Li, W., Zhu, Y., Peng, P., Zou, G., “Microstructure and tensile behavior of fiber laser-welded blanks of DP600 and DP980 steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, 236, 73–83 (2016).
67. Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., Li, H., “Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding”, *Materials and Design*, 90, 642 –649 (2016).
68. Mujica, L., Weber, S., Pinto, H., Thomy C., Vollertsen F., “Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels”, *Materials Science and Engineering A*, 527, 2071–2078 (2010).

## ÖZGEÇMİŞ

Cihangir Tevfik SEZGİN 10 Ocak 1986 tarihinde Eskişehir’de doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini bu şehirde tamamlayıp 2004 yılında Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliğini kazandı. 2010 yılının Ocak ayında mezun olup yine o sene askerlik vazifesini tamamladı. 2011 yılında İstanbul’da Aymaksan firmasında ve Eskişehir’de satın alma mühendisi olarak iş hayatına atıldı. 2012 yılında Ankara’daki EMS firmasında Ar-Ge mühendisi olarak yaklaşık 3 sene çalıştı. 2014 yılının Aralık ayında Kastamonu Üniversitesi Cide Rıfat Ilgaz Meslek Yüksek Okulu’nda Kaynak Teknolojisi Bölümünde öğretim görevlisi oldu. Hala burada öğretim görevlisi olarak çalışmaktadır. Evli ve bir çocuk babasıdır.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres : Kastamonu Üniversitesi Cide Rıfat Ilgaz M.Y.O. Cide /KASTAMONU

Tel : (555) 638 8619

E-posta : ctsezgin@kastamonu.edu.tr