
GAZİ ÜNİVERSİTESİ
Gazi
1926

FİBER LAZER KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEN DP600 VE TRIP800 ÇELİKLERİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Elif Selen ATMACA

DOKTORA TEZİ
METALUJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

TEMMUZ 2021

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmasında;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmasında yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Elif Selen ATMACA
14/07/2021

FİBER LAZER KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEN DP600 VE TRIP800 ÇELİKLERİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

(Doktora Tezi)

Elif Selen ATMACA

GAZİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Temmuz 2021

ÖZET

Bu çalışmada, DP600 ve TRIP800 çelik malzemeler, 0 mm ve negatif odak mesafeleri ve farklı kaynak hızları kullanılarak fiber lazer kaynak yöntemi ile DP600 – DP600 ve TRIP800 – TRIP800 olacak şekilde kaynaklanmışlardır. Kaynaklanmış numunelerin tamamının dikiş genişliği, krater genişliği ve krater uzunluğu ölçümleri ile birlikte, RT ve PT yöntemleri kullanılarak makro incelemeler yapılmıştır. Kaynak hızındaki artış ve odak mesafesi değişiminin dikiş genişliği, krater uzunluğu, krater genişliği ile kepte çökme miktarlarını etkilediği görülmüştür. Her iki malzeme grubu için 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma oranının artması nedeniyle alt ve üst saclardaki ITAB genişliği azalırken; negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde lazer ışınının odaklanma geometrisine bağlı olarak soğuma profilinin değişmesinden kaynaklı üst sac ITAB genişliklerinde artış meydana gelmiştir. Tüm parametreler için kesme – makaslama testi sonucunda kaynak hızındaki artışa bağlı olarak hasarlanma bölgeleri kaynak havuzu bölgesine doğru kaymıştır. Kesme – makaslama testi sonucunda hem DP600 hem de TRIP800 numunelerinin kesme – makaslama kuvvet değerleri ile uzama miktarları azalan penetrasyon derinliği nedeniyle azalmış, kırık yüzey analizlerinde ise her iki malzeme grubunda da negatif odak mesafesi ve en yüksek kaynak hızı kullanılan numunelerde gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi tespit edilmiştir. Yapılan mikroyapı ve mikrosertlik analizleri sonucunda DP600 malzemenin 0 mm odak mesafesi ile kaynaklanması ile elde edilen numunelerde mikroyapıda temel olarak ferrit, martenzit, lata martenzit, temper martenzit, temper beynit faz dönüşümleri nedeniyle sertlik değerlerinin arttığı görülmüştür. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak kaynaklanan numunelerde ise karbür fazlarının oluşmasından kaynaklı olarak kaynak hızındaki artışa bağlı olarak sertlik değerleri azalmıştır. Benzer şekilde TRIP800 numuneleri değerlendirildiğinde ise 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde temel olarak ferrit, kalıntı östenit, beynit, martenzit, östenit ve lata martenzit fazları tespit edilmişken; - 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde martenzit ve beynit fazları içinde çökelen sementit fazları tespit edilmiştir. Her iki odak mesafesi için, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak mikrosertlik değerlerindeki değişim ile oluşan mikroyapıların uyumlu olduğu görülmüştür.

Bilim Kodu	:	91415
Anahtar Kelimeler	:	Fiber lazer kaynak, DP600, TRIP800, kaynak hızı, odak mesafesi
Sayfa Adedi	:	218
Danışman	:	Prof. Dr. Adem KURT

INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF DP600 AND TRIP800 STEELS WELDED BY FIBER LASER WELDING METHOD

(Ph. D. Thesis)

Elif Selen ATMACA

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

July 2021

ABSTRACT

In this study, DP600 and TRIP800 steels were welded as DP600 – DP600 and TRIP800 – TRIP800 by fiber laser welding method using 0 mm and negative focal lenghts and different welding speeds. Beam width, crater width and crater length measurements, RT and PT inspections done for all samples. It was observed that the increase in welding speed and the change in focus length affected the beam width, crater length, crater width and the amount of the shrinkage cavity. In the samples using 0 mm focal length for both material groups, the HAZ width in the both sheets decreased due to the increase in the cooling rate due to the increase in the welding speed; In the samples using negative focal length, there was an increase in the upper sheet HAZ widths due to the change of the cooling profile depending on the focusing geometry of the laser beam. As a result of the tensile shear test for all parameters, the damage areas shifted towards the weld pool area due to the increase in the welding speed, and tensile-shear force values and elongation values of both DP600 and TRIP800 samples decreased due to decreasing penetration depth and brittle fracture surface morphology was determined in the samples using negative focal lenght and the highest welding speed in both material groups. By virtue of the microstructure and microhardness analyzes, the hardness values of the samples obtained by welding DP600 material with a focal lengthof 0 mm increased mainly due to the phase transformations of ferrite, martensite, lath martensite, temper martensite, temper bainite. In the samples welded using - 1.4 mm focal lenght, the hardness values decreased due to the increase in welding speed due to the formation of carbide phases. Similarly, when TRIP800 samples are evaluated, ferrite, residual austenite, bainite, martensite, austenite and lath martensite phases were determined mainly in the samples using 0 mm focal length; Cementite phases precipitated in martensite and bainite phases were detected in samples using - 1.7 mm focal length. According to the microhardness results of the samples made with both focal lengths, it was observed that the microstructures formed with the increase in hardness values due to the increase in welding speed were compatible.

Science Code	:	91415
Key Words	:	Fiber laser welding, DP600, TRIP800, welding speed, focal length
Page Number	:	218
Supervisor	:	Prof. Dr. Adem KURT

TEŞEKKÜR

Tez çalışmam süresince bilgisini, desteğini ve tecrübesini hiç esirgemeyen değerli danışman hocam Prof. Dr. Adem KURT' a teşekkür eder, saygılarımı sunarım. Fiber lazer kaynak süreçlerini gerçekleştirdim IPG Photonics Eurasia ailesine ve tüm süreçlerde teknik bilgi ve tecrübelerini esirgemeyen Hakan DEMİR ve Kubilay YILDIRIM'a, SEM analizlerindeki destekleri için Dr. Öğretim Üyesi Meryem POLAT GÖNÜLLÜ ve araştırma görevlisi arkadaşlarım Arş. Gör. Dr. İrem Burcu ALGAN ŞİMŞEK ve Arş. Gör. Dr. Onur ÇAVUŞOĞLU'a teşekkür ederim. Ayrıca hayatımın her döneminde yanımda olup, maddi ve manevi hiçbir desteğini, ilgisini ve sabrını hiç esirgemeyen aileme şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET iv

ABSTRACT v

TEŞEKKÜR vi

İÇİNDEKİLER vii

ÇİZELGELERİN LİSTESİ x

ŞEKİLLERİN LİSTESİ xii

SİMGELER VE KISALTMALAR xvii

1. GİRİŞ 1

2. GELİŞMİŞ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER (AHSS) 3

2.1. Birinci ve İkinci Nesil Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS) 3

2.2. Üçüncü Nesil Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin (AHSS) Gelişimi 5

3. OTOMOTİV ÇELİKLERİNDEN BEKLENTİLER NELERDİR? 7

3.1. Maliyet 7

3.2. Güvenlik 8

3.3. Emisyon 9

3.4. Çarpışma Performans 11

3.5. Rijitlik 12

3.5. Şekillendirme ve İmal Edilebilirlik 13

4. DP ve TRIP ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ 15

4.1. DP Çeliklerinin Genel Özellikleri 15

4.1.1. DP çeliklerinin alaşım elementleri 19

4.1.2. DP çeliklerinin üretim yöntemleri 22

4.1.3. DP çeliklerinin kaynaklanabilirlik özellikleri 24

Sayfa

4.2. TRIP Çeliklerinin Genel Özellikleri 25
4.2.1. TRIP çeliklerinin alaşım elementleri 27
4.2.2. TRIP çeliklerinin üretim yöntemleri 31
4.2.3. TRIP çeliklerinin kaynaklanabilirlik özellikleri 32
5. LAZER VE LAZER KAYNAĞI 33
5.1. Lazer Işını Üretimi 34
5.1.1. Emisyon tipleri 34
5.1.2. Lazerlerin kullanım alanları 35
5.2. Lazer Türleri ve Lazer Kaynak Yöntemleri 36
5.2.1. Lazer türleri 36
5.2.2. Fiber lazer kaynak yöntemi 41
6. LİTERATÜR TARAMASI 45
7. DENEYSEL ÇALIŞMA 55
7.1. Malzeme ve Metod 55
7.2 DP600 VE TRIP800 Çeliklerinin Lazer Kaynağı ile Kaynaklanması 56
7.3. Kaynak Dikişlerinin Makro İncelemesi 59
7.4. Kaynak Dikişlerinin Tahribatsız Muayenesi 59
7.5. Kaynak Dikişlerinin Kesme – Makaslama Testi 60
7.6. Kaynak Dikişlerinin Kırık Yüzey İncelemeleri 62
7.7. DP600 ve TRIP800 Kaynaklı Malzemelerin Mikroyapı İncelemeleri 62
7.8. DP600 ve TRIP800 Kaynaklı Malzemelerin Mikrosertlik İncelemeleri 62
8. SONUÇLAR VE TARTIŞMA 63
8.1. DP600 ve TRIP800 Çeliklerinin Ana Malzeme Özellikleri 63
8.2. DP600 ve TRIP800 Kaynaklanabilirlik Özelliklerinin Belirlenmesi 68

Sayfa

8.3. Kaynak Dikişlerinin Makro İnceleme Sonuçları 77

8.3.1. DP600 malzemenin kaynak dikişlerinin makro inceleme sonuçları..... 77

8.3.2. TRIP800 malzemenin kaynak dikişlerinin makro inceleme sonuçları 82

8.4. Kaynak Dikişlerinin Tahribatsız Muayenesi..... 91

8.4.1. DP600 malzemenin kaynak dikişlerinin tahribatsız muayene sonuçları .. 91

8.4.2. TRIP800 malzemenin kaynak dikişlerinin tahribatsız muayene sonuçları 98

8.5. Kaynak Dikişlerinin Kesme – Makaslama Testi 105

8.5.1. DP600 malzemelerin kaynak dikişlerine ait kesme – makaslama testi sonuçları 105

8.5.2. TRIP800 malzemelerin kaynak dikişlerine ait kesme – makaslama testi sonuçları 108

8.6. Kaynak Dikişlerinin Kırık Yüzey İncelemeleri..... 110

8.6.1. DP600 kaynaklı numunelerin kırık yüzey inceleme sonuçları 110

8.6.2. RIP800 kaynaklı numunelerin kırık yüzey inceleme sonuçları 134

8.7. DP600 ve TRIP800 Kaynaklı Malzemelerin Mikroyapı İncelemeleri..... 157

8.7.1. DP600 malzemelerin mikroyapı ve mikrosertlik inceleme sonuçları..... 158

8.7.2. TRIP800 malzemelerin mikroyapı ve mikrosertlik inceleme sonuçları... 178

9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER..... 199

KAYNAKLAR 205

ÖZGEÇMİŞ 217

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 2.1. Farklı tiplerdeki çeliklere ait karakteristik özellikler 4

Çizelge 4.1. DP çeliklerinin özeti 18

Çizelge 4.2. Alaşım elementlerinin DP çeliklerine etkisi 21

Çizelge 4.3. TRIP çeliklerinin özeti..... 27

Çizelge 7.1. DP600 malzemenin kimyasal analiz sonuçları (% ağırlıkça)..... 56

Çizelge 7.2. TRIP800 malzemenin kimyasal analiz sonuçları (% ağırlıkça) 56

Çizelge 7.3. Sabit tutulan cihaz parametreleri 59

Çizelge 7.4. Kullanılan kaynak parametreleri ve numune kodları..... 60

Çizelge 8.1. DP600 ve TRIP800 ana malzemeye ait mekanik özellikler 66

Çizelge 8.2. Karbon eşdeğerliği formülleri..... 76

Çizelge 8.3. D1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 78

Çizelge 8.4. D2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 78

Çizelge 8.5 D3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 78

Çizelge 8.6. D4 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 80

Çizelge 8.7. D5 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 80

Çizelge 8.8. D6 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 80

Çizelge 8.9. T1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 82

Çizelge 8.10. T2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 82

Çizelge 8.11. T3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler..... 83

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 8.12. T4 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 85

Çizelge 8.13. T5 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 85

Çizelge 8.14. T6 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler 85

Çizelge 8.15. DP600 ve TRIP800 çeliklerinin kaynak işlemleri sonrası, kaynak dikişlerinin makro incelenmesi sonucu elde edilen ölçüm sonuçları..... 87

Çizelge 8.16. DP600 malzemeye ait Radyografik Muayene (RT) görüntüleri..... 91

Çizelge 8.17. D1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 93

Çizelge 8.18. D2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 93

Çizelge 8.19. D3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 94

Çizelge 8.20. D4 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 94

Çizelge 8.21. D5 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 95

Çizelge 8.22. D6 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 95

Çizelge 8.23. DP600 kaynaklı numunelerin EN ISO 13919-1 standardına göre değerlendirme sonuçları..... 96

Çizelge 8.24. TRIP800 malzemeye ait Radyografik Muayene (RT) görüntüleri 98

Çizelge 8.25. T1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 100

Çizelge 8.26. T2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 100

Çizelge 8.27. T3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 101

Çizelge 8.28. T4 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 101

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 8.29. T5 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 102

Çizelge 8.30. T6 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri 102

Çizelge 8.31. TRIP800 kaynaklı numunelerin EN ISO 13919-1 standardına göre değerlendirme sonuçları 103

Çizelge 8.32. D1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 111

Çizelge 8.33. D2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 112

Çizelge 8.34. D3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 113

Çizelge 8. 8.35. D4 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 114

Çizelge 8. 36. D5 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 115

Çizelge 8. 37. D6 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 116

Çizelge 8. 38 DP600 numunelerine ait kesme-makaslama testi sonrası kırılma bölgeleri değerlendirmesi 109

Çizelge 8.22. D1 numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 103

Çizelge 8.23. D1 numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 104

Çizelge 8.24. D1 numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 105

Çizelge 8.25. D1 numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 106

Çizelge 8.26. D1 numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 107

Çizelge 8.27. D1 numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri 108

Çizelge 8.28. DP600 numunelerine ait kesme-makaslama testi sonrası kırılma bölgeleri değerlendirmesi 109

Çizelge 8.29. T1 numunesine ait kırık yüzeyler 117

Çizelge 8.30. T2 numunesine ait kırık yüzeyler 118

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 8.31. T3 numunesine ait kırık yüzeyler 119

Çizelge 8.32. T4 numuesine ait kırık yüzeyler 120

Çizelge 8.33. T5 numunesine ait kırık yüzeyler 121

Çizelge 8.34. T6 numunesine ait kırık yüzeyler 122

Çizelge 8.35. TRIP800 numunelerine ait kesme-makaslama testi sonrası kırılma bölgeleri değerlendirmesi..... 123

Çizelge 8.36. DP600 çeliğinin kaynak işlemi sonrası ITAB genişliklerinde meydana gelen değişiklikler..... 134

Çizelge 8.37. 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak prosesi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)..... 141

Çizelge 8.38. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirile kaynak prosesi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)..... 141

Çizelge 8.39. DP600 için kaynak hızı ve odak mesafesine bağlı ısı girdisi değerleri (J / mm)..... 142

Çizelge 8.40. Göreceli plaka kalınlıkları (DP600)..... 143

Çizelge 8.41. DP600 için soğuma oranları (°C/sn)..... 143

Çizelge 8.42. DP600 numuneleri için SEM incelemeleri sonucunda tespit edilen fazlar..... 144

Çizelge 8.43. DP600 numunelerinin SEM görüntüleri..... 144

Çizelge 8.44. TRIP800 çeliğinin kaynak işlemi sonrası ITAB genişliklerinde meydana gelen değişiklikler..... 153

Çizelge 8.45. 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirile kaynak prosesi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)..... 158

Çizelge 8.46. – 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirile kaynak prosesi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)..... 159

Çizelge 8.47. TRIP800 için kaynak hızı ve odak mesafesine bağlı ısı girdisi değerleri (J / mm)..... 160

Çizelge 8.48. Göreceli plaka kalınlıkları (TRIP800)..... 161

Çizelge 8.49. TRIP800 için soğuma oranları (°C/sn)..... 161

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 8.50. TRIP800 numuneleri için SEM incelemeleri sonucunda tespit edilmiş temel fazlar 161

Çizelge 8.51. TRIP800 numunelerinin SEM görüntüleri 162

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil **Sayfa**

Şekil 1.1. Bir otomobildeki TWB birleştirmeler 2

Şekil 2.1. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler için Dayanım – Süneklik Diyagramı 6

Şekil 3.1. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin (AHSS) kullanımı 7

Şekil 3.2. HSS ve AHSS çeliklerinin kullanımındaki artış..... 8

Şekil 3.3. Birincil üretim esnasında ortalama sera gazı emisyon oranı, ortalama CO2 / kg..... 9

Şekil 3.4. Bir aracın toplam yaşam döngüsü..... 10

Şekil 3.5. Gelecekteki araç emisyonlarının güç aktarma organları ve enerji kaynaklarına göre değişimi 11

Şekil 3.6. Otomobildeki temel çarpışma bölgeleri..... 12

Şekil 4.1. a) Dual fazlı çeliğe ait mikroyapı, b) DP 600 çeliğine ait mikroyapı, c) DP 980 Y 700 çeliğine ait mikroyapı 16

Şekil 4.2. Otomobilde DP çeliklerinin tipik uygulama alanları..... 19

Şekil 4.3. Sıcak haddeleme süreci..... 23

Şekil 4.4. Endüstriyel sürekli tavlama yöntemi ile DP çeliklerinin üretiminde zaman – sıcaklık çevriminin şematik gösterimi, F: Ferrit, B: Beynit, P: Perlit, Ö: Östenit ve M: Martenzit 23

Şekil 4.5. TRIP çeliklerine ait mikroyapılar, a) TRIP 690 (kalıntı östenit oranı yaklaşık %10), b)TRIP 780 (kalıntı östenit oranı yaklaşık %18) 25

Şekil 4.6. TRIP 350/600, DP 350/600 ve HSLA 350/450 toplam uzama değerleri karşılaştırması..... 26

Şekil 4.7. a) Ac_1, Ac_3 ve Ac_m sıcaklıkları, b) TRIP çeliklerinin üretiminde izlenen sıcak ve soğuk haddele yöntemlerinin şematik gösterimi..... 31

Şekil 5.1. Lazer ışını ve normal ışık arasındaki farklar 33

Şekil 5.2. Kendiliğinden emisyon..... 34

Şekil 5.3. Tahrik edilmiş yutma..... 35

Şekil 5.4. Tahrik edilmiş emisyon 35

Şekil **Sayfa**

Şekil 5.5. Lazer türleri 36

Şekil 5.6. Katı hal lazerlerin sistem yapısı..... 37

Şekil 5.7. Gaz lazerlerin sistem yapısı 37

Şekil 5.8. Kaynaklı birleştirme ile meydana gelen bölgeler 39

Şekil 5.9. Derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı..... 40

Şekil 5.10. İletimsel lazer kaynağı..... 40

Şekil 5.11. Fiber lazerin çalışma prensibi..... 42

Şekil 5.12. 1,524 mm kalınlığındaki paslanmaz çeliğe uygulanmış fiber lazerin kesiti, (a) 500W,SM, 7620 mm/dk tel besleme hızı, 30µm spot çapı, (b)700W, MM, 2540 mm/dk tel besleme hızı, 150µm spot çapı, (c) 1 kW, MM, 2032 mm/dk tel besleme hızı, 250 µm spot çapı..... 43

Şekil 7.1. DP600 ve TRIP800 çeliklerinin kaynaklanması esnasındaki birleştirme türleri ve odak mesafesi parametresinin şematik gösterimi, a) DP600 – DP600 / 0 mm odak mesafesi, b) DP600 – DP600 / - 1,4 mm odak mesafesi, c) TRIP800 – TRIP800 / 0 mm odak mesafesi, d) TRIP800 – TRIP800 / - 1,7 mm odak mesafesi..... 55

Şekil 7.2. ASTM E8 standardına göre deney numunesi ölçüleri..... 55

Şekil 7.2. Kaynaklanacak sacların konum ve ölçülerinin şematik gösterimi 57

Şekil 7.4. Kaynak prosesinde kullanılan malzemelerin konumları. a) Ayar saclarının malzeme üzerindeki konumları, b) Kaynak öncesinde, plakaların kalıba bağlanması, c) Kaynaklanmış numune..... 58

Şekil 7.5. Deneysel çalışmada kullanılan odak mesafelerine ait şematik gösterim, a) 0 mm odak mesafesi, b) Negatif odak mesafesi (DP600 için – 1,4 mm, TRIP800 için – 1,7 mm) 59

Şekil 7.6. RT muayenesinde kullanılan cihaz ve numunelerin konumlandırılması..... 61

Şekil. 7.7. Penetrant muayenesi uygulaması..... 61

Şekil 7.8. Kaynaklanmış numunelere ait kesim planı..... 62

Şekil 7.9. Çeşitli yük kaynakları için gerinim oranı aralıkları..... 63

Şekil 8.1. DP600 malzemenin ana malzeme dayanımının belirlenmesi için kullanılan çekme testi numuneleri..... 65

Şekil **Sayfa**

Şekil 8.2. TRIP800 malzemenin ana malzeme dayanımının belirlenmesi için kullanılan çekme testi numuneleri 66

Şekil 8.3. DP600 ve TRIP800 çeliklerine ait mikroyapı görüntüleri a) DP600 – Optik mikroskop, b) TRIP800 – Optik mikroskop, c) DP600 – SEM görüntüsü, d) TRIP800 – SEM görüntüsü 67

Şekil 8.4. DP600 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme 68

Şekil 8.5. TRIP800 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme 72

Şekil 8.6. DP600 ve TRIP800 çeliklerinin Graville diyagramındaki yerleri 77

Şekil 8.7. DP600 çeliğinin 0 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi 79

Şekil 8.8. DP600 çeliğinin – 1,4 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi 81

Şekil 8.9. TRIP800 çeliğinin 0 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi 84

Şekil 8.10. TRIP800 çeliğinin – 1,7 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi 86

Şekil 8.11. Sıcaklık gradyenti ve kaynak hızı ilişkisi 88

Şekil 8.12. DP600 malzemenin 0 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri 106

Şekil 8.13. DP600 malzemenin – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri 107

Şekil 8.14. TRIP800 malzemenin 0 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri 108

Şekil **Sayfa**

Şekil 8.15. TRIP800 malzemenin – 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri 109

Şekil 8.17. D1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge..... 119

Şekil 8.17. D1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) Al esaslı çökelti .. 121

Şekil 8.18. D2 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge..... 123

Şekil 8.19. D3 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) Al esaslı çökelti..... 113

Şekil 8.20. D4 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge..... 126

Şekil 8.21. D5 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge 128

Şekil 8.22. D5 numunesine ait partikül, a) x 500 büyütme, b) x 1000 büyütme, c) x 5000 büyütme..... 129

Şekil 8.23. D6 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge 131

Şekil 8.23. D6 numunesine ait gevrek kırılma morfolojisi..... 115

Şekil 8.24. T1 numunesine ait sünek kırılma morfolojisi..... 125

Şekil 8.25. T1 numunesine ait partikül..... 125

Şekil 8.26. T2 numunesine ait sünek – gevrek kırılma morfolojisi..... 126

Şekil 8.27. T2 numunesine ait partiküller..... 126

Şekil 8.28. T3 numunesine ait sünek - gevrek kırılma morfolojisi..... 127

Şekil 8.29. T4 numunesine ait sünek kırılma morfolojisi..... 128

Şekil 8.30. T5 numunesine ait gevrek kırılma morfolojisi 128

Şekil 8.31. T6 numunesine ait gevrek kırılma morfolojisi 129

Şekil **Sayfa**

Şekil 8.32. DP600 numunelerin kaynaklanmasının ardından elde edilen makroyapı görüntüleri, a) D1 numunesi, b) D2 numunesi, c) D3 numunesi, d) D4 numunesi, e) D5 numunesi, f) D6 numunesi 132

Şekil 8.33. D1, D2 ve D3 numunelerinin ITAB değişimleri 133

Şekil 8.34. D4, D5 ve D6 numunelerinin ITAB değişimleri 134

Şekil 8.35. D1 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu..... 136

Şekil 8.36. D2 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu..... 136

Şekil 8.37. D3 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu..... 137

Şekil 8.38. D4 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu..... 138

Şekil 8.39. D5 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu..... 139

Şekil 8.40. D6 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu..... 139

Şekil 8.41. 0 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (DP600)..... 140

Şekil 8.42. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (DP600) 141

Şekil 8.43. TRIP800 numunelerin kaynaklanmasının ardından elde edilen makroyapı görüntüleri, a) T1 numunesi, b) T2 numunesi, c) T3 numunesi, d) T4 numunesi, e) T5 numunesi, f) T6 numunesi 149

Şekil 8.44. T1, T2 ve T3 numunelerinin ITAB değişimleri..... 150

Şekil 8.45. T4, T5 ve T6 numunelerinin ITAB değişimleri..... 151

Şekil 8.46. T1 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu..... 153

Şekil **Sayfa**

Şekil 8.47. T2 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu 154

Şekil 8.48. T3 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu 154

Şekil 8.49. T4 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu 155

Şekil 8.50. T5 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu 156

Şekil 8.51. T6 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu 156

Şekil 8.52. 0 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (TRIP800) .. 158

Şekil 8.53. – 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (TRIP800) 159

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
CO_2	Karbondioksit
MPa	Mega Paskal
n	Gerinim üssü
Ky	Dislokasyon kilitlenmesi sabiti
Ms	Martenzit başlangıç sıcaklığı
kW	Kilowatt
W	Watt
M	Metre
dk	Dakika
mA	Miliamper
mm	Milimetre
kA	Kiloamper
kV	Kilovolt
vc	Yer değiştirme miktarı
Lc	Gövde uzunluğu
$C_{eş}$	Karbon eşdeğerliği
τ	Göreceli plaka kalınlığı
k	Malzemenin ısıl iletkenliği (J / mm x s. °C)
ρ x c	Hacimsel özgül ısı (J / mm x °C)
t	Kalınlık (mm)
H_{net}	Net ısı girdisi
T_c	Soğuma sıcaklığı
T_0	Başlangıç sıcaklığı
Ac_1	Alt kritik sıcaklık
Ac_3	Üst kritik sıcaklık

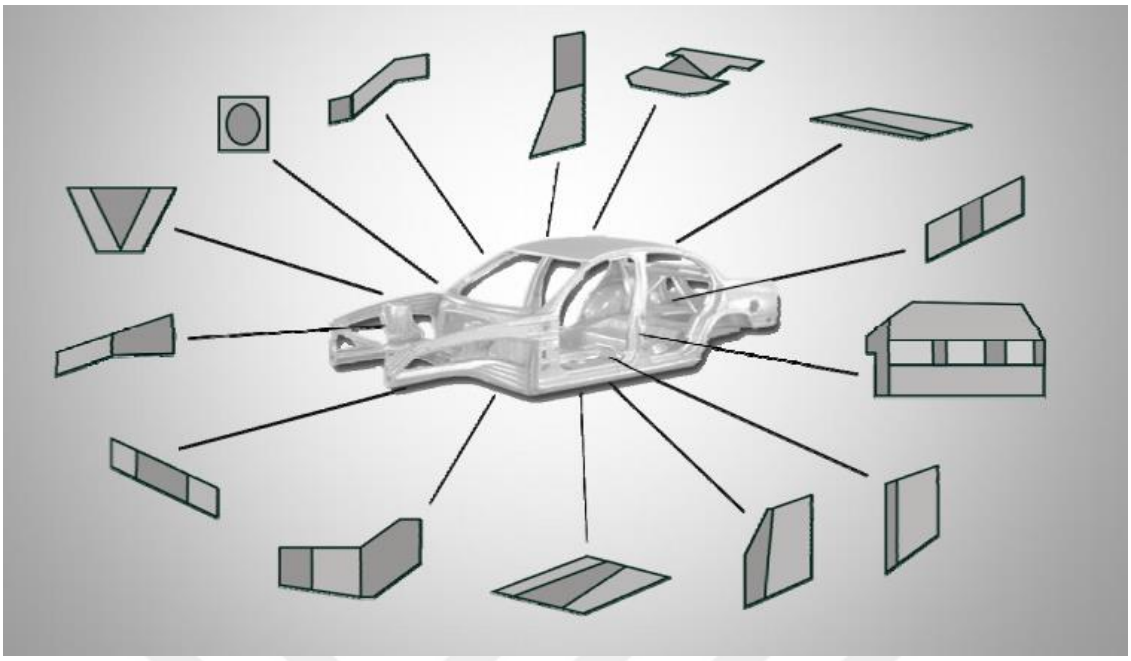
Kısaltmalar	Açıklamalar
AHSS	Gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler
BH	Fırında sertleşebilme
CCT	Sürekli soğuma diyagramı
CW	Sürekli mod kaynağı
EBSD	Elektron gerisaçılım difraksiyonu
HSLA	Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler
HSS	Yüksek mukavemetli çelikler
IIHS	U.S. Insurance Institute for Highway Safety
ITAB	Isı Tesiri Altındaki Bölge
MM	Çoklu mod
LCA	Yaşam döngüsü analizi
NCAP	European New Car Assessment Program
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SM	Tekli mod
TWB	Tailor welded blanks (özel boşluklu kaynaklar)

1. GİRİŞ

Tarihsel süreç içerisinde insanlığın ihtiyaçlarının sürekli olarak değişkenlik göstermesi, teknolojinin de büyük bir ivmeyle gelişmesine neden olmaktadır. İhtiyaçların sürekli olarak değişkenlik gösterdiği sektörlerden biri de otomotiv sektörüdür.

Günümüzde otomotivlerden beklenen ön önemli özellikler, yüksek dayanıklılığa sahip olarak yolcu güvenliğinin sağlanması ve araç ağırlıklarının azaltılarak yakıt tüketiminin azaltılması ve böylelikle de CO_2 salınımının azaltılarak daha çevreci araçların kullanılmasının sağlanmasıdır [1,2]. Bu nedenle çelik üreticileri tarafından çeşitli özelliklere sahip çelik üretimleri gerçekleştirilmiş, ancak bu süreç içerisinde üretilmiş olan gelişmiş yüksek mukavemetli Çelikler (AHSS) otomotiv sektöründe önemli bir konuma gelmişlerdir. Bu çeliklerin en büyük avantajları ince kesitli malzemeler kullanıldığında, herhangi bir mukavemet kaybı yaşanmaksızın darbe sönümleme özelliğine sahip olmalarıdır [3,4].

Araç iskeletini meydana getiren aksamların büyük bir bölümü sac malzemelerin şekillendirilmesi ve ardından kaynaklanması ile üretilmektedir. Ancak otomotiv sektöründe kullanılan birleştirme geometrileri alışılagelmiş geleneksel metodlardan daha farklıdır. Aractaki bölgelerden istenen mekanik özelliklere bağlı olarak farklı kalınlıklarda veya farklı kimyasal kompozisyondaki malzemeler çok farklı geometrik birleştirme formları kullanılarak kaynaklanabilmektedirler. Bu durum "Tailor Welded Blanks (TWB, özel boşluklu kaynaklar)" terimi ile literatürde yer almaktadır [5,6]. Bir otomobilde kullanılan bu tip birleştirmeler ise Şekil 1.1' de gösterilmiştir.



Şekil 1.1. Bir otomobildeki TWB birleştirmeler [7]

Otomotiv sektöründeki gelişmeler izlendiğinde ise birleştirme yöntemi olarak uzun yıllardır kullanılan nokta direnç kaynağı yerine lazer kaynak kullanımının yaygınlaştığı görülmektedir. Bunun da temel nedeninin, lazer kaynağı yöntemi kullanıldığında meydana gelen ITAB genişliğinin azaltılması ve buna bağlı olarak da malzeme dayanıklılığının artması ile daha az kaynaklı birleştirme yapma gerekliliğine bağlı olarak kaynaklı imalatın meydana getirdiği ağırlığın azaltılması olduğu bildirilmiştir [8].

Yapılan bu tez çalışmasında otomotiv endüstrisinde çok yaygın olarak kullanılmakta olan farklı kalınlıklardaki DP600 ve TRIP800 çeliklerin bindirme pozisyonunda, fiber lazer kaynak yöntemi kullanılarak kaynaklanmış ve kaynak parametrelerinin malzemelerdeki mikroyapı ve mekanik özelliklerine olan etkileri incelenmiştir.

2. GELİŞMİŞ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER (AHSS)

1900’ lü yılların başında düşük karbonlu çelik şeklinde üretilmeye başlanan çelikler, 1970’ li yıllarda yüksek dayanımlı – düşük alaşımlı çelikler çelikler (HSLA), 1990’ lı yıllarda ise gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) şeklinde üretilmeye başlamıştır. 1970’lerde birinci ve ikinci petrol krizlerinin bir sonucu olarak, araç ağırlıklarının azaltılması amacıyla çelik üreticileri yüksek mukavemetli çelik (HSS) üretimine başlamışlardır. Ancak bu yüksek mukavemetli çeliklerden (HSS), özellikler yüksek dayanımlı – düşük alaşımlı çelikler (AHSS) dayanım özelliklerinin iyileştirilmelerinin sınırlı olmaları ve geleneksel düşük karbonlu çeliklerle karşılaştırıldığında izin verilemeyecek ölçüde süneklik kaybı meydana gelmesi nedeniyle otomotiv pazarında önemli ölçüde başarısızlık yaşamışlardır [9].

Bir araç, müşteriler ve otoriteler tarafından yapısı, mobilitesi, fonksiyonları, görüntüsü ve aksesuarlarına göre değerlendirilir. Otomotiv uygulamalarında kullanılacak olan malzemelerin seçimini belirleyen özellikler: güvenlik, dayanıklılık, gürültü / titreşim / sarsıntı, geri kazanılabilirlik, yakıt tüketimi, çevresel etkenler, üretilebilirlik ve kalite olarak sıralanabilir [9,10].

Gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS); yüksek süneklik ve akma mukavemeti kombinasyonları elde edebilmek amacıyla, kimyasal kompozisyonları dikkatlice tasarlanmış, çok fazlı mikroyapıya sahip olan özel malzemelerdir [11]. Bu malzemeler ise, taleplere istinaden, süreç içerisinde değişim ve gelişim göstermiştir.

2.1. Birinci ve İkinci Nesil Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS)

Son yirmi yıl içerisinde çeşitli 1. ve 2. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çelik (AHSS) üretimleri gerçekleştirilmiştir. Bazı 1. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerin ticari isimleri: DP (Dual Phase), CP (Complex Phase), TRIP (Transformation Induced Plasticity), MART (Martensitic Steels) şeklindedir. 2. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler, yüksek mekanik özelliklere sahip çeliklerdir. Östenitik paslanmaz çelik ve TWIP (Twinning Induced Plasticity) ise ticari isimlere örnek verilebilir. Bununla birlikte L – IP (Lightweight Steel with Induced Plasticity) ve SIP (Shear Band Formation Induced Plasticity) adı verilen çelikler de 2. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler grubunda yer almaktadır. Ancak, 2. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler, Ni, Cr, ve Co gibi yüksek maliyeti olan alaşım

elementlerini içerirler [11,12]. 1. ve 2. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklere ait bazı özellikler Çizelge 2.1' de gösterilmiştir [12].

Çizelge 2.1. Farklı tiplerdeki çeliklere ait karakteristik özellikler [12]

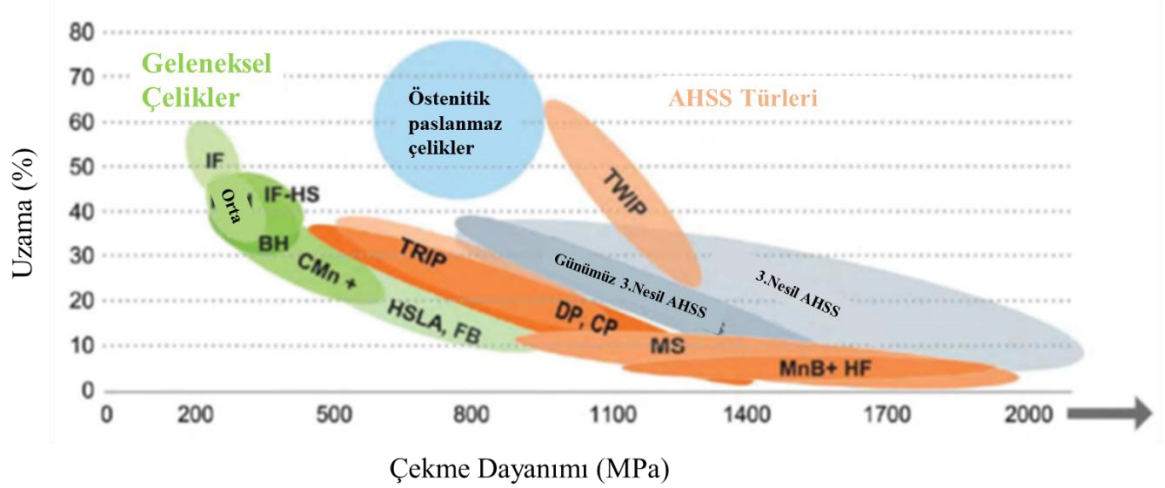
	Çeliğin Gösterimi	Karakteristik Özellikleri
1. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler	DP	• Yumuşak ferrit matris içerisinde % 10 – 40 oranında martenzit veya martenzit – östenit mikroyapılarından oluşmuştur. • Mak.Çekme Dayanımı / Akama Dayanımı oranı (yaklaşık 0,5) düşüktür ve yüksek gerinim sertleşmesi özelliği gösterir. • Kimyasal kompozisyonu: % 0,06 – 0,15 C, % 1,5 – 2,5 Mn, % < 1.0 Si, % < 0.4 Cr ve Mo, % < 0.06 V, % < 0.04 Nb şeklindedir.
	TRIP	• % 50 – 55 ferrit, % 30 – 35 beynit, % 7 – 15 kalıntı östenit ve % 1 – 5 martenzit mikroyapılarından oluşmuştur. • Bu çeliklerde kalıntı östenit, mekanik dönüşümler esnasında martenzit fazına dönüşmekte ve çalışma sertleşmesini artırmaktadır. • Yüksek enerji sönümleme kapasitesi ve iyi sünekliğe sahip çeliklerdir. • Kimyasal kompozisyonu: % 0,20 – 0,25 C, % < 2,5 Mn, % 0,4 – 2,0 Si, % < 2,0 Al (bazı uygulamalarda Si yerine kullanılır.)
	CP	• İnce ferrit ve TRIP çelikleri ile karşılaştırıldığında yüksek hacim oranlarında beynit ve martenzit mikroyapılarından oluşmuştur. • Sürekli akma ve yüksek elastik şekil değişimi özelliği gösterirler. • Kimyasal kompozisyonları TRIP çeliklerine benzerdir, ancak bu alaşım elementlerine ek olarak çökelti sertleşmesi sağlayan Nb, Ti ve / veya V içerirler.

Çizelge 2.1. (devam) Farklı tiplerdeki çeliklere ait karakteristik özellikler [12]

<table>
<tr><td></td><td>MART</td><td>• Lata martenzit mikroyapısından oluşmuştur.
• Sertleşebilirlik özelliği iyidir.
• Kimyasal kompozisyonu: % 0,13 – 0,25 C, % 2,0 – 2,4 Mn, % 0,3 – 0,5 Si ve genellikle Cr, Mo, B, Ni ve V elementlerini içerirler.</td></tr>
<tr><td rowspan="3">2. nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler</td><td>TWIP</td><td rowspan="3">• Östenitik çeliklerdir.
• Yüksek çalışma sertleşmesi, iyi mukavemet ve süneklik özelliklerine sahiptirler.
• Kimyasal kompozisyonları: % < 1,0 C, % < 3,0 Si ve/veya % < 5,0 Al ve yüksek miktarda % 20 – 30 Mn içerirler.
• Bu çeliklerde çalışma sertleşmesini meydana geitiren östenit fazındaki “istif hatası enerjisi” ile ilgilidir. Bu enerjinin büyüklüğü, çapraz kayma mekanizmasını kontrol eder ve farklı deformasyon mekanizmaları farklı seviyelerde deformasyona neden olur. İstif hatası enerjisi azaldıkça, istif hataları genişler, çapraz kayma zorlaşır ve mekanik ikizlenme tercih edilir hale gelir.
• İkizlenme mekanizması genellikle, Mn içeriğinin % 25’ten fazla olduğu durumlarda baskın meydana gelir.</td></tr>
<tr><td>L – IP</td></tr>
<tr><td>SIP</td></tr>
</table>

2.2. Üçüncü Nesil Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin (AHSS) Gelişimi

Üçüncü nesil gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler üzerinde gerçekleştirilen çalışmalarda, düşük maliyet, düşük alaşım elementi konsantrasyonu ile birlikte yüksek mekanik özellikler de hedeflenmektedir. 1. ve 2. nesil çeliklerin sahip oldukları gerilme mukavemeti – uzama özellikleri ile 3. nesil çeliklerden beklenen bu mekanik özellikler Şekil 2.1’ de gösterilmiştir [12].



Şekil 2.1. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler için Dayanım – Süneklik Diyagramı [12]

Otomotiv çeliği olarak kullanılmakta olan gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS), güvenlik, verimlilik, emisyon, imal edilebilirlik, dayanıklılık ve maliyet gerekliliklerini önemli şekilde karşılayabilmektedirler.

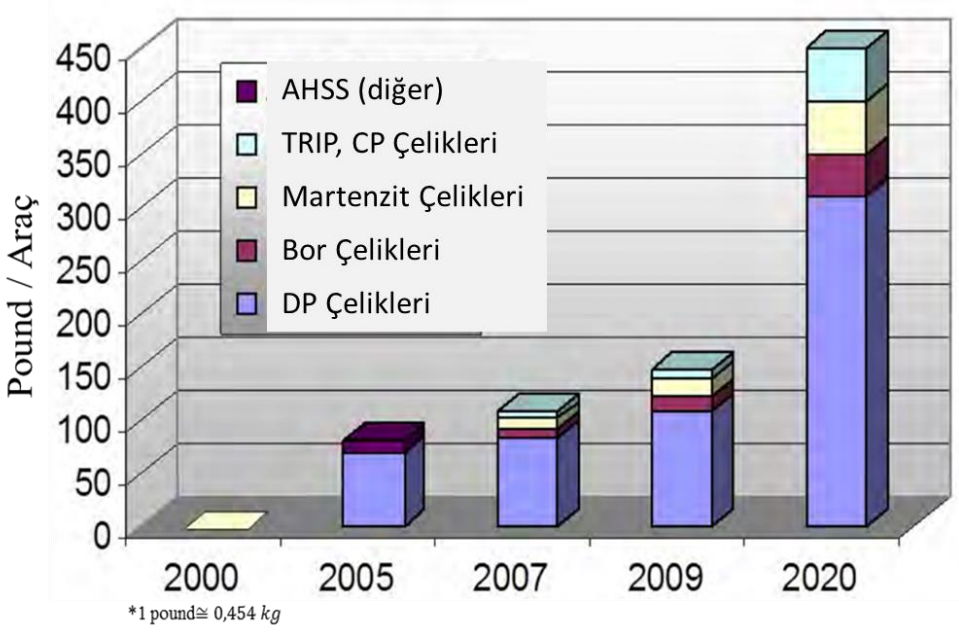
3. OTOMOTİV ÇELİKLERİNDEN BEKLENTİLER NELERDİR?

Otomotiv çeliği olarak kullanılmakta olan gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS), güvenlik, verimlilik, emisyon, imal edilebilirlik, dayanıklılık ve maliyet gerekliliklerini önemli şekilde karşılayabilmektedirler.

3.1. Maliyet

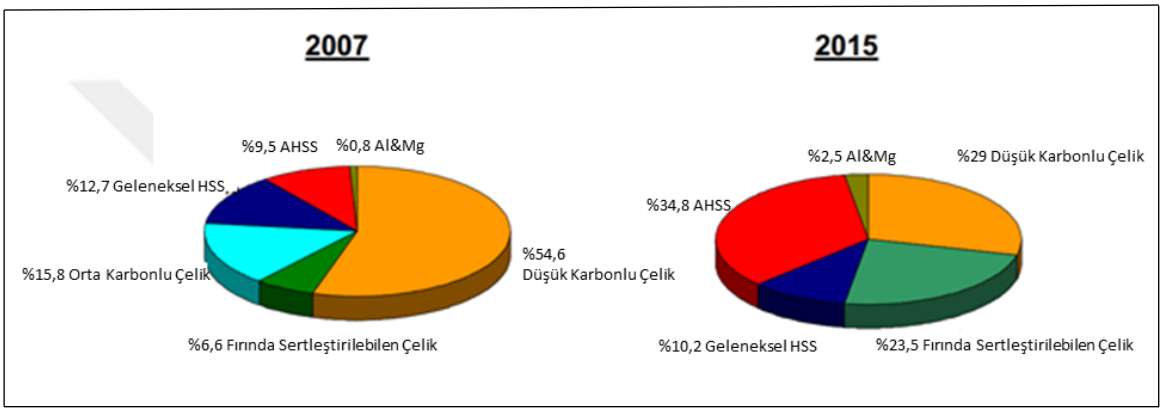
Gelişmiş yüksek mukavemetli çelikleri (AHSS) değerlendirmenin temel amaçları: çarpışma esnasındaki enerji yönetim performansının iyi olması ve bu performansı sağlayabilecek olan malzemenin hem dayanım olarak iyi olması hem de bunu düşük karoser ağırlığıyla sağlayabilmesidir. Düşük araç ağırlığı sayesinde sera gazı üretiminin azaltılması yönündeki stratejiler göz önünde tutulmalıdır. Ancak bu stratejilerin aynı zamanda makul fiyatlarla gerçekleştirilebilmesi gereklidir. Yani üretici firmalar, herhangi bir ekstra maliyet olmaksızın, aracın kaza yada diğer fonksiyonel gereklilikleri ile birlikte, önemli ölçüde daha düşük kütleye sahip araçlar üretebilirler.

Sonuç olarak, otomotiv uygulamalarında AHSS kullanımında eşi görülmemiş bir artış yaşanmaktadır. Ayrıca bağımsız pazar araştırmaları da bu artışın devam edeceğini ileri sürmektedir (Şekil 3.1).



Şekil 3.1. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çeliklerin (AHSS) kullanımı [13]

Birçok çelik firması, bu yeni çelik gruplarını kullanarak daha güvenli ve çevreci otomobiller üretmek adına araştırma ve geliştirme faaliyetlerini bu yöne çevirmişlerdir. Şekil 3.2' de Güney Amerika'daki hafif metalik araç malzemesi trendinde AHSS kullanımının ciddi oranda artışını göstermektedir. 2007 yılında yapılan üretimlerde düşük karbonlu çelik, orta karbonlu çelik ve geleneksel yüksek mukavemetli çelik kullanımı ön plandayken; 2015 yılına gelindiğinde orta karbonlu çelik kullanımının tamamen ortadan kalktığı ve bunun yerine AHSS, düşük karbonlu çelik, geleneksel yüksek mukavemetli çelik ve fırında sertleşebilen çelik kullanımlarında artış meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 3.2. HSS ve AHSS çeliklerinin kullanımındaki artış [13]

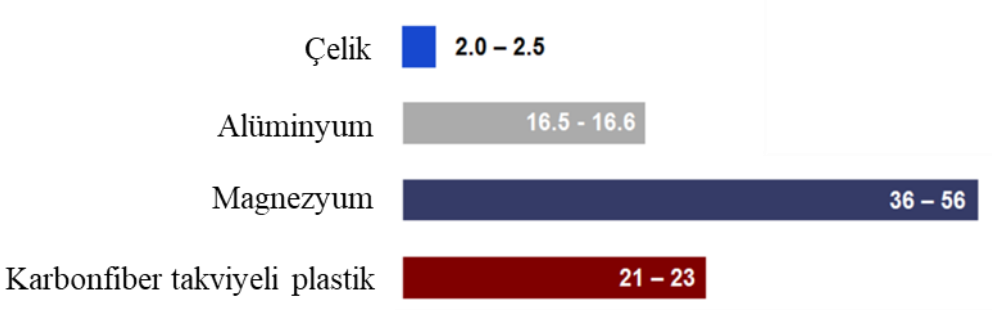
3.2. Güvenlik

Hafif araçlar üretmek için diğer malzemelere kıyasla hafif çelik kullanım oranları ve bununla birlikte güvenlik düzenlemeleri de gün geçtikçe artmaktadır. Tüketicilerin güvenli araç talebine karşılık olarak hükümetler araç gövde yapısı, tasarım ve malzemeler için yeni test ve standartları uygulamaya koymaktadırlar. ABD' de National Highway Traffic Safety Administration (NHTSA), araç güvenliği için darbe dayanımı, kısıtlamalar ve yakıt ekonomisi kapsamında standartlar düzenlerken; bir benzeri de Avrupa' da European New Car Assessment Program (NCAP) tarafından çeşitli çarpışma testleri, ön-yan ve direk darbeleri ile yayalar ile olan çarpışmalardaki performansları ölçer. Bunun yanı sıra U.S. Insurance Institute for Highway Safety (IIHS) ön – yan – arka darbe derecelendirmelerini, tavan dayanımı ile aracın devrilme derecelendirmelerini geliştirmeyi hedefler.

3.3. Emisyon

Modern dünyada çevre ve iklim değişikliği endişelerinin artmasıyla birlikte, endüstrinin her alanında CO_2 salınımı azaltılmaktadır. Otomotiv endüstrisinin üzerinde de bu konuda baskı oluşmaya başlamıştır. Ancak süreç içerisinde daha hafif ve daha düşük CO_2 emisyonu sağlamanın yolunun düşük yoğunluklu malzeme (Al, Mg ve kompozitler gibi) kullanımından geçtiği şeklindeki hatalı bir düşünce yaygınlaşmıştır.

Al, Mg ve kompozitler gibi düşük yoğunluklu malzemeler günümüzde lüks segment araçlarda kullanılmaktadır. Bu tip malzemeler "hafif" olma özelliğini sağlamak için çok daha yüksek hacimli araçlarda kullanılmaktadır, ancak bu durumda da yakıt ekonomisi ve emisyon değerlerini ihlal etmektedirler. Ancak asıl problem, Şekil 3.3'te de görüldüğü gibi düşük yoğunluklu bu malzemelerin başlangıç üretimleri esnasında meydana gelen sera gazı salınımıdır. Bu şekilden de görüleceği üzere 1 kg Mg üretiminde meydana gelen CO_2 miktarı yaklaşık olarak % 36 – 56 oranında değişirken; çelik üretiminde bu oran % 2 – 2,5 oranlarında meydana gelmektedir. Elde edilen bu değerlere göre karşılaştırma yapıldığında, çelik üretimi alternatif malzemelere göre daha çevreci şekilde üretilmektedir [13].

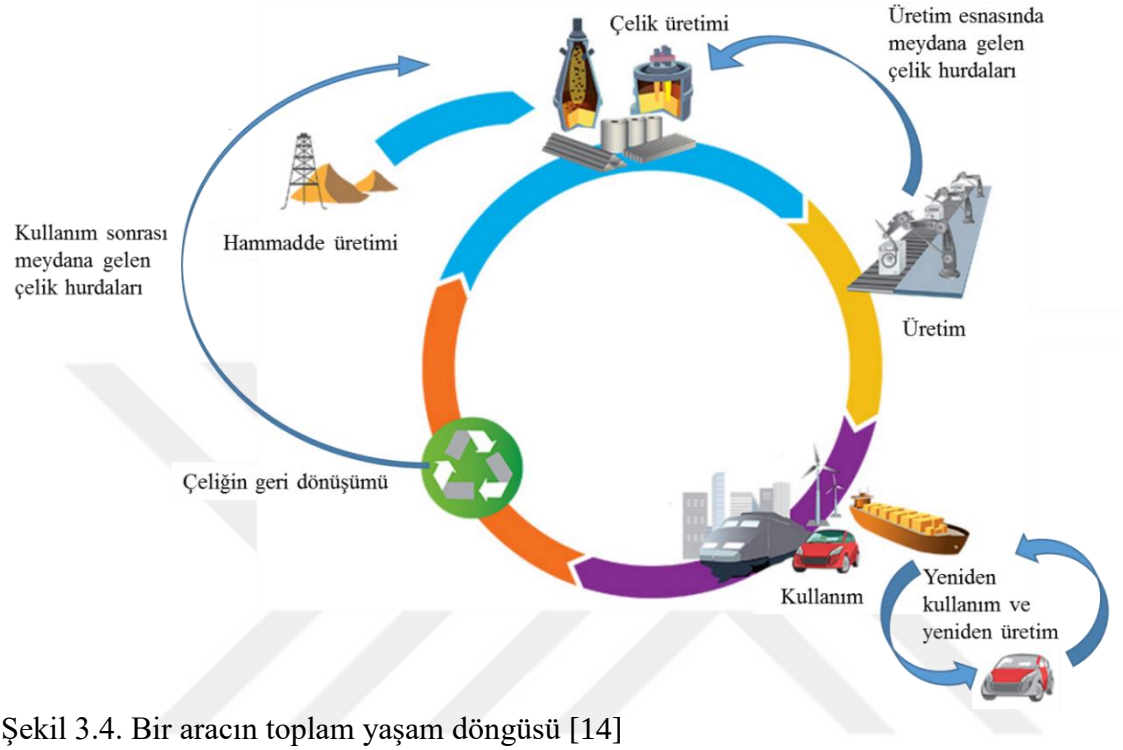


Şekil 3.3. Birincil üretim esnasında ortalama sera gazı emisyon oranı, ortalama CO_2 / kg [13]

Yaşam Döngüsü Analizi

Trafikteki araç sayılarının gün geçtikçe artması, iklim değişikliğinin hızla devam etmesi nedeniyle otomotiv endüstrisi ve malzeme tedarikçileri üzerinde, araçların ortalama CO_2 salınımının azaltılması baskısı yoğun şekilde devam etmektedir.

Ancak günümüzde, araç ağırlıklarını azaltarak egzoz emisyon değerlerini düşürmek doğru ve gerçekçi çevresel değerlendirme sağlamamaktadır. Bir otomobilin çevreye bıraktığı izi değerlendirebilmek için aracın tüm yaşam döngüsünü (Şekil 3.4) incelemek gereklidir [13].

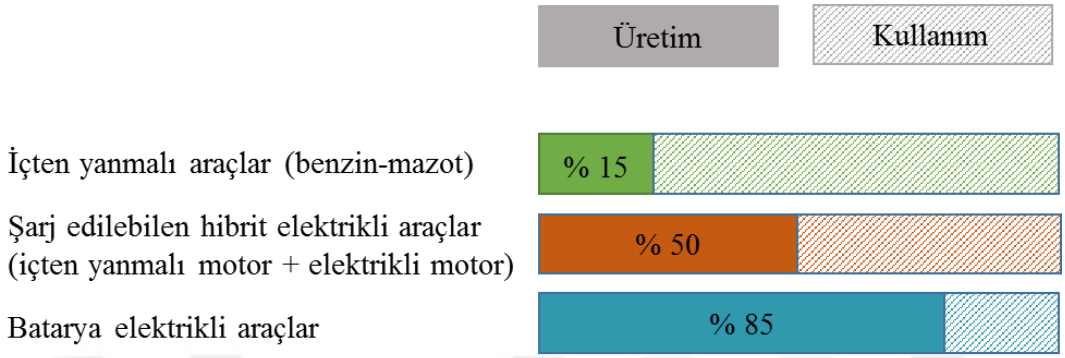


Şekil 3.4. Bir aracın toplam yaşam döngüsü [14]

Yaşam Döngüsü Analizi (LCA), ISO 14040-44 standardını baz alarak uygulanır. Bu standarda göre ise otomotiv üreticileri, bir fazda gelişme sağlarken, başka bir fazdaki düşük performansın süreci etkilememesini garanti altına alırlar. Üretim esnasında meydana gelen emisyonda meydana gelen artış, kullanım esnasında meydana gelen emisyondan daha fazla olduğunda; aracın hafifletilmesi, toplam emisyonunda istenmeyen şekilde artışa neden olur.

Tipik olarak benzinli araçlarda % 80 – 85 oranında sera gazı salınımı varken, bunun sadece % 15 ‘i aracın ürettiği gazdır. Meydana gelen bu gazların geri kalanını ise aracın üretimi esnasında süreçlerden meydana getirdiği gazlar ve hammadde üretimi esnasında meydana gelen gazlar oluşturur. Bununla birlikte, yakıt ekonomisi geliştikçe, egzoz emisyon değerleri azaltılmaktadır. Aynı zamanda yaygın mühendislik çözümleri sayesinde daha etkili güç aktarım elemanları üretilmekte, daha etkili aerodinamik ve düşük araç ağırlığı sağlanabilmektedir. Otomobil endüstrisinde: Avrupa, ABD ve Kanada’ da ağırlıklı olarak sera gazı emisyon standartları üzerinde durulurken; Japonya, Çin ve Güney Kore’ de ise yakıt tasarrufu konusu daha fazla önem arz etmektedir.

Otomotiv endüstrisi ortalama CO_2 emisyonu daha gelişmiş güç aktarma organları ve yakıt kaynakları üreterek düşürmeye çalıştıkça; malzeme üretiminde meydana gelen salınımlar bu oranı artırmaktadır (Şekil 3.5).



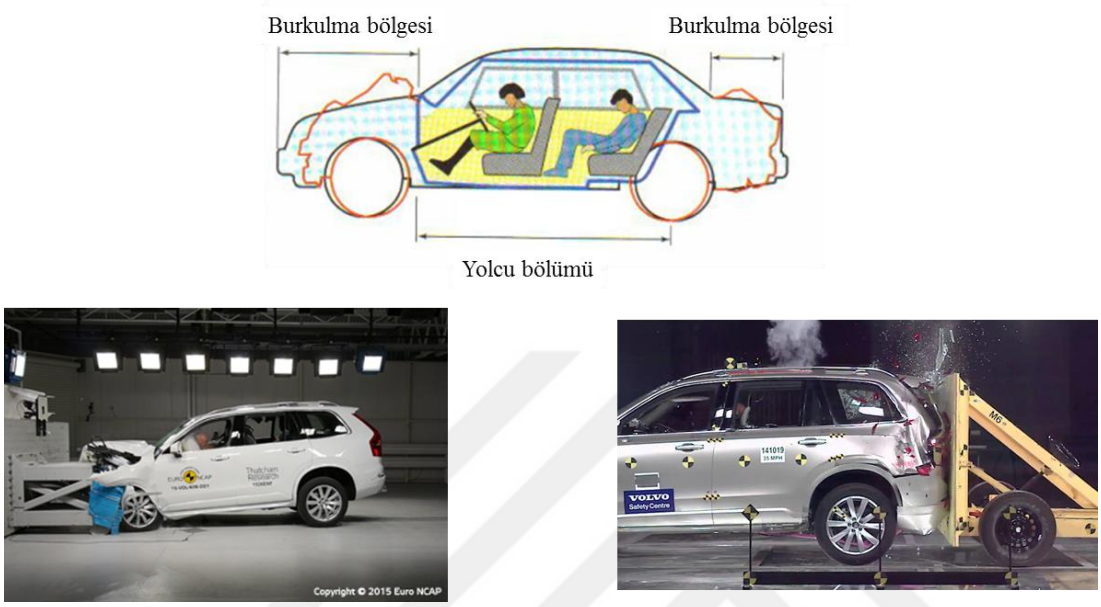
Şekil 3.5. Gelecekteki araç emisyonlarının güç aktarma organları ve enerji kaynaklarına göre değişimi

Otomotiv uygulamalarında kullanılacak malzeme seçiminde güvenlik, etkin yakıt tüketimi, çevre performansı, üretilebilirlik, dayanıklılık, kalite gibi pek çok kilit faktör bulunmaktadır. Açıkta kalan parçaların estetik kaygılar nedeniyle boya kalitesi ve deformasyon direnci de ayrıca önem arz eder [13].

3.4. Çarpışma Performansı

Şekil 3.6' da gösterildiği gibi otomobilde genelleştirilmiş iki bölgenin (burkulma bölgesi ve yolcu bölümü) birbirinden çok farklı güvenlik gereklilikleri bulunmaktadır. Yolcu bölümü, rijit güvenlik kafesi şeklinde, düşük yada yüksek hızlı çarpışmalarda yolcuları korumak için tasarlanmıştır. Herhangi bir çarpışma durumunda bu bölge, kuvvet nedeniyle meydana gelen deformasyonlarını engelleyerek, bir bütün halinde ve içerisinde yolcuya alan bırakacak sağlamlığı sağlayabilmelidir. Burkulma bölgeleri olarak adlandırılan kısımlar, aracın ön ve arka kısımlarında yer almakta, ön veya arka taraftan meydana gelebilecek çarpışmalarda mümkün olduğunca fazla enerjiyi absorbe edecek şekilde tasarlanmışlardır. Burkulma bölgesinin bu çarpışma enerjisini absorbe etmesi ve darbe etkisini azaltması, yolcu bölümünün yapısını korumasına yardımcı olur [13]. Bu nedenle her iki bölgeden istenen malzeme özellikleri birbirinden farklıdır. Burkulma bölgesinde kullanılacak malzemelerden çarpışma anında belli bir mesafede yüksek enerji absorbsiyonu, yüksek deformasyon sertleşmesi ve süneklik, yüksek tokluk beklenirken; yolcu bölgesinde kullanılacak olan malzemelerden ise çarpışma anında deformasyon / çökme olmaması, yüksek çekme

mukevemetine ve akma dayanımına sahip olması beklenmektedir. Bu nedenle burkulma bölgesinde genellikle DP, TRIP yada CP çelikleri kullanılırken, yolcu bölümü için Martenzitik, HF yada DP (> 980 MPa) çelikleri kullanılmaktadır [15].



Şekil 3.6. Otomobildeki temel çarpışma bölgeleri [16,17]

3.5. Rijitlik

Rijitlik, akma yada çekme dayanımının yanısıra parça geometrisi ve elastik modülün bir fonksiyonudur ve aynı zamanda yol tutuşu, güvenlik, gürültü ve titreşim ile ilgilidir. Rijitliğin tanımında, tasarım (özellikle enine kesitteki asal eksen yüklemeleri) önemli rol oynamaktadır. AHSS yüksek çalışma sertleşmesi oranına sahip olmalarının avantajıyla şekillendirilebilirliği arttırır ve optimum etkinlikte, geliştirilmiş şekil verme imkanı sağlar. Bunlara ek olarak AHSS, şekillendirmeden sonra boyanın fırınlanması süreci içerisinde fırında sertleşebilme (bake-hardening) becerisi sayesinde son dayanım değerlerini artırırlar [15].

3.6. Şekillendirme ve İmal Edilebilirlik

AHSS ler kısmen, geleneksel çeliklerdeki mukavemet artmasına bağlı olarak şekillendirilebilirliğin azalması konusunu irdelemek amacıyla geliştirilmişlerdir. Çelikler güçlendikçe otomotiv parçası olarak kullanılmaları zorlaşmaktadır. AHSS lerin mukavemeti geleneksel çeliklerden daha yüksek, yüksek dayanımlı çeliklerden daha düşük olmasına rağmen; yüksek çalışma sertleşmesi ve fırında sertleşebilme kapasiteleri, bu malzemelerin şekillendirilebilmesine ve parça geometrilerinin optimize edilmesine olanak sağlamaktadırlar. Şekillendirmede, hem toplam uzama ve kısmi uzama özellikleri önemlidir [15].

Gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler beş grup halinde üretilmişlerdir. Bunlar şu şekilde listelenebilir:

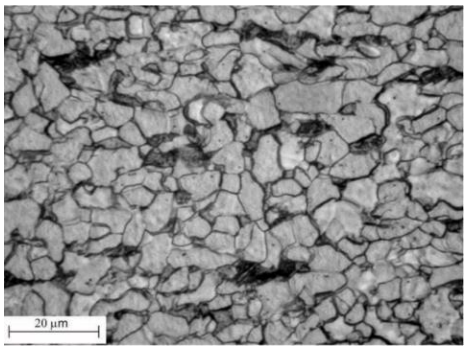
- Dual Fazlı (DP) Çelikler
- TRIP Çelikleri
- Ferritik-Beynitik (FB) Çelikler
- Kompleks Fazlı (CP) Çelikler
- TWIN Çelikleri

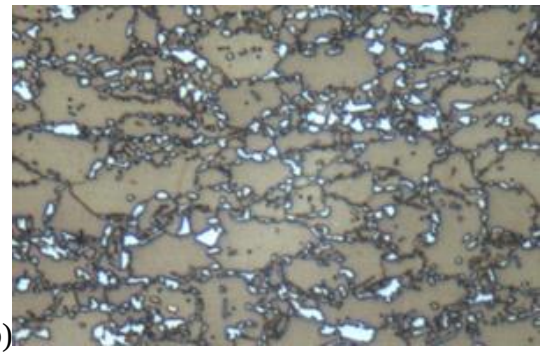
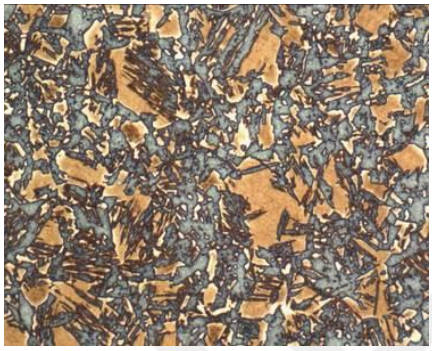
4. DP ve TRIP ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ

4.1. DP Çeliklerinin Genel Özellikleri

Dual fazlı çeliklerin mikroyapıları yumuşak ferrit matris içerindeki % 10-40 oranındaki sert martenzit veya martenzit – östenit partiküllerinden meydana gelir (Şekil 4.1). Bu şekildeki mikroyapı, maksimum çekme dayanımının 500 – 1200 MPa arasında olmasına imkan sağlar. Martenzit miktarının hacim oranının %20' sini aştığı durumlarda, DP çelikleri kısmi martenzitik olarak adlandırılır. Bu çift fazlı mikroyapı sayesinde DP çelikleri, geleneksel yüksek dayanımlı çeliklere göre pek çok avantajlı özellik kazanmıştır:

- DP çeliklerinin mukavemetleri, martenzit miktarının kontrolü; sünekliği ise martenzit fazının boyut ve dağılımı ile sağlanır,
- DP çeliklerinde akma uzaması görülmez,
- DP çelikleri düşük maksimum çekme dayanımı / akma dayanımı oranına (yaklaşık 0,5) ve yüksek gerinim sertleşmesi karakteristiğine (yüksek *n* değeri) sahiptir,
- Statik veya dinamik gerinim yaşlanması ile mukavemetlendirilebilirler (bake hardening effect)
- Düşük C içeriğine sahip olanlar ΔK_{th} eşiğine yakın aralıkta yorulma çatlağının ilerlemesine mükemmel direnç gösterir.

a) 

b) 
c) 

Şekil 4.1. a) Dual fazlı çeliğe ait mikroyapı [18], b) DP 600 çeliğine ait mikroyapı, c) DP 980 Y 700 çeliğine ait mikroyapı [19]

DP çelikleri, yüksek plastik gerinme oranına (r_m) sahip değillerdir, bu nedenle çekme ile şekillendirme gereken uygulamalar için iyi bir malzeme adayı değillerdir. Bu dezavantajlı durum, ferrit içerisinde çökelti sertleştirici olarak çalışan Ti ilavesinin etkisiyle, iki faz arasındaki sertlik farkının düşürülmesiyle giderilebilir. Alternatif olarak beynitik faz, martenzit – östenit bileşenlerinin yerini alabilir. DP çeliklerinin tamamı, otomotiv endüstrisinde geleneksel kaynak yöntemleri ile (nokta direnç kaynağı, lazer kaynağı, ark kaynağı) kaynaklanabilir.

DP çeliklerinin mekanik özelliklerini belirleyen temel faktörler: ferrit – martenzit fazlarının miktarı, dağılımı, şekli ve boyutları; martenzit fazının C içeriği ve kalıntı östenitin hacim oranıdır.

DP çeliklerinde, M – Ö bileşenlerinin sabit hacim oranında olanlar için, hem uygulanan gerilim hem de gerçek gerinimde meydana gelen çalışma sertleşmesi oranı, martenzit – östenit tanelerinin Hall – Petch eşitliğindeki değerler ile ilgilidir. Genellikle alıntılanan ifadelerde, $f_{MÖ} = 0,2$’ dir.

$$\sigma_{f(\varepsilon=0.2)} = 350 + 18{,}1\ \lambda^{-0{,}5} \quad (4.1)$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}_{(\varepsilon=0{,}2)} = 40{,}1\ \lambda^{-0{,}5} \quad (4.2)$$

Bu denklemlerdeki λ, martenzit – östenit partiküllerinin ortalama boyutu ya da çapıdır. Eş. 4.1 ve Eş. 4.2' deki katsayılar, $d\sigma$ / $d\varepsilon$ değerinin σ_f değerinden daha hızlı arttığını göstermektedir. Çelik içerisindeki martenzit – östenit yapısının artmasıyla birlikte uniform uzama meydana gelmektedir. DP çelik içerisindeki martenzit içeriği, gerilim varyasyonlarının fonksiyonu olarak karışım temelli olmak üzere şu mekanik modelleme uygulanır:

$$\sigma = V_m\,\sigma_m + (1 - V_m)\sigma_f \quad (4.3)$$

Bu denklemdeki σ_m, σ_f, σ değerleri sırasıyla martenzit, ferrit ve kompozit yapının gerilim değerlerini göstermektedir. Kompozitler veya komponentlerdeki gerilim – gerinimin birbirine olan bağıntısı ise şu eşitlik ile gösterilir:

$$\sigma = k\,\varepsilon^n \quad (4.4)$$

Karışım kuralı aynı zamanda eş gerilme ve eş gerinme durumlarında da uygulanır. Eş. 4.3 ise, ilgili fazların hacim oranlarının ve morfolojilerine nazaran σ_m ve σ_f değerlerinin sabit kabul edildiği durumlarda uygulanır. Eş. 4.3, σ_m ve σ_f' nin ilgili fazların hacim fraksiyonuna ve morfolojisine göre değişmediği varsayımıyla sıklıkla uygulanır. Bununla birlikte, bu yaklaşımın martenzit hacim oranının 0,5' e kadar çıktığı durumlara uyduğu pek çok çalışma tarafından gösterilmiştir. Kuziak ve Kawalla, martenzitin akma mukavemeti ile hacim oranı arasındaki değişimi açıklayan bir model önermiştir [2]. Bu modele göre DP çeliklerinin akma gerilmesi, Hall – Petch tipi bir ilişki vasıtasıyla, ferritin ortalama serbest yolundan, λ_f, etkilenmektedir:

$$\sigma_y = \sigma_{0_y} + K_y\lambda_f^{-0{,}5} \quad (4.5)$$

σ_{0_y} matrisin sürtünme gerilmesi, K_y dislokasyon kilitlenmesi sabitidir. Bu modeldeki hem σ_{0_y} hem de K_y değerleri V_m' in fonksiyonudur.

Bag ve arkadaşları ise akma gerilmesinin tahmini için Eş. 4.6' yı kullanarak yeni bir yaklaşım önermişlerdir [20]:

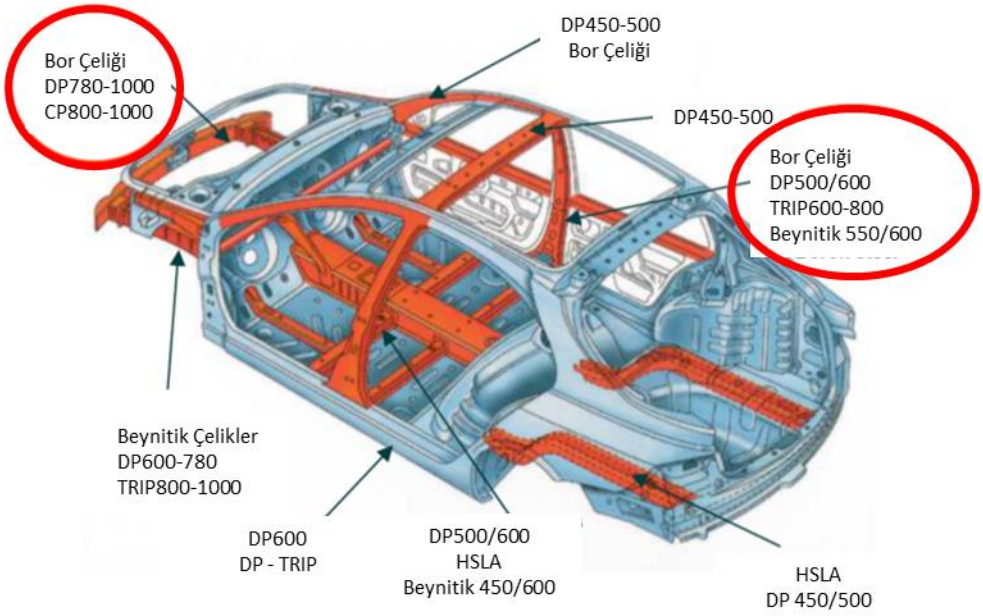
$$\log(\sigma_y) = 2{,}8565 - 0{,}25441 \log(\lambda_f) \quad (4.6)$$

Eş. 4.6, V_M parametresinin geniş bir aralığı üzerinde akma gerilmesinin tahmini için kullanılabilir ve bu parametre bağımsızdır. Ferrit içerisindeki ortalama serbest yolun martenzit içeriğine bağlı olmasıyla ilişkilidir [18]. DP çeliklerinin özeti Çizelge 4.1' de verilmiştir.

Çizelge 4.1. DP çeliklerinin özeti [15]

<table>
<tr><td colspan="4">DP Çelikleri</td></tr>
<tr><td>Mikroyapı Özellikleri</td><td>Yumuşak ferrit, sert martenzit adacıkları</td><td>Alaşım elementleri</td><td>C, Si, P mukavemetlendirme için gereklidir ancak kaynaklanabilirlik açısından dengeli tutulmalıdır. Mn, Cr, Mo, V, Ni sertleştirilebilirliği artırır.</td></tr>
<tr><td>Şekillendirilebilirlik</td><td>Mükemmel</td><td>Kaynaklanabilirlik</td><td>İyi, en yüksek dayanımlı olanları için dikkatli bir plan seçilmelidir.</td></tr>
<tr><td colspan="2">Avantajları</td><td>Performans</td><td>Uygulama alanları</td></tr>
<tr><td colspan="2">Yüksek fırında sertleştirilebilme kapasitesi, yüksek dayanım, yüksek çalışma sertleşmesi oranı, gerinim enerjisi absorbsiyonu, kaynaklanabilirlik ve mükemmel uzama</td><td>Kırılma dayanımı, boyun verme olmaksızın elde edilebilen maksimum çekme dayanımı, iyi imal edilebilirlik</td><td>TWB, Hidroform boruları</td></tr>
</table>

DP çeliklerinin sahip oldukları bu özelliklere göre araç üzerinde kullanıldığı bölgeler ise Şekil 4.2' de gösterilmiştir.



Şekil 4.2. Otomobilde DP çeliklerinin tipik uygulama alanları [21]

4.1.1. DP çeliklerinin alaşım elementleri

Alaşım elementlerinin etkileri üç yönden dikkate alınır:

1. Çift fazlı bölgede östenit fazının sertleşebilirliği
2. Ferrit fazının sünekliği
3. Tek fazlı östenit bölgesindeki CCT dönüşüm davranışı

Karbon: DP çelikleri içerisindeki C miktarı, sertleşebilme kapasitesini belirler ve oluşacak martenzit fazının miktarını belirler. Genellikle C içeriği % 0,15' ten daha düşük olduğunda malzeme kolay kaynak edilebilirdir ve aynı zamanda iyi süneklik, tokluk özelliklerine sahiptir.

Mangan: Mn, östenit fazının sertliğinin artmasını sağlar. Mn' ın alaşım içerisine eklenmesinin dört amacı vardır. Bu amaçlar perlit oluşum reaksiyonunu baskılamak ve böylelikle tek fazlı östenit bölgesinden sürekli soğutma işlemi ile ferrit oluşumunu

desteklemek; östenit fazını stabilize etmek, beynit başlangıç ve bitiş reaksiyonlarını geciktirmek; katı çözelti sertleşmesi sağlayarak, ferrit içerisindeki C çözünürlüğünü azaltmak ve dolayısıyla DP çeliklerin akma dayanımı düşerken süneklikleri artırmak şeklinde sıralanabilir. Sürekli tavlanmış ve sıcak haddelenmiş DP çeliklerinde Mn miktarı yaklaşık olarak % 1 – 1,5 civarında iken; fırında tavlanmış DP çeliklerinde bu oran yaklaşık olarak % 2 – 3 civarındadır.

Silisyum: Ferrit – perlit yapılı düşük karbonlu çeliklere % 0,5' e kadar Si takviyesinin, malzemenin çentik dayanımını artırdığı; % 0,5 üzerindeki Si içeriğinin ise gevrekliği artırdığı bilinmektedir. Çentik dayanımındaki artışın ise Si' un Si – C etkileşimi esnasında oksidasyon giderici olarak çalışmasına bağlanmaktadır. Diğer mekanizmada ise Si' un karbon aktivitesini artırdığı ve ferrit matris içerisindeki karbon atomlarını göç etmeye zorlayarak ferrit matrisin karbonca fakirleşerek kırılma dayanımının arttığı ileri sürülmektedir. Bu mekanizmayı destekleyen birçok durum vardır. Bu durumlar aşağıda belirtildiği şekilde özetlenebilir.

- Si' un varlığı, karbonun ferrit içerisindeki maksimum çözünebilirliğini azaltmaktadır.
- Si miktarını, yaklaşık % 0,5' e kadar artırmak ferritin mikrosertlik değerinde azalmaya neden olurken; bu değerin üzerine çıkıldığında ise mikrosertlik değeri artış göstermektedir.
- Düşük karbonlu çeliklerde % 1' in üzerindeki Si içeriği, yüksek karbon içeriğinin işareti olan tane sınırlarında perlit oluşumu ile sonuçlanır.

Krom: Cr ilavesinin genellikle perlit reaksiyonlarını baskıladığı (böylelikle de östenit bölgesinden sürekli soğuma esnasında poligonal ferrit oluşumunun meydana gelmektedir), östenit ve ferrit arasında karbon paylaşımını arttırdığı (ferrit içerisindeki C miktarı azalmakta ve böylelikle de dual fazlı çeliklerin akma dayanımı değeri azalmaktadır) ve östenit fazını stabilize ettiği ve böylece de beynit oluşumunu geciktirdiği düşünülmektedir.

Molibden: Molibdenin, perlit reaksiyonunu bastırmada çok belirgin bir etkisi olduğu ve bu reaksiyonların bastırılmasında Si ve Cr' dan daha etkili olduğu bilinmektedir. % 0,049 C – % 0,92 Mn – % 1,21 Si – % 0,5 Cr kimyasal kompozisyonuna sahip çelik içerisindeki Mo miktarı % 0' dan % 0,5' e çıkarıldığında CCT diyagramındaki perlit burnu 10 saniyeden 10.000 saniyeye kayar. Bu kimyasal kompozisyona sahip olan çelik için, poligonal ferrit

oluşumunun geciktirilmesi fazla baskın değildir. Bunun sonucunda da geniş bir sürekli soğuma aralığında perlit oluşumu meydana gelmeden ferrit oluşumunun meydana gelmesi söz konusu olabilir. Mo takviyesi aynı zamanda östenit fazını stabilize eder ve beynit oluşumunu baskılar, böylece sadece martenzitik dönüşüm gerçekleşir, katı eriyik sertleşmesine neden olur ve A_3 çizgisinin eğimini arttırır.

Vanadyum ve Niobyum: DP çelikleri içerisindeki V ve Nb elementlerinin tane boyutunu incelttiği, ferrit matris içerisinde karbür ve karbonitrür çökeltileri oluşturduğu rapor edilmiştir.

Bu iki element, alaşım içerisinde çözündüğünde östenit fazının sertleşebilirliğini arttırırlar fakat termal çevrim sırasında karbürler ve karbonitrürler tamamen çözülmediyse çift faz özelliklerinde bir bozulma meydana gelebilir. Daha yüksek bir kritik tavlama sıcaklığında, Vanadyumun östenitin sertleşebilirliğini önemli ölçüde geliştirdiği, daha düşük sıcaklıklarda ise alaşımda daha yüksek miktarda vanadyumdan olmasından dolayı bu etkinin daha az belirgin olduğu gösterilmiştir. Diğer taraftan Nb' un, kritik sıcaklıklar arasında yapılan tavlamada östenit fazının sertleşebilirliğini artırdığı düşünülmemiştir. Farklı kritik sıcaklıklarda yapılan tavlamalarda östenit fazının farklı sertleşebilirlik özelliklerine sahip olmasının temel nedeni Nb ile mikroalaşımlanmış bu çeliklerdeki C elementinin etkilerine dayandırılabilir [22].

Bu temel alaşım elementlerinin yanısıra, diğer alaşım elementlerinin etkileri Çizelge 4.2' de gösterilmiştir.

Çizelge 4.2. Alaşım elementlerinin DP çeliklerine etkisi [21]

Alaşım elementi	Etkileri
C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo	Katı çözelti dayanımını ve sertleştirilebilirliği arttırır.
V, Cb, Nb	Tane incelmesi sağlayarak dayanımı ve sertliği arttırır, sertleşebilirliği arttırır

Çizelge 4.2. (devam) Alaşım elementlerinin DP çeliklerine etkisi

Al, Ti	Tane incelmesi sağlayarak dayanımı ve sertliği arttırır
B	Sertleşebilirliği arttırır
N	Sertleşenilirlik veya tane incelmesini sağlayabilmek için gerekli olan nitrürlerin miktarını arttırır

4.1.2. DP çeliklerinin üretim yöntemleri

Yıllar süren geliştirmeler esnasında, alaşım elementi olarak sadece C – Mn içeren DP çeliklerinin, şekillendirilebilirlik açısından beklenen özellikleri sağlayamadıkları görülmüştür.

Sade karbonlu veya mikro alaşımlı çeliklerden farklı olarak yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerin daha yenilikçi yöntemler ile üretilmesi gerekmektedir [23-26].

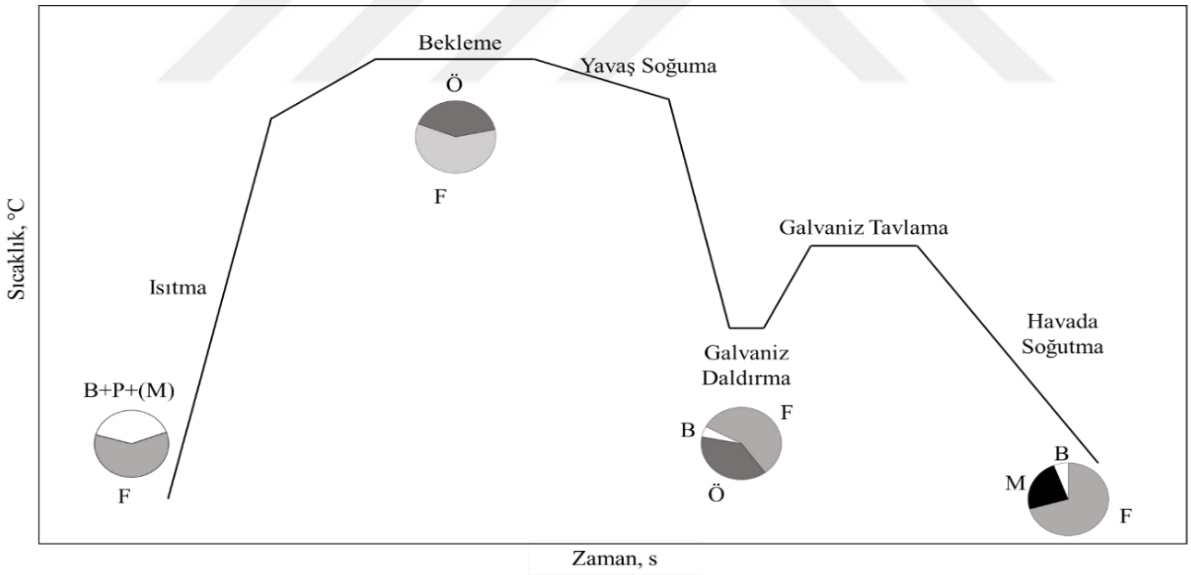
Çift fazlı çelikler endüstriyel olarak iki işleme yolu ile üretilebilirler. Bunlardan ilki galvanizleme işlemiyle bağlantılı olarak yapılan soğuk haddelenmiş çeliklerin interkritik tavlanması yöntemidir. İkinci üretim yönteminde ise sıcak haddeleme işleminin ardından hızlı soğutma süreci uygulanır [27,28].

DP çeliklerinin ticari olarak, yüksek hacimlerde ve ekonomik şekilde üretilebilmesi için karmaşık bir termomekanik süreç gerekmektedir. Dökümü gerçekleşmiş çelik slablar sıcak haddeleme işlemine tabi tutulduklarında yaklaşık 2 – 3 mm uniform kalınlığa ve özelliklere sahip çelik üretilmiş olur (Şekil 4.3) . Sadece sıcak haddelenmiş olan çelikler genellikle araç tekerleklerinde kullanılmaktadır [25,28]. Bu aşamada çelik, tipik olarak haddeleme yönünde doğru uzamış ferrit ve perlitten meydana gelmektedir, ancak aynı zamanda beynit ve martenzit de içerebilir.



Şekil 4.3. Sıcak haddeleme süreci [29]

Ticari DP çelikleri tipik olarak sürekli tavlama + sıcak galvaniz banyosu / galvaniz tavlama yöntemleri ile korozyona dayanımlı çelikler halinde üretilirler. Tipik endüstriyel sürekli tavlama yöntemi ve bu esnada elde edilen yapılar Şekil 4.4' te gösterilmiştir.



Şekil 4.4. Endüstriyel sürekli tavlama yöntemi ile DP çeliklerinin üretiminde zaman – sıcaklık çevriminin şematik gösterimi, F: Ferrit, B: Beynit, P: Perlit, Ö: Östenit ve M: Martenzit

DP çelikleri tipik olarak malzemenin kritik sıcaklık arası bölgeye ısıtılması ve bu sıcaklık aralığında östenit çekirdeklenmesine ve büyümesine izin verilmesi, ardından yavaş soğutmanın sağlanması ve en son olarak östenitin martenzite dönüşmesinin sağlanması açısından hızlı soğutma aşamaları ile üretilirler [30].

Ekonomik bir fiziksel galvaniz tavlama tesisinin tasarımı için galvaniz tavlama işlemindeki soğuma oranları, saf çift fazlı çelik oluşturmak amacıyla, bazen o kadar düşük seviyelerde tutulur ki epitaksiyel ferrit, beynit, perlit veya çok az miktarda interkritik östenit meydana gelebilir. Bu dönüşümler, martenzitte yüksek dayanım sağlayamadıkları ve martenzitik dönüşümlerdekine benzer şekilde ferrit taneleri etrafında yüksek mobiliteli dislokasyon ağı oluşturmadıkları için arzu edilmeyen dönüşümlerdir. Bu bakımdan interkritik tavlama esnasında yapı içerisindeki karbonun östenit tanelerinin içerisinde difüze olmasını sağlamak, östenitin sertleşebilirliğini artırmak ve böylece perlit ve beynit dönüşümünü daha düşük sıcaklıklara ve daha düşük soğuma oranlarına çekmek mümkündür. Daha düşük interkritik tavlama sıcaklıklarının kullanılması, tavlama sıcaklığında tutma süresinde daha yüksek karbon konsantrasyonuna sahip östenit üretilmesine neden olur [28]. Bu işlem esnasındaki düşük soğuma oranları nedeniyle, Çizelge 4.2' de de gösterildiği üzere Mo ve Cr alaşım elementlerinin takviyesi, östenit için istenen sertleşebilirliği sağlamaktadır [25,28-29].

4.1.3. DP çeliklerinin kaynaklanabilirlik özellikleri

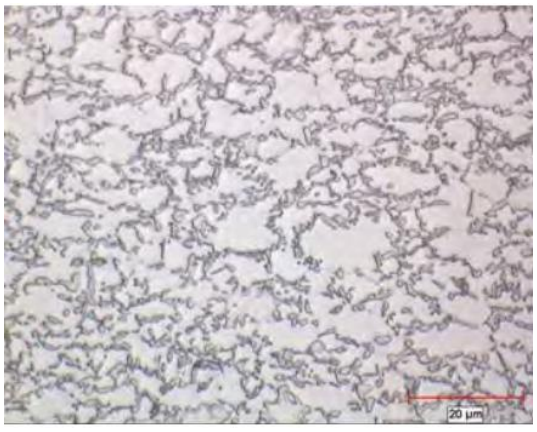
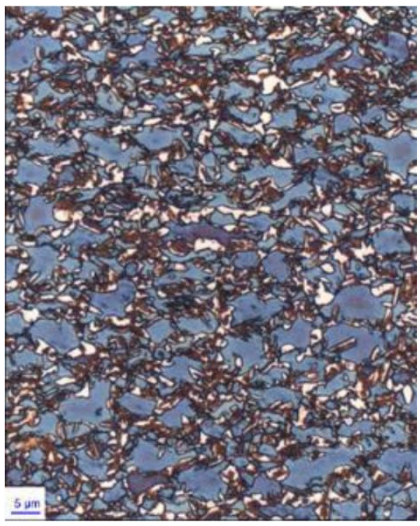
DP çelikleri, sahip oldukları çekme dayanımı mukavemetlerine göre sınıflandırılırlar. Örneğin, DP450 kalite çeliğin çekme dayanımı 450 MPa ile 530 MPa arasında değişkenlik gösterirken; DP980 kalite çeliğin akma dayanımı 980 MPa ile 1100 MPa arasında değişkenlik göstermektedir [31,32]. DP çelikleri özellikle sahip oldukları bu yüksek dayanım, yüksek çalışma sertleşmesi, yüksek süneklik ve uzama ile sürekli akma davranışına sahip olmaları nedeniyle otomotiv üretiminin gözde çelik malzemelerinden birisidir. Günümüz araçlarının üretiminde ise temel amaçlar, araç ağırlıklarının azaltılması, hammaddelerin imalatından başlayarak son mamüle kadar meydana gelen CO_2 salınımının azaltılması, yakıt tüketimi ile birlikte üretim maliyetlerinin azaltılması, güvenlik standartlarının arttırılarak yolcu güvenliğinin arttırılması olarak sıralanabilir. Bu gerekliliklerin sağlanabilmesi adına üretilen Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS) ailesinin bir üyesi olan DP çelikleri de bu sektörde yoğun olarak kullanılmaktadır. Günümüzde yapılan araştırmaların tamamında da temel amaç, araçların sağlaması gereken temel gerekliliklerin sağlanması ve geliştirilmesi kapsamında gerçekleştirilmektedir. Bu kapsamda, farklı kalite DP çelikleri (örneğin; DP600 – DP800), DP – TRIP birleştirmeleri yada Al ve / veya Mg alaşımları ile DP çeliği birleştirmelerinin yanı sıra farklı birleştirme yöntemleri de kullanılmaktadır. Birleştirme yöntemi olarak ağırlıklı şekilde nokta direnç kaynağı kullanılmış olsa da gaz metal ark kaynağı (GMAW), sürtünme karıştırma kaynağı,

plazma ark kaynağı gibi yöntemler de kullanılırken; yaklaşık 2 yıldır bu çalışmalar farklı tipteki lazer kaynak yöntemleri (diod lazer, Nd:YAG lazer, CO_2 lazer ve fiber lazer) kullanılarak gerçekleştirilmektedir [33-52].

4.2. TRIP Çeliklerinin Genel Özellikleri

TRIP çelikleri, ana matrisi ferrit içerikli, yüksek dayanım ve süneklik özellkleri ile otomotiv endüstrisinde kullanılan gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerden biridir.

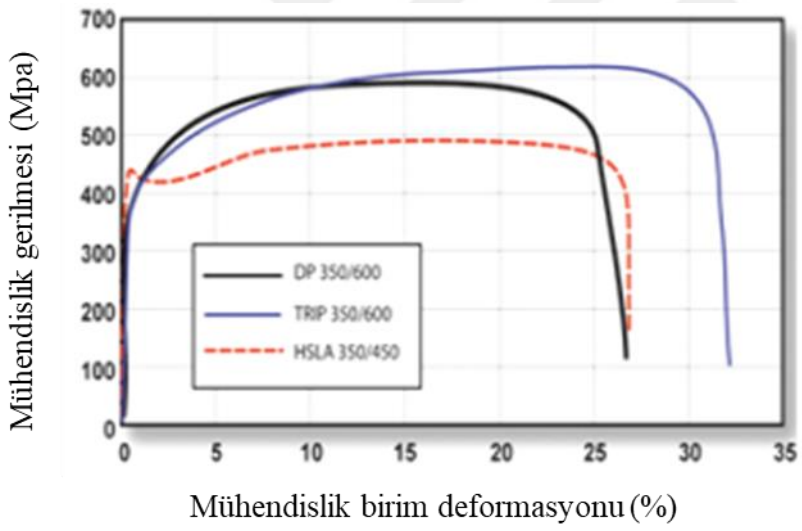
TRIP çeliklerinin mikroyapısı temel olarak ferrit, kalıntı östenit, martenzit ve beynitten meydana gelirken, beynit, tipik olarak ferrit ve sementitten meydana gelir [52] . Buna ek olarak % 5 kalıntı östenit hacim oranına ek olarak, martenzit ve beynit gibi sert fazlar da çeşitli oranlarda bulunabilir. TRIP çelikleri ortalama bir sıcaklıkta izotermal olarak tutulduklarında beynit üretirler [13]. Yapıda bulunan bu kalıntı östenit, TRIP çeliklerine benzersiz ve iyi mekanik özellikler kazandırmaktadır. TRIP etkisi olarak bilinen olay sırasında metastabil östenit fazı, uygulanan gerilme veya gerinme ile birlikte sert ve gevrek martenzit fazına dönüşür [53,54] Genel olarak deformasyona bağlı olarak meydana gelen bu dönüşüme neden olan diğer parametreler ise sıcaklık ve kimyasal kompozisyondur [54]. Yapı içerisinde meydana gelen bu dönüşüm, enerjiyi absorbe ederek, malzemenin çalışma sertleşmesi kapasitesini arttırır ve böylelikle üniform uzamanın meydana gelmesini sağlar [53].

a)  b) 

Şekil 4.5. TRIP çeliklerine ait mikroyapılar, a) TRIP 690 (kalıntı östenit oranı yaklaşık %10), b) TRIP 780 (kalıntı östenit oranı yaklaşık %18) [54]

Deformasyon esnasında ferrit içerisindeki ikincil sert fazların yayılması, DP çeliklerinde olduğu gibi yüksek çalışma sertleşmesi meydana gelmesine neden olur. Ancak TRIP çeliklerinde kalıntı östenit fazı artan gerilme ile birlikte devamlı olarak martenzit fazına dönüşmektedir, bu nedenle de yüksek gerilme oranlarındaki çalışma sertleşmesi oranı da artmaktadır. Bu durum Şekil 4.6' da şematik olarak gösterilmiştir edilmiştir. Buradan da görüleceği gibi HSLA, DP ve TRIP çeliklerinin akma mukavemetleri benzerdir. TRIP çeliği başlangıçta DP çeliklerine göre daha düşük çalışma sertleşmesi oranına sahiptir. Ancak yüksek gerilmelere çıkıldığında DP çeliklerinin çalışma sertleşmesi oranında azalma meydana gelmiştir.

TRIP çeliklerinin geleneksel HSS çeliklerinden daha yüksek çalışma sertleşmesine sahip olmaları, yüksek elastik şekillendirilebilmelerini sağlar. Bu da malzemenin şekillendirildiği gibi kullanılmasına olanak verir ve tasarımcılara avantaj sağlar [13]. TRIP çeliklerinin genel özeti ise Çizelge 4.3' te gösterilmiştir.



Şekil 4.6. TRIP 350/600, DP 350/600 ve HSLA 350/450 toplam uzama değerleri karşılaştırması [15]

Çizelge 4.3. TRIP çeliklerinin özeti [15]

<table>
<tr><td colspan="4">TRIP Çelikleri</td></tr>
<tr><td>Mikroyapı Özellikleri</td><td>Ferrit, en az %5 kalıntı östenit, buna ek olarak martenzit ve beynit bulunur</td><td>Alaşım elementleri</td><td>C, Si ve diğer alaşım elementleri</td></tr>
<tr><td>Şekillendirilebilirlik</td><td>Mükemmel</td><td>Kaynaklanabilirlik</td><td>Etkin punta kaynağı için sıkı kontrol gerekir.</td></tr>
<tr><td colspan="2">Avantajları</td><td>Performans</td><td>Uygulama alanları</td></tr>
<tr><td colspan="2">Plastik gerinme esnasında östenitten martenzite dönüşüm, yüksek yorulma dayanımı</td><td>Yüksek pekleşme hızı, gerilme altında yüksek enerji sönümleme, yüksek BH (bake hardening) etkisi, Yüksek mukavemet</td><td>Pres uygulamaları, çarpışmada enerji sönümleme, yüksek dayanımlı komponentler, ağırlık azaltma, yüksek yük çevrimlerinin olduğu parçalar</td></tr>
</table>

4.2.1. TRIP çeliklerinin alaşım elementleri

TRIP çeliklerinin diğer elementlerle alaşımlanmalarının sebepleri ise şunlardır:

- Kalıntı östenit oranını stabilize etmek,
- Fe_3C çökeltilerini kontrol etmek,
- Ferrit sertliğini artırmak,
- Sertleşebilirliği artırarak, beynit reaksiyonlarından önce perlit oluşumunu engellemek.

Karbon: C elementi, bu çeliklerin kompozisyonunda kilit rol oynar. Arayer katı çözeltisi oluşturarak östeniti güçlendirir ve kararlılığını artırır. Ayrıca beynitik dönüşüm esnasında meydana gelen difüzyon nedeniyle beynit içerisindeki C miktarında artış meydana gelir. TRIP çelikleri, ortam sıcaklığı altında kalıntı östenitin daha kararlı olmasını sağlayabilmek adına DP çeliklerine göre daha yüksek C içeriğine sahip olacak şekilde üretilirler. Ayrıca kalıntı östenitin martenzite dönüşmeye başlayacağı gerinim yada gerilim değerleri, çelik içerisindeki C içeriğine göre değişiklik gösterir. Düşük C oranlarında kalıntı östenit,

deformasyonla birlikte hemen dönüşüme uğrayarak presleme / derin çekme esnasında pekleşme hızını ve şekillendirilebilirliği artırır. Yüksek C içeriğine sahip TRIP çeliklerinde ise kalıntı östenit daha kararlı bir yapıya sahiptir ve şekillendirme esnasındaki gerilim seviyelerinin üzerinde dönüşüm başlar. Bu C seviyelerindeki malzeme içerisindeki kalıntı östenit fazı, son halini korumaya devam etmek ister. Martenzit dönüşümü ancak sonradan meydana gelen deformasyonla (şekillendirme veya kaza durumu gibi) gerçekleşir.

Silisyum: Silisyumun, beynitik dönüşüm esnasında Fe_3C oluşumunu engellediği bilinir. Si' un Fe_3C içerisindeki çözünürlüğü çok düşük olduğu için yüksek itici güç gereklidir. Çünkü Si, beynitik dönüşüm esnasındaki Fe_3C oluşumunda, kısmi denge durumundan dolayı, Fe_3C' ten difüze olamaz. Fe_3C oluşumunu önlemede Si' un rolü, dönüşümün itici gücü olan Fe_3C'nin çekirdeklenmesi üzerindeki etkisi ile sınırlıdır. Çelik içerisindeki Si içeriği artırıldığında, Fe_3C çekirdekleri etrafındaki karbon aktivitesi bölgesel olarak artar ve çekirdeğe karbon difüzyonu engellenir. Fe – % 0,2 C – % 1,96 Si – % 1,51 Mn alaşımı 400 ^oC' de 60 dakika veya 450 ^oC' de 20 dakika izotermal ısıl işleme maruz kaldıktan sonra Fe_3C meydana gelir. Fe – % 0,15 C – %1,5 Mn (% ağ.) alaşımına % 0,6 (% ağ.) Si eklendiğinde, izotermal beynitik dönüşüm esnasında çelik, Fe_3C çekirdeklenmesini geciktiremez. Bu durumun etkili şekilde bastırılabilmesi için yaklaşık olarak % 0,8 civarında Si takviyesi gereklidir. Modern TRIP-katkılı çeliklerde ise Fe_3C oluşumunun engellenebilmesi için yaklaşık % 1,5 oranında Si mevcuttur. Fe – % 0,1 C – % 1,5 Mn – % 0,5 Cu (% ağ.) içerikli TRIP-katkılı çeliğe % 1,48 (% ağ.) Si takviyesi alaşımdaki kalıntı östenit oranını artırır ve mekanik özellikler de % 0,94 Si takviyeli alaşıma göre daha iyidir. Si içeriğinin artması dayanım ve süneklik kombinasyonunun gelişmesinde ve perlit oluşumunun engellenmesinde etkilidir. Fakat optimum mekanik özelliklerin sağlanabileceği beynitik dönüşüm süresini uzatır.

Si içeriğinin % 0,5 (% ağ.)'ten yüksek olduğu durumlarda galvanizleme işlemlerinde problemler ortaya çıkabilir. Sıcak daldırma ile galvanizleme işlemi öncesinde kritik sıcaklıklar arası tavlama süreci oksijen ortamlı basınçlı fırın atmosferinde sürdürülür. Bu şartlar altında, Fe oksidasyona uğramaz ancak Si, tercihli olarak SiO_2 şeklinde bulunur. Mn ağırlıklı TRIP-katkılı çeliklerde ise Mn_2SiO_4 şeklinde bulunur. Si içeriğinde azalma ise yüzey kalitesini artırırken aynı zamanda reaktif ıslatma da sağlayabilir. Bunlara ek olarak Si, sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerinin yüzeylerinde meydana gelen tufalleri de etkiler. Sıcak haddeleme esnasında çelik malzeme yüksek sıcaklıktaki havaya maruz kalır ve bu

nedenle malzeme yüzeyinde oksitlenme meydana gelir. Bu oksit tabakası temel olarak FeO içermesine rağmen, az miktarda Fe_3O_4 ve Fe_2O_3 de içerebilir. Ancak Si içerikli TRIP-katkılı çeliklerin sıcak haddelenmesi sırasında fırın içerisinde yüksek sıcaklığa maruz kalan bu çeliklerde yüzey tufalleri göreceli olarak düşük solidüs sıcaklığına sahip (1173 ^oC) ötektik bileşene (FeO / Fe_2SiO_4) dönüşürler. Bu bileşen, çelik ve FeO arasına yerleşir, her iki tarafa da düzensiz şekilde penetre olur ve hatta FeO tane sınırları içerisine girer. Bu karmaşık tufal yapısı "anchor effect" nedeniyle yüzeyden kolay temizlenemez. Kalan FeO tufalleri ise haddeleme esnasında parçalanır ve Fe_3O_4 sonrasında kırmızı Fe_2O_3'e dönüşür. Bu nedenle kırmızı tufal hatası doğrudan ötektik FeO / Fe_2SiO_4 bileşenine bağlı değildir [55,56].

Mangan: Düşük alaşımlı TRIP çeliklerinin Mn içeriği yaklaşık olarak ağ.%1,5 civarındadır ve sertleşebilirliği sağlayan en önemli elementtir. Bu miktarlardaki Mn, kaplama esnasında reaktif ıslatma açısından herhangi bir olumsuz etki yaratmamasına rağmen, yüksek konsantrasyonlara çıkıldığında Si ile bağlanarak yüzey kalitesinin düşmesine sebep olur ve hatta sıcak daldırma ile galvanizleme işlemini imkansız hale getirir [56,57]. Mn' ın TRIP çeliği içerisindeki temel görevi östeniti stabilize etmek ve Fe_3C' in çökelmeye başladığı sıcaklığı düşürmektir. Ayrıca östenit ve ferrit içerisindeki karbonun aktiflik katsayısını düşürür ve ferrit içerisindeki karbon çözünürlüğü arttığı için Mn da Fe_3C içerisinde çözünebilir.

Mn konsantrasyonu % 2,5 (% ağ.) üzerine çıktığında istenmeyen bir durum olan aşırı stabilize olmuş kalıntı östenit ve bantlaşmış bir mikroyapı ortaya çıkar. Mn artışı, Si azaltılmasıyla telafi edilebilir, fakat bu da T_0 eğrisini düşük C konsantrasyonlarına çeker ve bu nedenle de oluşabilecek beynit miktarı sınırlandırılmış olur. Yüksek Mn içeriğine sahip alaşımların beynitik dönüşümler sayesinde en yüksek dayanım – süneklik değerlerine ulaşabilmeleri için daha yüksek bekleme sürelerine tabi tutulmaları gerekmektedir.

Al ve P: Beynitik dönüşüm esnasında sementit çökeltilerinin oluşumunu engeller ve bu sebeple Si' un etkilerinin önüne geçerler. Çünkü Al, Si gibi, sementit içinde çözünmez. P, sementit çökeltilerinin kinetiğini düşürür. Aynı ağırlık konsantrasyonuna sahip Al ve Si karşılaştırıldığında Si, Al' dan daha etkilidir. Al içeren çelikler çekme testi esnasında gözle görülür şekilde TRIP özelliği gösterirler. Ancak Al, ferrit içerisinde Si kadar katı çözelti sertleşmesi sağlayamamaktadır. Sonuç olarak Si yerine Al yeralan katkısı olarak mevcut olduğunda dayanım / süneklik dengesi bozulmaktadır.

Niobyum: Katı çözelti içerisindeki Nb, M_s sıcaklığını düşürür ve beynitik dönüşüm sırasında karbür oluşumlarını geciktirir, dolayısıyla kalıntı östenit miktarı artar. Sebebi net olarak açıklanamamakla birlikte Nb, ferrit stabilizatörü olarak bilinir. Niyobyumkarbür çökeltileri, karbürler ve karbonitrürleri ferrit dayanımını artırabilirler ve tane boyutunu inceltebilirler. Ağırlıkça % 0,08-0,11 Nb ilavesi şekillendirilebilirliği önemli ölçüde geliştirirken; TRIP-katkılı çeliklerin üretiminde ise istenmeyen perlit oluşumunu baskılamaktadır [56,58].

Molibden: Ferritin katı çözelti sertleştiricisidir. Çelik içerisinde hem çekirdeklenme oranını hem de büyüme oranını artırarak perlit oluşumunu önemli ölçüde geciktirir. Perlit oluşumunu önemli ölçüde geciktiren bir element olması nedeniyle beynit dönüşümünün kritik soğuma oranını düşürmede iyidir. Aynı zamanda Fe_3C oluşumunu da termodinamik açıdan desteklemektedir. Fakat bu çökelme süreci, Mo difüzyonu gerektirdiği için çekirdeklenme çok yavaş meydana gelir. Düşük Si' lu çeliklere Mo ilavesiyle (Örneğin: Fe – % 0,23 C – % 1,1 Si – % 1,6 Mn – % 0,33 Mo – % 0,036 Nb (% ağ.)), bu çelikler yüksek Si içeriğine sahip çeliklerin mekanik özellikleriyle karşılaştırılabilir hale gelirler.

Bakır: Östeniti stabilize ederken aynı zamanda Fe_3C çökelmesini de geciktirir. Bunun yanı sıra katı çözelti sertleştiricisidir. Ferrit içerisindeki ε-Cu çökeltileri de dayanımı artırıcı etki yapmaktadır. Bu nedenle Cu, hem kalıntı östenit hem de ferrit dayanımını artırma yönünden Si' un yerini almaktadır. Aynı zamanda kuvvetli bir korozyon dayanımı sağlamaktadır.

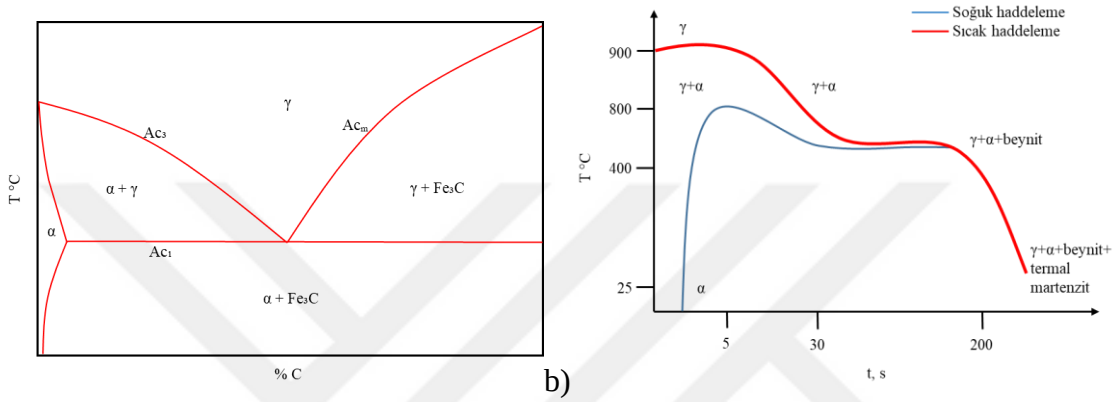
Nikel: Ni ilavesi tıpkı Cu gibi östeniti stabilize eder, kalıntı östenit oranını kısmen artırır, akma ve çekme dayanımını geliştirir. Ferrit stabilizatörü olarak kullanılan Cr ise, Cu ve Ni' den farklı olarak kalıntı östenit oranını ve sünekliği ciddi oranda azaltırken, dayanımı artırıcı bir etkiye sahiptir.

Bor: Düşük konsantrasyonlardaki B ise, sertleşebilirliği önemli ölçüde geliştirir. Düşük B, yüksek Si içerikli çeliklerin yeterli miktarda kalıntı östenit içerdikleri ve hassas TRIP etkisi sergiledikleri gözlenmiştir [56,57].

4.2.2. TRIP çeliklerinin üretim yöntemleri

Diğer çelikler gibi TRIP çelikleri de döküm işleminden sonra haddeleme yöntemi kullanılarak üretilirler. Ancak çok fazlı bu çeliğin üretiminde soğuk haddeleme ve sıcak

haddeleme olmak üzere iki farklı yaklaşım vardır. Sıcak haddeleme yönteminde işlem, malzemenin Ac_3 sıcaklığı üzerindeki östenit bölgesine ısıtılmasıyla başlar. Bu sıcaklığa çıkıldıktan sonra beynitik dönüşüm sıcaklığında izotermal tutma uygulanır ve oda sıcaklığına soğutulur. Soğuk haddeleme işleminde ise; malzeme Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları arasındaki çift fazlı bölgeye kadar ısıtılır. Bu sıcaklığa çıkıldıktan sonra beynitik dönüşüm sıcaklığında izotermal tutma uygulanır ve oda sıcaklığına soğutulur (Şekil 4.7).



Şekil 4.7. a) Ac_1, Ac_3 ve Ac_m sıcaklıkları, b) TRIP çeliklerinin üretiminde izlenen sıcak ve soğuk haddele yöntemlerinin şematik gösterimi [57,59]

Sıcak haddeleme yöntemi, üretim esnasındaki bir önceki haddeleme işlemi ile birleştirilebildiği için daha az maliyetle sürdürülebilirken; merdanelere yüklenen kuvvet miktarı sınırlı olduğundan kalınlık çok fazla düşürülemez. Diğer taraftan soğuk haddeleme yönteminde ise, daha ince malzeme üretimi gerçekleştirilebiliyor olmasına rağmen fazladan ısıtma süresi ihtiyacı olduğundan üretim maliyeti yüksektir.

4.2.3. TRIP çeliklerinin kaynaklanabilirlik özellikleri

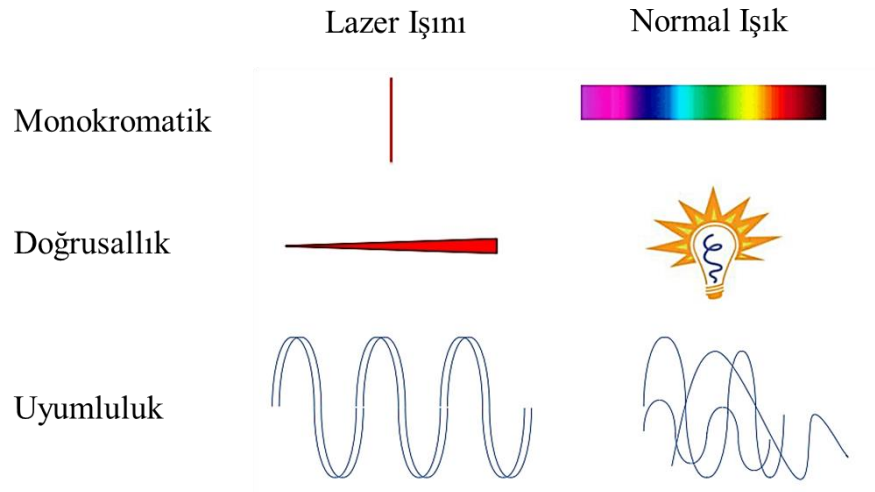
TRIP çelikleri de DP çeliklerine benzer şekilde çekme dayanımı değerlerine göre sınıflandırılırlar. Örneğin, TRIP690 çeliğinin çekme dayanımı değerleri 690 MPa ile 800 MPa arasında değişkenlik gösterirken; TRIP780 çeliğinin çekme dayanımı değerleri 780 MPa ile 900 MPa arasında değişmektedir [60,61]. TRIP çelikleri de DP çeliklerine benzer şekilde yüksek dayanım ve süneklik özelliğine sahip çeliklerdir. Bununla birlikte yapılarında, termal olarak kararlı ancak mekanik olarak kararsız kalıntı östenit fazı bulundurmaktadırlar. Bu fazın bir kısmı, imalat esnasında meydana gelen soğuk deformasyonla birlikte martenzit fazına dönüşmekte, yapı içerisinde sürekliliğini sağlayan kalıntı östenit fazı ise malzemeye darbe enerjisi sönümleme kabiliyeti kazandırmaktadır ve

bu özellik TRIP çeliklerinin en kritik özelliğidir. Yine DP çeliklerine benzer şekilde araç ağırlığının, CO_2 salınımının, yakıt tüketimi ve maliyetlerin azaltılması kapsamında geliştirilen gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) ailesinin başka bir üyesi de TRIP çelikleridir. Günümüzde yapılan araştırmalarda ise ağırlıklı olarak TRIP çeliğine ait kimyasal kompozisyonların değiştilerek kalıntı östenit fazında meydana gelen değişimlerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi ile farklı kimyasal kompozisyon ve / veya kalınlıklardaki çelik ve / veya daha hafif malzemelerin (AA6061 gibi) farklı kaynak yöntemleri ile kaynaklanması konularında çalışılmaktadır. Otomotiv sektöründe ağırlıklı olarak nokta direnç kaynağı kullanılmakta olduğundan, yapılan çalışmaların çoğunluğunda da bu yöntem üzerinde durulmuş olsa da gaz metal ark kaynağı (GMAW), sürtünme karıştırma kaynağı ve çeşitli lazer kaynak yöntemleri (diod lazer, Yb:YAG lazer, CO2 lazer, fiber lazer) hakkında da çalışmalar gerçekleştirilmiştir [62,81].

5. LAZER VE LAZER KAYNAĞI

Uyarılmış yayılma ile ışığın güçlendirilmesi anlamına gelen "Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation" kelimelerinin baş harfleri ile simgelenen LASER, çeşitli yollarla elde edilen elektromanyetik ışımayı güçlendiren ve morötesi bölgesinden kızıl ötesi bölgeye kadar geniş bir spektrumda ışıma verebilen bir alettir. Bir lazer ışını elde etmek için gerek ve yeter şartlar, ışığın kuvvetlendirilmesini sağlayan kazanç ortamı, ortamı uyaran güç kaynağı ve doyuma ulaşabilmek için geri besleme sistemleri olmak üzere üç grupta ele alınırlar [82].

Lazer ışınları ve normal ışık arasında belirgin farklılıklar mevcuttur. Normal ışık, görünür spektrumdaki farklı renklerin bir araya gelmesiyle oluşmakta ve dağınık bir yapıya sahipken; lazer ışını kendine özgü olarak monokromatiktir (tek renktir) (Şekil 5.1). Lazer ışınları aynı zamanda doğrusallık ve uyumluluk özelliklerine de sahiptir [83]. Lazer ışını, doğrusallık özelliği sayesinde kaynağından çıktıktan sonra çok az sapma göstererek, uzun mesafeleri paralel olarak kat edebilir. Bu özellik sayesinde parlaklığını ve yoğunluğunu uzun mesafede korurken; uyumluluk özelliği sayesinde yayıldığı süreç boyunca dalga şeklini, yüksekliğini ve derinliğini korur, böylece doğrusallık özelliğinin uzun mesafelere taşınmasını sağlar [84].



Şekil 5.1. Lazer ışını ve normal ışık arasındaki farklar [17]

Lazer ışınının çalışma prensibi ise genel olarak şu şekilde özetlenebilir: Genel olarak bir maddenin dışarıdan bir etki ile uyarılması ve bunun sonucunda foton yayması sonucunda üretilir. Yayılan bu fotonların bir kısmı, maddenin içinde bulunduğu yüzeylere çarparak yansır ve maddeye geri çarparak zincirleme şekilde foton yayılımına neden olurlar. Bu

reaksiyonlar sonucunda eş fazlı ve monokromatik bir ışık meydana gelir ve maddenin bulunduğu muhafaza yüzeyinden bu ışık çıkarılarak istenen doğrultuda yönlendirilir [85].

Son 20 yıllık süreç içerisinde lazer kaynak yöntemi kullanılarak yapılan birleştirmeler popülerliğini sürdürmektedir. Bunun temel nedeni olarak da geleneksel ark kaynağı yöntemlerine kıyasla lazer kaynak yöntemleri kaynaklı birleştirmede daha dar ITAB yaratmaktadır. Günümüzde en sık kullanılan lazer kaynak yöntemleri ise CO_2 ve Nd:YAG lazerlerdir.

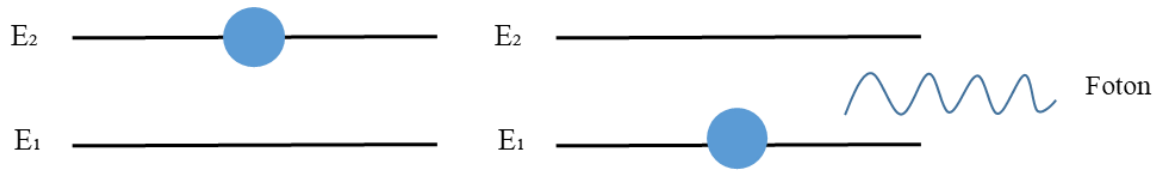
5.1. Lazer Işını Üretimi

5.1.1. Emisyon tipleri

Bir maddenin E1 ve E2 (E1<E2) olmak üzere iki enerji seviyesi olduğunu farz edelim. Başlangıçtaki atom E1 enerji seviyesinde bulunsun. Bu atom, E2 enerji seviyesine ancak, uyarılmaya neden olan aşağıdaki şartlardan birinin yerine getirilmesi ile çıkabilir:

- Isıtılarak,
- Basınç uygulanarak,
- Hızlandırılmış elektronlarla bombardıman edilerek,
- Hızlandırılmış parçacıklarla bombardıman edilerek,
- Bir ışık demetinin etkisine maruz bırakılarak.

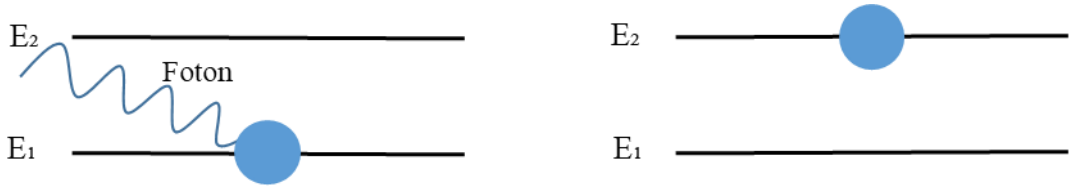
Uyarılarak E2 enerji seviyesine çıkarılan atom E1 enerji seviyesine inmek isteyecektir. Bu geçiş anında sahip olduğu E2 – E1 enerji farkını ortama bırakacaktır. Şekil 5.2' de gösterildiği gibi, atomdan açığa çıkan enerji elektromanyetik dalga (foton) olarak ortama yayılacaktır. Bu olaya kendiliğinden emisyon denir [86,87].



Şekil 5.2. Kendiliğinden emisyon

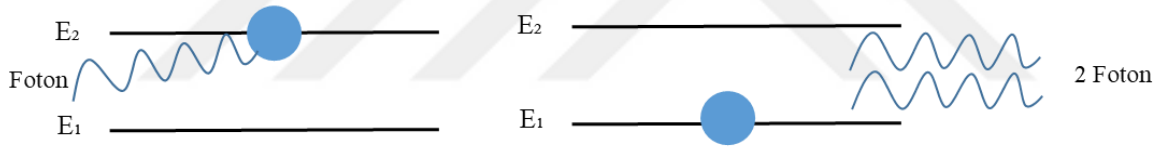
Lazer fiziğini oluşturan diğer bir unsur yutmadır. Başlangıçta E1 enerji seviyesindeki atoma bir elektromanyetik dalganın (fotonun) çarpması durumunda, fotonun sahip olduğu enerji

atom tarafından yutulur. Yutulan enerji, atomu E2 seviyesine yükseltir. Yutma olarak tanımlanan bu durum Şekil 5.3' te gösterilmiştir. Atoma çarpan dalganın enerjisi daha sonra E2 – E1 enerji farkına dönüşecektir.



Şekil 5.3. Tahrik edilmiş yutma

Lazeri oluşturan son unsur tahrik edilmiş emisyondur. E2 enerji seviyesinde bulunmakta olan atoma foton çarptığında E1 enerji seviyesine düşecektir. Bu esnada çarpan elektromanyetik dalganın enerjisine E2 – E1 enerji farkı ilave olunacaktır. Bu olaya tahrik edilmiş emisyon (Şekil 5.4) denir. Tahrik edilmiş emisyonda, giren her bir fotona karşılık iki foton bırakılır [88].



Şekil 5.4. Tahrik edilmiş emisyon

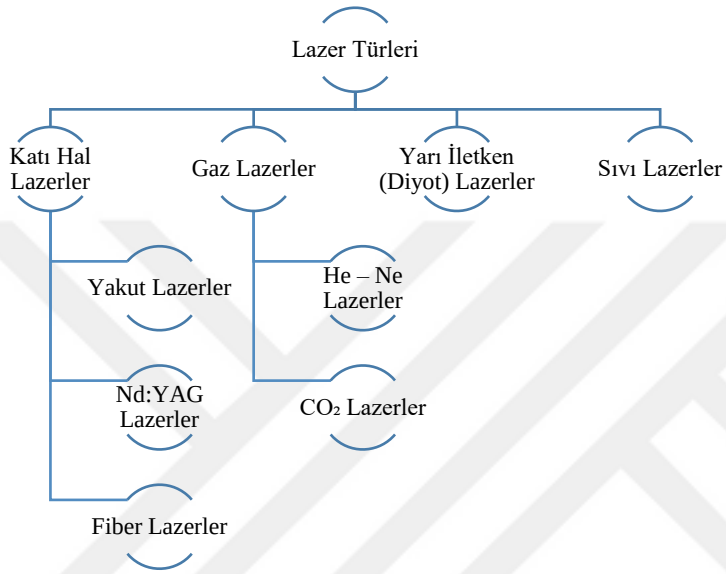
5.1.2. Lazerlerin kullanım alanları

Hızla gelişen teknolojiyle birlikte, 1970'li yıllardan itibaren lazerlerin kullanımı da hızla günlük hayatımıza girmeye başlamıştır. Temel olarak düşük şiddetli lazerler ve yüksek şiddetli lazerler olarak iki gruba ayrılan lazerler; iletişim (telekomünikasyon, bilgi depolama vb.), Metroloji (uzunluk ve hız ölçümü gibi), doküman depolama (CD, yazıcılar, fotokopi makineleri), eğlence (lazer gösterileri, özel efektler vb.), askeri (hedef belirleme, gece görüş sistemleri vb.), kimyasal (spektrokopi, fotokimyasal kaplama vb.), medikal (tümör tedavisi, estetik vb.), ısı kaynağı (kesme, delme, kaplama, yüzey işleme, kaynak) gibi alanlarda kullanılmaktadır.

5.2. Lazer Türleri ve Lazer Kaynak Yöntemleri

5.2.1. Lazer türleri

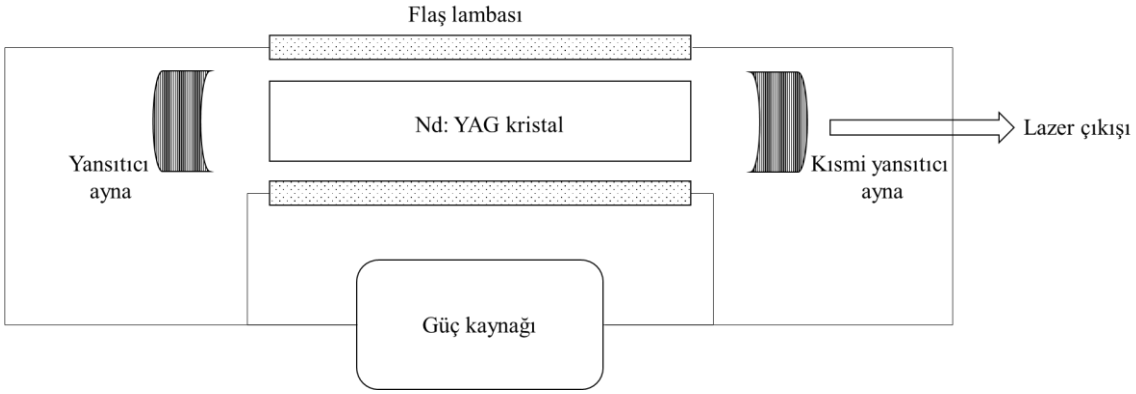
Geçmişten günümüze kadar geliştirilen ve hala kullanımda olan üretildikleri ortama bağlı olarak sınıflandırılmış lazer türleri Şekil 5.5' te gösterilmiştir.



Şekil 5.5. Lazer türleri

Katı hal lazerler

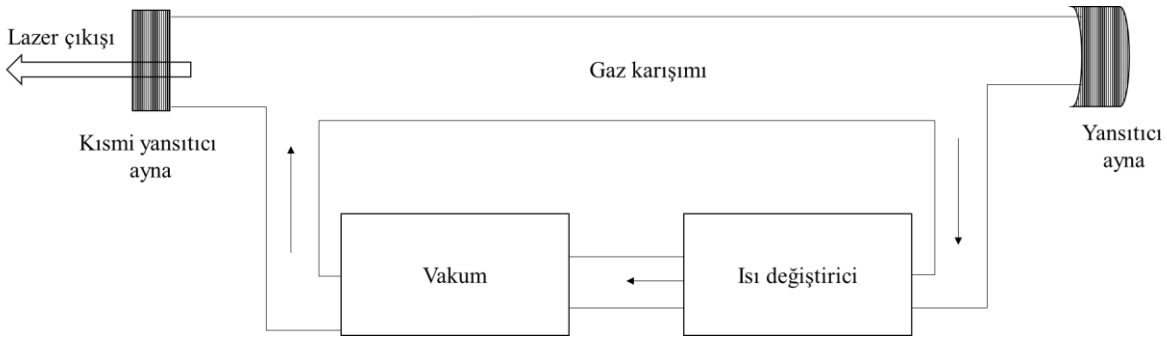
Katı hal lazerlerinde aktif ortamın uyarılmasını sağlayabilmek adına aktif ortamdaki maddenin çevresine sarılmış veya paralel şekilde konumlandırılmış flaş tüpler mevcuttur (Şekil 5.6). Gaz lazerlere oranla, katı hal lazerlerinde aktif ortamdaki atom yoğunluğu çok daha yüksektir. Bu nedenle katı hal lazerleri yüksek titreşim kapasitesi ve kısa dalga boyu gibi özelliklere sahiptirler. Katı hal lazerlerinde kullanılan başlıca katı cisimler: az miktarda Cr atomu içeren Al_2O_3 (yakut lazerler), Nd:YAG kristalleri [89] ve fiberler olarak tanımlanabilir.



Şekil 5.6. Katı hal lazerlerin sistem yapısı

Gaz lazerler

Gaz lazerlerde aktif madde olarak düşük basınçlı gazlar kullanılır (Şekil 5.7). Gaz halinde birçok element veya moleküler gazlar bu lazer tiplerinde kullanılabilmektedir. Bu yöntemde gaz veya gaz karışımlarının uyarılabilmesi için, elektrik boşalması ile gaz atom veya moleküllerinin uyarılması veya optik uyarma yöntemi ile gaz atomlarının yada moleküllerinin uyarılması gerekmektedir.



Şekil 5.7. Gaz lazerlerin sistem yapısı

Gaz lazerlerde aktif ortam olarak genellikle He – Ne ve CO_2 kullanılmaktadır. He ve Ne lazerleri, düşük çıkış güçlerinde, küçük boyutlu ve daha emniyetlidirler. CO_2 lazerlerde ise aktif ortam olarak genellikle CO_2, N_2 ve He gaz karışımı kullanılmaktadır. Burada N_2 gazının kullanım amacı CO_2 moleküllerinin üst enerji seviyelerine tahrikini kuvvetlendirmek iken; He gazının kullanım amacı gazın yüksek ısıl iletkenlik özelliğini kullanarak, gaz karışımda soğutucu olarak kullanılmasıdır.

Yarı iletken (diyot) lazerler

Yarı iletken (diyot) lazerlerde aktif ortam olarak genellikle Ga-As (gallium – arsenid) ve GaAlAs (gallium alüminyum arsenid) kullanılmaktadır. Aktif materyali katı fazlı olan diyot lazerler, yarı iletken kristaller ile alüminyum veya indiyum, galyum ve arsenik elementlerin kombinasyonu ile üretilirler. Elde edilen lazer ışınının dalga boyu, kullanılan aktif malzemeye göre değişmektedir [84].

Sıvı lazerler

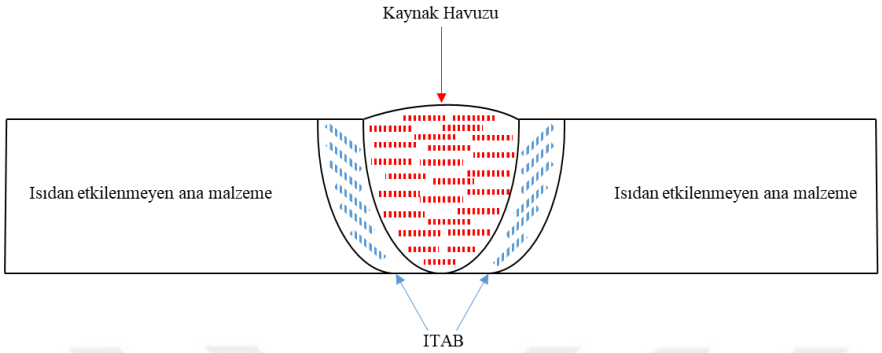
Katı lazerlerle yapılan çalışmalar esnasında yüksek güçte yapılan çalışmalar esnasında malzeme içerisinde meydana gelen ısı veya pompalama lambasından kaynaklanan ısı nedeniyle hasarlanma olasılığı yüksektir. Sıvı lazerlerde, kristal ya da camsı çubuk yerine organik boyaların solventler içerisinde seyreltilerek elde edilen solüsyonlardan konur. Diğerlerine göre en önemli fark, tek bir dalga boyu yerine kullanılan maddeye bağlı olarak belirli bir spektrumda istenilen dalga boyunun ayarlanarak çalışılabilmesidir [90,91].

Lazer kaynağı yönteminde sürekli (CW), darbeli (pulsed) ve Q anahtarlamalı (darbe içinde lazer konsantrasyonunun artırılması) olmak üzere üç farklı çalıştırma modu bulunmaktadır. Çoğu zaman darbeli yöntem kullanılırken, bu yöntem Q anahtarlaması ve mod kilitlemesi (zaman içindeki darbe genişliğinin kısaltılması) teknikleri ile birlikte kullanılarak yüksek zirve güç yoğunluklarında kısa darbe uzunlukları sağlayabilirler [18].

Sürekli lazerlerde, lazer çıkışı zamana göre değişmez, sabit bir güç değerindedir ve optik pompalama kaynağı olarak yüksek basınçlı lamba kullanılır. Darbeli lazerlerde, salınım titreşimleriyle yüksek genlikli titreşimlerden meydana gelen ışık darbeleri, optik pompalama kaynağı flaş olan kaynaklar vasıtasıyla üretilirler. Q anahtarlamalı lazerlerde ise optik pompalama kaynağı olarak tüp flaş kullanılır. Bu tip lazerlerde resonatörün içerisinde bulunan aynaların yansıtma güzünü kontrol edebilme imkanı bulunmaktadır. Böylelikle atom topluluğundaki denge bozulur ve bu bozulma maksimum değere ulaştığında titreşim başlatılabilir. Bu sayede birkaç nanosaniyelik büyük tepe güçlü darbeler elde edilebilir [92].

Lazer kaynağı kullanılarak yapılan birleştirmelerde, birbirine temas eden iki yüzey eritilir ve daha sonra soğumaya bırakılır ve böylece ergime işlemi tamamlanmış olur. Odaklanmış ve

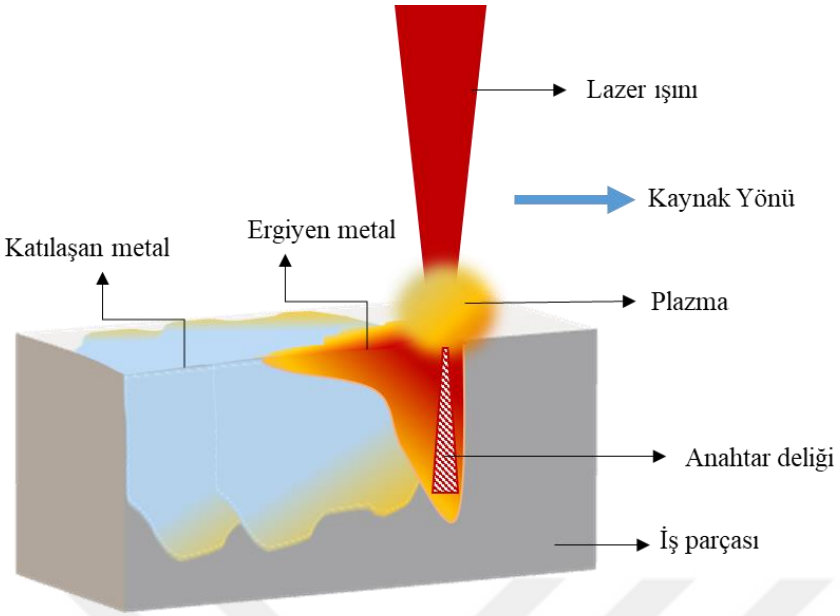
yoğunlaştırılmış bu ışın demetiyle yapılan birleştirme işlemi sonrasında kaynak mikroyapısı temel olarak ana malzeme, ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve kaynak havuzu bölgelerinden meydana gelir. Bu bölgelerin şematik gösterimi Şekil 5.8' de gösterilmiştir.



Şekil 5.8. Kaynaklı birleştirme ile meydana gelen bölgeler

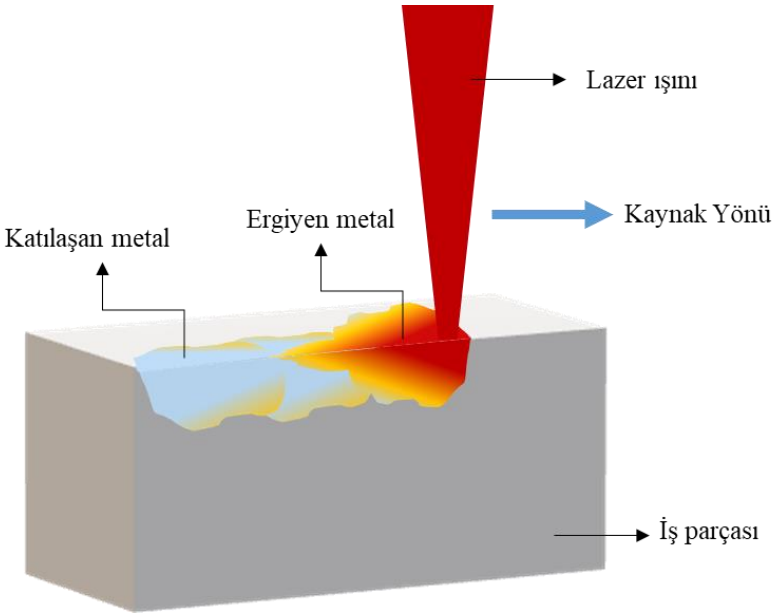
Lazer kaynak yöntemi derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı ve iletimsel lazer kaynağı olmak üzere iki şekilde gerçekleştirilebilir.

Derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı yönteminde (Şekil 5.9), daha dar ve derin bir kaynak dikişi meydana gelir. Lazer ışınının malzeme üzerinde odaklanmasıyla birlikte, yoğun enerji girdisiyle birlikte öncelikle ergime başlar, daha sonra metalin bir kısmı buharlaşır ve malzemede bir delik meydana gelir. Oluşan bu delik içerisindeki metal buharı, buhar basıncı sayesinde ergimiş metali arkasında tutar ve kesit boyunca ilerlerken anahtar deliği şeklinde bir hacim meydana getirir. Sürekli olarak cihaz tarafından beslenen lazer demetinin enerjisi bu metal buharı tarafından absorbe edilir ve delik etrafındaki malzemeye iletilir. Böylece enerjinin neredeyse tamamı bu hacim içerisinde kalır ve böylece enerji kaybı olmadan tüm kesit boyunca nüfuziyet sağlanabilir.



Şekil 5.9. Derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı

İletimsel lazer kaynağı yönteminde, enerji yoğunluğunun daha düşük olması sebebiyle, kaynak dikişi daha sığ ve geniştir. Bundan dolayı da genellikle düşük kalınlıktaki malzemeler için kullanılırlar. Odaklanmış halde malzeme yüzeyine gelen ışın demeti, metal malzemelerin opak olması sebebiyle yansımaz ve yüksek miktardaki ışın malzemede depolanır ve ısıl iletkenlik özelliği sebebiyle bu enerji malzeme içine yayılır. Yöntem, şematik olarak Şekil 5.10' da gösterilmiştir.



Şekil 5.10. İletimsel lazer kaynağı

Otomotiv endüstrisinde karşımıza en sık çıkan terimlerden birisi de TWB (özel boşluklu kaynaklar)' dir. Bu, farklı kalınlıklardaki yada farklı kimyasal kompozisyona sahip malzemelerin birleştirilmesi durumuna verilmiş addır.

TWB birleştirmeler ve lazer kaynak yönteminin kullanılması sonucunda, VW Golf IV ve VW Golf V serisi araçlarda ;

- Malzeme birleştirme süresi kısalmış,
- Üretkenlik artmış,
- Çevrim süresi kısalmış (30 saniye),
- Alternatif birleştirme metotlarıyla karşılaştırıldığında dayanım modülleri artmış,
- Dar yada flanşsız üretim sayesinde araç ağırlığı azaltılmış,
- Toplam yüzey alanı azaltılmıştır [93]

5.2.2. Fiber lazer kaynak yöntemi

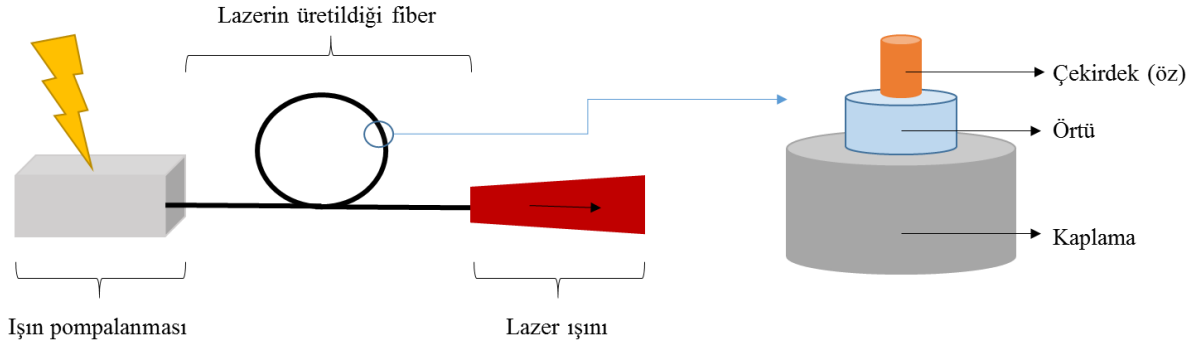
Fiber lazerler, 1960'lı yılların başlarında ortaya çıkmış ve 1980'ler ve 1990'lar boyunca düşük güç seviyelerinde optik yükseltici olarak kullanılmışlardır. 2000 yılında ilk kez 100 W' lık fiber lazer üretilmiştir ancak bu lazerlerin malzeme işleme süreçlerindeki potansiyellerine ilişkin yapılan raporlamalar günümüzde halen gelişerek devam etmektedir. Buna rağmen ticarileşmenin artmasına bağlı olarak günümüzde 10 kW' a kadar çeşitli güçlerde fiber lazerler üretilmiştir.

Üretilen bu yeni lazerlerin, diğer yöntemlere kıyasla pek çok avantajı vardır: lamba yada diyot pompalı çubuk lazerlere göre daha yüksek verimliliğe sahiptir, kompakt tasarımı sayesinde kurulumu kolaydır, ince fiberlerin kullanılması sebebiyle iyi ışın kalitesi ve bu nedenle küçük odak çapına sahiptir. Ayrıca pompa diyotlarının kullanım ömrü, diyot pompalı lazerlerden daha uzun olduğu için yatırım maliyetleri daha kabul edilebilir seviyelerdedir.

Yüksek güçteki bu lazerler, düşük dalga boyuna sahip olduklarından hemen hemen tüm metaller ve alaşımlar tarafından soğurulmasını ve fiber iletim sisteminin ışını konumlandırmada gerekli esnekliği sağlaması nedeniyle, çeşitli malzeme ve yapılarda derin

penetrasyon kaynağı için kullanılabilir. Aynı zamanda sac metal malzemelerin birleştirilmesinde yüksek kaynak hızı kullanılabilmesi nedeniyle yüksek güçteki CO_2 lazerlerden daha verimlidir [94].

Bir fiber lazerin yapısında, 9 – 50 mikron çapında nadir toprak elementleri katkılı Si fiberler vardır. Bu yöntemde lazer ışını, tamamen fiberlerin içinde üretildiğinden, diğer lazerlerde olduğu gibi optik hizalamaya ve bunlara için kullanılan aynalara ihtiyaç yoktur.
Fiber lazerin çalışma prensibi Şekil 5.11' de gösterilmiştir.



Şekil 5.11. Fiber lazerin çalışma prensibi

Fiber lazer sistemlerinin eşsiz özelliklerinden birisi de odaklanabilirliktir. Örneğin, 500 W lazer, 10 mikronluk spot genişliğine odaklanabilir. Bu durum diğer yöntemlerde pratik olarak mümkün değildir ancak fiber lazerlerde spot genişliğinin alt limiti yoktur.

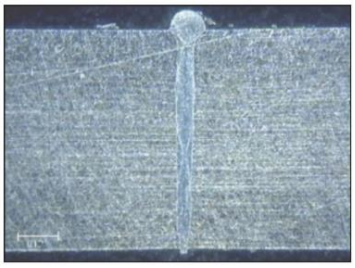
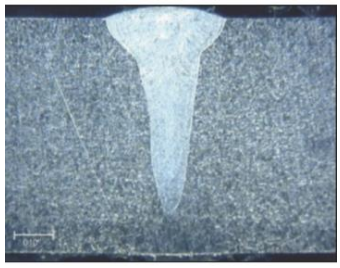
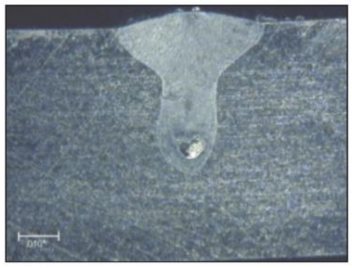
Fiber çekirdeği, ya tek emitör diyotlarla yada çekirdeğin etrafındaki kaplamaya bağlı olan diyot dizileri ile uyarılabilirler [95].

Temel olarak bir fiber lazer cihazı sadece dört adet bileşenden ibarettir; bunlar tarayıcı, lazer kafası, bağlantı hattı ve güç ünitesidir. Bağlantı hattı, herhangi bir takıma ihtiyaç duyulmadan bağlanıp, sökülecek şekilde bir fiş sistemine sahiptir. Bununla beraber uzun bağlantı kabloları hareket kolaylığı sağlamaktadır. Darbe güçleri 10 kW' tan yüksektir ve düşük sapmalı (ıraksamalı) ışın kaliteleri, açık arayüz mimarisi, hava soğutmalı lazer kafası ve kolayca ulaşılabilen kontrol bileşenleri bu cihazları birçok uygulama için tercih edilebilir kılmaktadır [96].

Fiber lazerler, diğer yöntemlere göre yüksek ışın kalitesi sunabilirler ve bu nedenle de uygulamalar için gerekli olan parametreler kolaylıkla ayarlanabilir. Bu tip kaynaklı birleştirmelerde kaynak hızı artarken, kaynak penetrasyonunda meydana gelen artış, doğrudan ışın kalitesiyle ve lazer ışınının stabilitesi ile ilgilidir. Ancak, kaynak stabilitesi veya üretim sırasındaki parçanın konumu, eşit hizaya getirilmesi gibi gereklilikler üretim süreçlerinde, lazer jenaratöründen çıkan bir lazerin kalitesinin sonradan artırılabilmesi mümkün olmaması nedeniyle büyük önem arz etmektedir.

Fiber lazer maksimum aralıkta ayarlanabilir ışın kalitesi sunmaktadır. Bu nedenle uygulanacak işlem kalitesinden ödün vermeden ve her hangi bir limit olmaksızın istenen parametreler uygulanabilir. Bunlara ek olarak ışın kalitesinin yüksek olması, eşsiz lazer parametre kombinasyonları ile birlikte 25,4 μm' den bile daha küçük spot çaplarında ışın üretilmesini sağlar. Buna en güzel örnek olarak ise pillerdeki ince Cu plakaların yüksek hızda kaynaklanması verilebilir.

Fiber lazer ışını tekli veya çoklu mod olmak üzere iki şekilde üretilebilir. Tekli mod, (SM) genellikle kesme için kullanılırken, çoklu modun (MM) kullanım önceliği kaynaklı birleştirmedir. Şekil 5.12' de kaynak ışını kalitesinin penetrasyon, kaynak hızı ve kaynak genişliğine etkisi gösterilmiştir. Şekil 5.12' den de açıkça görülebildiği gibi ışın kalitesinin kaynak performanasına etkisi çok geniştir. Bu nedenle hangi kaynaklı birleştirmenin iyi olduğu seçilirken; sadece en iyi penetrasyon özelliğine bakılmaz, penetrasyona ek olarak tüm kaynak sürecinin güvenilirliği de dikkate alınmalıdır [95].

a)  b)  c) 

Şekil 5.12. 1,524 mm kalınlığındaki paslanmaz çeliğe uygulanmış fiber lazerin kesiti, (a) 500W,SM, 7620 mm/dk tel besleme hızı, 30μm spot çapı, (b)700W, MM, 2540 mm/dk tel besleme hızı, 150μm spot çapı, (c) 1 kW, MM, 2032 mm/dk tel besleme hızı, 250 μm spot çapı [95]

Fiber lazer makinalarının konvansiyonel lazer makinalarına göre avantajları ve dezavantajları aşağıda verilmiştir. Belirtilen bu avantajlar sayesinde fiber lazerler, yüzey

işlemlerinde diğer konvansiyonel lazerlere göre (diyot, Nd:YAG vb.) daha fazla tercih edilmektedirler. Fiber lazer kaynak yönteminin avantajları şu şekilde sıralanabilir:

- Penetrasyon derinliği yüksek, ITAB genişliği konvansiyonel yöntemlere göre daha dar kaynaklar yapılabilir,
- ITAB genişliğinin dar olması nedeniyle malzeme yapısının değişmesi kaynaklı ITAB hasarlanması olasılığı konvansiyonel yöntemlere göre daha düşüktür,
- Yüksek malzeme işleme hızları sağlanabilir,
- Mükemmel ışın kalitesi bu sayede yüksek kalitede malzeme işlemenin gerçekleştirilebilir,
- Küçük boyutlu, kompakt, sağlam ve taşınabilir olmaları ve bu sayede mobil olarak işleme kabiliyeti sağlar,
- Rahat ve basit kullanım özelliğine sahiptirler,
- İşletme ömürlerinin yüksek olması, ilave tesisat gerektirmeden sanayi elektriği ile çalışabilirler,
- Çeşitli üretim endüstrilerinde ve tamir işlerinde kullanılabilirler [92,95].

Fiber lazer kaynak yönteminin dezavantajları ise,

- Kaynak alanının geometrisi nedeniyle dolgu malzemesinin kaynak havuzuna sokulma güçlüğü,
- Lazer ışın demetinin darlığı nedeniyle alın birleştirme kaynaklarında birleştirme yerlerinin tamamen düz olması gerekliliği,
- Yatırım maliyetlerinin yüksek olması [95]

şeklinde sıralanabilir.

6. LİTERATÜR TARAMASI

Gong ve arkadaşları 1,2 mm kalınlığındaki DP780 ve DP1180 kalite çeliklerinin alın birleştirme yöntemi ile % 99,99 saflıkta koruyucu Ar gazı kullanarak + 30 mm odak mesafesi kullanarak kaynaklamışlardır. Yapmış oldukları bu çalışma sonrasındaki mikroyapı incelemelerinde her iki malzeme grubu için de ana malzemede ferrit ve martenzit fazlarını tespit etmişlerdir. ITAB' da meydana gelen termal dönüşümler nedeniyle ise malzeme yapısında bulunan martenzit fazının tavlandığını ve rekristalizasyon nedeniyle tanelerde incelme meydana geldiğini belirlemişlerdir. Bununla birlikte, kaynak havuzu bölgesinin tamamının lata martenzit yapısına döndüğünü, her iki malzemenin ITAB bölgesindeki sertlik değerlerinin ise ana malzemelerden ve kaynak havuzu bölgesinin mikrosertlik değerinden düşük olduğunu belirlemişlerdir [97].

Jia ve arkadaşları 1,2 mm kalınlığındaki DP600 ve DP980 kalite çeliklerini alın birleştirme yöntemi ile herhangi bir koruyucu gaz kullanmadan 0 mm odak mesafesi ve +10 mm odak mesafesi kullanarak kaynaklamışlardır. Yapmış oldukları bu çalışma sonucunda, kaynak dikişlerinde herhangi bir gözenek yada çatlak tespit etmemişler ve kaynak bölgesi ve ITAB genişliklerinin 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde daha dar olduğunu tespit etmişlerdir. Bunun yanı sıra, SEM incelemeleri esnasında ITAB' da martenzit, temper martenzit ve ferrit ve karbür yapıları gözlemlenmiş, 0 mm odak mesafesi ve DP600-DP980 kalite çelikler ile yapılan kaynak işlemlerinde elde edilen sertlik değerlerinin DP600-DP600 ve DP980-DP980 kalite çelikler kullanılarak yapılan kaynaklı numune sertliklerinden yüksek olduğu belirlenmiştir. Yapılan çekme testi sonrasında numunelerin tamamının ana malzeme bölgesinden kırılması nedeniyle, kırık yüzeylere ait SEM incelemeleri esnasında sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmiştir [98].

Li ve arkadaşları, 1,14 mm, 1,2 mm ve 1,2 mm kalınlığındaki HSLA, DP600 ve DP980 kalite çelikleri diod lazer yöntemi ile alın birleştirme ve koruyucu gaz kullanılarak kaynaklanmışlardır. Yapılan bu çalışmada ana malzemenin yumuşak ferrit matrise gömülü martenzit adacıklarından meydana geldiği ve yapılan sertlik ölçümlerinde ITAB' daki sertlik değerlerinde kaynak havuzu değerlerine göre azalma meydana geldiği tespit edilmiştir [99].

Wang ve arkadaşları ise, 1,5 mm kalınlığında DP1000 kalite çelik plakaları alın birleştirme olacak şekilde 2kW lazer gücüne sahip Nd:YAG yöntemi ile – 1 mm odak mesafesi ile farklı

kaynak hızları kullanarak kaynaklamışlardır. Yapılan bu çalışma sonucunda ana malzeme mikroyapısnın ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği, maksimum çekme dayanımının ise yaklaşık 1034 MPa olduğu belirlenmiştir. Kaynaklı imalatın tamamlanmasının ardından numunelerin kesitleri incelendiğinde kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ITAB ve kaynak havuzu bölgelerinde, ısı girdisinin azalmasına bağlı olarak, daralmanın meydana geldiği belirlenmiştir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde ise, kaynak havuzu bölgesinin tamamen martenzit fazına dönüştüğü, ancak oluşan bu matenzit fazının, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma hızının artması ve bu nedenle martenzit yapısının daha geniş yığınlar halinde meydana geldiği görülmüştür. Benzer durum ITAB' ı meydana getiren iri taneli bölge ile ince taneli bölgede de benzer şekilde gözlenmiştir. Bunun temel nedeni olarak ise, kaynak işlemi esnasında ITAB' ı oluşturan bu alanların da aşırı ısınması ve bu nedenle yapıdaki ferrit ve martenzit fazlarının östenit fazına dönüşmesi ve soğuma hızının kaynak havuzu bölgesinden daha yavaş olması nedeniyle eş eksenli martenzit fazlarının meydana gelmesidir. İnce taneli ve iri taneli bölgelerdeki tane büyüklükleri ise tamamen ısı girdisi ile ilişkilendirilmiş ve ısı girdisindeki artışa bağlı olarak tana boyutunun arttığı belirlenmiştir. Kısmen dönüşmüş bölgede ise, ana malzemeden daha yüksek miktarda ferrit ve martenzit fazları tespit edilmiştir. Yapılan analizler sonucunda ise tamamlanmamış su verme işlemi olan bu bölgedeki pik sıcaklığın Ac_1 ve Ac_3 arasında olduğu, kaynak işlemi sırasında martenzit ve ferrit fazlarının östenite dönüştüğü, soğuma esnasında ise östenit fazının ferrit, beynit ve martenzit fazına dönüştüğü belirtilmiştir. Isı kaynağının merkezine olan mesafenin artmasına bağlı olarak ise pik sıcaklık değerinin Ac_1 değerinde daha düşük olması nedeniyle martenzit fazının çözünerek temper martenzit meydana getirdiği ve daha önceden yapıda var olan martenzit fazlarının poligonal ferrit ve granüler karbüre dönüştüğü ve ısı girdisindeki artışa bağlı olarak karbür çökeltilerinin miktarının arttığı tespit edilmiştir [100].

Farabi ve arkadaşları ise yapmış oldukları çalışmada 1,2 mm kalınlığında galvaniz kaplı DP600 ve DP980 kalite malzemeyi alın birleştirme olacak şekilde 4kW gücündeki diod lazer yöntemi ile Ar koruyucu gaz ortamında birleştirmişlerdir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde ana malzemenin ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği belirlenmiştir. DP600' e ait kaynak havuzu bölgesinde hızlı soğumaya bağlı olarak martenzit fazını, ITAB'ın ise temper martenzit, beynit ve ferrit fazlarını içerdiği; DP980'e ait kaynak havuzunda ise beynit ve ferrit plakalarının arasında aşırı baskın şekilde bulunan martenzit fazının yer aldığı ve ITAB' da temper martenzit, beynit ve ferrit fazlarının bulunduğunu

belirlemişlerdir. Kaynaklı numunelerinin tamamı ITAB' a yakın bölgelerden kırılmış ve kırık yüzeylerden alınan SEM görüntülerinin tamamında sünek kırılma yüzeyi morfolojisine rastlanmıştır [101].

Han ve arkadaşları ise yaptıkları çalışmada TRIP600, TRIP800, DP600, DP800 ve PH600 malzemeleri 6 kW lazer gücüne sahip CO_2 lazer kaynak makinası ile Ar ve He koruyucu gazları kullanarak birleştirmişlerdir. Yapılan bu çalışma sonucunda malzemelere ait CCT diyagramları oluşturulmuş ve TRIP600 çeliği dışındaki malzemeler için 4 m/dk kaynak hızında az miktarlarda beynit oluşabileceği, 4 m/dk kaynak hızının üzerine çıkıldığında ise yapının tamamen martenzitik olacağı tahmini bildirilmiştir. TRIP800B ve DP600 için yapıda ferrit ve az miktarda beynit oluşabilirken; diğer TRIP çeliklerinde martenzit ve beynit oluşabilmektedir. CCT eğrileri ile soğuma oranı (soğuma zamanı) değerleri karşılaştırıldığında ise kaynak havuzu sertlik değerlerin su verme ile soğutulan çeliklerdeki sertlik değerleri ile benzer ölçüldüğü, bunun sebebinin de yapının tamamen martenzit fazına dönüşümden kaynaklandığı belirlenmiştir. Yalnızca TRIP600 çeliğine ait kaynak sonrası değerlerinin CCT diyagramı ile eşleşmediği belirlenmiştir. Bununla birlikte hem TRIP hem de DP çeliklerinin en yüksek sertlik değerlerine kaynak havuzu bölgesinde ulaştıkları, ana malzeme bölgesine doğru gidildikçe bu sertlik değerlerinde azalma meydana geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca yapılan bu CCT diyagramı oluşturma çalışması ile birlikte, kullanılmış kaynak işlemi parametrelerinin sertlik değerlerini etkilemediği, seçilen kaynak parametreleri sonucunda tamamen martenzitik yapının meydana gelmesi nedeniyle kaynak hızı parametresinin, su ile soğutulmuş çeliğe ait sertlik değerlerinin aynısını verdiği raporlanmıştır [102].

Farabi ve arkadaşları, 1,2 mm kalınlığındaki DP600 ve DP980 kalite çelikleri 4 kW gücündeki diod lazer cihazı ile 1 m/dk kaynak hızı ve 90 mm odak mesafesi parametrelerini kullanarak kaynaklamışlardır. Yapılan bu kaynak işlemi sonrasındaki SEM analizinde DP600 için ana malzemenin ferrit ve martenzitten meydana geldiği, ITAB' ın ferrit, beynit, martenzit ve temper martenzit fazlarını içerdiği, kaynak havuzunun plaka ferrit ve martenzit içerdiği belirlenmiştir. Bununla birlikte DP980 tarafının ITAB' ında temper martenzit, ferrit matris içerisinde önceden bulunan martenzite bağlı beynit fazı görülebileceği bildirilmiştir. Sertlik analizleri sonucunda ise kaynak havuzu bölgesindeki sertlik değerlerinin ana malzemelerin sertlik değerlerinden daha yüksek; ITAB sertlik değerlerinin ise ısınma – soğuma süreçleri esnasında meydana gelen dönüşümler nedeniyle bu bölgedeki martenzit

hacim oranının azalmasına bağlı olarak ana malzemelerden de daha düşük sertlik değerinde ölçüldüğü belirlenmiştir. Yapılan çekme testi sonunda ise numunelerin ana malzemeden olacak şekilde ve sünek kırılma yüzeyi morfolojisi ile hasarlandıkları belirlenmiştir [103].

Xu ve arkadaşları ise 1,2 mm kalınlığında galvaniz kaplı DP600 ve HSLA çeliklerini 6 kW gücündeki fiber lazer kaynak yöntemi ile, 16 m/ dk kyank hızı ve 30 cm odak mesafesi kullanarak alın birleştirme ve olacak şekilde kaynaklamışlardır. Yapılan bu kaynak işlemi sonrasında ise her iki malzemenin kaynak havuzunda martenzit fazının, ITAB bölgelerinde ise martenzit ve temper martenzit fazları görülmüştür. Sertlik sonuçları incelendiğinde ise, DP980 malzemenin ITAB sertliğinin ana malzeme sertliğinin altına düştüğü, kaynak havuzu sertliğinin ise HSLA çeliğine göre daha yüksek oranda C içermesi nedeniyle daha yüksek ölçüldüğü belirlenmiştir [104].

Saha ve arkadaşlarının çalışmasında ise 1,2 mm kalınlığında DP980 ve HSLA çelik malzemeler 6 kW lazer gücü ile 12, 14 ve 16 m/dk kaynak hızları kullanılarak, 200 mm odak mesafesi ve fiber lazer kaynak yöntemi ile kaynaklanmışlardır. Mikroyapı incelemelerinde DP980 çeliği için ana malzemede ferrit ve martenzit fazları; HSLA çeliği için ana malzemede ferrit matris ve tane sınırları boyunca çökelen ve tane içlerinde de karbür gözlemlenmiştir. DP980 – HSLA kaynağı sonrasında DP980 kalite çeliğin kısmen dönüşmüş bölgesinde temper martenzit ve ferrit, İnce taneli bölge ve iri taneli bölgenin geçiş bölgesinde ferrit ve hızlı soğumanın ürünü olarak ferrit tane sınırlarında veya ferrit / martenzit arayüzeylerinde östenit çekirdeklenmesiyle meydana gelen yeni oluşan martenzit adı verilmiş martenzit yapısı görülmektedir. Kaynak havuzu ise martenzit ve beynitten meydana galen karışık bir yapıya sahiptir. Kaynaklanmış malzemelerin HSLA tarafı incelendiğinde ise kaynak havuzu – ITAB geçiş bölgesinde çeliğin Ac_3 sıcaklığının üzerine ısıtılması ve burada östenit dönüşümü sonucunda meydana gelen martenzit ve beynit fazları belirlenmiştir. Yapılan sertlik analizleri sonucunda ise DP980 – DP980 ve DP980 – HSLA birleştirmelerinde ITAB bölgelerinde alınan sertlik değerlerinde azalama meydana geldiğini ve yumuşak bir alana meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Bu durumun temel sebebi olarak da malzemenin 300 °C ile Ac_1 sıcaklığına ısıtılmasına bağlı olarak bu bölgede martenzit fazının temperlenmesi sonucunda bu bölgenin oluştuğunu raporlamışlardır. Bununla birlikte bu yumuşak bölge sertliğinin kaynak hızındaki artışa bağlı olarak arttığını ve bu esnada kaynak havuzu bölgesinin daraldığını, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kaynak havuzu genişliğinin 800 – 900 μm aralığında değiştiğini ölçmüşlerdir. Çekme testi sonrasında

yapılan kırık yüzey analizlerinde ise DP980 – DP980 kaynaklı numunenin malzemenin temper martenzit ve ferrit içerikli kısmen dönüşmüş bölgeden koptuğu ve kırık yüzeyde sünek kırılma yüzeyi morfolojisinin gözlendiği belirtilmiştir [105].

Parkes ve arkadaşları ise yapmış oldukları çalışmada 1,2 mm kalınlığında ferrit matris içerisinde dağılmış ultra ince yapılı karbür içeren HSLA ve ferrit matrise gömülü martenzit adacıklarından meydana gelen DP980 kalite çelik kullanmışlardır. Kaynak işlemi için bu iki farklı kalite çeliği alın kaynağı olacak şekilde 6 kW lazer gücü, 16 m/dk kaynak hızı ve 200 mm odak mesafesi parametrelerini kullanarak kaynaklamışlardır. Yapılan bu kaynak işleminin ardından gerçekleştirilen mikroyapı incelemelerinde kaynak havuzu bölgesinin yüksek kaynak hızı nedeniyle meydana gelen hızlı soğuma nedeniyle tamamen martenzitik yapıya sahip olduğu belirlenmiştir. Kaynaklı numunelerin DP980 tarafındaki ITAB' da kısmen dönüşmüş bölgede belirlenmiş olan fazlar, ana malzeme yapısıyla aynı türde olup ferrit ve martenzit içermektedir. Sertlik düşüşünün gözlendiği yumuşak bölgede ise kaynak işlemi esnasında sıcaklığın Ac1 sıcaklığı altında olduğu veya bu sıcaklığa yaklaşmasına bağlı olarak ana malzeme içerisindeki metastabil martenzit fazının çözünerek temper martenzit fazını oluşturduğunu raporlamışlardır. Bununla birlikte sertlik ölçümleri esnasında yumuşak ferrit fazı içerikli HSLA çeliğinin ITAB sertlik değerleri ana malzeme değerlerinden yüksek, tamamen martenzit fazı içerikli olan kaynak havuzu değerlerinden düşüktür. Ancak DP980 tarafı incelendiğinde ITAB sertlik değerlerinin malzemenin yapısındaki metastabil martenzit fazının çözünerek temper martenzit oluşturmasına bağlı olarak, ana malzeme sertlik değerlerinin altına düştüğü belirlenmiştir [106].

Mujica ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, 1,5 mm kalınlığındaki TWIP (Fe-22Mn-0,6C) çeliği ile 1,2 mm kalınlığındaki TRIP800 kalite çelik malzemeler, alın birleştirme olacak şekilde, 3 kW kaynak hızı ve 6 m / dk kaynak hızı parametreleri kullanılarak Ar koruyucu gazı atmosferinde birleştirilmişlerdir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda TRIP800 tarafındaki kahverengi ve koyu mavi renkli fazların martenzitik ve beynitik alanlar olduğu; diğer yandan TWIP çeliği tarafındaki beyaz alanların östnitik yapı olduğu belirlenmiştir. Mikrosertlik ölçümleri sonucunda ise en düşük sertlik değerleri TRIP800 ana malzemede ölçülmüştür. En yüksek sertlik değerleri ise ince ve martenizitik yapıya sahip TRIP800 tarafındaki ITAB' da ölçülmüştür. Kaynak işlemi, östenitik TWIP çeliği ile gerçekleştirilmiş olduğundan kaynak havuzu içerisinde bulunan östenit ve martenzit karışımından meydana geldiğinden, ITAB' dan daha düşük sertlik değerine sahiptir. Kaynaklı malzemenin çekme

testi sonrasında ise akma dayanımı değerleri TWIP çeliğinin akma dayanımı değerine; çekme dayanımı değeri ise TRIP çeliğinin çekme dayanımı değerine yakındır. Bu durum, çekme dayanımı sonuçlarının her iki malzemenin kombinasyonu şeklinde olduğu ve elastik rejimin TWIP, plastik rejimin ise TRIP çeliğinden sağlandığı şeklinde yorumlanmıştır. Çekme testi esnasındaki kırılmalar ise kaynak havuzu veya TRIP800 ana malzemeden meydana gelmiştir. Göz önünde bulundurulması gereken diğer önemli nokta ise kaynak havuzu bölgesi içerisinde martenzit fazının yer aldığı, martenzit bantlarının kırılmaya komşu olduğu ve yüksek sertlikleri nedeniyle, östenite göre daha kolay deforme oldukları için kırılmaya katkı sağladıkları raporlanmıştır. EBSD (Elektron Gerisaçılım Difraksiyonu) analizi sonucunda ise kaynak havuzu bölgesinin iri tanelerden meydana geldiği ve bu alandaki tane büyüklüklerinin homojen olmadığı, TWIP çeliği tarafındaki tanelerin TRIP çeliği tarafındaki tanelerden daha büyük olduğu ve bunun da malzemelerin ısıl iletkenliklerinden kaynaklandığı (östenit fazının yalıtkan olması nedeniyle) sonucunu belirlemişlerdir. TRIP800 ana malzeme incelendiğinde ise, ferrit ve kalıntı östenit fazlarının beyaz; beynit ve martenzit fazlarının kahverengi göründüğü, ana matrisin ise ferrit fazından meydana geldiği; TRIP800 ITAB' ın ise temel olarak beynit, martenzit, ferrit ve kalıntı östenit fazlarından meydana geldiği raporlanmıştır [107].

Reisgen ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, 2,5 mm kalınlığında kaplamasız DP600 ve 1,2 mm kalınlığında TRIP700 kalite çelik malzeme kullanılmıştır. DP600 % 13 oranında martenzit, %87 oranında ince ferrit matris içerirken; TRIP700 ferrit matris ile birlikte % 16 beynit, %11 kalıntı östenit içermektedir. Bu iki farklı çelik malzeme alın birleştirme olacak şekilde CO_2 lazer kaynak yöntemi ile 4kW lazer gücü, 4,2 m/dk kaynak hızı, 0 mm odak mesafesi ve % 75 He – % 25 Ar, % 50 He – % 50 Ar, % 25 He – % 75 Ar koruyucu gaz ortamlarında kaynaklanmışlardır. Yapılan bu çalışma sonrasında sadece Ar koruyucu gazı kullanılan numunedeki penetrasyon derinliğinin en az olduğu ve lazer ışın demetinin stabilize olamaması nedeniyle kaynak dikişi etrafında çok miktarda sıçrantı meydana geldiği; ancak % 100 He kullanılan numunede He gazının iyonizasyon derecesinin daha yüksek olması neticesinde sürekli ve stabil bir lazer enerjisi üretilmesi sağlanmış ve bu nedenle de tam penetrasyon elde edilebilmiştir. Kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçları incelendiğinde ise, Ar ve atmosferik ortamda birleştirilen numuneler kaynak dikişi yakınından, diğer numunelerin tamamının martenzit ve beynit gibi sert faz oranı daha yüksek olan TRIP700 çeliği yönünden, yaklaşık 45º' lik bir açıyla boyun oluşumu da gözlenecek şekilde sünek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olacak şekilde kırıldığının düşünüldüğü

belirtilmiştir. Bununla birlikte en az penetrasyon derinliği Ar gazı ve atmosferik ortamda yapılan kaynak işlemleri sonucunda elde edilmiştir. Penetrasyon derinliğinin az olması nedeniyle bu numunelerin kaynak bölgesi yakınlarından hasarlandığı durumu raporlanmıştır [108].

Sezgin ve arkadaşları çalışmalarında 1,5 mm kalınlığında TRIP800 ve 1,2 mm kalınlığında DP1000 malzemeyi, alın birleştirme olacak şekilde 150 mm/dk, 200 mm/dk, 250 mm/dk kaynak hızları kullanarak elektron ışın kaynağı yöntemi ile birleştirmişlerdir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde her iki malzeme için de kaynak havuzu, iri taneli bölge, ince taneli bölge, temper ITAB ve ana malzeme bölgelerinin oluştuğu belirlenmiştir. Ana malzemeye ait SEM çalışmalarında TRIP800 malzemede ferrit, beynit, kalıntı östenit/martenzit fazları tespit edilmişken; DP1000 malzemede ferrit matris içerisinde martenzit adacıkları belirlenmiştir. Kaynak havuzu bölgeleri incelendiğinde ise TRIP800 malzemede östenit ve martenzit tespit edilmişken; DP1000 malzemede yalnızca martenzit fazı belirlenmiştir. Diğer bölgeler incelendiğinde ise, DP1000' e ait iri taneli bölgedeki martenzit hacim oranının ince taneli bölge ve temper ITAB bölgelerinden daha yüksek olduğu; TRIP800 malzemedeki iri taneli bölgenin martenzit ve beynit hacim oranının ise ince taneli bölge ve temper ITAB' dan daha yüksek olduğu raporlanmıştır. Bununla birlikte mikrosertlik sonuçlarına göre, TRIP800 malzemeye ait kaynak havuzu bölgesi yüksek martenzit fazı içeriği nedeniyle en yüksek sertlik değerine sahip ve ana malzemeye doğru gidildikçe, bölgelerdeki martenzit faz oranının azalması nedeniyle ITAB sertliklerinde değişimlerin meydana geldiğini belirlemişlerdir [109].

Sojka ve arkadaşları, yapmış oldukları çalışmalarında 1,5 mm kalınlığında biri endüstriyel olarak üretilmiş, diğeri ise laboratuvar ortamında iki aşamalı ısıl işlem kullanarak (Malzeme 810°C' ye çıkarılmış, bu sıcaklıkta 360 sn tutulduktan sonra aniden 410°C' ye soğutulmuş, 410°C' de 300 sn tutulduktan sonra havada soğutma uygulanmıştır.) üretilmiş TRIP800 çeliği kullanmışlardır. Bu iki farklı kimyasal kompozisyondaki çeliğe H elementi şarj edilmiş ve sonrasında yapılan çekme testi analizleri ve kırık yüzey incelemeleri ile H gevrekliği özelliği incelenmiştir. Yapılan mikroyapı incelemeleri esnasında yapıda ağırlıklı olarak ferrit, beynit, martenzit ve kalıntı östenit fazlar tespit edilmiştir. Yapılan TEM çalışmaları esnasında, yapının tamamen ferrit, beynit ve kalıntı östenit yapılarından meydana geldiği, alt beynit yapısıyla uyumlu görünen yüksek konsantrasyonlu ferritik beynit belirlenmiştir. Stabilize kalıntı östenitlerin ferrit / ferrit, ferrit / beynit ve bunlara ek olarak

beynit tane sınırlarında yer aldığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte kalıntı östenit adacıklarının oval partiküller, uzamış latalar ve düzensiz bloklar halinde her iki çelik türünde de belirlenmiştir. Çekme testleri sonrasında her iki türdeki çelik için de kırık yüzey analizleri gerçekleştirilmiştir. Her iki çelik tipinde de H şarj edilmeden önce lifli kırılma morfolojisine sahip sünek kırılma modu ile hasarlandığı belirlenmiştir. 15 mA cm^{-2} kadar H şarj edilen TRIP800 çeliğinde tane içi sünek ve tane içi gevrek kırılma yüzeyi morfolojisinin her ikisi de görülmüştür. Şarj edilen H miktarı 30 mA cm^{-2}' ye çıkarıldığında ise tane içi klivaj kırılma morfolojisinin baskınlığı artmış, aynı zamanda ikincil çatlakların meydana geldiği gözlenmiştir [110].

Nayak ve arkadaşları C – Mn – Al alaşım elementleri ağırlıklı, C – Mn – Al – Si alaşım elementleri ağırlıklı ve C – Mn – Si alaşım elementleri ağırlıklı üç farklı kimyasal kompozisyona sahip, sırasıyla AT, AST ve ST olarak kodlanmış, 1 mm kalınlığındaki TRIP çeliklerini 8 kA, 4,5 kN, kaynak süresi 20 çevrim olacak şekilde nokta direnç kaynağı yöntemi kullanarak kaynaklamışlardır. AT ve ST tipi TRIP çeliklerinin ana malzemesine ait SEM görüntülemelerinde ferrit matrise gömülü martenzit ve beynit fazları ile kalıntı östenit fazları tespit edilmiştir. AT tipi çelikte daha yüksek ferrit ve daha az kalıntı östenit fazı belirlenmişken; ST tipi çelikte, başka çalışmalarda da belirtildiği üzere daha yüksek hacimde kalıntı östenit fazının varlığı belirlenmiştir. Kaynak işleminin ardından, kaynak havuzu bölgeleri için yapılmış olan SEM çalışmalarında AT tipi çeliğin mikroyapısının martenzit, kaydadeğer miktarda (% 15 ±3) ferrit; AST tipi çeliğin mikroyapısında ferrit ve beynit; ST tipi çeliğin yapısında ise tamamen martenzit fazı tespit edilmiştir. Mikrosertlik incelemeleri sonucunda ise kaynak havuzu bölgesindeki mikrosertlik değerinin Al içeriğinin azalması veya Si içeriğinin artmasına bağlı olarak, sert martenzit fazının oluşumunun artması ve yumuşak ferrit fazının azalması kaynaklı olarak arttığı ve bu nedenle de sertlik sonuçlarının ST > AST > AT şeklinde ölçülmüştür [58].

Guo ve arkadaşları ise çalışmalarında 1,4 mm kalınlığındaki TRIP800, 1,4 mm kalınlığındaki QP980 ve 1,2 mm kalınlığındaki QP980 kalite çeliği 4,4 kW, 0,13 ms^{-1}, 0,11 ms^{-1}, 0,12 ms^{-1}, 0,10 ms^{-1} kaynak hızları, 5 mm odak mesafesi ve 15 l / dk Ar koruyucu gazı kullanarak fiber lazer kaynak yöntemi ile alın birleştirme olacak şekilde kaynaklamışlardır. Yapılan SEM çalışmalarında kaynak havuzu bölgelerinin tamamen martenzit fazından meydana geldiği belirlenmiştir. TRIP800 (1,4 mm) – QP980 (1,2 mm) birleştirmesinin TRIP 800 tarafındaki ITAB' ının 3 farklı bölgeden meydana geldiği, kısmen dönüşmüş bölgenin

ferrit, beynit, temper martenzit, kalıntı östenit ve az miktarda sementit fazlarını içerdiği; TRIP800 (1,4 mm) – QP980 (1,4 mm) birleştirmesinin TRIP 800 tarafındaki ITAB' ının diğer birleştirme türündeki gibi yine 3 farklı bölgeden meydana geldiği ve kısmen dönüşmüş bölgede ferrit, beynit, temper martenzit ve sementit; ince taneli bölgede ferrit, martenzit, kalıntı östenit ve iri taneli bölgede tamamen martenzit fazı tespit edilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri sonucunda ise kaynak havuzu bölgesindeki sertlik değerlerinin, her iki malzemenin de ana malezeme sertlik değerlerinden daha yüksek değerde olduğu, QP980 malzemenin ITAB' daki sertlik değerlerinde temper martenzit dönüşümünün yüksek olması nedeniyle azalma meydana tespit edilmiş ve temper martenzit oluşumuna bağlı olarak sertlik değerlerinde azalmanın meydana gelmesinin olağan bir durum olduğu yorumu yapılmıştır. Çekme analizi sonuçlarında ise tüm birleştirmelerin TRIP800 tarafından ve ana malzeme bölgesinden hasarlandığı, QP980 tarafındaki ITAB' da yumuşayan bölge olmasına rağmen bu durumun çekme testindeki akma ve çekme mukavemeti değerlerini belirgin şekilde etkilemediği, ancak kaynaklı numunelerdeki uzama değerlerinin ana malzemelere ait uzama değerlerinden daha düşük olduğu belirlenmiştir. Kırık yüzey incelemelerinde ise eşeksenli ve bazı yerlerde uzamış gözenekli yapıların mevcut olduğu sünek kırılma yüzeyi morfolojisi görülmüştür [111].

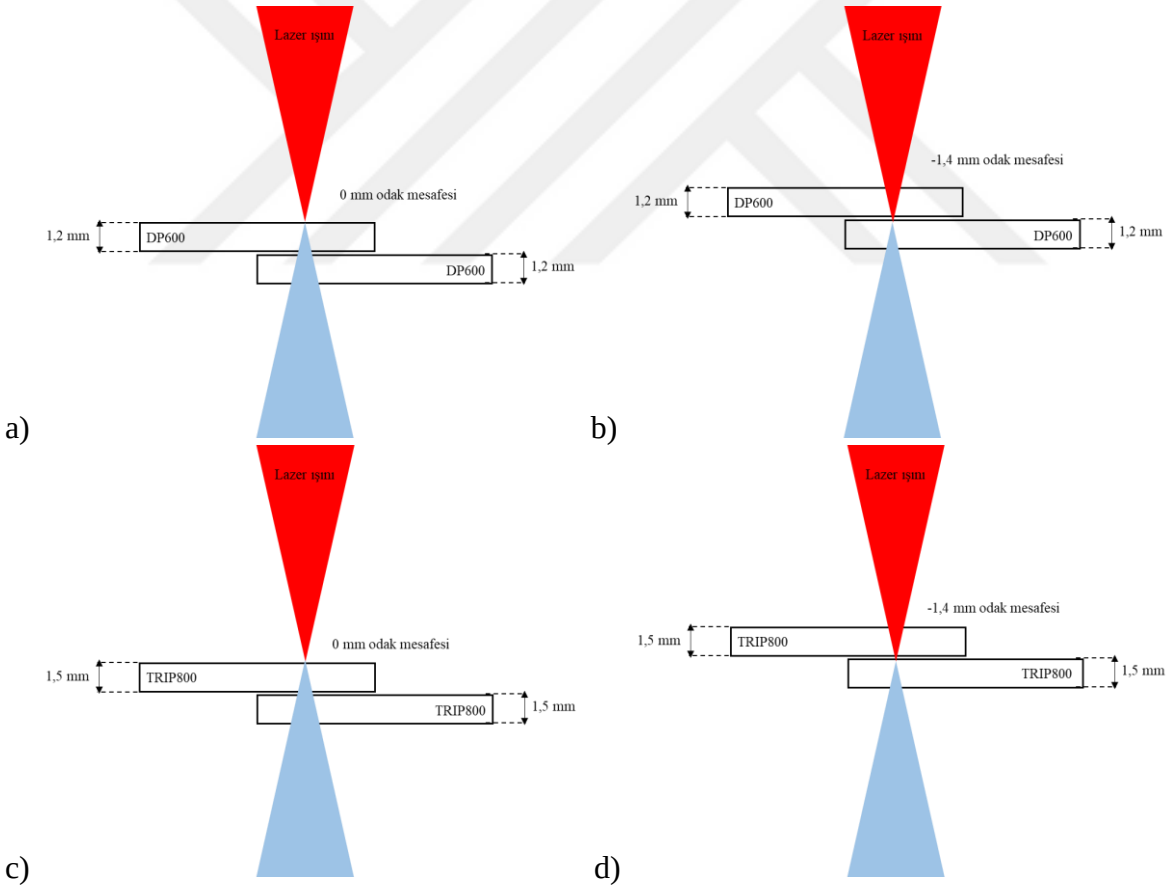
Shah ve arkadaşları ise yapmış oldukları çalışmada nokta direnç kaynak yöntemine yüksek güçte ultrasonik vibrasyonlar ekleyerek geliştirmişler ve bu iki yöntemi kullanarak 1,6 mm kalınlığındaki TRIP780 kalite çelik malzemeleri nokta direnç kaynağındaki bindirme tipinde birleştirmişlerdir. Kaynak parametresi olarak ise 60 Hz, 8,8 kA, 9,9 kA, 10,5 kA, 11 kA, 20 çevrim ile 3,1 kN kaynak kuvveti kullanmışlardır. Yapmış oldukları mikroyapı analizinde ana malzemenin ferrit, blok şeklinde kalıntı östenit, dağılmış beynit ve az miktarda martenzit fazlarını içerdiklerini belirlenmişlerdir. Kaynak mikroyapısının karşılaştırılması esnasında optik mikroskop ile elde edilen görüntülemelerde kısmen dönüşmüş bölgenin meydana geldiği görülmüştür. Bu bölgenin A1 sıcaklığı altında olduğu ve beynit fazının temperleneceği ve karbür irileşmesinin meydana gelebileceği belirtilmiştir. İnce taneli ve iri taneli bölgede ise sıcaklığın A_1 ve A_3 arasındaki pik sıcaklık değerine ulaşacağını ve östenit fazına dönüşümün yüksek karbon konsantrasyonuna sahip martenzit ve beynit lokasyonlarında meydana geleceğini, sonrasında ise hızlı soğuma aşamasında bu kısmen dönüşmüş östenitin karbon atomlarının ayrışması sonucunda martenzit oluşturabileceklerini raporlamışlardır. Bununla birlikte ultrasonik nokta direnç kaynağı yönteminde martenzit ve beynit alanlarındaki lokalize olarak konsantre olmuş karbon atomlarının ultrasonik

vibrasyonların etkisi ile homojenize olabileceği ve ısınma süreci esnasında mikroyapıdaki ortalama karbon seviyesini artırarak, östenit dönüşümünü artıracağını ve sonuç olarak da ferrit miktarının azalarak kısmen dönüşmüş bölgenin daralabileceğini bildirmişlerdir. Kaynak havuzu ve kısmen dönüşmüş bölge arasında kalan ve sıcaklığın A_3 ve ergime sıcaklığı arasında olduğu, ısıtma esnasında mikroyapının tamamen östenit fazına dönüştüğü, soğutmaya bağlı olarak ise yapının martenzit ve beynite dönüştüğü, sıcaklık aralığına ve termal çevrime bağlı olarak iri taneli ve ince taneli bölgelerin meydana geldiğini ve ince taneli bölgedeki sıcaklığın, iri taneli bölgedekinden daha düşük olduğunu ve bu nedenle de dönüşmüş östenitlerin daha küçük tane boyutlarına sahip olduklarını açıklamışlardır. Kaynak havuzu bölgesi incelendiğinde ise ergime hattına doğru epitaksiyel katılaşma meydana geldiği ve sütunsal martenzit ve beynit yapılarının meydana geldiğini gözlemlemişlerdir [112].

7. DENEYSEL ÇALIŞMA

7.1. Malzeme ve Metod

Bu çalışmada, otomotiv endüstrisinde çok kullanılmaya başlanan DP600 ve TRIP800 yeni nesil çeliklerin fiber lazer kaynağı ile kaynaklanabilirlikleri araştırılmıştır. Bu amaçla 1,2 mm kalınlığındaki galvaniz kaplı DP600 çelikleri birbirleri ile 1,5 mm kalınlığındaki galvaniz kaplı TRIP800 çelikleri birbirleri ile fiber lazer kaynak yöntemi ile 0 mm odak mesafesi ve malzeme kalınlığına bağlı olarak belirlenmiş olan negatif odak mesafeleri (DP600 çeliği için – 1,4 mm, TRIP800 çeliği için – 1,7 mm) kullanılarak birleştirilmişlerdir (Şekil 7.1). DP600 çeliğinin kimyasal kompozisyonu Çizelge 7.1' de, TRIP800 çeliğinin kimyasal kompozisyonu ise Çizelge 7.2' de verilmiştir.



Şekil 7.1. DP600 ve TRIP800 çeliklerinin kaynaklanması esnasındaki birleştirme türleri ve odak mesafesi parametresinin şematik gösterimi, a) DP600 – DP600 / 0 mm odak mesafesi, b) DP600 – DP600 / - 1,4 mm odak mesafesi, c) TRIP800 – TRIP800 / 0 mm odak mesafesi, d) TRIP800 – TRIP800 / - 1,7 mm odak mesafesi

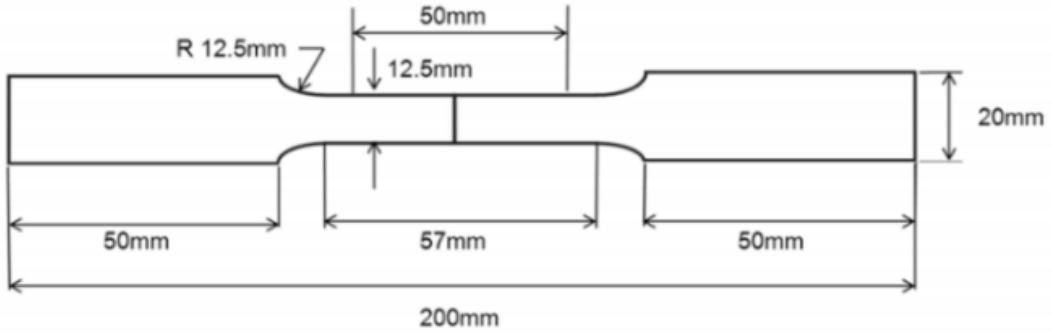
Çizelge 7.1. DP600 malzemenin kimyasal analiz sonuçları (% ağırlıkça)

C	P	Mo	Co	Ti	Pb	Si	S	Ni
0,069	0,01	0,013	0,001	0,004	0,001	0,241	0,005	0,018
Cu	V	Mn	Cr	Al	Nb	W	N	Fe
0,008	0,001	1,845	0,217	0,023	0,001	0,01	0,055	kalan

Çizelge 7.2. TRIP800 malzemenin kimyasal analiz sonuçları (% ağırlıkça)

C	P	Mo	Co	Ti	Pb	Si	S	Ni
0,1700	0,0110	0,0130	0,0010	0,0080	0,0010	1,7820	0,0070	0,0170
Cu	V	Mn	Cr	Al	Nb	W	N	Fe
0,0040	0,0010	1,6000	0,0170	0,0300	0,0020	0,0120	0,0340	kalan

DP600 ve TRIP800 malzemelerin çekme dayanımı değerlerini belirlemek amacıyla, bu malzemeler su jeti yöntemi ile ASTM E8 [113] standardına uygun olarak boyutlandırılmış (Şekil 7.2) ve INSTRON 3369 universal test cihazı kullanılarak 6 MPa/sn (22,914 mm/dk) çekme hızı ile oda sıcaklığında ve malzemelerin hadde yönüne dik doğrultuda çekme testi işlemi gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri ise EN ISO 6507 – 1 Metalik Malzemeler – Vickers sertlik testi standardına [114] uygun olacak şekilde, QNESS Q30M cihazı ile $HV_{0,5}$ metodu ile ölçülmüştür.



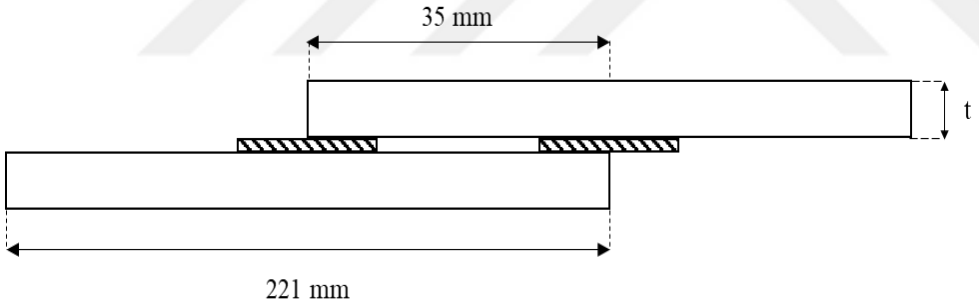
Şekil 7.2. ASTM E8 standardına göre deney numunesi ölçüleri[23]

Aynı zamanda her iki malzemenin de mikroyapılarının belirlenebilmesi amacıyla LEICA DMI 5000 ve JEOL 6064 LV cihazları kullanılarak optik mikroskop ve SEM (tarama elektron mikroskobu) incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

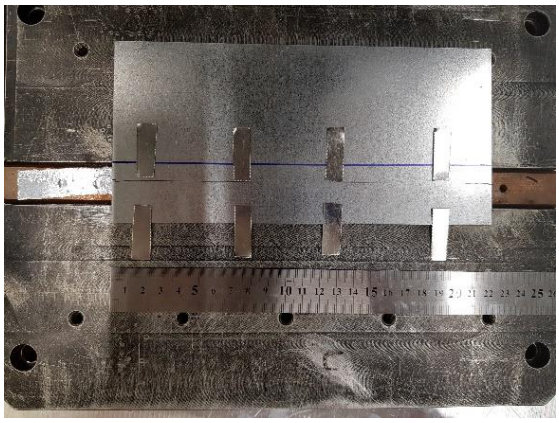
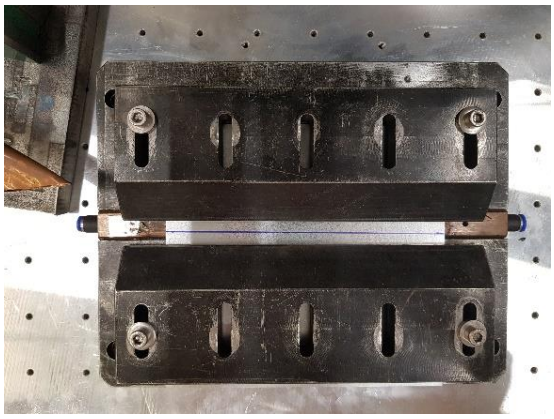
Ana malzemelere ait mekanik ve mikroyapı özelliklerinin belirlenebilmesi amacıyla DP600 ve TRIP800 malzemelerin her hangi bir işleme maruz kalmadan önceki kırılma morfolojilerinin belirlenebilmesi amacıyla çekme testi sonrasında numunelerin kırık yüzeyleri SEM incelemesine tabi tutulmuştur.

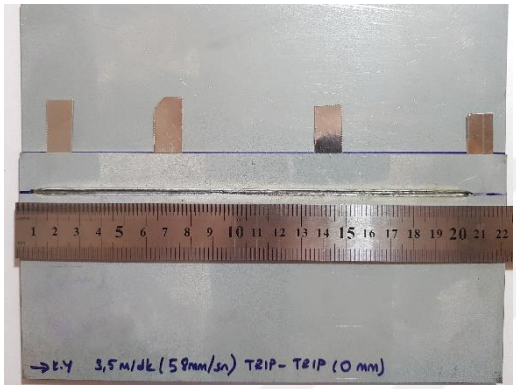
7.2. DP600 VE TRIP800 Çeliklerinin Lazer Kaynağı ile Kaynaklanması

DP600 ve TRIP800 sac malzemeler, TS EN ISO14273 Nokta, Dikiş ve Projeksiyon Kaynaklarının Kesme Deneyi için Numune Boyutları ve Yöntem standardı [115] içinde belirtilen ölçüler referans alınarak, 221 mm x 105 mm ölçülerinde kesilmiş ve kaynak işlemi sırasında 35 mm genişliğinde bindirme mesafesi konmuş, sac malzemeler arasında galvanizin olumsuz etkilerinin indirgenebilmesi adına 0,2 mm kalınlığında ayar sacı malzemeler kullanılmıştır, ilgili şematik gösterim Şekil 7.3' te; numunelerin lazer kaynak tezgahına bağlanmaları ise Şekil 7.4 'te gösterilmiştir. Kaynak dikişi, bindirme mesafesi olan 35 mm' lik genişliğin tam ortasından olacak şekilde gerçekleştirilmiştir.



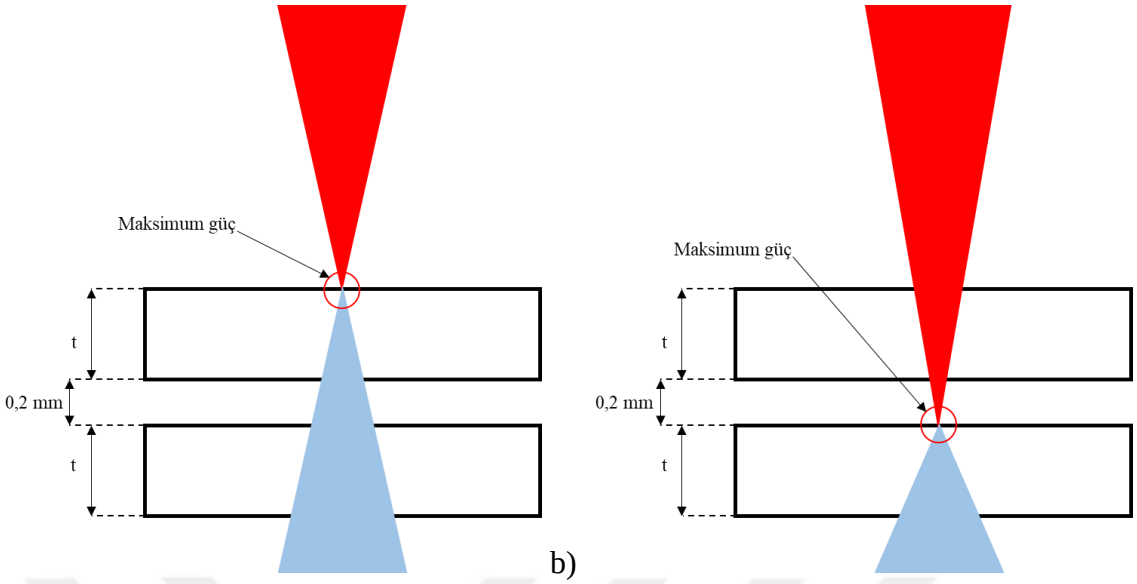
Şekil 7.2. Kaynaklanacak sacların konum ve ölçülerinin şematik gösterimi

a)  b) 

c) 

Şekil 7.4. Kaynak işleminde kullanılan malzemelerin konumları. a) Ayar saclarının malzeme üzerindeki konumları, b) Kaynak öncesinde, plakaların kalıba bağlanması, c) Kaynaklanmış numune

Kaynak işlemleri esnasında her iki malzeme grubunun kalınlığına uygun olacak şekilde 2 farklı odak mesafesi değeri kullanılmıştır. Birinci odak mesafesi olarak, bindirme yapılan iki sac malzemenin tam üst yüzeyi kullanılmışken (0 mm odak mesafesi) ; ikinci odak mesafesi olarak alt sacın üst yüzeyi (negatif odak mesafesi) kullanılmıştır (Şekil 7.5). Ancak, ayar sacı kullanılması nedeniyle arayüzeyde odaklanacak olan ışın demeti için toplam mesafe, sac kalınlığı ve ayar sacı kalınlığı olarak hesaplanmış ve kaynak işlemleri buna göre gerçekleştirilmiştir.



a) b)

Şekil 7.5. Deneysel çalışmada kullanılan odak mesafelerine ait şematik gösterim, a) 0 mm odak mesafesi, b) Negatif odak mesafesi (DP600 için – 1,4 mm, TRIP800 için – 1,7 mm)

DP600 VE TRIP800 çeliklerinin kaynak işlemlerinin gerçekleştirilmesinde, Tuzla'da faaliyet gösteren IPG Photonics firmasında, Ytterbium fiberlere sahip, IPG Photonics YLS 400 cihazı, sürekli modda olacak şekilde kullanılmıştır. Yapılan bu çalışmalar esnasında aşağıdaki parametreler (Çizelge 7.3) sabit tutulmuştur.

Çizelge 7.3. Sabit tutulan cihaz parametreleri

Dalga boyu	1070 nm
Kafa açısı	0°
Spot çapı	640 µm
Fiber çapı	200 µm
Odak mesafesi	405 mm
Lazer gücü	4 kW

Kaynak işlemleri esnasında kullanılan kaynak parametrelerinin belirlenebilmesi için öncelikli olarak hem DP600 hem de TRIP800 malzemeler, farklı lazer gücü, farklı odak mesafesi ve farklı kaynak hızı parametreleri ile kaynaklanmışlardır. Yapılan bu deneysel çalışmaların ardından, bu çalışmada kullanılan ve Çizelge 7.4' te numune kodları ile birlikte verilmiş olan kaynak parametreleri belirlenmiştir.

Çizelge 7.4. Kullanılan kaynak parametreleri ve numune kodları

Malzeme	Odak mesafesi (mm)	Kaynak Hızları (m/dk)	Numune Kodları
DP600	0	3	D1
		3,5	D2
		4	D3
	-1,4	3	D4
		3,5	D5
		4	D6
TRIP800	0	2,5	T1
		3	T2
		3,5	T3
	-1,7	2,5	T4
		3	T5
		3,5	T6

7.3. Kaynak Dikişlerinin Makro İncelemesi

Kaynak işlemlerinin gerçekleştirilmesinin ardından optik mikroskop LEICA DM 205C kullanılarak, kaynak dikişlerinin ortalama genişliği ve kaynak bitişi esnasında meydana gelen kaynak kraterinin genişliği ve uzunluğu ölçülerek, kaynak hızı ve odak mesafesi parametrelerinin bu parametrelere olan etkileri incelenmiştir.

7.4. Kaynak Dikişlerinin Tahribatsız Muayenesi

Lazer kaynağıyla tüm parametrelerde birleştirilen numuneler mekanik testler öncesinde olası hacimsel hataların tespiti için radyografik muayene, yüzeye açık hataların tespiti için ise sıvı penetrant muayenesi ile test edilmişlerdir.

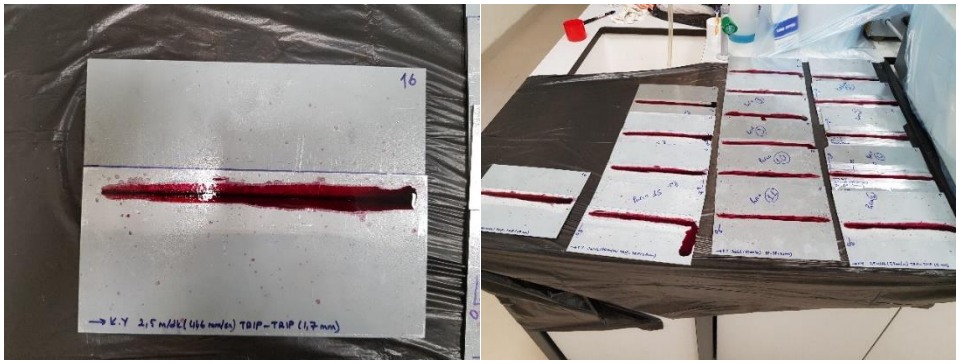
Kaynak dikişlerinin radyografik muayenesi TS EN ISO 17636-2 Kaynak Dikişlerinin Tahribatsız Muayenesi - Radyografik Muayene - Bölüm 2: Dijital Dedektörler ile X ve Gama Işını Teknikleri standardı [116] referans alınarak; ERESCO MF4, 200 kV cihazı ile, 90 kV ve 4 mA parametreleri, DR algılayıcı panel, 13FEEN çelik penetremetre kullanılarak

gerçekleştirilmiştir. Kullanılan cihaz ve numunenin konumlandırılması Şekil 7.6' da görülmektedir.



Şekil 7.6. RT muayenesinde kullanılan cihaz ve numunelerin konumlandırılması

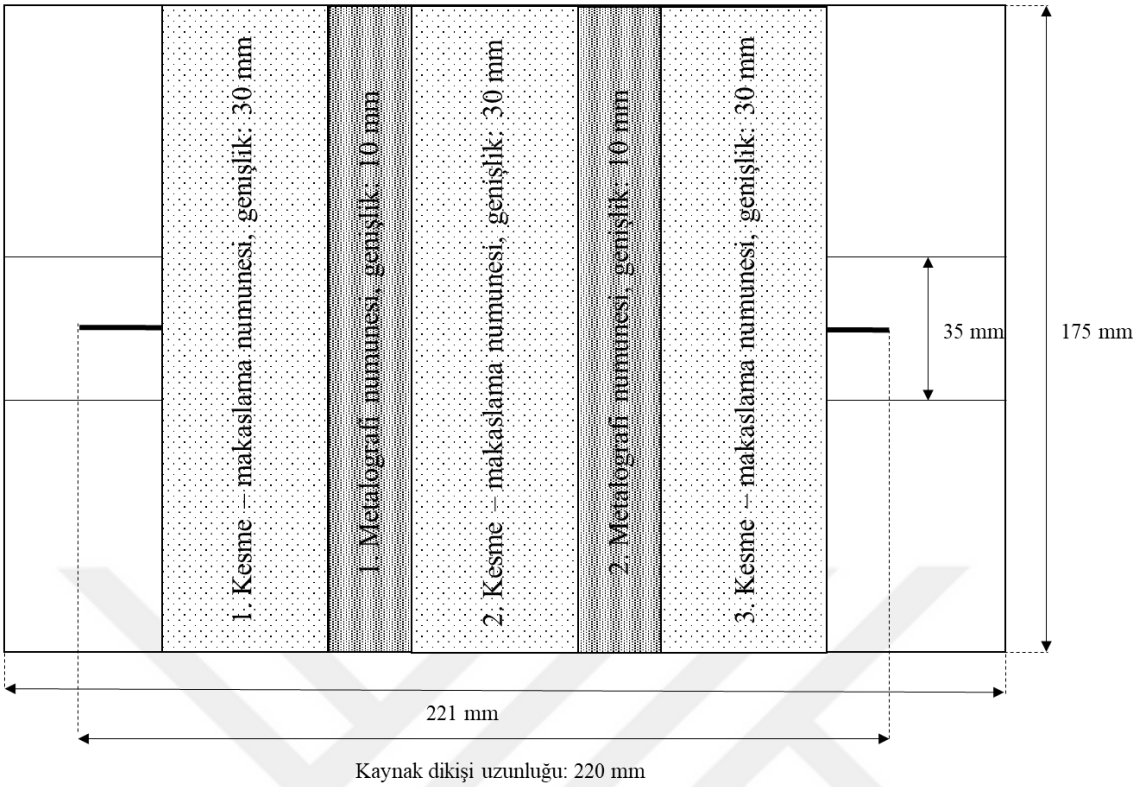
Kaynak dikişlerinin penetrant muayenesi ise TS EN ISO 3452-1 Tahribatsız Muayene-Penetrant Muayenesi- Bölüm 1: Genel Kurallar standardı [117] referans alınarak, boya penetrant yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Boya penetrant uygulanan numuneler Şekil 7.7' de gösterilmiştir. Penetrant ve geliştirici uygulanan numuneler; uygulama anı (0. dakika), 5. dakika, 10. dakika, 15. dakika ve 20. dakikada gözlemlenmiş ve 5. ve 20. dakika sonundaki görüntüler optik mikroskop (LEICA 205C) ile görüntülenmiştir.



Şekil 7.7. Penetrant muayenesi uygulaması

7.5. Kaynak Dikişlerinin Kesme – Makaslama Testi

Kaynaklanmış olan numuneler TS EN ISO14273 Nokta, Dikiş ve Projeksiyon Kaynaklarının Kesme Deneyi için Numune Boyutları ve Yöntem standardı referans alınarak, Şekil 7.8' de gösterildiği şekilde ve ölçülerde su jeti kullanılarak kesilmiştir.



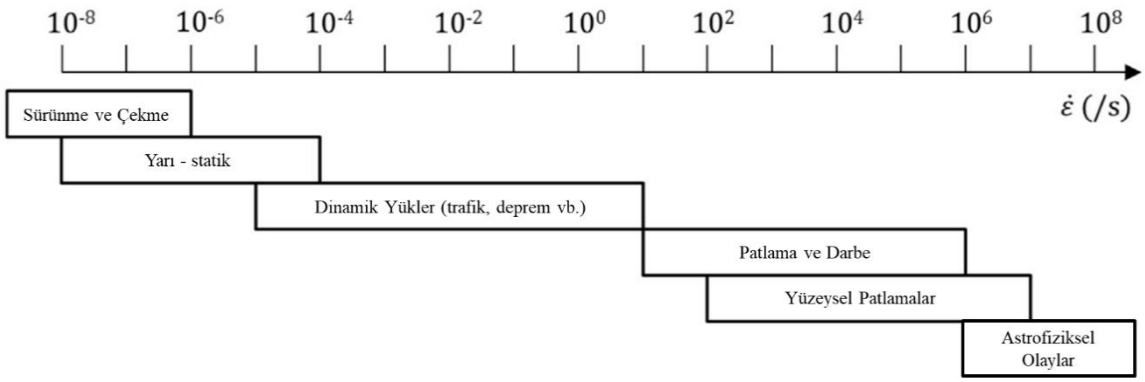
Şekil 7.8. Kaynaklanmış numunelere ait kesim planı

TS EN ISO 14273 standardı, kesme deneyinin gerçekleştirilebilmesi için her hangi bir deney hızı vermemektedir. Bu nedenle, TS EN ISO 6892-1 Metalik Malzemeler - Çekme Deneyi - Bölüm 1:Oda Sıcaklığında Deney Metodu standardı [118] referans alınarak, hareketli çenelerin birim zamandaki yer değiştirme miktarı (v_c), gövde uzunluğu (L_c) ve gövde uzunluğu boyunca tahmin edilen gerinme hızı ($\dot{e}_{L_c}$) parametrelerine göre Eş. 7.1 kullanılarak 38,19 mm / dk olarak belirlenmiş ve böylece Şekil 7.9' da gösterilen çeşitli yük kaynaklarına bağlı oluşan gerinim oranı aralıklarına da uyumluluk sağlanmıştır.

$$v_c = L_c \times \dot{e}_{L_c} \tag{7.1}$$

L_c = 95 mm (TS EN ISO 14273 standardına göre)

$\dot{e}_{L_c}$ = 0,0067 s^{-1} (TS EN ISO 6892-1, Aralık 4 değeri)



Şekil 7.9. Çeşitli yük kaynakları için gerinim oranı aralıkları [119]

7.6. Kaynak Dikişlerinin Kırık Yüzey İncelemeleri

DP600 ve TRIP800 numunelerinin Kesme – Makaslama Testi sonrasında numunelerin hangi bölgelerden ve hangi kırılma morfolojilerinde hasarlandığının tespit edilebilmesi amacıyla optik mikroskop (LEICA 205C) ve SEM (JEOL 6064 LV) incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

7.7. DP600 ve TRIP800 Kaynaklı Malzemelerin Mikroyapı İncelemeleri

DP600 ve TRIP800 malzemelerin kaynaklanması sırasında, kaynak hızı ve odak mesafesi parametrelerinin mikroyapıya olan etkilerinin belirlenebilmesi amacıyla optik mikroskop LEICA DMI 5000 ve SEM (JEOL 6064 LV) incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

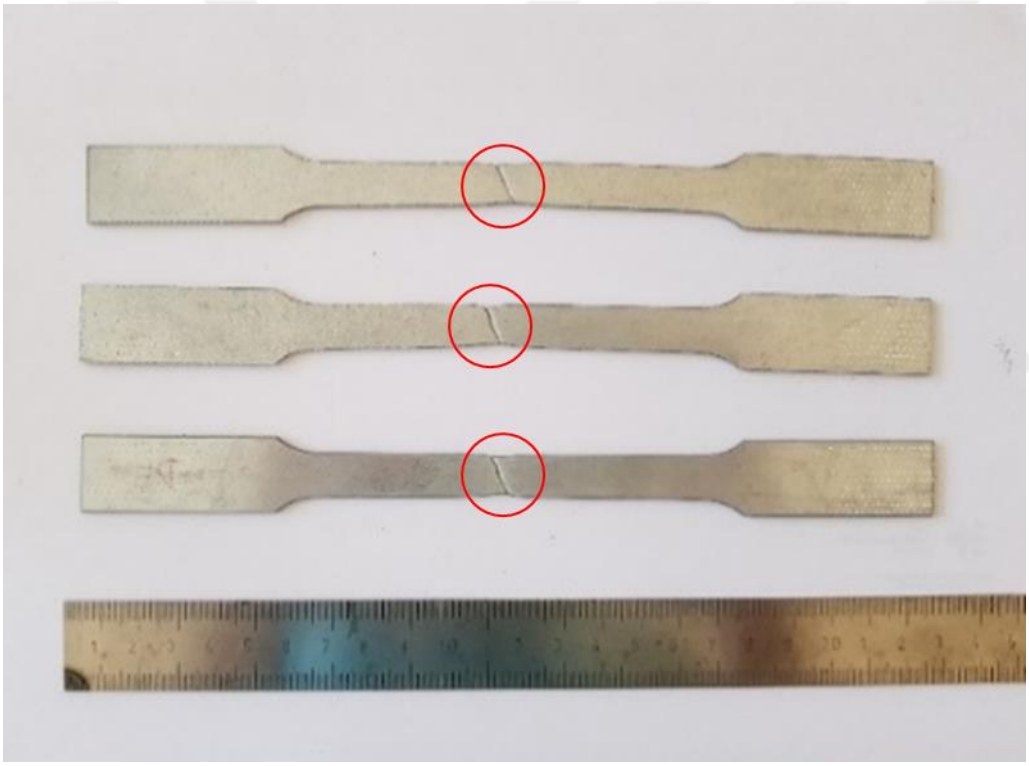
7.8. DP600 ve TRIP800 Kaynaklı Malzemelerin Mikrosertlik İncelemeleri

Mikrosertlik ölçümleri ise QNESS Q30M cihazı ile $HV_{0,5}$ metodu ile ana malzeme, ITAB ve kaynak havuzu bölgelerinden alınmıştır.

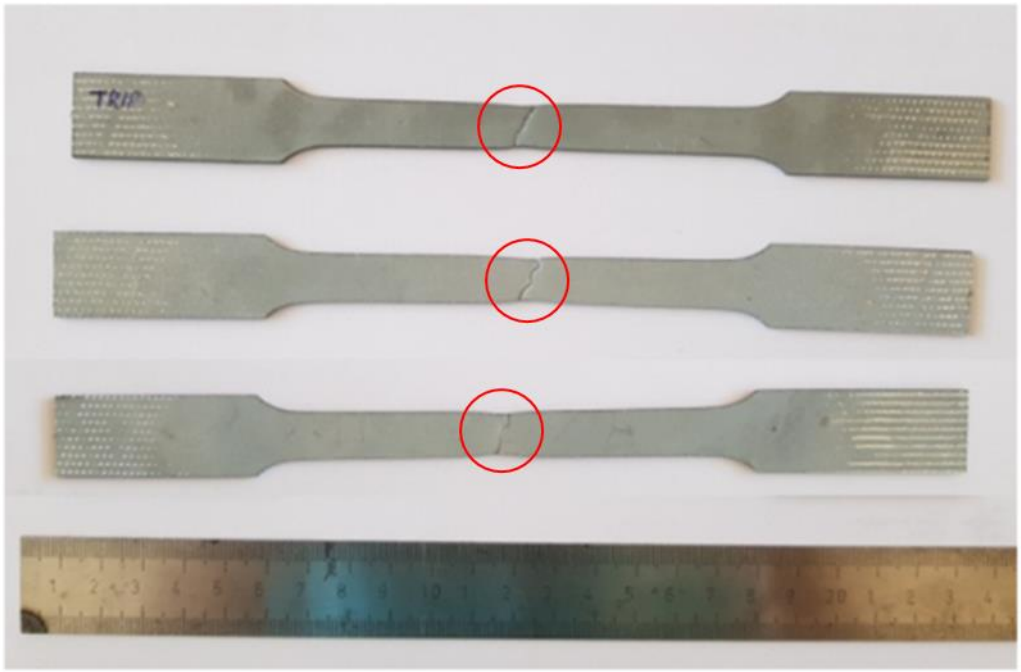
8. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

8.1. DP600 ve TRIP800 Çeliklerinin Ana Malzeme Özellikleri

Farklı güç, farklı odak mesafeleri ve kaynak hızları kullanılarak gerçekleştirilecek kaynak işlemleri öncesinde DP600 ve TRIP800 malzemelere, oda sıcaklığında ve hadde yönüne dik doğrultuda olmak üzere ASTM E8 standardında belirtilmiş olan şartlarda uygulanan çekme testleri sonucunda çekme testi numunelerinin kırılma bölgeleri Şekil 8.1 ve Şekil 8.2' de gösterilmiştir. Her iki şekilde de görüleceği üzere tüm numuneler boyun bölgesinden olmak üzere yaklaşık 45 °' lik açıyla kırılmışlardır.



Şekil 8.1. DP600 malzemenin ana malzeme dayanımının belirlenmesi için kullanılan çekme testi numuneleri



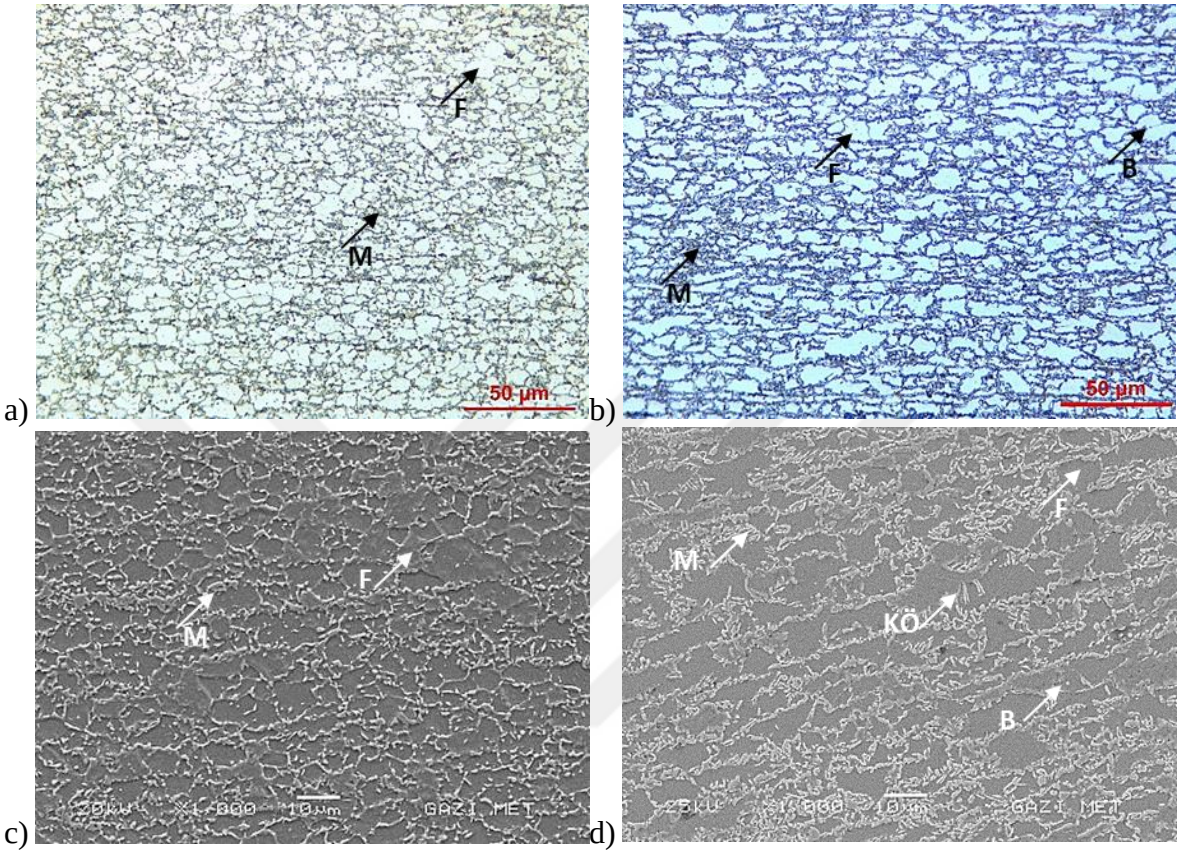
Şekil 8.2. TRIP800 malzemenin ana malzeme dayanımının belirlenmesi için kullanılan çekme testi numuneleri

DP600 ana malzemenin akma ve çekme dayanımı değerlerinin belirlenebilmesi için üçer adet numuneye çekme testi uygulanmış ve yapılan bu test sonucunda ortalama akma dayanımı değeri 294,59 MPa olarak ölçülmüşken; ortalama çekme dayanımı değeri 554,64 MPa olarak ölçülmüştür. Aynı koşullarda gerçekleştirilen test sonucunda TRIP800 mazleme için elde edilen ortalama akma değeri 416,80 MPa olarak ölçülmüşken; ortalama çekme dayanımı değeri 790,34 MPa olarak ölçülmüştür. Bu değerlere ek olarak her iki malzeme için de EN ISO 6507-1 standardında belirtilen şekilde sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiş ve DP600 çeliği için ortalama sertlik değeri 183,3 HV_5; TRIP800 çeliği için ise ortalama sertlik değeri 205 HV_5 olarak ölçülmüştür. DP600 ve TRIP800 ana malzemelere ait mekanik özelliklere Çizelge 8.1' de gösterilmiştir.

Çizelge 8.1. DP600 ve TRIP800 ana malzemeye ait mekanik özellikler

	DP600	TRIP800
Ortalama akma dayanımı (MPa)	294,59	416,80
Ortalama çekme dayanımı (MPa)	554,64	790,34
Ortalama sertlik (HV_5)	183,5	205

Ana malzemelerin metalografik incelemeleri ve SEM görüntüleri incelenmiş ve DP600 çeliğinin ferrit ve martenzit, TRIP800 çeliğinin ise ferrit, martenzit, kalıntı östenit ve beynit fazlarından meydana geldiği görülmüştür (Şekil 8.3).

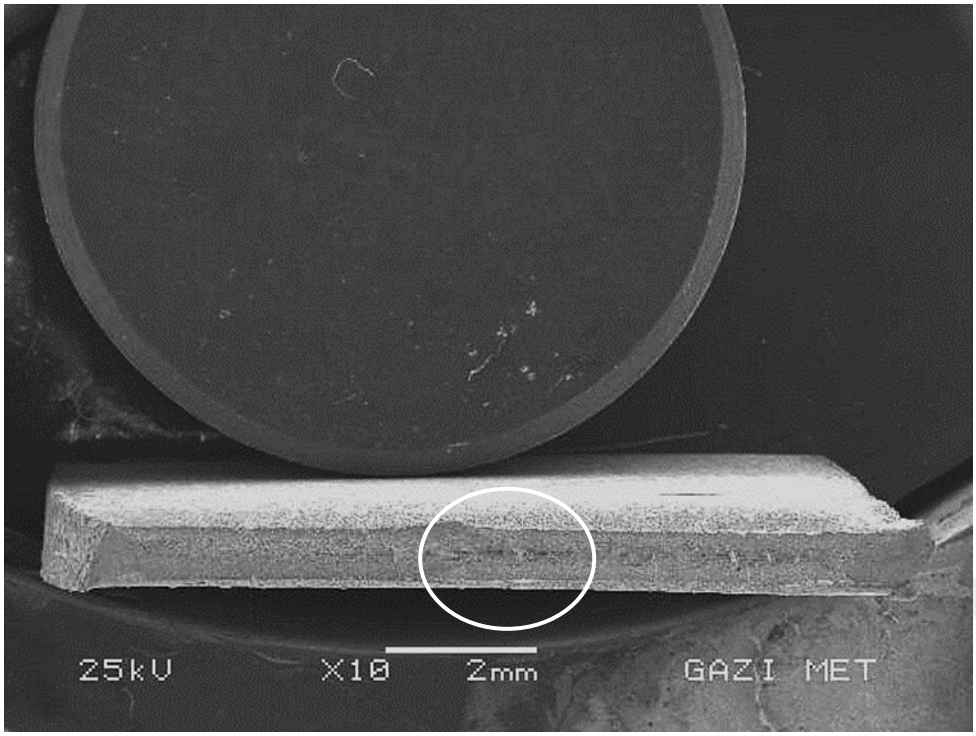


Şekil 8.3. DP600 ve TRIP800 çeliklerine ait mikroyapı görüntüleri a) DP600 – Optik mikroskop, b) TRIP800 – Optik mikroskop, c) DP600 – SEM görüntüsü, d) TRIP800 – SEM görüntüsü

DP600 malzemeye uygulanan çekme testi sonrasında malzemelerin kırık yüzeyleri optik mikroskop ve SEM cihazları kullanılarak incelenmiştir. Yapılan bu incelemeler esnasında çekme numunelerinin tamamının yaklaşık olarak 45 °' lik bir açıyla kırılmış oldukları görülmüştür. Yapılan üç çekme numunesinin kırık yüzeyleri de incelendiğinde numunelerin genel olarak sünek kırılma yüzeyi morfolojisine ait çukurcuk oluşumlarının meydana geldiği görülmüştür. DP600 numunesine ait kırık yüzey görüntüleri, Şekil 8.4.a' da işaretli olan bölge üzerinden farklı büyütme oranlarında verilmiştir (Şekil 8.4).

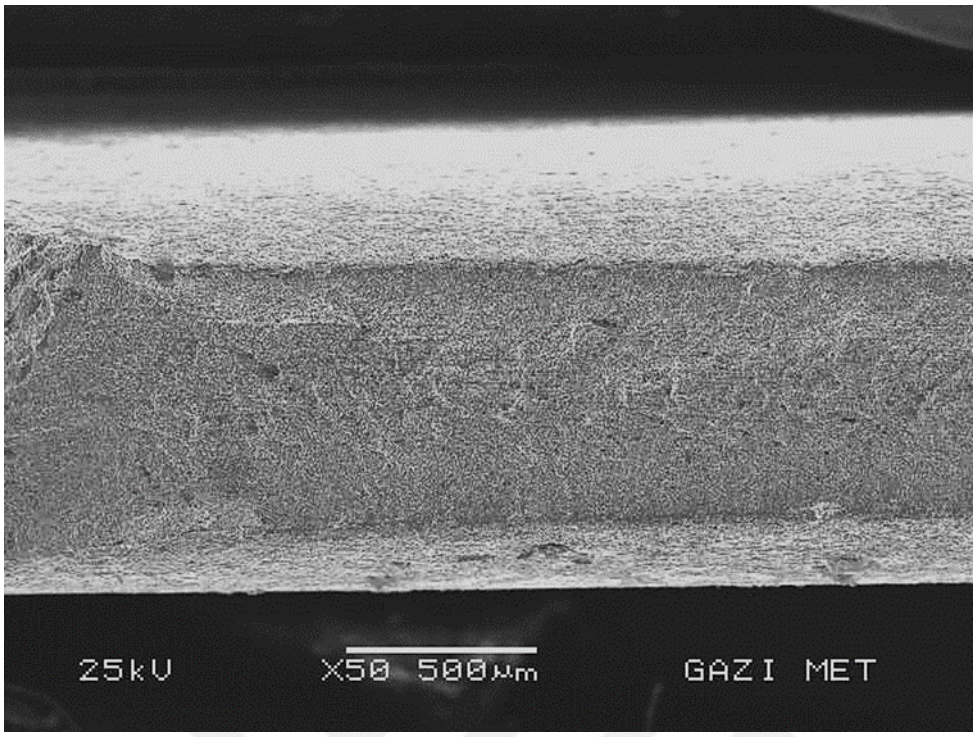
Şekil 8.4' te, malzemenin plastik deformasyon etkisi sonucunda, çatlak oluşumu sonrasında meydana gelen boşlukların birleşmesi ile mat, lifli ve çukurcuk oluşumlarının gözlendiği sünek kırılma yüzeyi morfolojisi görülmektedir. Bilindiği üzere DP600 çeliği yumuşak ferrit

ana matrise gömülü sert martenzit fazından meydana gelmiştir ve bu nedenle malzemenin yüke maruz kaldığında yüksek hacim oranına sahip olan fazın ferrit fazı olması nedeniyle sünek kırılma yüzeyi morfolojisi ile hasarlanması beklenmektedir. Yapılan literatür incelemelerinde de benzer şekilde hasarlanmış olan DP600 çeliği için benzer SEM görüntüleri raporlanmıştır [120, 121].

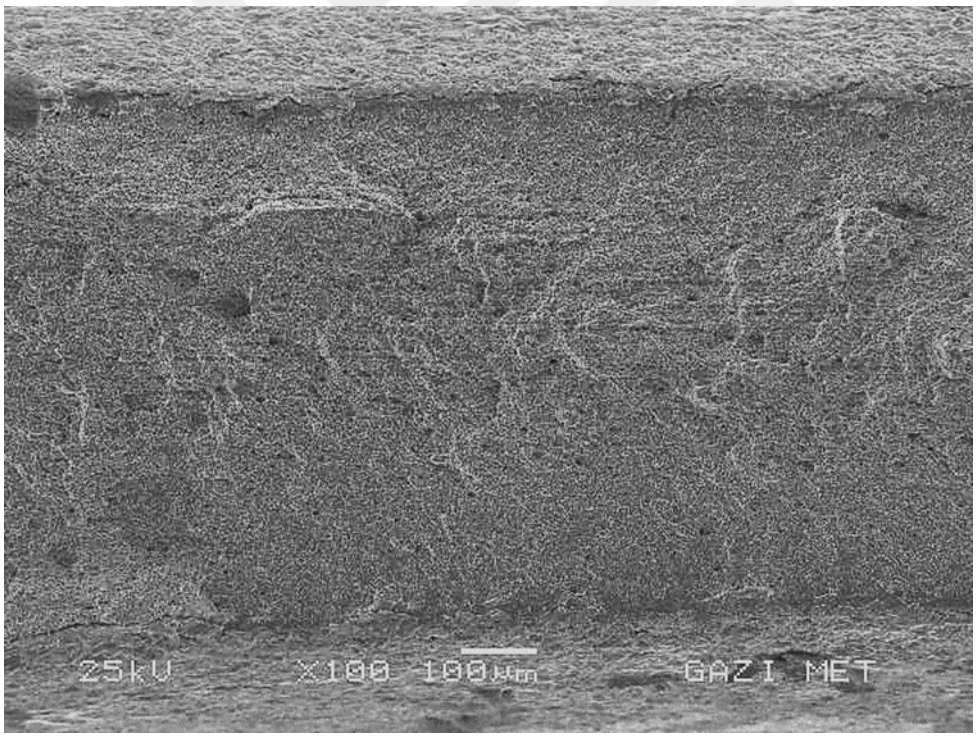
a) 

Şekil 8.4. DP600 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme

b)

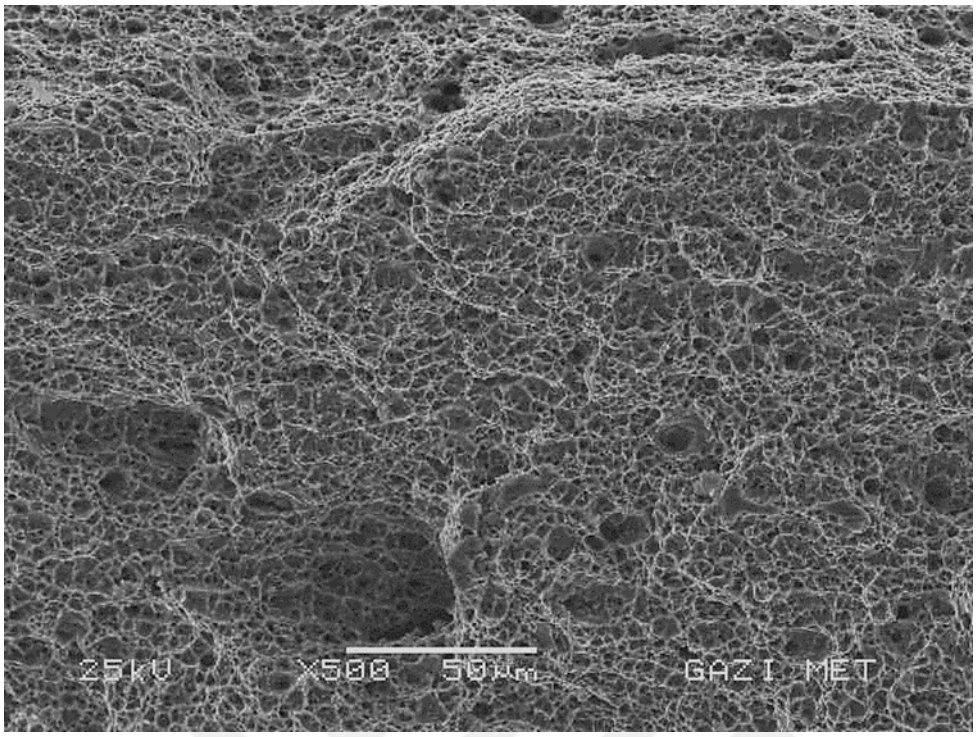


c)

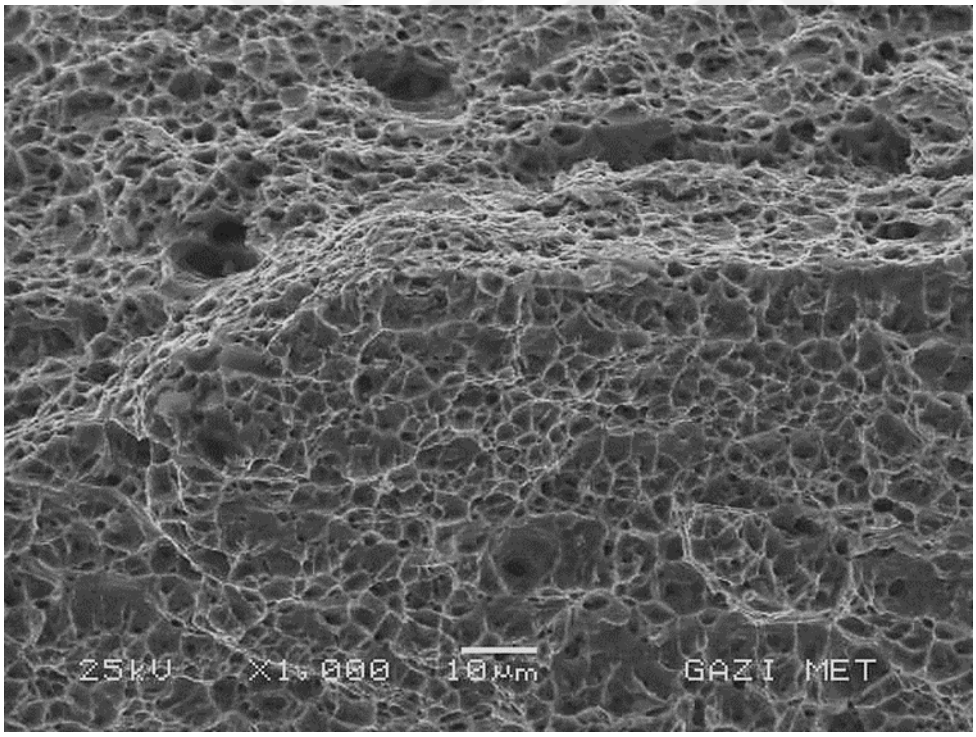


Şekil 8.4. (devam) DP600 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme

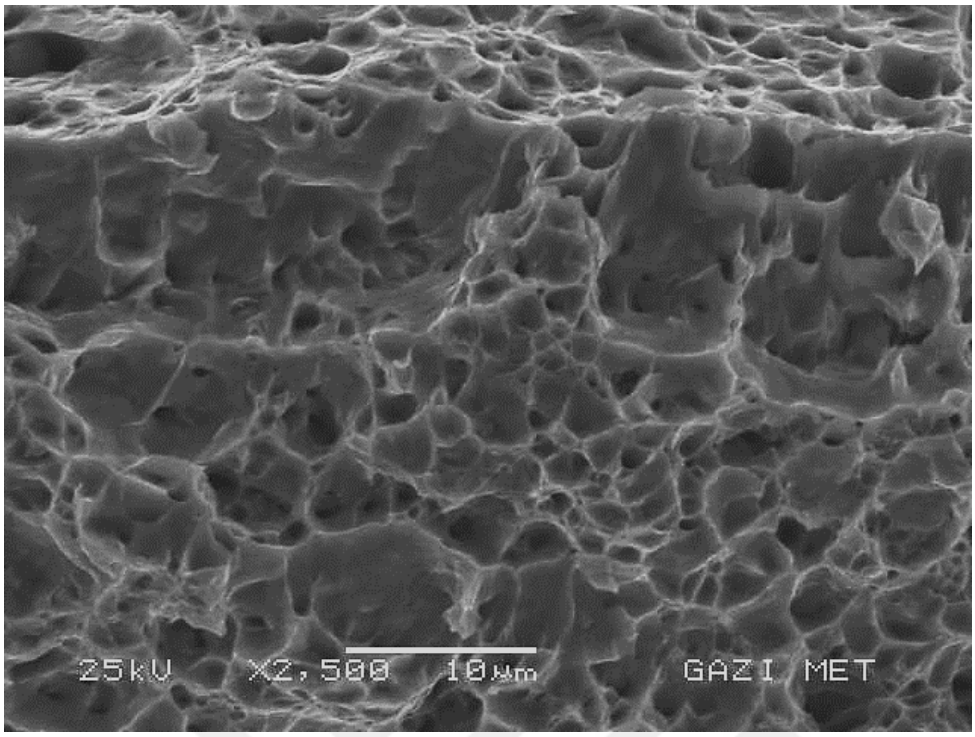
d)



e)



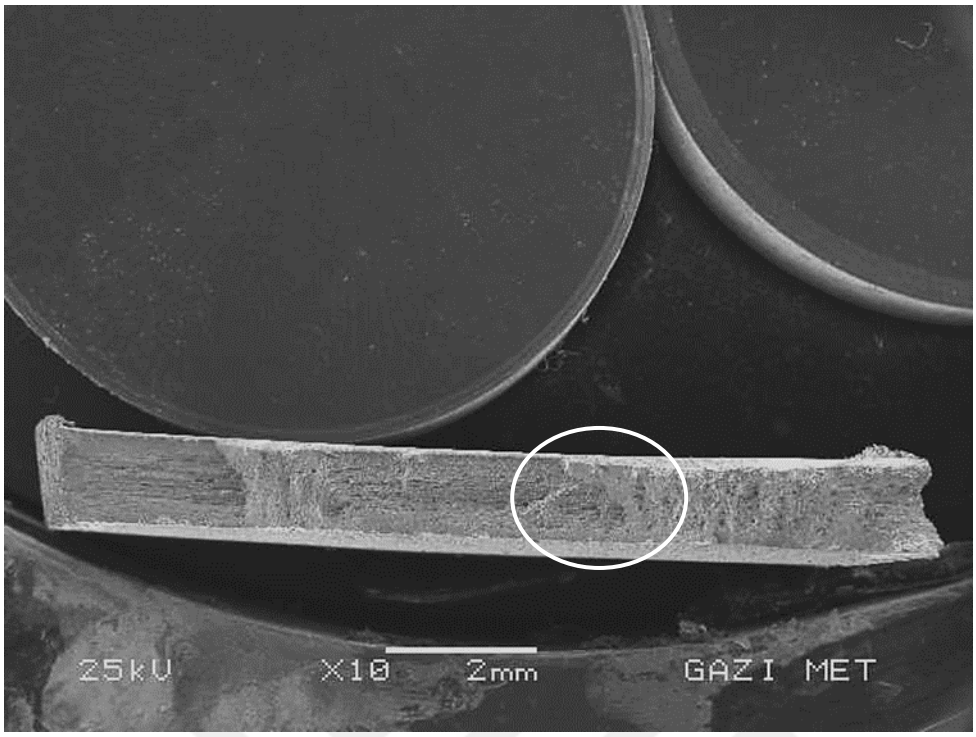
Şekil 8.4. (devam) DP600 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme

f) 

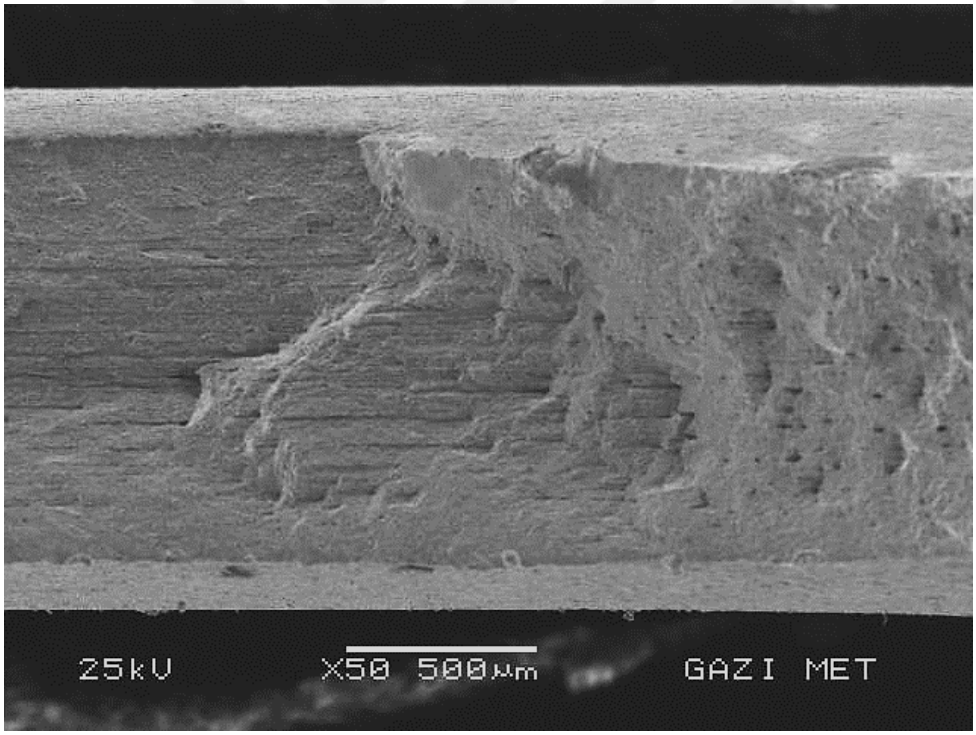
Şekil 8.4. (devam) DP600 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme

TRIP800 numunelerinin makro incelemeleri esnasında çekme numunelerinin tamamının yaklaşık olarak 45 °’ lik bir açıyla kırılmış oldukları görülmüştür. TRIP800 numunesine ait kırık yüzey görüntüleri, Şekil 8.5.a’ da işaretli olan bölge üzerinden, farklı büyütme oranlarında verilmiştir (Şekil 8.5).

a)

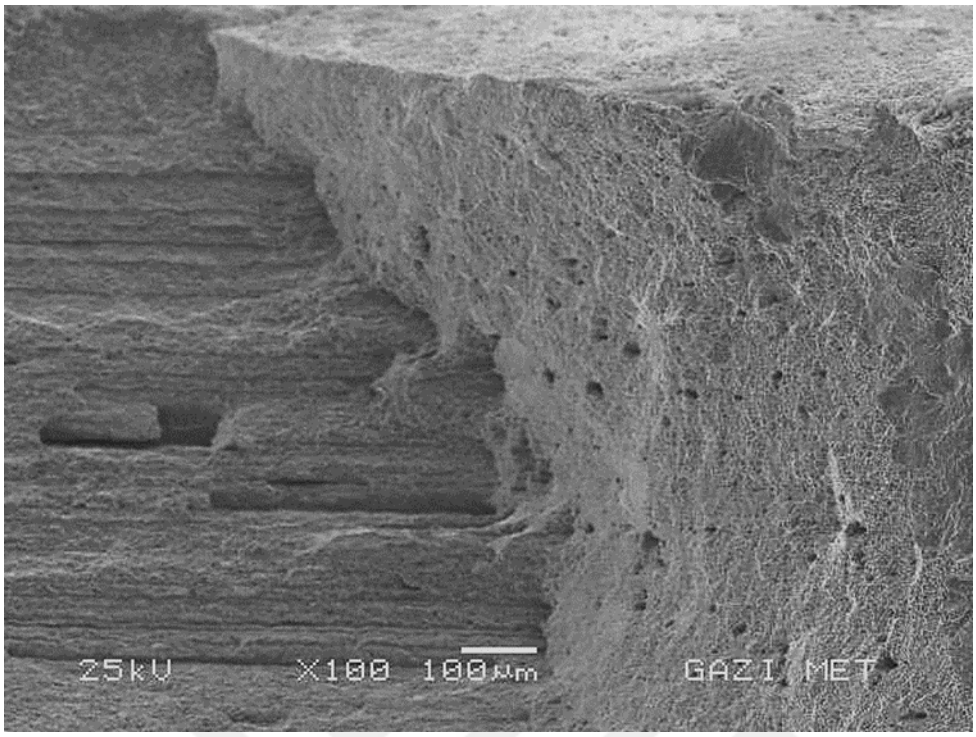


b)

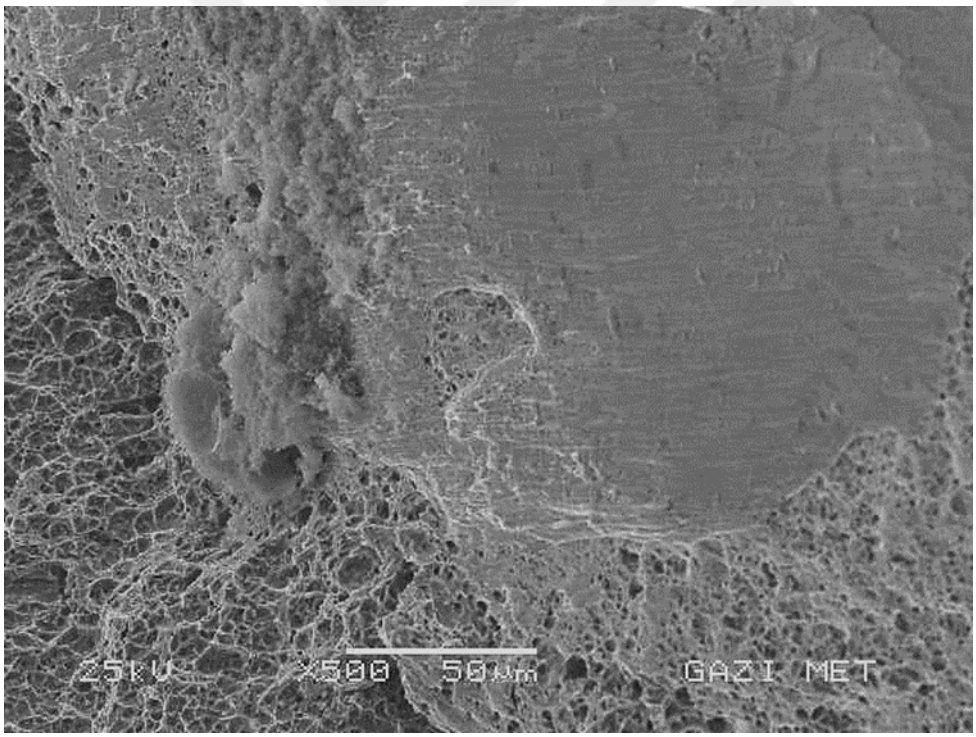


Şekil 8.5. TRIP800 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme

c)

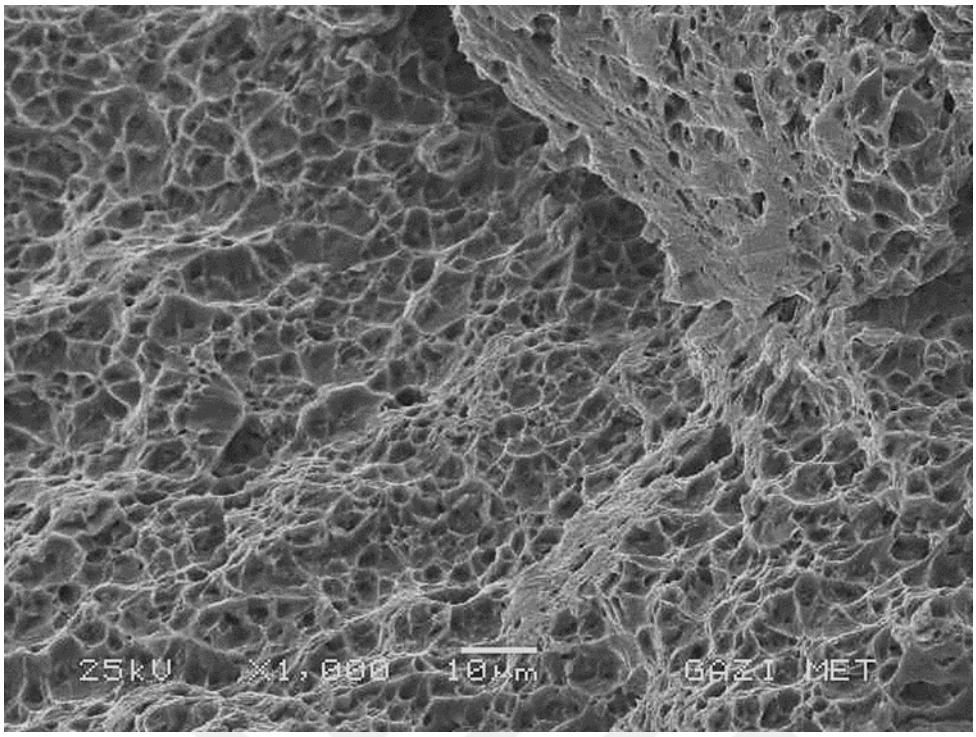


d)

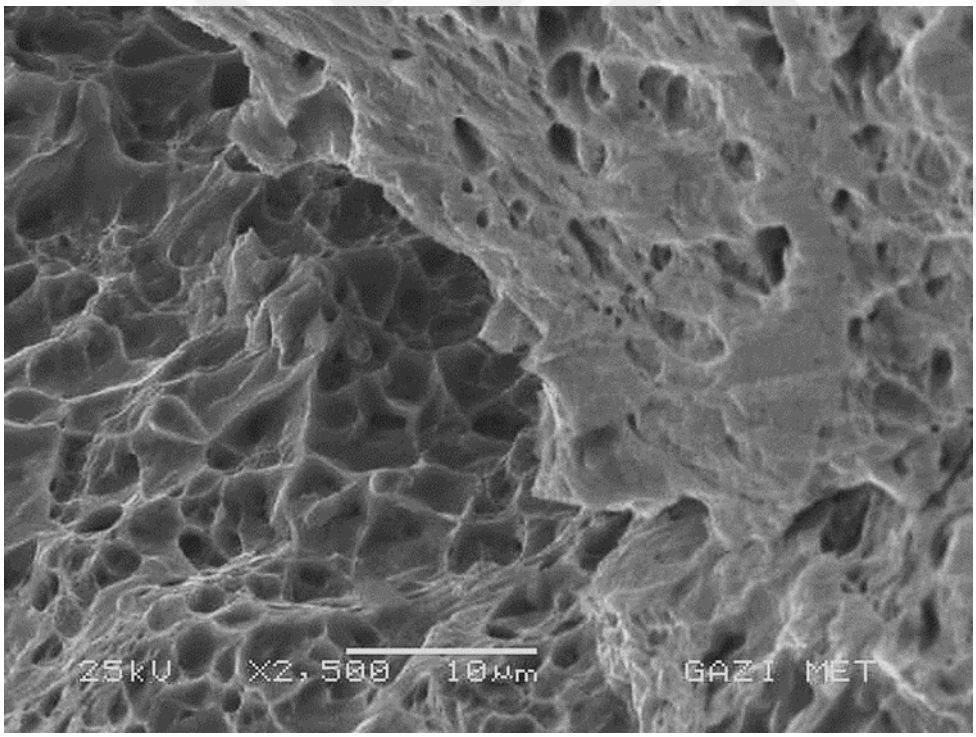


Şekil 8.5. (devam) TRIP800 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme

e)



f)



Şekil 8.5. (devam) TRIP800 ana malzemenin çekme testi sonrası elde edilen kırık yüzey incelemesi, a) x 10 büyütme, b) x 50 büyütme, c) x 100 büyütme, d) x 500 büyütme, e) x 1000 büyütme, f) x 2500 büyütme

Şekil 8.5’ te kayma gerilmelerin etkisi altında kalan bu bölgede boşluk oluşumu ve gerilim artışına bağlı olarak meydana gelen boşlukların büyümesi ve sonuç olarak ayrılma sonucunda gözenekli bir yapı meydana gelmiştir. Aynı zamanda gözenekli yapının yanı sıra ikincil faz yada çökeltiler sebebiyle meydana gelen ayrılma izleri ve platovari görünümde

gevrek kırılma özelliği gösteren daha düz bir bölge görülmektedir. Gerilme – gerinme diyagramlarına göre malzemenin sünek bir yapıya sahip olduğu söylenebilir. Lopez ve arkadaşları da TRIP çeliklerinin gazaltı ve lazer kaynak ile birleştirilmesini araştırdıkları çalışmasında ana malzemenin tipik bir gözenekli kırılma morfolojisine sahip olduğunu belirtmişlerdir [122].

TRIP çelikleri ferrit matris içerisine gömülü kalıntı östenit, martenzit ve beynit fazlarından meydana gelmekte ve deformasyona bağlı olarak kalıntı östenitin martenzite dönüştüğü bilinmektedir [57].

Çekme testi esnasında uygulanan gerilmeye bağlı olarak malzeme içerisinde bulunan kalıntı östenitin, gevrek ve kırılgan yapıya sahip olan martenzite dönüştüğü ve bu nedenle de kırık yüzey incelemeleri esnasında sünek kırılma yüzeyi morfolojisinin yanısıra gevrek kırılma yüzeyi morfolojilerinin de yer aldığı görülmektedir.

8.2. DP600 ve TRIP800 Kaynaklanabilirlik Özelliklerinin Belirlenmesi

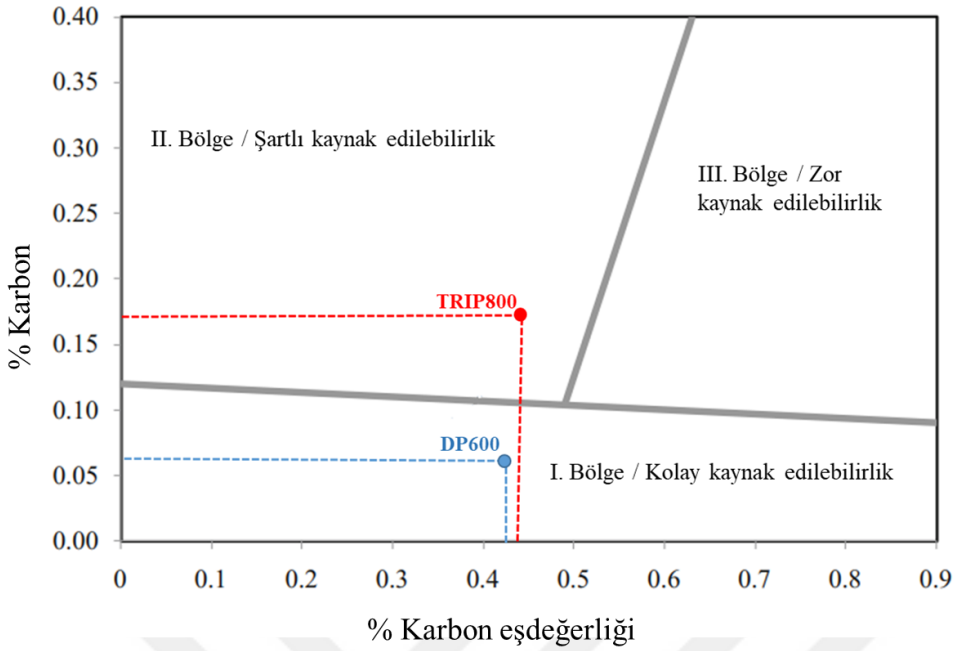
Yapılan bu çalışmada, öncelikli olarak DP600 ve TRIP800 çeliklerinin kaynaklanabilirliklerinin belirlenebilmesi amacıyla CE (karbon eşdeğerliği) değerleri hesaplanmıştır. Karbon eşdeğerliğinin hesaplanmasında kullanılan genel formüller ise Çizelge 8.2’ de yer almaktadır.

A grubunda tanımlanmış olan formüller, kaynaklanabilirlik indeksi olarak uzun süredir kullanılan IIW karbon eşdeğerliğini içerir. A grubu formüllerinde Mn’ ın katsayısı 1/6 olarak kullanılmıştır. C Grubundaki P_{cm} ve CE_{PLS} formüllerinde ise Mn’ ın katsayısının 1/20 ve 1/16 olduğu görülmektedir. C grubunda tanımlanan formüllerde, A grubunda tanımlanmış olan formüllere göre C elementinin kaynaklanabilirliğe olan etkisi daha fazla, diğer alaşım elementlerinin etkilerinin ise daha az önemsendiği görülmektedir. CE_{PLS} formülü ise genellikle düşük karbonlu boru hattı çeliklerinde kullanılmaktadır. Diğer bir taraftan, A grubu karbon eşdeğerlikleri, yüksek karbon içeriğine sahip (0,15’ten 0,30’a kadar) çeliklerde tercih edilmezler. B grubunda yer alan formüllerde ise Mn katsayısı 1/10 olup, A ve C grubu formüllerin arasında yer alırlar [123].

Çizelge 8.2. Karbon eşdeğerliği formülleri [123]

A grubu	$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5}$ $CE_{WES} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$
B grubu	$CE_{DNV} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{10} + \frac{Ni+Cu}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{10}$ $CE_{T} = C + \frac{Mn}{10} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{10}$
C grubu	$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + (5 \times B)$ $CE_{PLS} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn+Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$ $CE_{HSLA} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9}$
D grubu	$CE_{N} = C + A(C) \times \{\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + (5 \times B)\}$ $A(C) = 0{,}75 + 0{,}25\tanh[20(C - 0{,}12)]$

Yapılan bu çalışmada ise IIW tarafından genelleştirilmiş, A grubunda yer alan CE_{IIW} formülü kullanılmış ve yapılan bu hesaplamalar sonucunda DP600 çeliği için karbon eşdeğerliği 0,42; TRIP 800 için ise 0,44 olarak hesaplanmıştır. Her iki çelik de IIW eşdeğerlik eşitliğine göre 0,45' in altında bir karbon eşdeğerliğine sahip olduğundan, kaynak kabiliyeti yüksek çelik grubuna girmektedir. Ancak Graville diyagramına göre değerlendirme yapıldığında DP600 çeliği, kolay kaynak edilebilirliğe sahip olan I. bölgede; TRIP800 çeliği ise şartlı kaynak koşulları gerektiren II. bölgede yer almaktadırlar.



Şekil 8.6. DP600 ve TRIP800 çeliklerinin Graville diyagramındaki yerleri

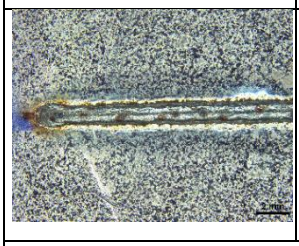
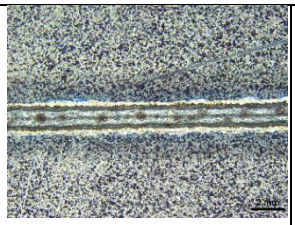
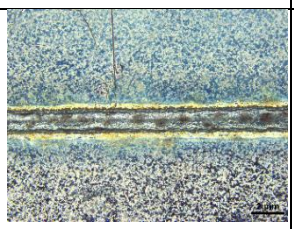
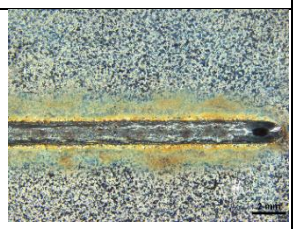
8.3. Kaynak Dikişlerinin Makro İnceleme Sonuçları

DP600 ve TRIP800 çelikleri fiber lazer yöntemi ile Çizelge 7.4' te verilmiş olan kaynak parametreleri kullanılarak, 1,2 mm kalınlığındaki DP600 çelikler birbirleriyle 1,5 mm kalınlığındaki TRIP800 çelikler de birbirleriyle bindirme pozisyonunda kaynaklanmışlardır. Yapılan bu kaynak işlemlerinden sonra ise kaynak dikişlerinin ortalama genişliği, kaynak kraterinin ortalama genişliği ve ortalama uzunluk değerleri belirlenerek; kaynak hızı ve odak mesafesi parametrelerinin bu özelliklere olan etkisi incelenmiştir.

8.3.1. DP600 malzemenin kaynak dikişlerinin makro inceleme sonuçları

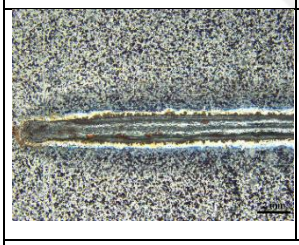
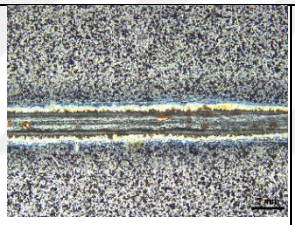
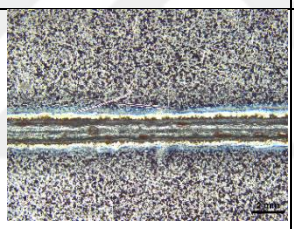
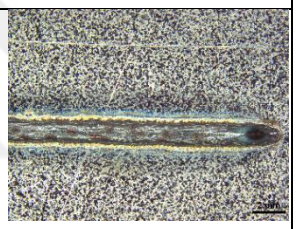
DP600 çeliğinin kaynaklanmasının ardından D1, D2, D3, D4, D5 ve D6 numuneleri için elde edilen görüntüler ve ölçülen değerler sırasıyla Çizelge 8.3, Çizelge 8.4, Çizelge 8.5, Çizelge 8.6, Çizelge 8.7, Çizelge 8.8' da; kaynak hızına bağlı olarak elde edilen değişimler ise Şekil 8.7; Şekil 8.8' de ve tüm veriler Çizelge 8.15' te gösterilmiştir.

Çizelge 8.3. D1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

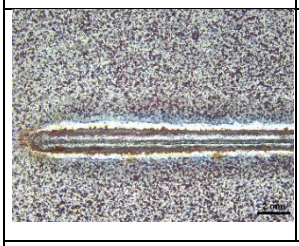
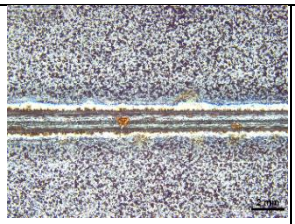
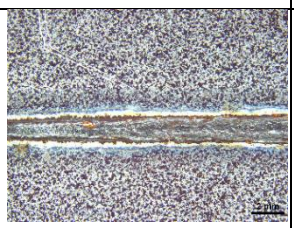
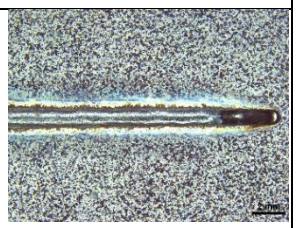
Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
3,323	1,189	1,108

Çizelge 8.4. D2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

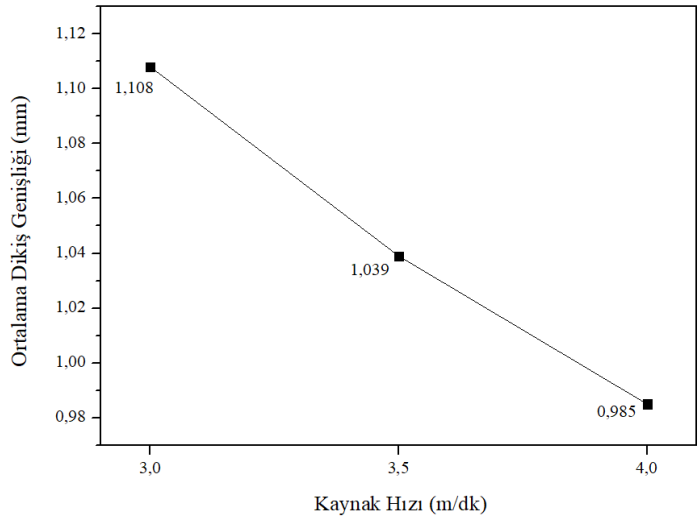
Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
4,304	1,163	1,039

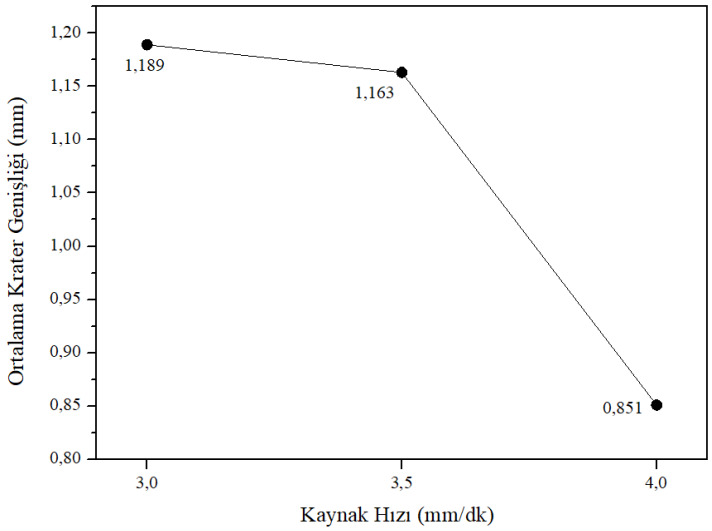
Çizelge 8.5. D3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

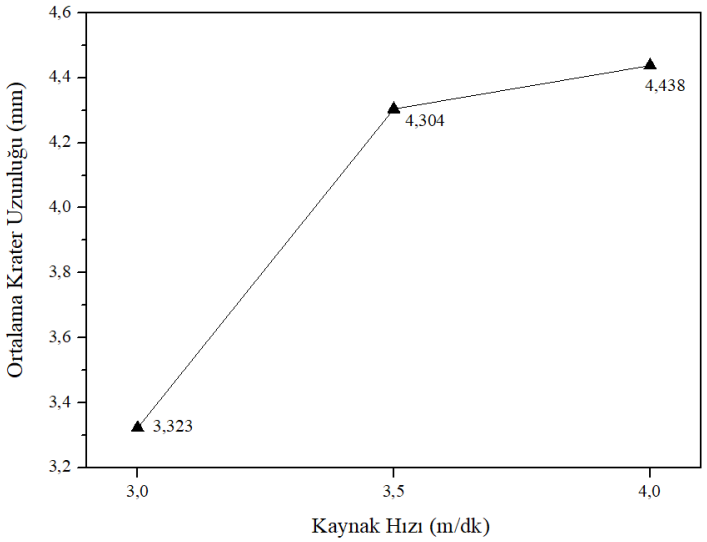
Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
4,438	0,851	0,985



a)



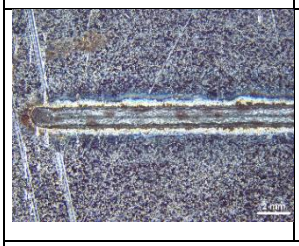
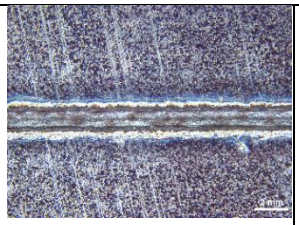
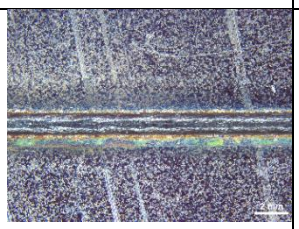
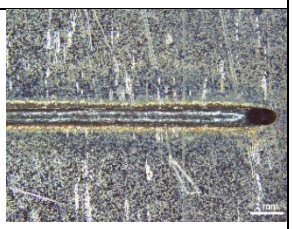
b)



c)

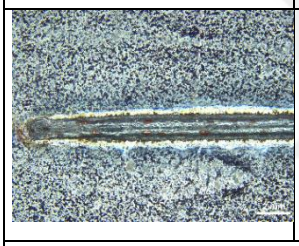
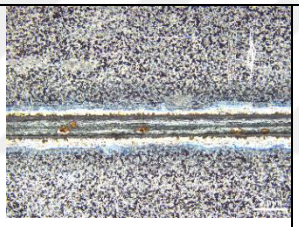
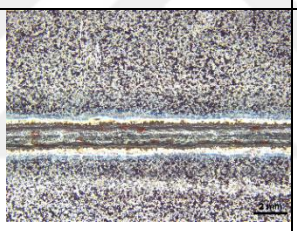
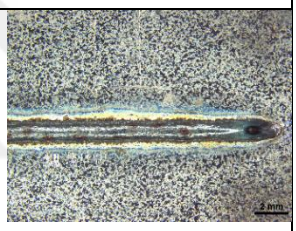
Şekil 8.7. DP600 çeliğinin 0 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi

Çizelge 8.6. D4 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

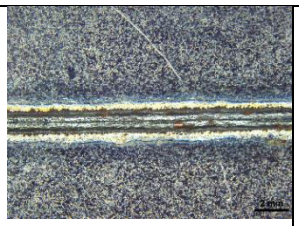
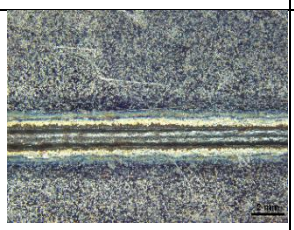
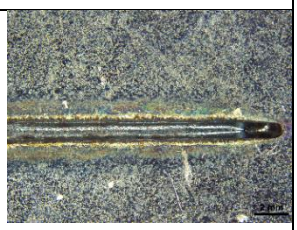
Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
3,121	0,903	1,057

Çizelge 8.7. D5 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

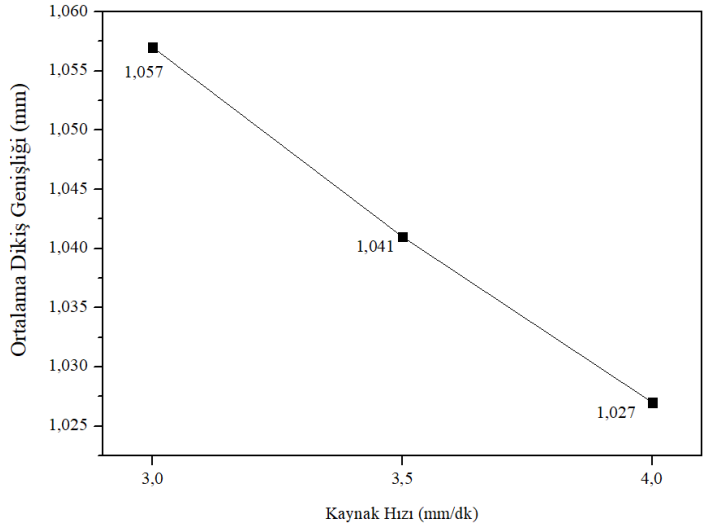
Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
5,024	0,855	1,041

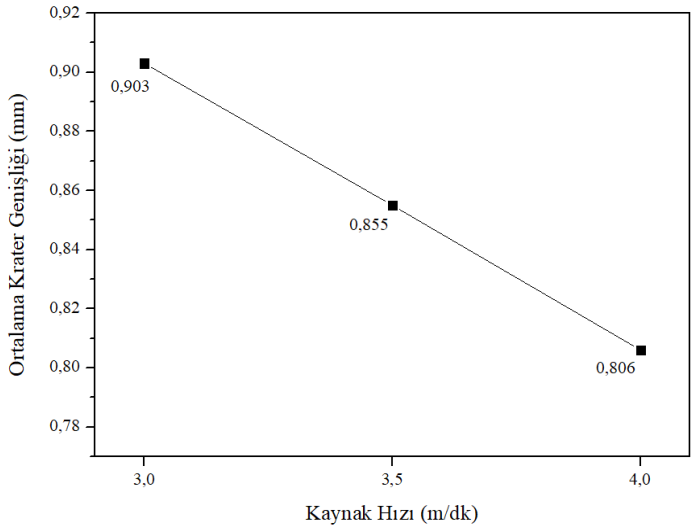
Çizelge 8.8. D6 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

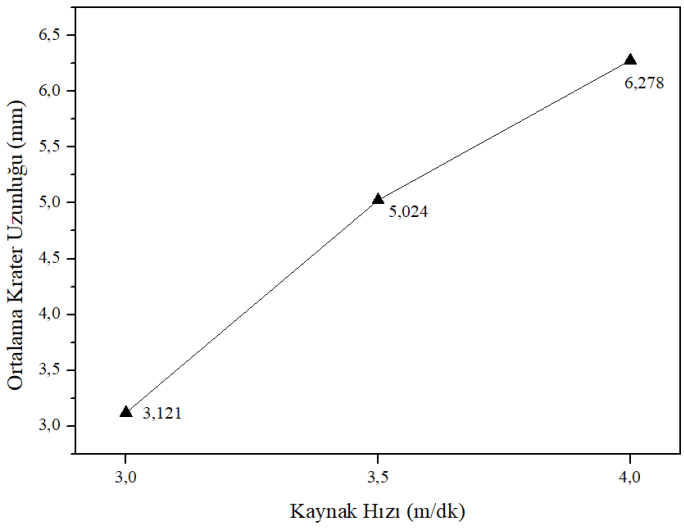
Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
6,278	0,806	1,027



a)



b)



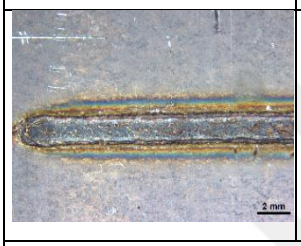
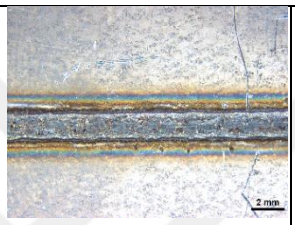
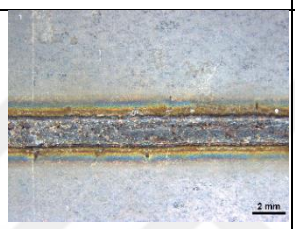
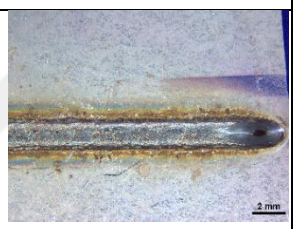
c)

Şekil 8.8. DP600 çeliğinin – 1,4 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi

8.3.2. TRIP800 malzemenin kaynak dikişlerinin makro inceleme sonuçları

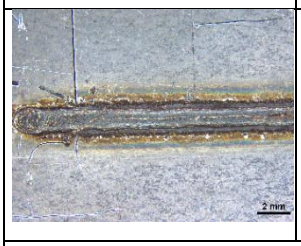
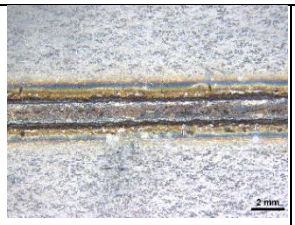
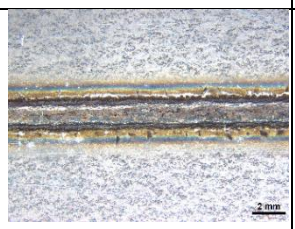
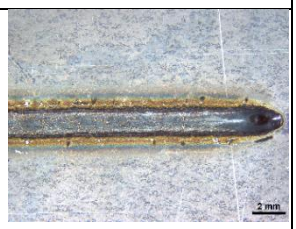
TRIP800 çeliğinin kaynaklanmasının ardından T1, T2, T3, T4, T5 ve T6 numuneleri için elde edilen görüntüler ve ölçülen değerler sırasıyla Çizelge 8.9, Çizelge 8.10, Çizelge 8.11, Çizelge 8.12, Çizelge 8.13, Çizelge 8.14' te; kaynak hızına bağlı olarak elde edilen değişimler ise Şekil 8.9, Şekil 8.10' da ve tüm veriler Çizelge 8.15' te gösterilmiştir.

Çizelge 8.9. T1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

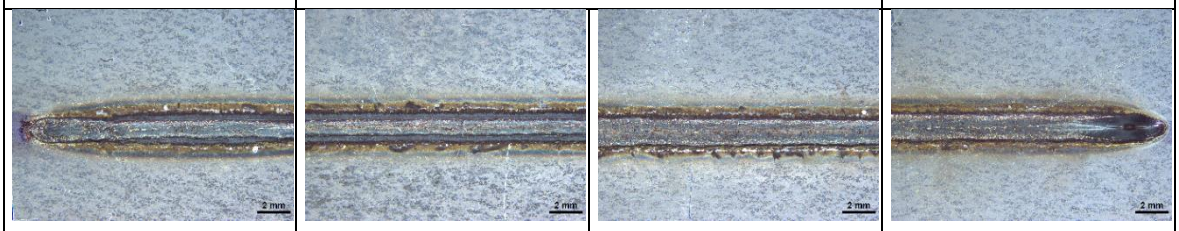
Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
4,046	1,545	1,473

Çizelge 8.10. T2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

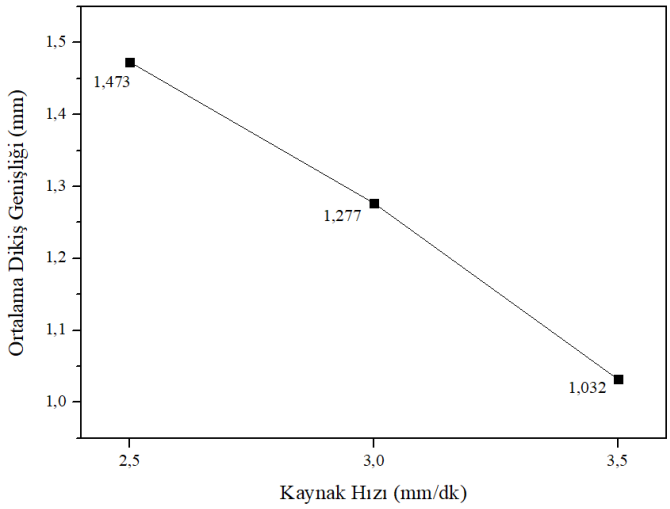
Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
5,394	1,303	1,277

Çizelge 8.11. T3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

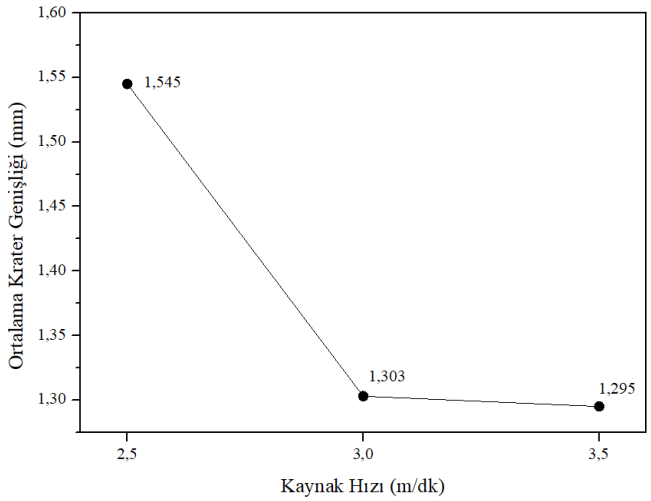
Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
7,674	1,295	1,032

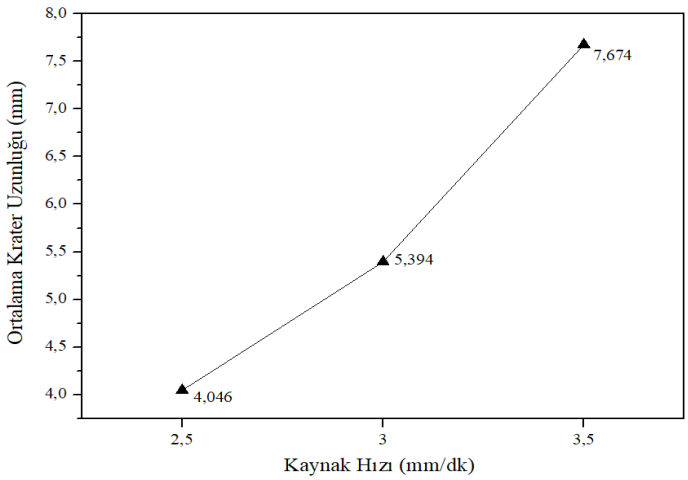


a)

Şekil 8.9. TRIP800 çeliğinin 0 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi



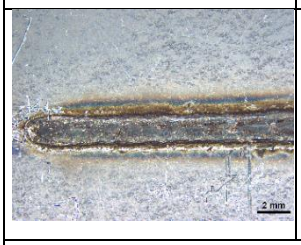
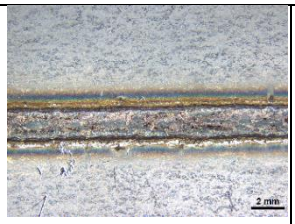
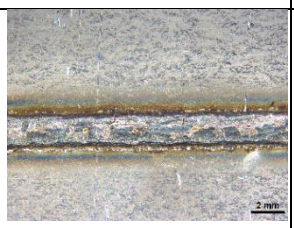
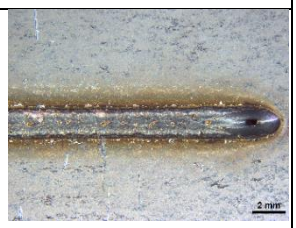
b)



c)

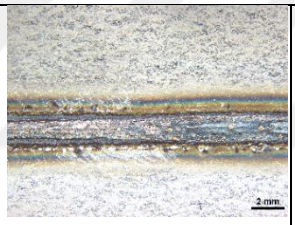
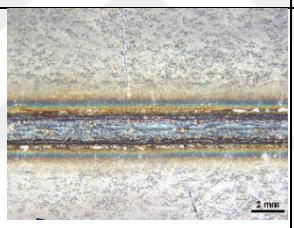
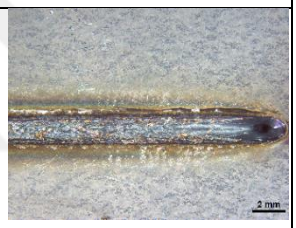
Şekil 8.9. (devam) TRIP800 çeliğinin 0 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi

Çizelge 8.12. T4 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

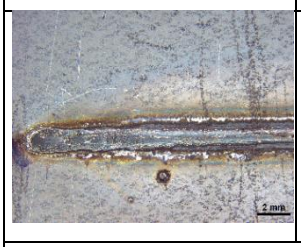
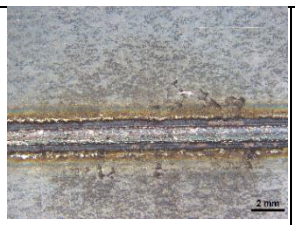
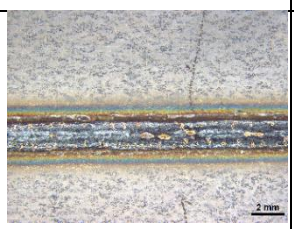
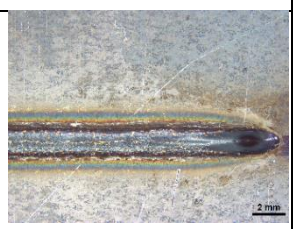
Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
4,874	1,572	1,584

Çizelge 8.13. T5 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

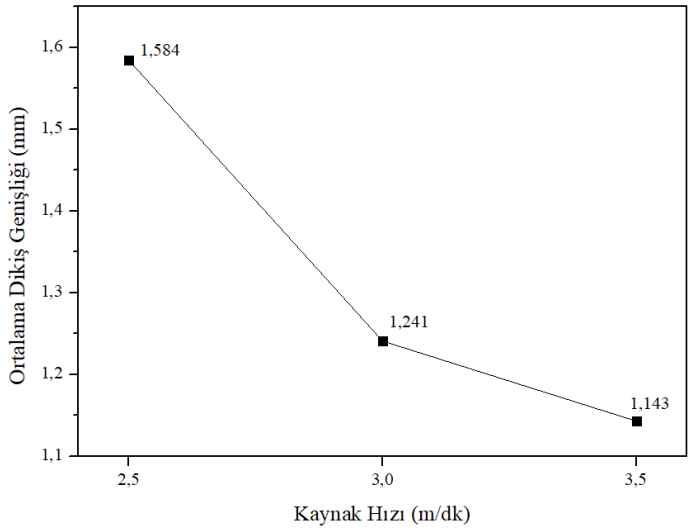
Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
6,685	1,555	1,241

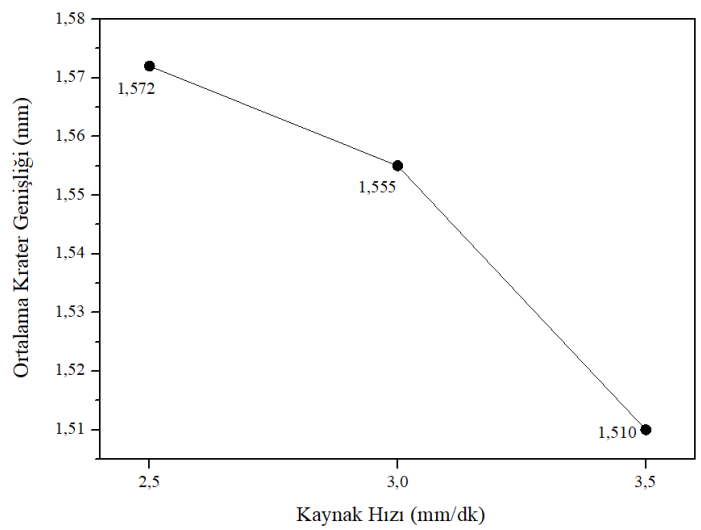
Çizelge 8.14. T6 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait makro görüntüler ve kaynak geometrisine ilişkin ölçülen değerler

Başlangıç	Dikiş		Bitiş
			

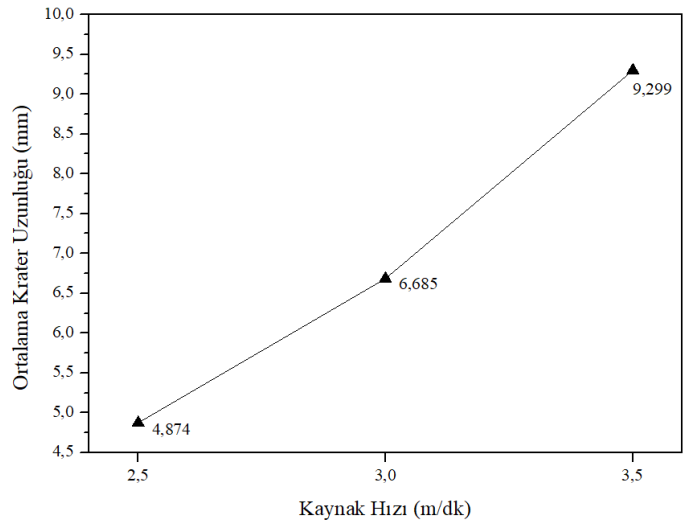
Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
9,299	1,510	1,143



a)



b)



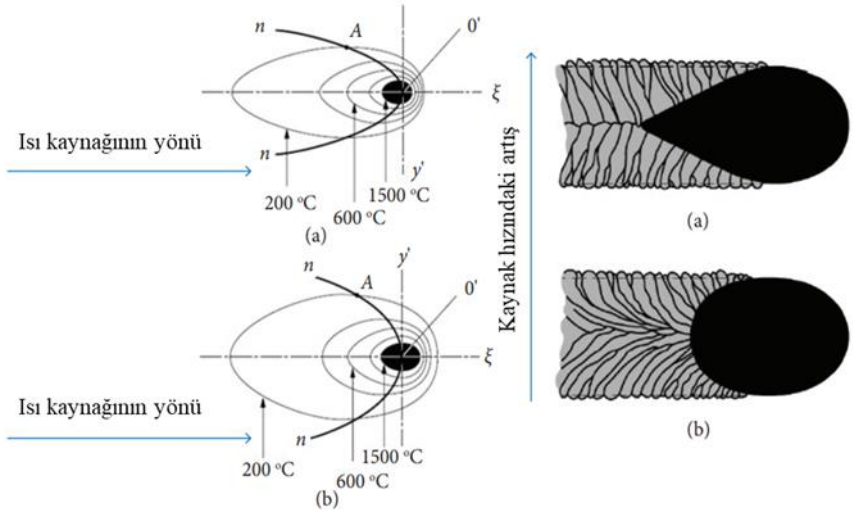
c)

Şekil 8.10. TRIP800 çeliğinin – 1,7 mm odak mesafesi ile kaynaklanması sonucu elde edilen makro ölçüm sonuçları, a) Dikiş genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, b) Krater genişliğinin kaynak hızına göre değişimi, c) Krater uzunluğunun kaynak hızına göre değişimi

Çizelge 8.15. DP600 ve TRIP800 çeliklerinin kaynak işlemleri sonrası, kaynak dikişlerinin makro incelenmesi sonucu elde edilen ölçüm sonuçları

Numune Kodu	Ortalama Krater Uzunluğu (mm)	Ortalama Krater Genişliği (mm)	Ortalama Dikiş Genişliği (mm)
D1	3,323	1,189	1,108
D2	4,304	1,163	1,039
D3	4,438	0,851	0,985
D4	3,121	0,903	1,057
D5	5,024	0,855	1,041
D6	6,278	0,806	1,027
T1	4,046	1,545	1,473
T2	5,394	1,303	1,277
T3	7,674	1,295	1,032
T4	4,874	1,572	1,584
T5	6,685	1,555	1,241
T6	9,299	1,510	1,143

Kaynak hızının yüksek olduğu durumlarda kaynak dikişindeki izotermler daha düzdür ve bunun sonucu olarak da katılaşma sırasında tanelerin sütunsal büyüdüğü görülür (Şekil 8.11.a) ve bu nedenle de kaynak dikişinin orta bölgelerinin kırılganlığı daha yüksektir. Kaynak hızının düşük olduğu kaynaklarda ise, izotermler daha eliptik haldedir (Şekil 8.11.b) ve katılaşma sırasında sütunsal tane büyümesinin azaldığı gözlenir. Kaynak hızının azalması ile, kaynak havuzunun merkez bölgesindeki eşeksenli tane oluşumu sağlanır, bu da dayanımın artmasını sağlar. Bu nedenle, termal gradyen hız ile orantılı şekilde artar. Isı kaynağının önündeki sıcaklık gradyeni, arkasındaki değerden çok daha yüksektir (Şekil 8.11).



Şekil 8.11. Sıcaklık gradyenti ve kaynak hızı ilişkisi

Lazer ışınına maruz kalan bir malzemenin ısınması, malzeme karakteristiğine, ışın karakteristiğine ve radyasyonun malzemeye nasıl bir girişim yaptığına bağlıdır. Geleneksel ısı girdisi modeline göre hesaplama yapılırken güç ve lazer ışınının hızı oranlanırken; malzemenin emiciliği, spot çapı, TEM modları, M2, odak mesafesi, yüzey kalitesi gibi faktöreler ısı girdisini doğrudan değiştirebilecek faktörlerdir. Absorbe edilen enerji miktarı, soğuma oranını, ITAB, mikroyapı ve mekanik özellikleri doğrudan etkiler. Aynı ısı girdisi, aynı miktardaki enerjiye denk gelirken; anahtardeliği oluşumu veya malzemenin sadece ısıtılabilmesi durumlarından sadece etkileşim süresi sorumludur [124].

Bununla birlikte, düşük kaynak hızlarında kaynak dikişinin ortasında ara tabaka meydana gelir ve sıvı akışının sağlandığı bu bölgede ara yer atomları serbestçe dağılabildikleri için dikişte homojenlik sağlanabilirken; yüksek kaynak hızlarında kaynak dikişinde ara tabaka meydana gelmez ve bu nedenle ara yer atomları tane sınırlarında toplanır, gerilme miktarı artar.

Yüzey gerilimi ve sıcaklık oranının 0’ dan küçük olduğu durumlarda (yavaş kaynak hızlarında), kaynak dikişinin daha geniş olur ve bu nedenle de katılaşma esnasında cüruflar yüzeye çıkarken; Yüzey gerilimi ve sıcaklık oranının 0’ dan büyük olduğu durumlarda (yüksek kaynak hızlarında), kaynak dikişi daha dar olur ve bu nedenle katılaşma esnasında kaynak havuzu içeirisinde türbülans meydana gelir ve kaynak metali içerisinde cüruf kalma ihitimali artar.

Gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda; D1, D2 ve D3 için ortalama krater uzunluğu değerleri sırasıyla 3,323 mm, 4,304 mm, 4,438 mm; ortalama krater genişliği değerleri sırasıyla 1,189 mm, 1,163 mm, 0,851 mm; ortalama dikiş genişliği değerleri sırasıyla 1,108 mm, 1,039 mm, 0,958 mm olarak hesaplanmıştır. Yapılan bu ölçümler sonucunda D1 ve D3 numuneleri için; kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, ortalama krater uzunluğu değerinin % 33,55 oranında arttığı, ortalama krater genişliği değerinin % 28,43 oranında azaldığı ve ortalama dikiş genişliği değerinin %11,10 oranında azaldığı hesaplanmıştır. D4, D5 ve D6 için ise için ortalama krater uzunluğu değerleri sırasıyla 3,121 mm, 5,024 mm, 6,278 mm; ortalama krater genişliği değerleri sırasıyla 0,903 mm, 0,855 mm, 0,806 mm; ortalama dikiş genişliği değerleri sırasıyla 1,057 mm, 1,041 mm, 1,027 mm olarak hesaplanmıştır. Yapılan bu ölçümler sonucunda D4 ve D6 numuneleri için; kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, ortalama krater uzunluğu değerinin % 101,15 oranında arttığı, ortalama krater genişliği değerinin % 10,74 oranında azaldığı ve ortalama dikiş genişliği değerinin %2,84 oranında azaldığı hesaplanmıştır. Odak mesafesi parametresinin etkisi incelendiğinde ise 0 mm odak mesafesindeki numunelerde kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ortalama krater uzunluğu değerinin % 33,55 oranında artarken; negatif odak mesafesinde ortalama krater uzunluğu değerinin % 101, 15 oranında artttığı gözlenmiştir. Bununla birlikte ortalama krater genişliği ve ortalama dikiş genişliği değerlerinde meydana gelen azalma oranlarının, negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde daha az olduğu görülmektedir.

Aynı hesaplamalar TRIP800 malzeme için gerçekleştirildiğinde ise T1, T2, T3 numuneleri için ortalama krater uzunluğu değerleri sırasıyla 4,046 mm, 5,394 mm, 7,674 mm; ortalama krater genişliği değerleri sırasıyla 1,545 mm, 1,303 mm, 1,295 mm; ortalama dikiş genişliği değerleri sırasıyla 1,473 mm, 1,277 mm, 1,032 mm olarak hesaplanmıştır. Yapılan bu ölçümler sonucunda T1 ve T3 numuneleri için; kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, ortalama krater uzunluğu değerinin % 89,67 oranında arttığı, ortalama krater genişliği değerinin % 16,18 oranında azaldığı ve ortalama dikiş genişliği değerinin % 29,94 oranında azaldığı hesaplanmıştır. – 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ise 2,5 m/dk, 3 m/dk, 3,5 m/dk kaynak hızları için ortalama krater uzunluğu değerleri sırasıyla 4,874 mm, 6,685 mm, 9,299 mm; ortalama krater genişliği değerleri sırasıyla 1,572 mm, 1,555 mm, 1,510 mm; ortalama dikiş genişliği değerleri sırasıyla 1,584 mm, 1,241 mm, 1,143 mm olarak hesaplanmıştır. Yapılan bu ölçümler sonucunda T4 ve T6 numuneleri için; kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, ortalama krater uzunluğu değerinin % 90,79 oranında arttığı, ortalama krater genişliği değerinin % 3,94 oranında azaldığı ve ortalama dikiş genişliği değerinin %

27,84 oranında azaldığı hesaplanmıştır. Odak mesafesi parametresinin etkisi incelendiğinde ise, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ortalama krater uzunluğu değerlerinde meydana gelen artışın negatif odak mesafesi kullanılan numuenlerde daha yüksek olmasına rağmen (% 90,79), 0 mm odak mesafesi kullanılan numuenlerdeki artış oranıyla (%89,67) karşılaştırıldığında çok büyük bir fark gözlenmemiştir. Bununla birlikte ortalama krater genişliği ve ortalama dikiş genişliği değerlerinde meydana gelen azalma oranlarının, negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde daha az olduğu görülmektedir.

Aynı zamanda hem DP600 hem de TRIP800 malzemelerde maksimum kaynak hızı kullanılan numunelerde kaynak dikişi etrafında sıçrantıların meydana geldiği görülmüştür.

Elde edilen bu sonuçlar değerlendirildiğinde ise hem DP600 hem de TRIP800 malzemelerde kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ortalama krater uzunluğu değerlerinin arttığı, ortalama krater genişliği ve ortalama dikiş genişliği değerlerinin ise azaldığı belirlenmiştir.

Kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, ısı girdisinin azalmakta ve buna bağlı olarak da kaynak esnasında meydana gelen kaynak krateri dar ve uzun bir forma sahip olmaktadır. Katılaşma sırasında azalan kaynak hızına bağlı olarak ısıl gradyentlere dik doğrultuda katılaşmalar gerçekleşirken, artan kaynak hızlarında katılaşma yönleri ısıl gradyentlere uyum sağlayamayarak keskin, dar açılı “V” şeklinde dikiş profilleri meydana getirirler. Bunun sonucunda, kaynak dikişi bitimindeki krater uzunluğu artarken, krater genişliği azalır. Yapılmış olan bu çalışmada da kaynak hızındaki artışa bağlı olarak benzer özelliklerin meydana geldiği görülmüştür. Her iki çelik grubu için de odak mesafesi parametresinin etkisi incelendiğinde ise, her iki odak mesafesi (0 mm odak mesafesi ve negatif odak mesafesi) çalışmasında, aynı kaynak hızları için aynı miktarda ısı girdisi olmaktadır. Ancak lazer ışın geometrisi nedeniyle alt ve üst plaka saclarda meydana gelen ısınma – soğuma süreçlerinin birbirinden farklı olması nedeniyle elde edilen artış ve azalış oranları farklılık göstermektedir. Bununla birlikte hem DP600 hem de TRIP800 malzemelerde kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ısı girdisinin azalmasına bağlı olarak ergiyen metal hacminin azalmasına bağlı olarak dikiş genişliği değerlerinde azalma meydana gelmiştir. Her iki malzeme grubunun negatif odak mesafesi kullanlarak elde edilen dikiş genişliği ölçüleri incelendiğinde ise yine alt ve üst sacın ısınma- soğuma süreçlerindeki farklılık nedeniyle negatif odak mesafesi kullanılan numunelerdeki azalma miktarının daha düşük olduğu görülmüştür.

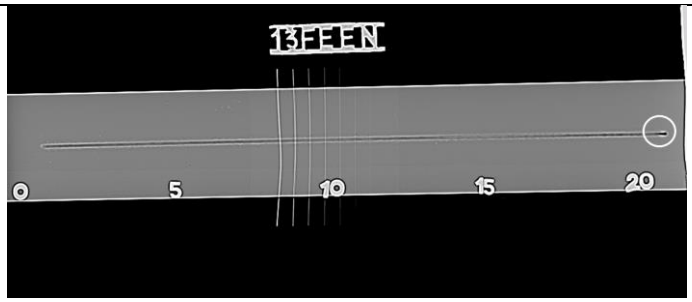
8.4. Kaynak Dikişlerinin Tahribatsız Muayene Sonuçları

Bu çalışma esnasında tahribatsız muayene yöntemlerine başvurulmasındaki temel amaç, mekanik testler öncesinde kaynak dikişlerini kontrol etmek ve böylelikle mekanik testler esnasında meydana gelebilecek durumlar hakkında önceden fikir sahibi olabilmek ve yorum yapabilmektir. Bu kapsamda; kaynak dikişlerinde meydana gelmesi muhtemel hacimsel hataların tespiti için Radyografik Muayene, yüzeye açık hataların tespiti için Penetrant Muayenesi gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu muayenelerin ardından ISO 15614 – 11 : 2002 Metalik malzemeler için kaynak prosedürlerinin şartnamesi ve vasıflandırılması - Kaynak prosedürü deneyi - Bölüm 11: Elektron ve lazer demet kaynağı [125] standardı uyarınca kaynak dikişlerinin ilk ve son 25 mm' si değerlendirme kapsamı dışında tutularak kalite seviyelerine göre değerlendirmeler ISO 13919 – 1 : 1996 Çelikte, elektron ve lazer demet kaynaklı birleştirmeler-Kusurlar için kalite seviyeleri kılavuzu standardına [126] göre gerçekleştirilmiştir.

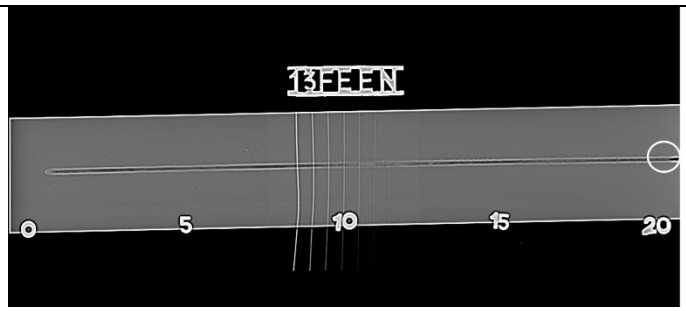
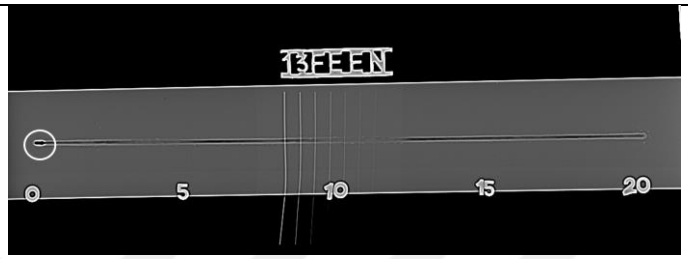
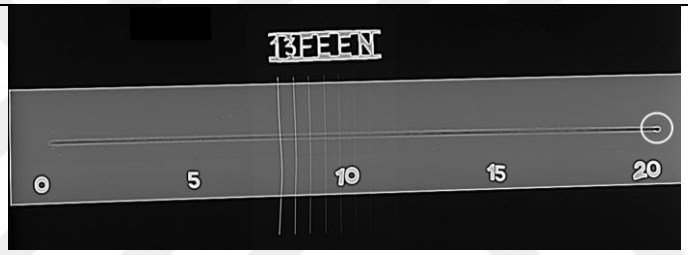
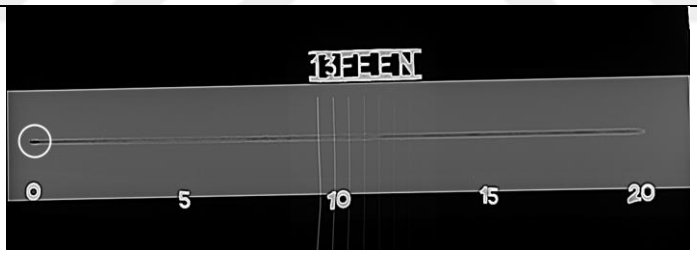
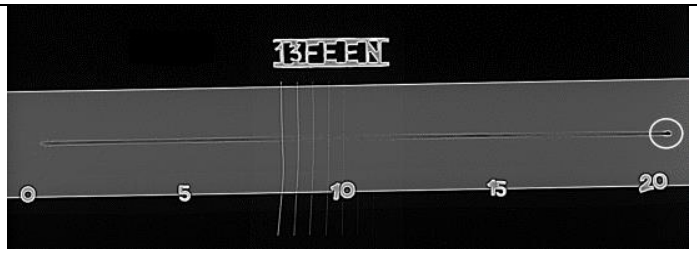
8.4.1. DP600 malzemenin kaynak dikişlerinin tahribatsız muayene sonuçları

DP600 malzemenin kaynaklandıktan sonra elde edilmiş olan radyografik muayene görüntüleri Çizelge 8.16'da, kaynak bitiş noktaları daire içine alınarak gösterilmiştir.

Çizelge 8.16. DP600 malzemeye ait Radyografik Muayene (RT) görüntüleri

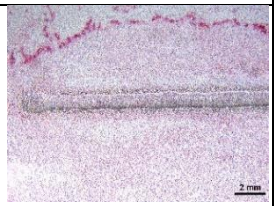
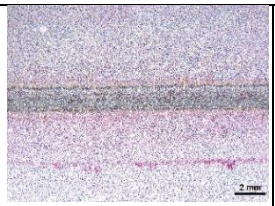
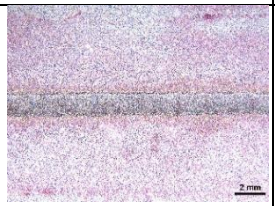
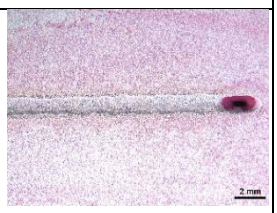
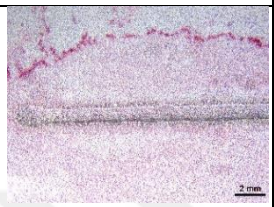
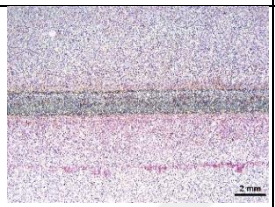
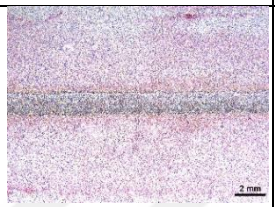
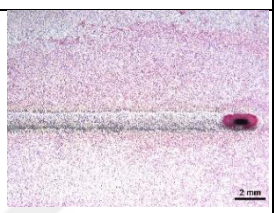
Numune Kodu	RT Görüntüsü
D1	

Çizelge 8.16. (devam) DP600 malzemeye ait Radyografik Muayene (RT) görüntüleri

D2	
D3	
D4	
D5	
D6	

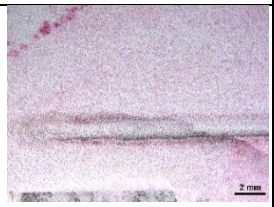
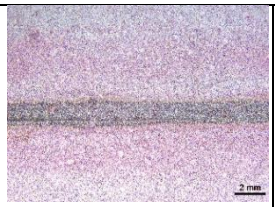
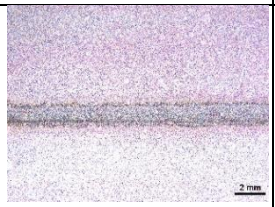
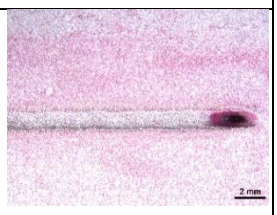
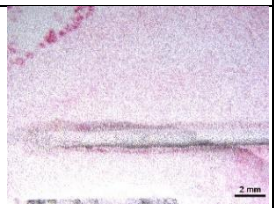
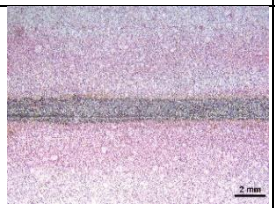
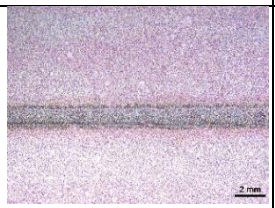
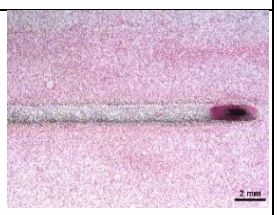
DP600 malzemenin kaynaklandıktan sonra elde edilmiş olan sıvı penetrant muayenesi görüntüleri Çizelge 8.17, Çizelge 8.18, Çizelge 8.19, Çizelge 8.20, Çizelge 8.21 ve Çizelge 8.22 ’ de gösterilmiştir.

Çizelge 8.17. D1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

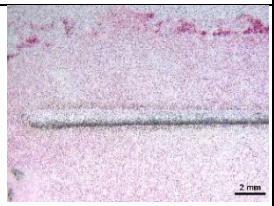
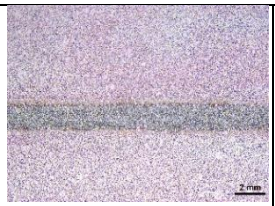
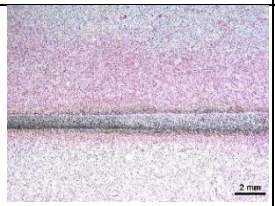
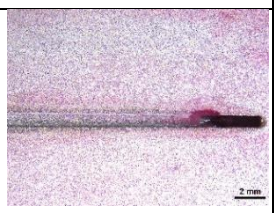
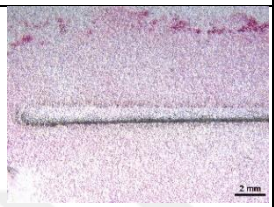
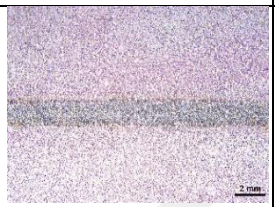
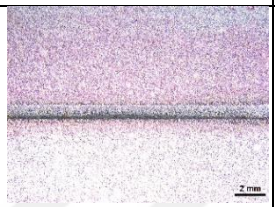
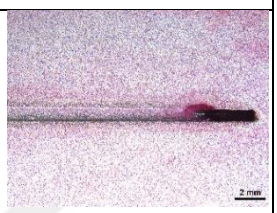
D1 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.18. D2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

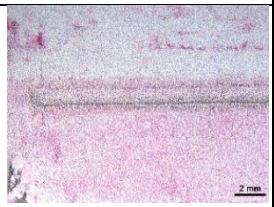
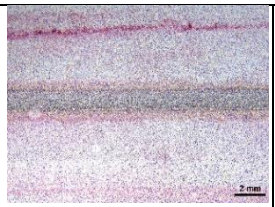
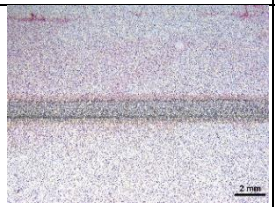
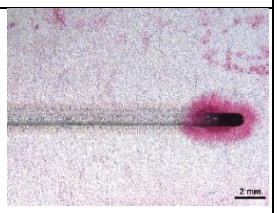
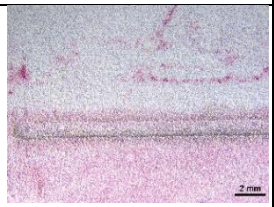
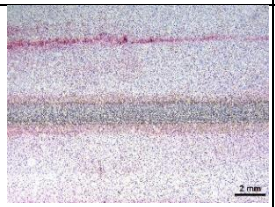
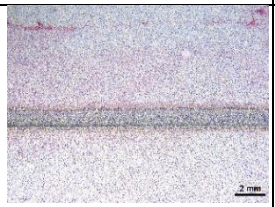
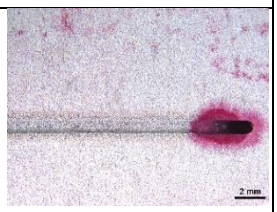
D2 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.19. D3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

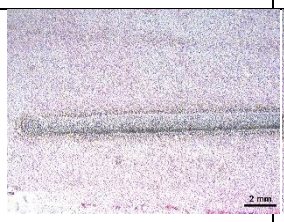
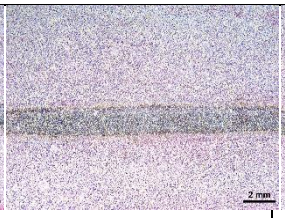
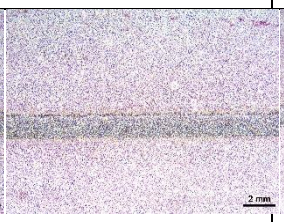
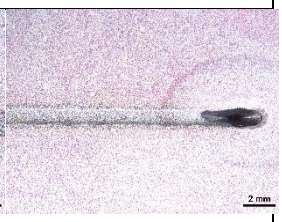
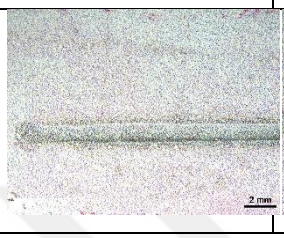
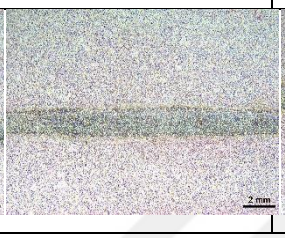
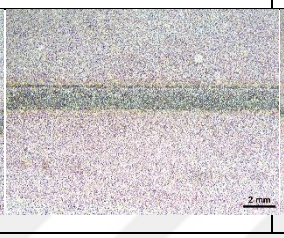
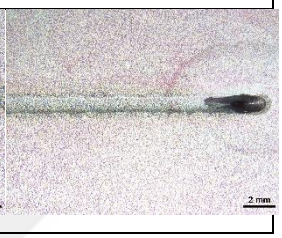
D3 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.20. D4 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

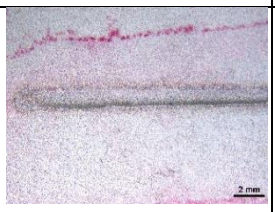
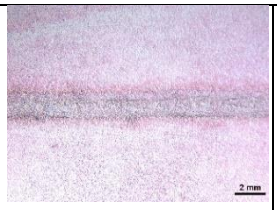
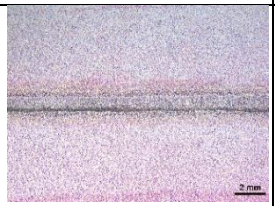
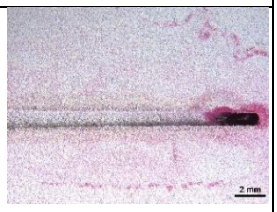
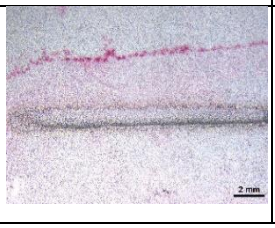
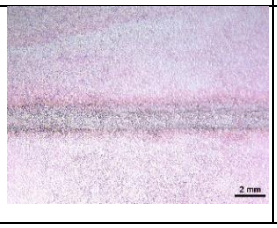
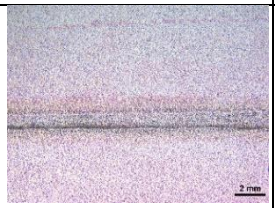
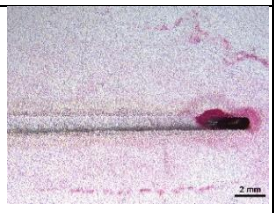
D4 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.21. D5 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

D5 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.22. D6 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

D6 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Yapılan bu muayeneler sonrasında DP600 kaynaklı numunelerinin değerlendirme sonuçları Çizelge 8.23'te gösterilmiştir. Çizelge 8.23'te "G" gözlenmedi, "NA" ise uygulanabilir değil anlamlarında kullanılmıştır.

Çizelge 8.23. DP600 kaynaklı numunelerin EN ISO 13919-1 standardına göre değerlendirme sonuçları

No	Süreksizlikler, tanımlamalar	Yöntem	Numune Kodları					
			D1	D2	D3	D4	D5	D6
1	Çatlak	RT	G					
		PT						
2	Krater çatlağı	RT						
		PT						
3	Porozite ve gaz boşlukları	RT						
		PT						
4	Kümelenmiş ve lineer porozite	RT						
		PT						
5	Çekinti boşluğu	Makro	203,36 µm	390,60 µm	92,30 µm	217,65 µm	315,37 µm	95,35 µm
6	Katı inklüzyonlar	NA						
7	Yetersiz ergime	RT	G					
		PT						
8	Yetersiz nüfuziyet	Makro	Hata değerlendirmesi yapılmamıştır.					
9	Dolgu kaynaklarına özgü kusurlar	NA						
10	Yanma oluğu	Makro	G					
11	Aşırı kaynak metali	NA						
12	Aşırı penetrasyon	Makro	G					
13	Lineer kaçıklık	NA						

Çizelge. 8.23. (devam) DP600 kaynaklı numunelerin EN ISO 13919-1 standardına göre değerlendirme sonuçları

No	Süreksizlikler, tanımlamalar	Yöntem	Numune Kodları					
			D1	D2	D3	D4	D5	D6
14	Sagging (eğilme)	NA						
15	Yetersiz dolgu	NA						
16	Kök konkavitesi Kökte çekme	Makro	76,166 µm	G				
17	Birleştirme ekseninden sapma	NA						
18	Sıçrantı	PT	Tespit edilmiştir.					

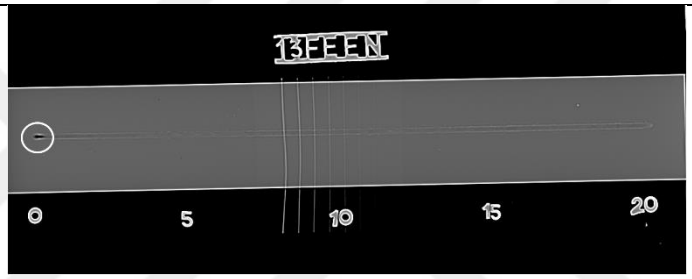
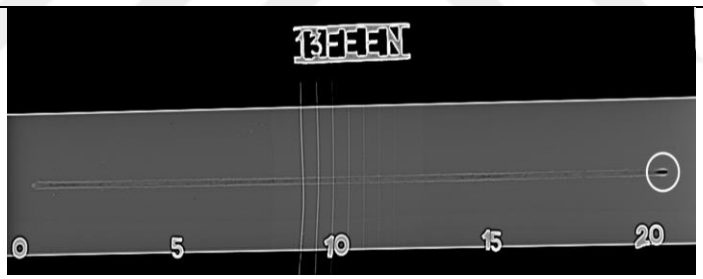
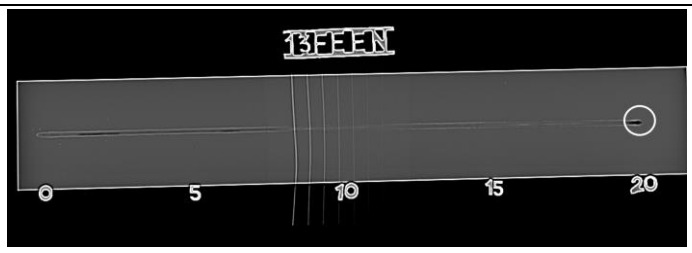
ISO 13919 – 1 standardında B, C ve D olmak üzere 3 farklı kalite sınıfı tanımlanmıştır. Gerçekleştirilen bu çalışmada, değerlendirmelerin tamamı, en düşük tolerans değerlerine sahip, yani en yüksek kalite sınıfı olarak tanımlanan B sınıfına göre gerçekleştirilmektedir. Buna göre çekinti boşluğu hatası tüm numunelerde gözlenmektedir. Kalite sınıfı B için, ölçülen çekinti boşluğu büyüklüğünün 360 µm' den küçük veya eşit olması gerekmektedir. Yapılan ölçümler sonunda D2 numunesindeki çekinti boşluğu değeri, belirlenmiş olan limit değeri aştığından, bu kalite sınıfına göre uygun değilken; diğer numunelerin tamamı kabul sınırları içerisindedir. Yetersiz nüfuziyet hatası için ise, Kaynaklı birleştirmelerde, mekanik yüke maruz kalacak ve kaynaklı birleştirmenin sağlıklı şekilde gerçekleşip gerçekleşmemiş olduğunu belirleyen temel faktör, iki sac arasında kalan ergimiş kaynak havuzudur. Numunelerin tamamında iki sac arasında tamamı martenzit yapıya sahip kaynak havuzu meydana geldiğinden, alt sacda tam penetrasyon derinliği sağlanmamış olması, tamamlanmamış nüfuziyet hatası meydana geldiği anlamına gelmemektedir. Bu nedenle standartta yer alan bu kriter, yapılan çalışmada hata olarak değerlendirilmemiştir. Kök konkavitesi, kökte çekme olarak tanımlanan hata için ise Kalite sınıfı B için limit değer 120 µm olarak hesaplanmıştır. D1 numunesi için hesaplanan değer limit değerin altında olduğu için, bu hata kalite sınıfına göre uygundur. Bununla birlikte kaynak operasyonu esnasında

Zn tabakasının yanarak Zn buharına dönüşmesi ve bunun da sıçrantılara sebep olduğu düşünülmektedir.

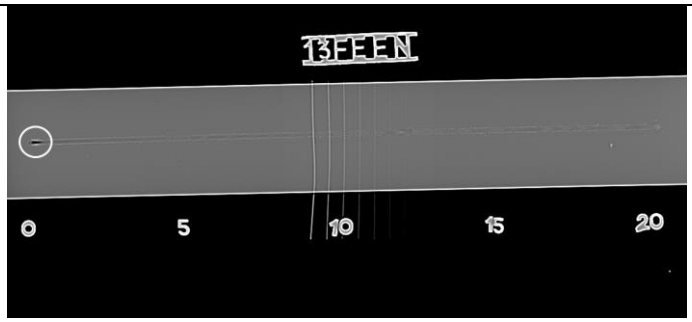
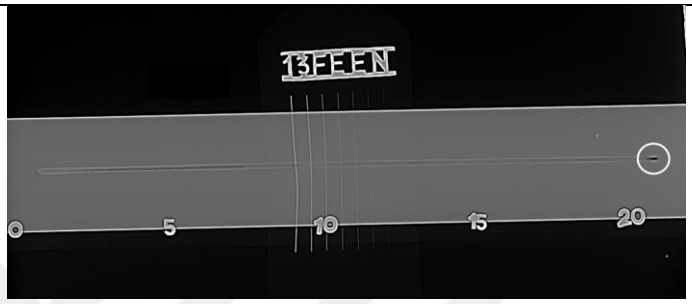
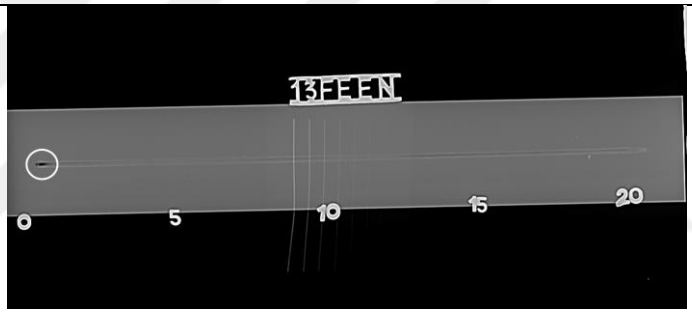
8.4.2. TRIP800 malzemenin kaynak dikişlerinin tahribatsız muayene sonuçları

TRIP800 malzemenin kaynaklandıktan sonra elde edilmiş olan radyografik muayene görüntüleri Çizelge 8.24' te, kaynak bitiş noktaları daire içine alınarak gösterilmiştir.

Çizelge 8.24. TRIP800 malzemeye ait Radyografik Muayene (RT) görüntüleri

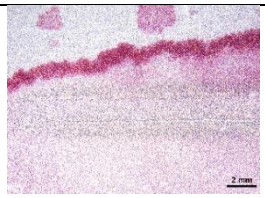
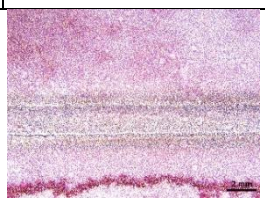
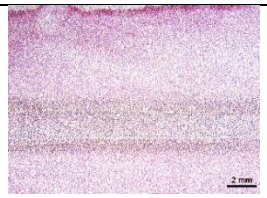
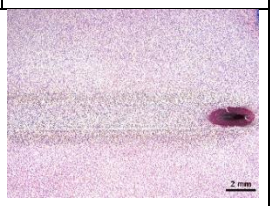
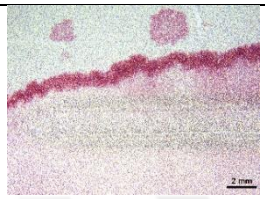
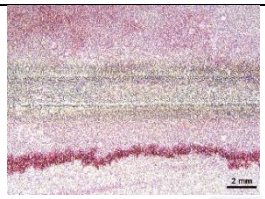
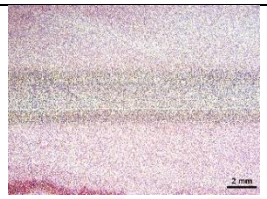
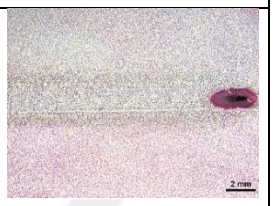
Numune Kodu	RT Görüntüsü
T1	
T2	
T3	

Çizelge 8.24. (devam) TRIP800 malzemeye ait Radyografik Muayene (RT) görüntüleri

T4	
T5	
T6	

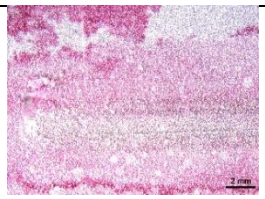
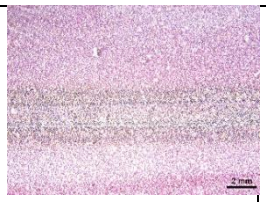
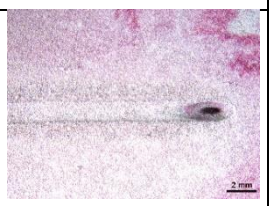
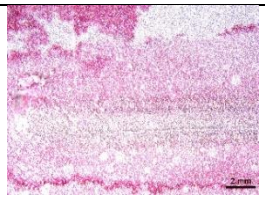
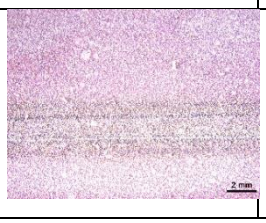
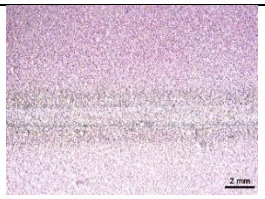
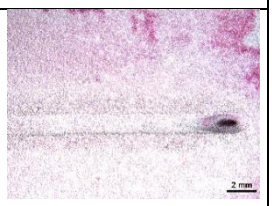
TRIP800 malzemenin kaynaklandıktan sonra elde edilmiş olan sıvı Penetrant muayenesi görüntüleri Çizelge 8.25, Çizelge 8.26, Çizelge 8.27, Çizelge 8.28, Çizelge 8.29 ve Çizelge 8.30’ da gösterilmiştir.

Çizelge 8.25. T1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

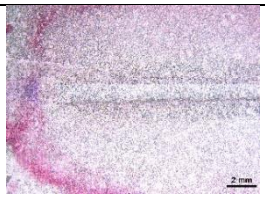
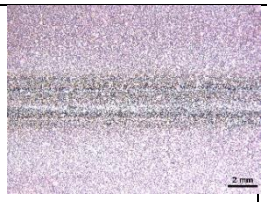
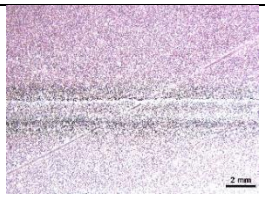
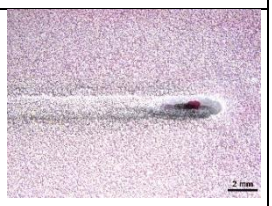
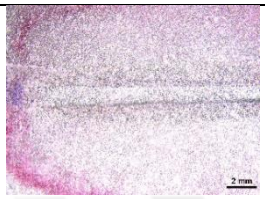
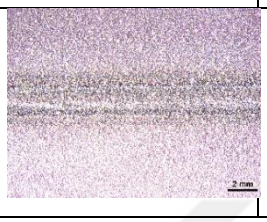
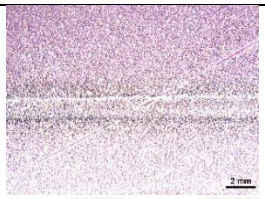
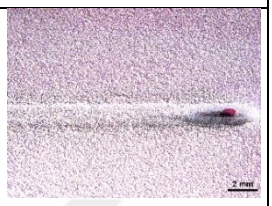
T1 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.26. T2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

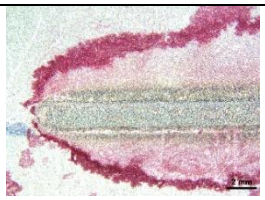
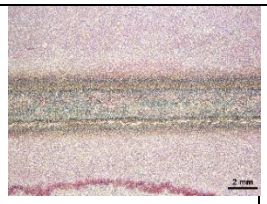
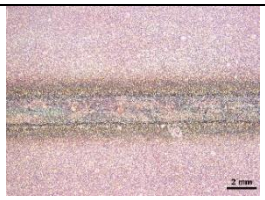
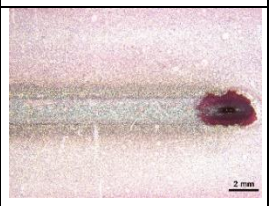
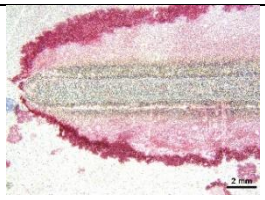
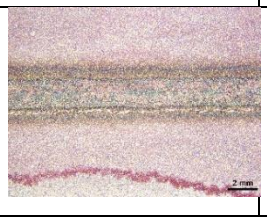
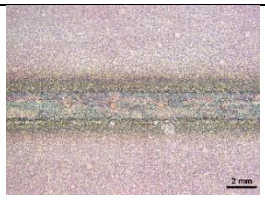
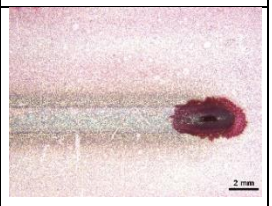
T2 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.27. T3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

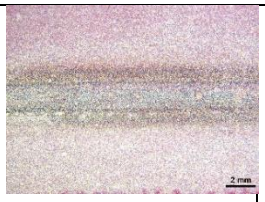
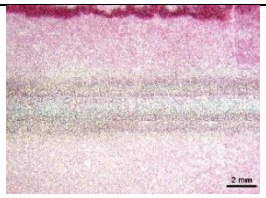
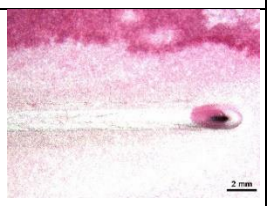
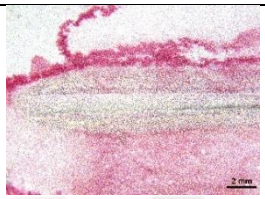
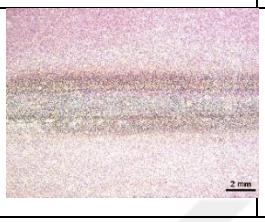
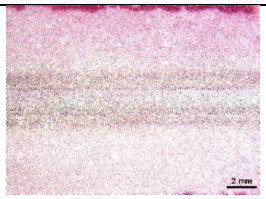
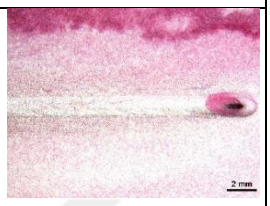
T3 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.28. T4 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

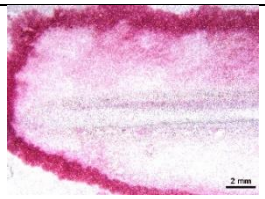
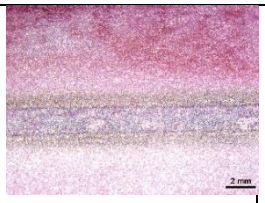
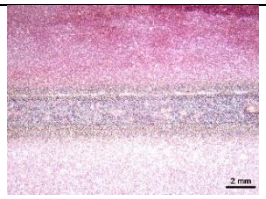
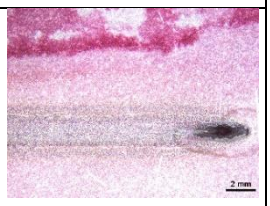
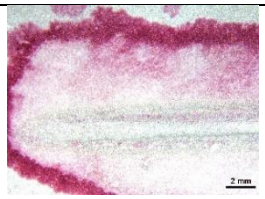
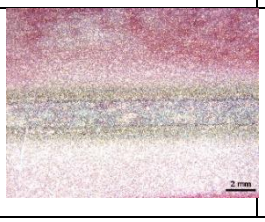
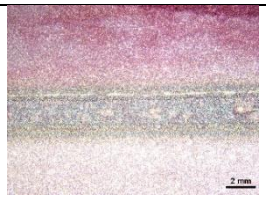
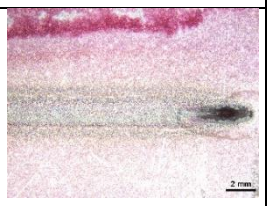
T4 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.29. T5 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

T5 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Çizelge 8.30. T6 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait PT görüntüleri

	Başlangıç	Dikiş		Bitiş
5.dakika				
20.dakika				

T6 numunesi için gerçekleştirilen sıvı penetrant muayenesi esnasında kaynak bitiş bölgesi haricinde herhangi bir bulgu tespit edilmemiştir.

Yapılan bu muayeneler sonrasında TRIP800 kaynaklı numunelerinin değerlendirme sonuçları Çizelge 8.31’ de gösterilmiştir. . Çizelge 8.31’de “G” Gözlenmedi, “NA” ise uygulanabilir değil anlamlarında kullanılmıştır.

Çizelge 8.31. TRIP800 kaynaklı numunelerin EN ISO 13919-1 standardına göre değerlendirme sonuçları

<table>
<tr><th rowspan="2">No</th><th rowspan="2">Süreksizlikler, tanımlamalar</th><th rowspan="2">Yöntem</th><th colspan="6">Numune Kodları</th></tr>
<tr><th>T1</th><th>T2</th><th>T3</th><th>T4</th><th>T5</th><th>T6</th></tr>
<tr><td>1</td><td>Çatlak</td><td>RT</td><td colspan="6" rowspan="8">G</td></tr>
<tr><td></td><td></td><td>PT</td></tr>
<tr><td>2</td><td>Krater çatlağı</td><td>RT</td></tr>
<tr><td></td><td></td><td>PT</td></tr>
<tr><td>3</td><td>Porozite ve gaz boşlukları</td><td>RT</td></tr>
<tr><td></td><td></td><td>PT</td></tr>
<tr><td>4</td><td>Kümelenmiş ve lineer porozite</td><td>RT</td></tr>
<tr><td></td><td></td><td>PT</td></tr>
<tr><td>5</td><td>Çekinti boşluğu</td><td>Makro</td><td>164,27 µm</td><td>241,87 µm</td><td>191,95 µm</td><td>215,03 µm</td><td>355,19 µm</td><td>297,03 µm</td></tr>
<tr><td>6</td><td>Katı inklüzyonlar</td><td colspan="6">NA</td></tr>
<tr><td>7</td><td>Yetersiz ergime</td><td>RT</td><td colspan="6" rowspan="2">G</td></tr>
<tr><td></td><td></td><td>PT</td></tr>
<tr><td>8</td><td>Yetersiz nüfuziyet</td><td>Makro</td><td colspan="6">Hata değerlendirmesi yapılmamıştır</td></tr>
<tr><td>9</td><td>Dolgu kaynaklarına özgü kusurlar</td><td colspan="7">NA</td></tr>
<tr><td>10</td><td>Yanma oluğu</td><td>Makro</td><td colspan="6">G</td></tr>
<tr><td>11</td><td>Aşırı kaynak metali</td><td colspan="7">NA</td></tr>
<tr><td>12</td><td>Aşırı penetrasyon</td><td>Makro</td><td>39,13 µm</td><td>50,71 µm</td><td>G</td><td>20,82 µm</td><td>16,02 µm</td><td>G</td></tr>
</table>

Çizelge 8.31. (devam) TRIP800 kaynaklı numunelerin EN ISO 13919-1 standardına göre değerlendirme sonuçları

No	Süreksizlikler, tanımlamalar	Yöntem	Numune Kodları					
			T1	T2	T3	T4	T5	T6
13	Lineer kaçıklık	NA						
14	Sagging (eğilme)	NA						
15	Yetersiz dolgu	NA						
16	Kök konkavitesi, Kökte çekme	Makro	54,28 µm	50,71 µm	G	22,69 µm	53,65 µm	G
17	Birleştirme ekseninden sapma	NA						
18	Sıçrantı	PT	Tespit edilmiştir.					

ISO 13919 – 1 standardında B, C ve D olmak üzere 3 farklı kalite sınıfı tanımlanmıştır. Gerçekleştirilen bu çalışmada, değerlendirmelerin tamamı, en düşük tolerans değerlerine sahip, yani en yüksek kalite sınıfı olarak tanımlanan B sınıfına göre gerçekleştirilmektedir. Buna göre çekinti boşluğu hatası tüm numunelerde gözlenmektedir. Kalite sınıfı B için, ölçülen çekinti boşluğu büyüklüğünün 450 µm' den küçük veya eşit olması gerekmektedir. Yapılan ölçümler sonunda çekinti boşluğu değerleri kabul sınırları içerisindedir. Aşırı penetrasyon olarak tanımlanan hata için Kalite sınıfı B için limit değer 500 µm olarak hesaplanmıştır. Yapılan bu ölçümler sonucunda elde edilen değerin tamamı bu sınır değerin altında kalmaktadır. Yetersiz nüfuziyet hatası için ise, Kaynaklı birleştirmelerde, mekanik yüke maruz kalacak ve kaynaklı birleştirmenin sağlıklı şekilde gerçekleşip gerçekleşmemiş olduğunu belirleyen temel faktör, iki sac arasında kalan ergimiş kaynak havuzudur. Numunelerin tamamında iki sac arasında tamamı martenzit yapıya sahip kaynak havuzu meydana geldiğinden, alt sacda tam penetrasyon derinliği sağlanmamış olması, tamamlanmamış nüfuziyet hatası meydana geldiği anlamına gelmemektedir. Bu nedenle

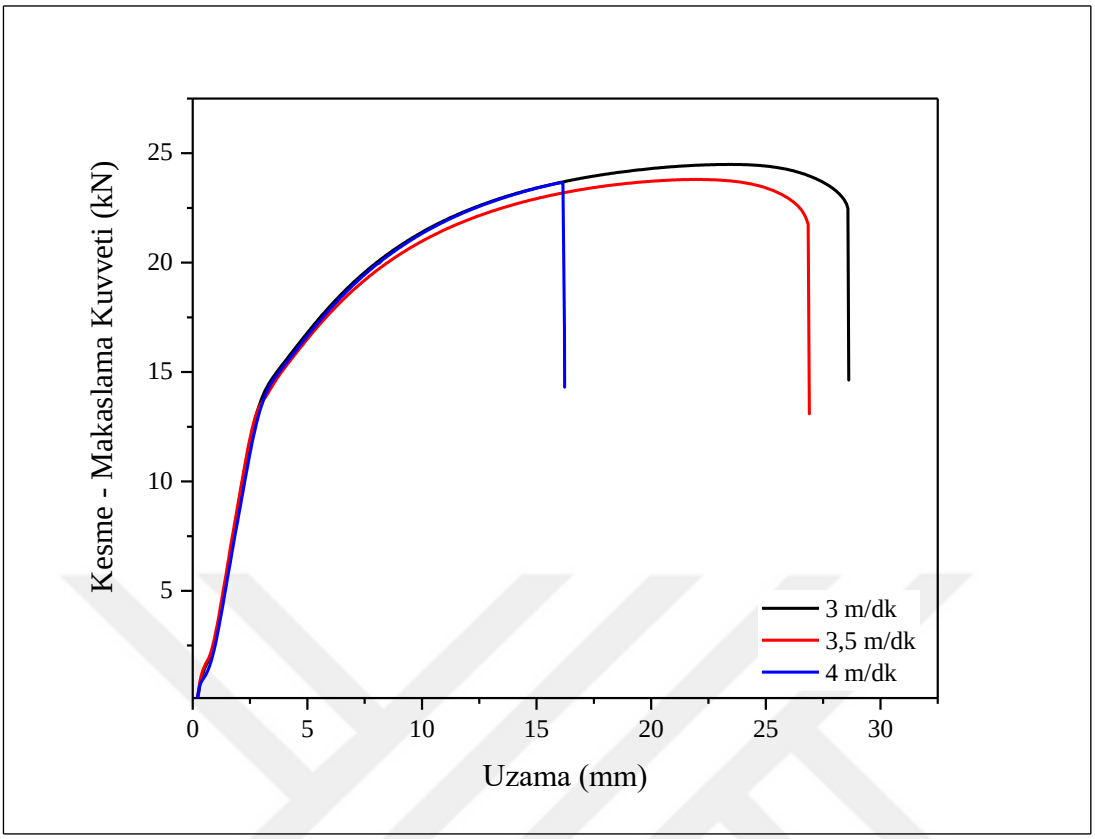
standartta yer alan bu kriter, yapılan çalışmada hata olarak değerlendirilmemiştir. Kök konkavitesi, kökte çekme olarak tanımlanan hata için ise limit değer 170 μm olarak hesaplanmış ve elde edilen tüm değerlerin bu limit değerin altında kaldığı belirlenmiştir. Bununla birlikte kaynak operasyonu esnasında Zn tabakasının yanarak Zn buharına dönüşmesi ve bunun da sıçrantılara sebep olduğu düşünülmektedir.

8.5. Kesme – Makaslama Testi Sonuçları

Yapılan bu çalışmada plaka halindeki saclar bindirme pozisyonunda birleştirilmiştir. Üretilen birleştirmelerin geometrisi nedeniyle kaynak dayanımlarının tespitinde kesme – makaslama testi kullanılmıştır.

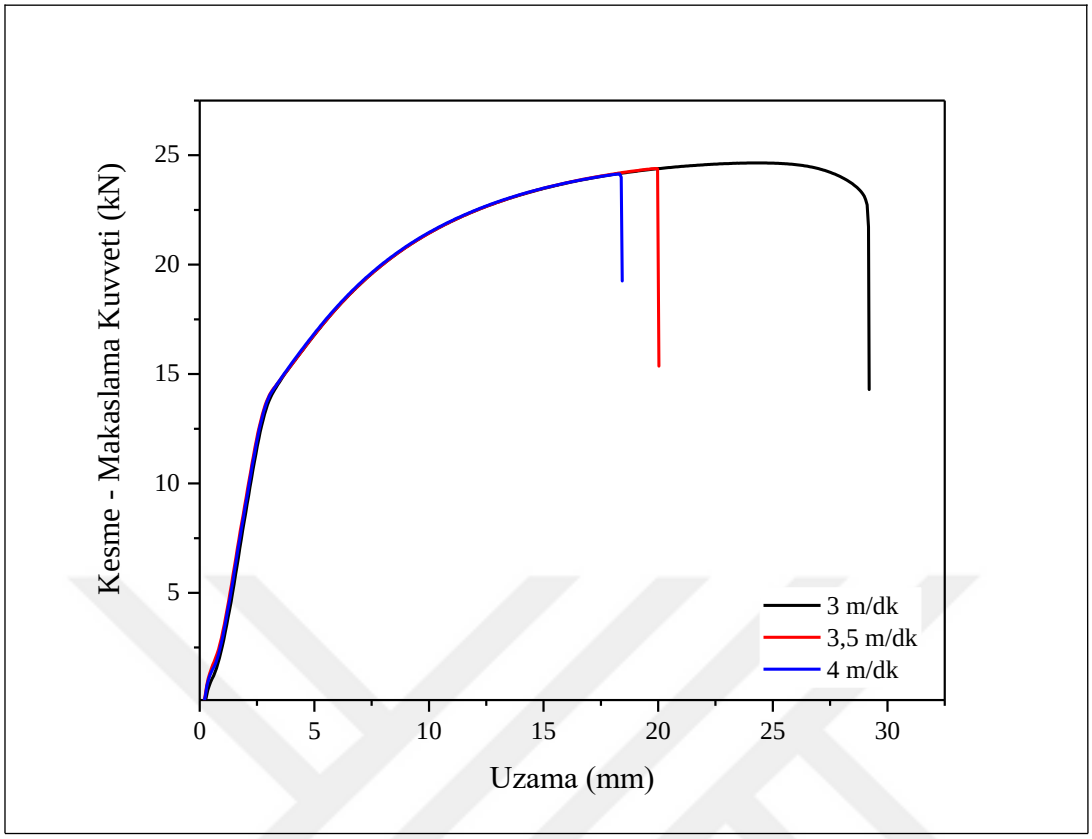
8.5.1. DP600 malzemelerin kaynak dikişlerine ait kesme – makaslama testi sonuçları

DP600 malzemelerin kaynaklanmasının ardından sapma oranının azaltılması adına her bir parametre için kaynaklı plakalardan üçer adet numune hazırlanmış ve testler gerçekleştirilmiştir. 0 mm odak mesafesi ve 3 m/dk, 3,5 m/dk ve 4 m/dk kullanılarak imal edilen numunelerin kesme – makaslama testi gerçekleştirildiğinde D1 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 24,52 kN, uzama miktarı 28,63 mm; D2 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 23,82 kN, uzama miktarı 26,91 mm; D3 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 23,66 kN, uzama miktarı 16,23 mm olarak hesaplanmıştır.



Şekil 8.12. DP600 malzemenin 0 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri

– 1,4 mm odak mesafesi ve 3 m/dk, 3,5 m/dk ve 4 m/dk kullanılarak imal edilen numunelerin kesme – makaslama testi gerçekleştirildiğinde ise D4 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 26,64 kN, uzama miktarı 29,20 mm; D5 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 24,34 kN, uzama miktarı 20,02 mm; D6 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti ise 24,15 kN, uzama miktarı 18,44 mm olarak hesaplanmıştır. Bu değerlere ait grafik ise Şekil 8.13’ te gösterilmiştir.

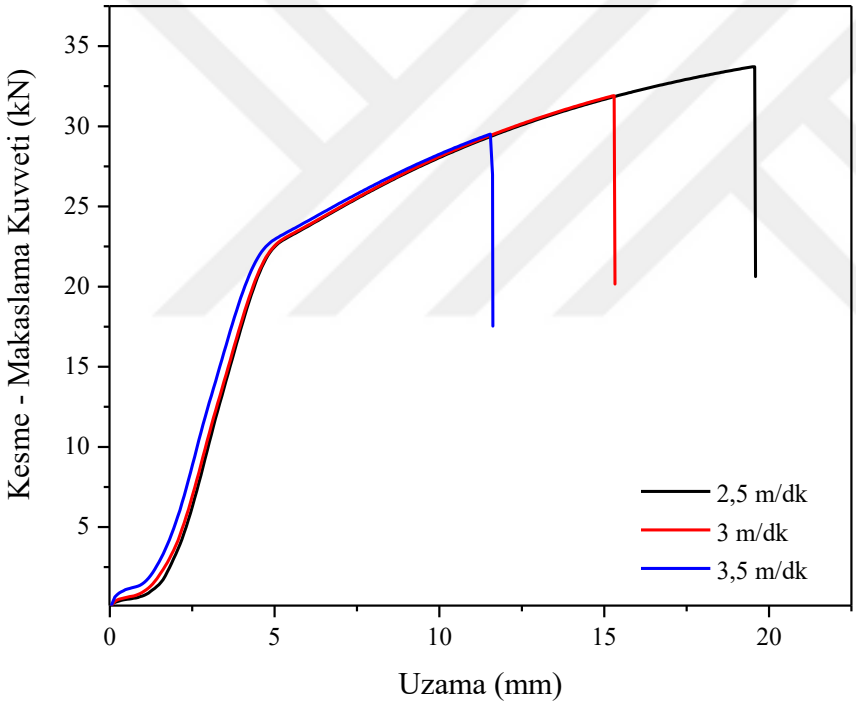


Şekil 8.13. DP600 malzemenin – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri

Yapılan bu test sonucunda her iki odak mesafesi parametresi değerinde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kesme makaslama kuvveti değerlerinde ve uzama miktarlarında azalma meydana geldiği görülmüştür. D1 ve D3 numuneleri karşılaştırıldığında, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kesme – makaslama kuvvetinin % 3,5 oranında, uzama miktarının ise % 43,31 oranında azaldığı görülmüştür. D4 ve D6 numuneleri karşılaştırıldığında ise kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kesme – makaslama kuvvetinin % 1,98 oranında, uzama miktarının ise % 38,85 oranında azaldığı görülmüştür. Her iki odak mesafesi parametresinde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak çekme makaslama kuvveti ve uzama miktarında azalmanın meydana gelmesi nedeniyle, bu sonuçları etkileyen temel faktörün kaynak hızı olduğu düşünülmektedir. Ana matrise gömülü ferrit fazından meydana gelen DP600 malzemenin kaynaklanması esnasında kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ısı girdisi azalacak ve soğuma oranı artacaktır. Bu nedenle de meydana gelen nüfuziyet derinliği, ITAB genişliği azalacak, aynı zamanda yüksek soğuma oranı nedeniyle malzemedeki martenzit dönüşüm oranının artacağı düşünülmektedir. Kesme – makaslama kuvvetleri ile uzama miktarlarında meydana gelen bu azalmanın bu nedenlerden kaynaklandığı düşünülmektedir.

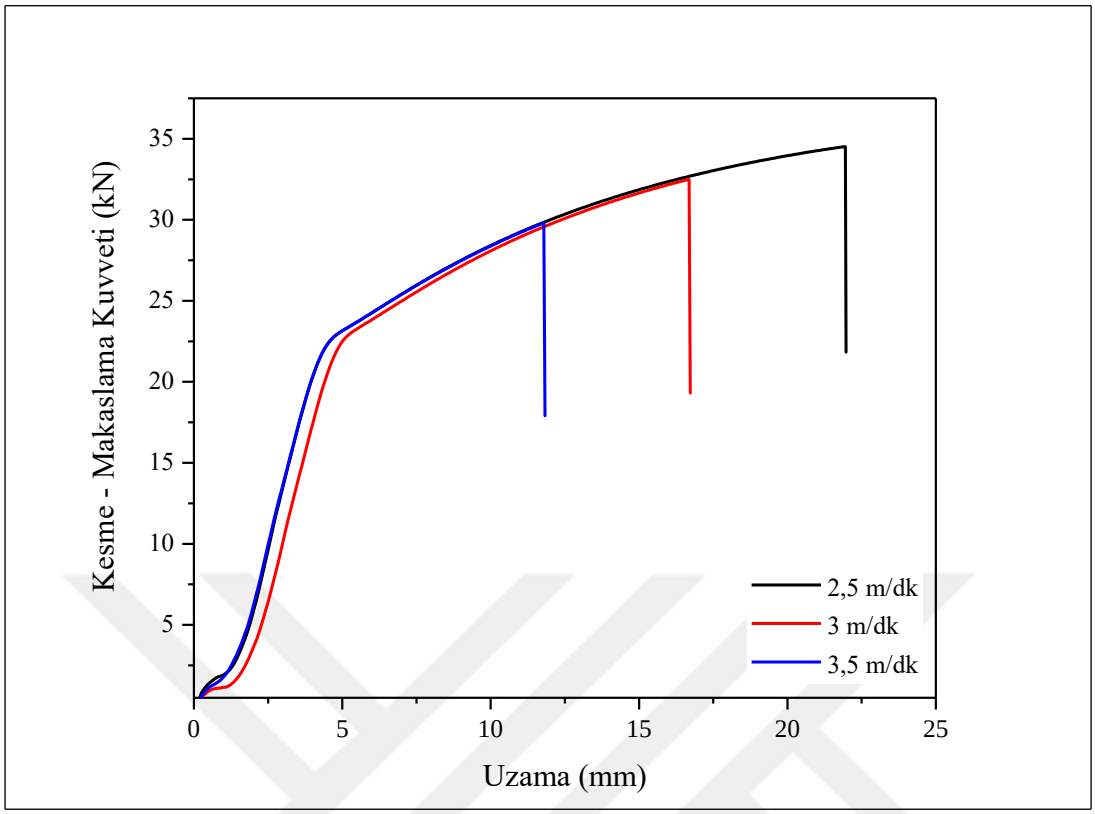
8.5.2. TRIP800 malzemelerin kaynak dikişlerine ait kesme – makaslama testi sonuçları

TRIP800 malzemelerin kaynaklanmasının ardından sapma oranının azaltılması adına her bir parametre için hazırlanmış olan kaynaklı plakalardan üçer adet numune hazırlanmış ve testler gerçekleştirilmiştir. 0 mm odak mesafesi ve 2,5 m/dk, 3 m/dk ve 3,5 m/dk kullanılarak imal edilen birleştirmelerin kesme – makaslama testi gerçekleştirildiğinde T1 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 33,71 kN, uzama miktarı 19,57 mm; T2 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 31,91 kN, uzama miktarı 15,31 mm; T3 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 26,98 kN, uzama miktarı 11,62 mm olarak hesaplanmıştır. Bu değerlere ait grafik ise Şekil 8.14' te gösterilmiştir.



Şekil 8.14. TRIP800 malzemenin 0 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri

– 1,7 mm odak mesafesi ve 2,5 m/dk, 3 m/dk ve 3,5 m/dk kullanılarak gerçekleştirilen numunelerin kesme – makaslama testi gerçekleştirildiğinde ise T4 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 34,51 kN, uzama miktarı 21,96 mm; T5 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti 34,49 kN, uzama miktarı 16,70 mm; T6 numunesine ait kesme – makaslama kuvveti ise 29,80 kN, uzama miktarı 11,79 mm olarak hesaplanmıştır. Bu değerlere ait grafik ise Şekil 8.15' te gösterilmiştir.



Şekil 8.15. TRIP800 malzemenin – 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak yapılan numunelerine ait kesme – makaslama değerleri

TRIP800 numuneleri için de uygulanan bu test sonucunda her iki odak mesafesi parametresi değerinde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kesme makaslama kuvveti değerlerinde ve uzama miktarlarında azalma meydana geldiği görülmüştür. T1 ve T3 numuneleri karşılaştırıldığında, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kesme – makaslama kuvvetinin % 19,96 oranında, uzama miktarının ise % 40,62 oranında azaldığı görülmüştür. T4 ve T6 numuneleri karşılaştırıldığında ise kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kesme – makaslama kuvvetinin % 15,84 oranında, uzamanın ise % 46,31 oranında azaldığı görülmüştür. Her iki odak mesafesi parametresinde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak kesme – makaslama kuvveti ve uzama değerlerinde azalmanın meydana gelmesi nedeniyle, bu sonuçları etkileyen temel faktörün kaynak hızı olduğu düşünülmektedir. TRIP800 malzeme ise temel olarak ferrit, martenzit ve kalıntı östenit fazlarından meydana gelmekte olup, yapı içerisinde bulunan kalıntı östenit fazının sıcaklık ve / veya deformasyona bağlı olarak martenzit fazına dönüştüğü bilinmektedir. Kesme makaslama testi esnasında uygulanan yükün sabit olması nedeniyle meydana gelebilecek olan deformasyon kaynaklı martenzit dönüşümünün etkisinin, termal dönüşüm nedeniyle meydana gelebilecek martenzit oluşumu kadar etkili olmayacağı düşünülmektedir. Ancak DP600 numuneleri için de belirtildiği üzere TRIP800

numunelerde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ısı girdiği azalacak ve soğuma oranı artacaktır. Bu nedenle de meydana gelen nüfuziyet derinliği, ITAB genişliği azalacak, aynı zamanda yüksek soğuma oranı nedeniyle malzemedeki martenzit dönüşüm oranının artacağı düşünülmektedir. Kesme – makaslama kuvvetleri ile uzama miktarlarında meydana gelen bu azalmanın bu nedenlerden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bununla birlikte TRIP800 numunelere ait grafikler incelendiğinde malzemelerdeki kopmaların aniden meydana geldiği görülmektedir. Bu durumun ise deformasyon ve sıcaklık kaynaklı martenzit faz oranının artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

8.6. DP600 VE TRIP800 Kaynaklı Numunelerinin Kırık Yüzey İnceleme Sonuçları

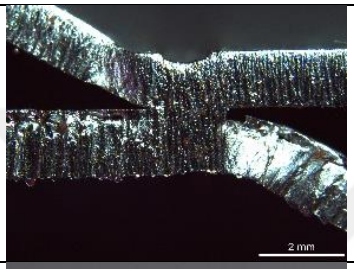
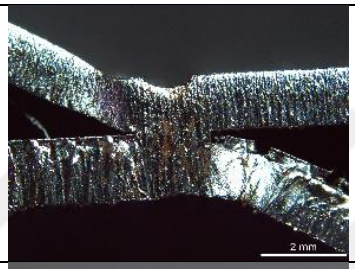
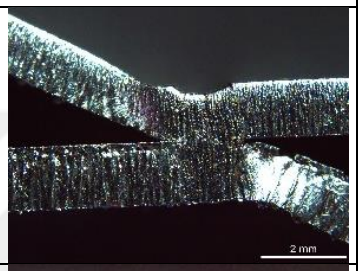
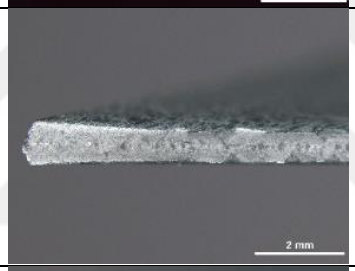
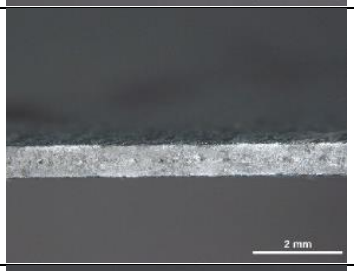
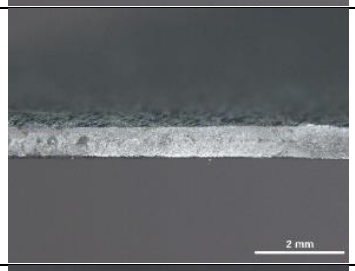
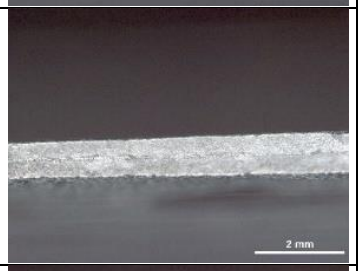
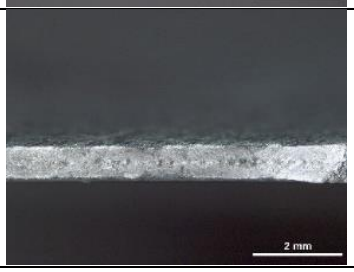
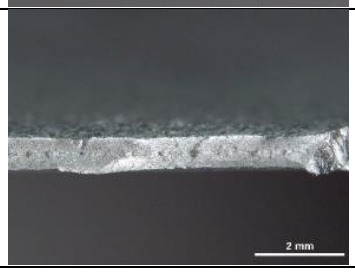
Kaynaklı numunelerin Şekil 7.7’ de gösterilen plana uygun olacak şekilde kesilmesi ve ardından kesme – makaslama testlerinin gerçekleştirilmesinin ardından, değişken parametre olarak kullanılan kaynak hızı ve odak mesafesi parametrelerinin kaynaklı numunelerin kırılma davranışı üzerindeki etkilerinin belirlenebilmesi amacıyla kırık yüzeyler optik mikroskop ve SEM kullanılarak incelenmiştir. Yapılan bu makro incelemeler sırasında kırık yüzeyin tamamının incelenmesi sürecinde numune genişliği nedeniyle 1. Bölge, 2. Bölge ve 3. Bölge şeklinde olmak üzere 3 ayrı bölge incelemesi yapılmıştır. SEM çalışmasında ise optik mikroskop incelemeleri sonucunda belirlenmiş olan durumlar referans alınmış ve çalışmalar bu bölgeler üzerinde gerçekleştirilmiştir.

8.6.1. DP600 kaynaklı numunelerin kırık yüzey inceleme sonuçları

DP600 numunelerinin kesme-makaslama deneyi sonrasında kopma bölgelerinin gösterildiği yerler ve kopma bölgelerinin kırık yüzey incelemelerine ait makro görüntüler Çizelge 8.32, Çizelge 8.33, Çizelge 8.34, Çizelge 8.35, Çizelge 8.36, Çizelge 8.37’ de gösterilmiştir.

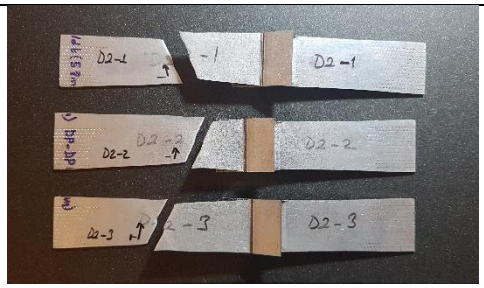
Çizelge 8.32. D1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri

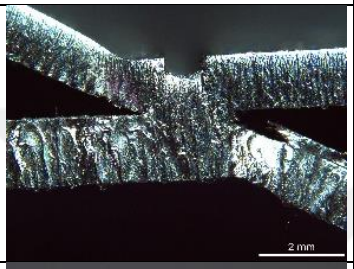
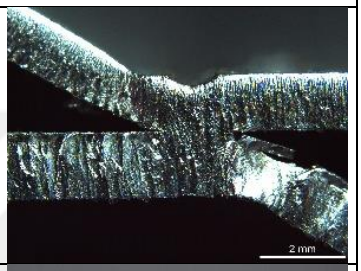
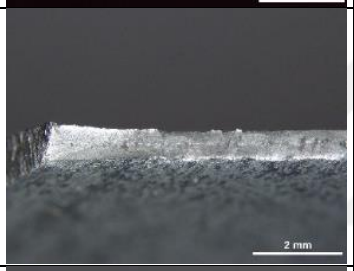
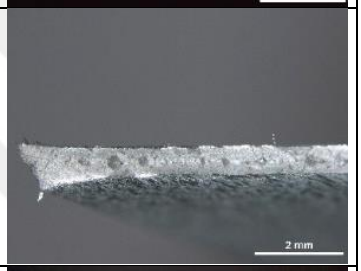
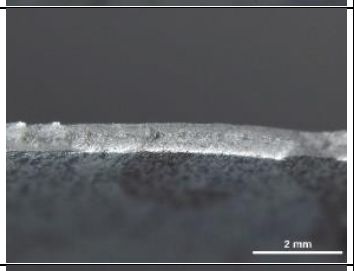
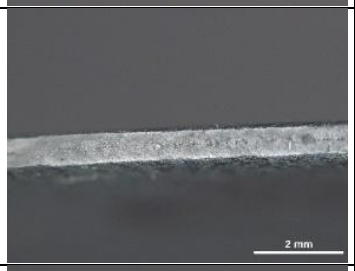
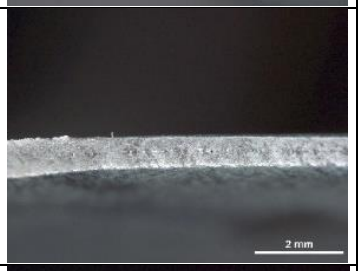
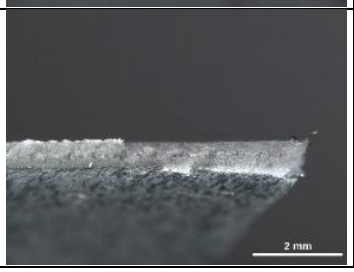
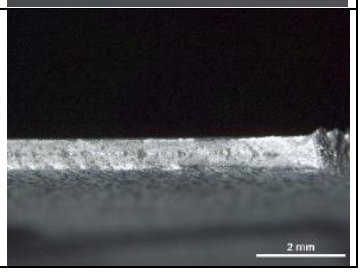


	D1-1	D1-2	D1-3
Yanal kopma bölgesi			
1. Bölge			
2. Bölge			
3. Bölge			

D1 numunesi incelendiğinde, her 3 kesme-makaslama numunesinin de ana malzemeden yaklaşık 45° açıyla koptuğu görünmektedir. Numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde ise mat ve lifli, yani sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmektedir. Bununla birlikte özellikle D1-1 ve D1-2 numunelerinin kırık yüzeylerinde malzemenin tam ortasında boşluklar veya segragasyondan kaynaklandığı düşünülmekte olan hat oluşumu gözlenmiştir.

Çizelge 8.33. D2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri



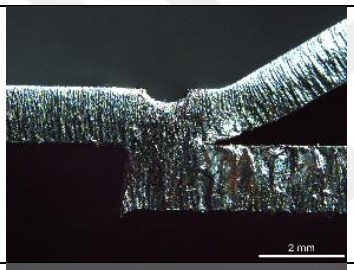
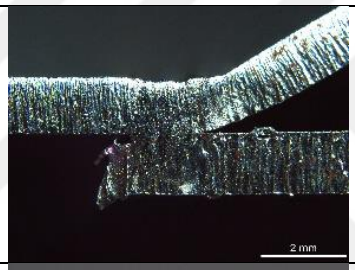
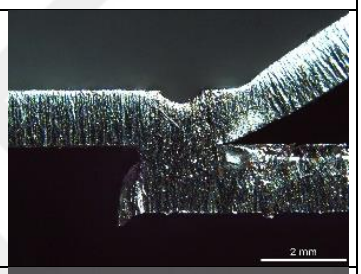
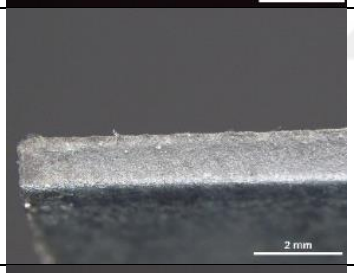
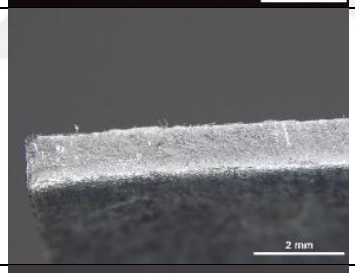
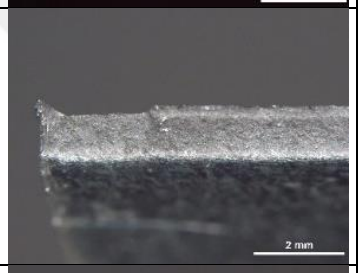
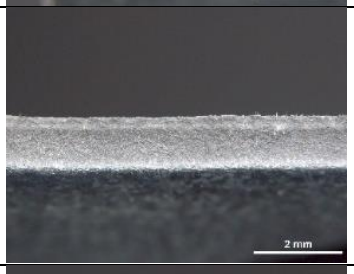
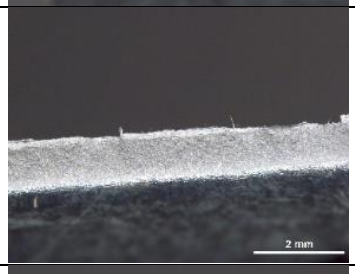
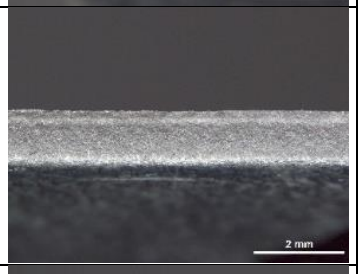
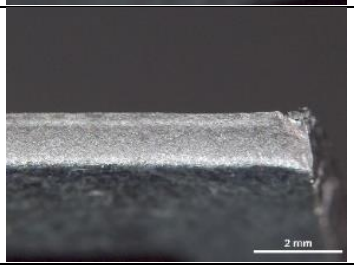
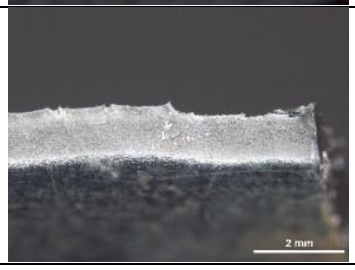
	D2-1	D2-2	D2-3
Yanal kopma bölgesi			
1. Bölge			
2. Bölge			
3. Bölge			

D2 numunesi incelendiğinde, her 3 kesme-makaslama numunesinin de ana malzemeden yaklaşık 45° açıyla koptuğu görünmektedir. Numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde ise mat ve lifli, yani sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmektedir. D1 numunesine benzer şekilde D2 numunesinin her 3 kesme-makaslama numunesinin kırık yüzeyinde malzemenin

tam ortasında boşluklar veya segragasyondan kaynaklandığı düşünülmekte olan hat oluşumu gözlenmiştir.

Çizelge 8.34. D3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri

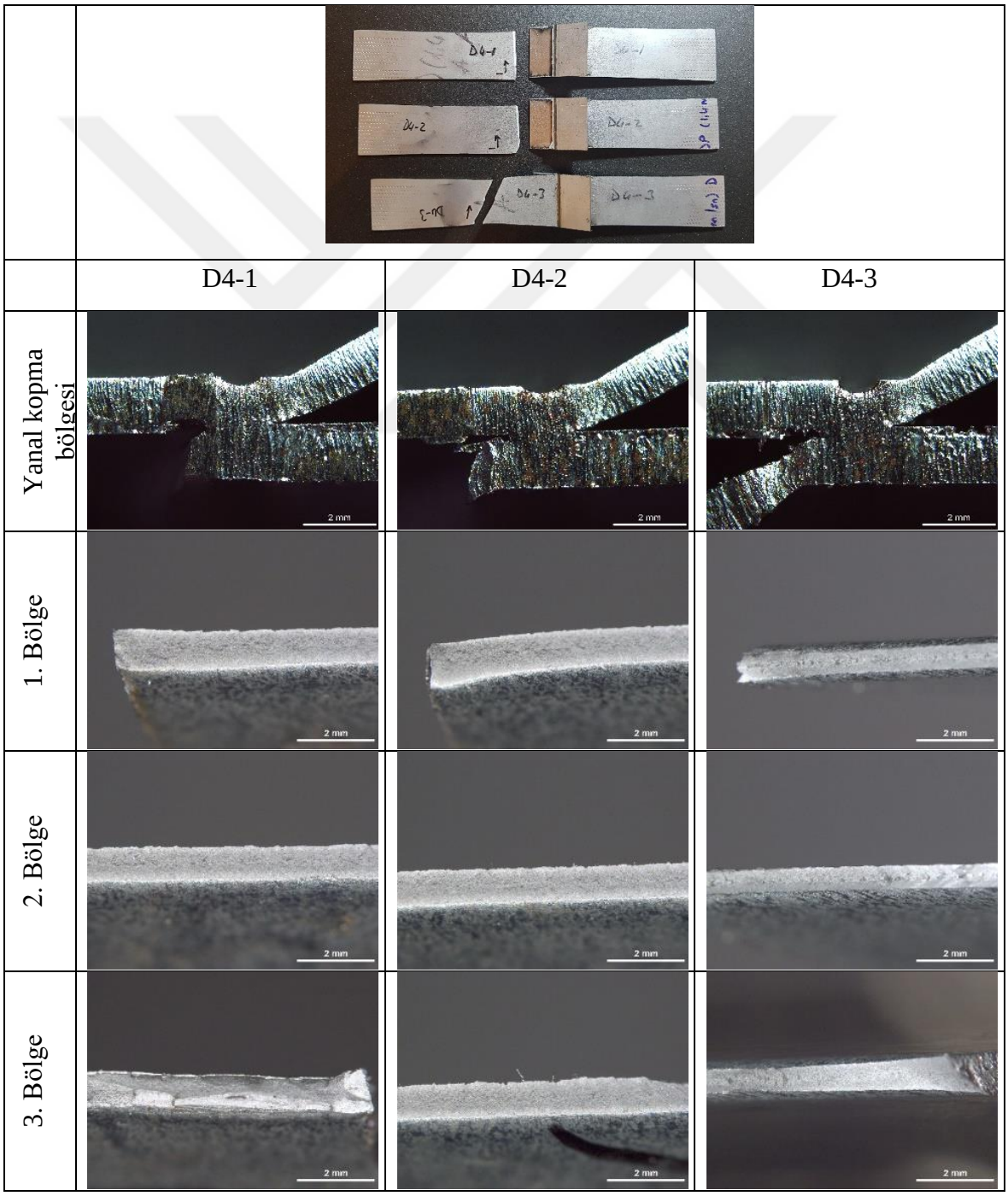


	D3-1	D3-2	D3-3
Yanal kopma bölgesi			
1. Bölge			
2. Bölge			
3. Bölge			

D3 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, her 3 kesme-makaslama numunesinin de ITAB' a yakın bir bölgeden kırıldığı görülmektedir. Numunelerin kırık

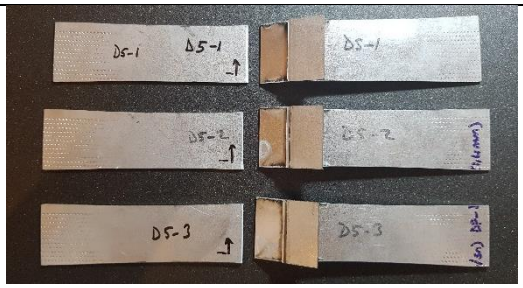
yüzeyleri incelendiğinde ise yine D1 ve D2 numunelerindekine benzer şekilde mat ve lifli yapıya sahip, sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmektedir. Ancak bu grup numunelerde numunelerin alt ve üst bölgelerinde gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi de gözlenmekte olup, sünek kırılmalarda gözlenmiş olan numune ortasındaki gözenekli yapının meydana gelmediği görülmüştür.

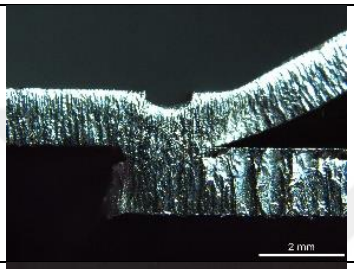
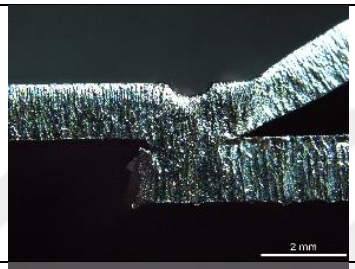
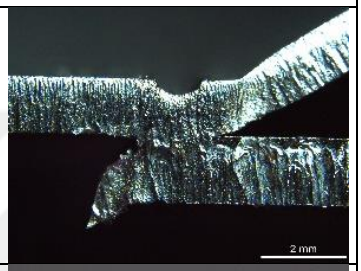
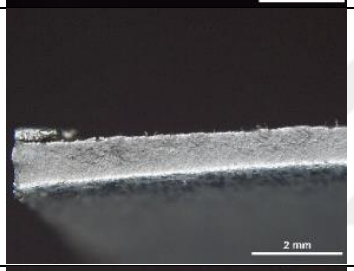
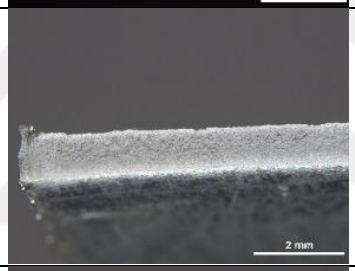
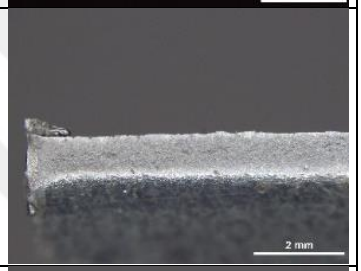
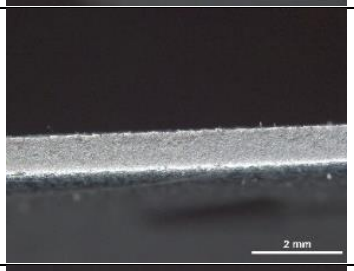
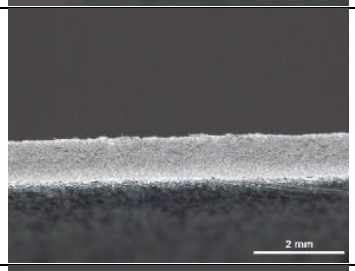
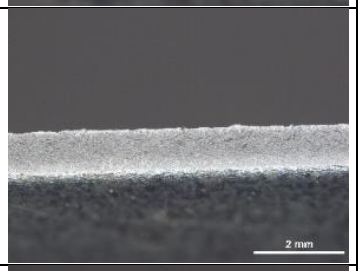
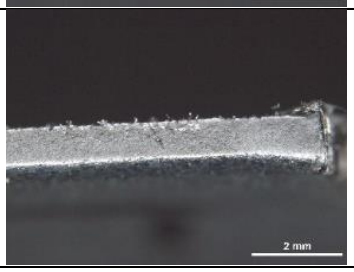
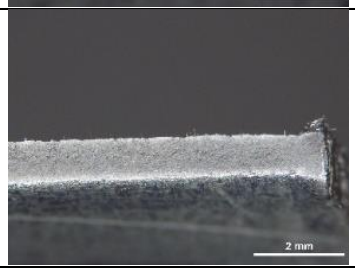
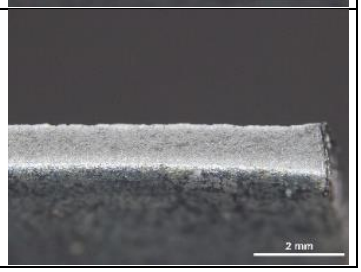
Çizelge 8.35. D4 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri



D4 numunesi incelendiğinde, D4-3 numunesi çekme cihazının çenelerine yakın bir bölgeden hasarlanmasına rağmen, D4-1 ve D4-2 numuneleri kaynak havuzuna daha yakın bir bölgeden hasarlanmışlardır. Ancak makro görüntüleri incelendiğinde bu numunelerdeki görüntülerin D4-3 numunesi ile benzer olduğu görünmektedir. Bu nedenle SEM ve optik incelemeler kırılmanın, kaynak havuzuna en yakın olduğu numune üzerinden gerçekleştirilmiştir. Elde edilen makro görüntüler incelendiğinde kırık yüzeylerin 0 mm odak mesafesi kullanılan tüm numunelerdekine benzer şekilde sünek kırılma yüzeyi morfolojisi görünmektedir.

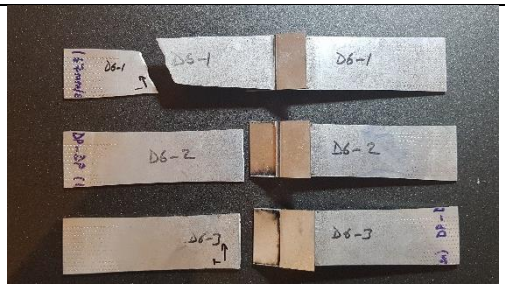
Çizelge 8.36. D5 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri

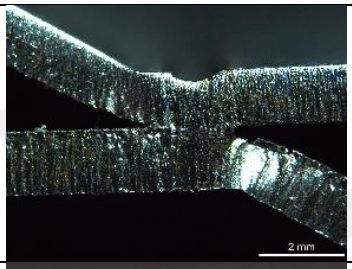
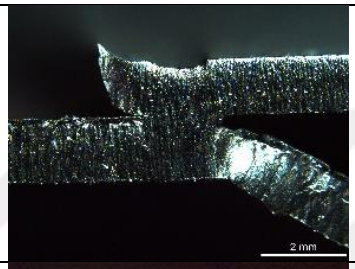
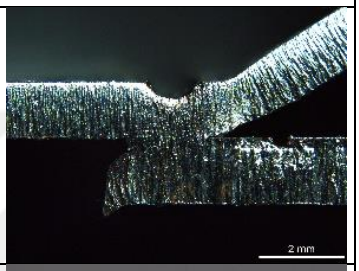
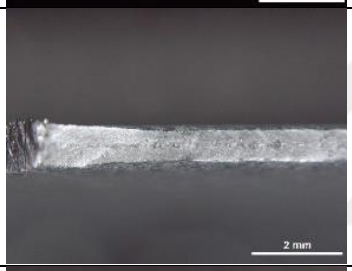
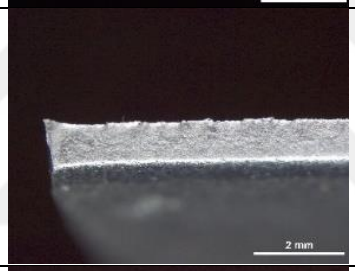
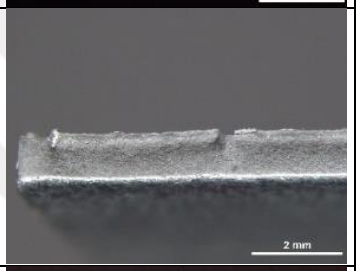
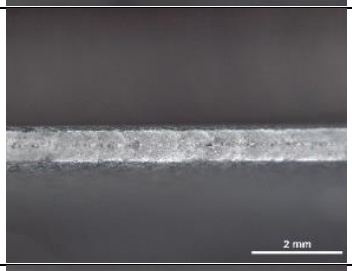
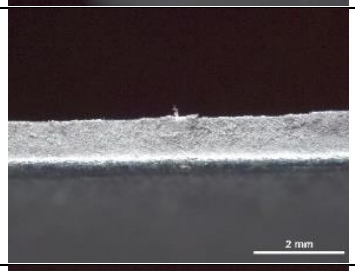
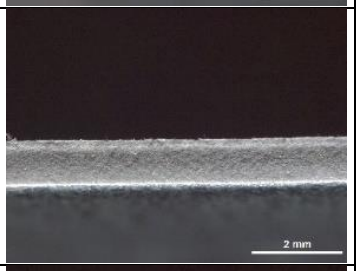
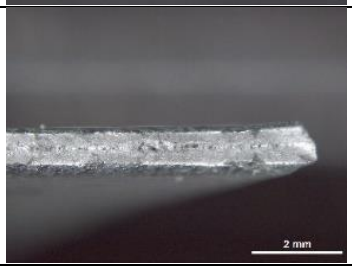
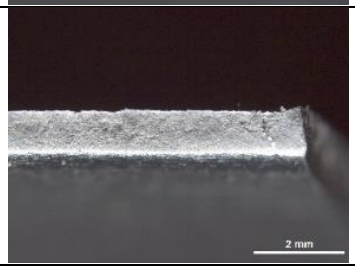
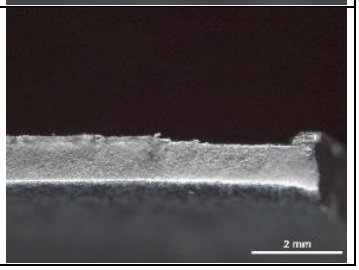


	D5-1	D5-2	D5-3
Yanal kopma bölgesi			
1. Bölge			
2. Bölge			
3. Bölge			

D5 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, her 3 kesme-makaslama numunesinin de ITAB' a yakın bir bölgeden kırıldığı görülmektedir. Numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde ise parlak ve kristalin yapı, yani gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmektedir.

Çizelge 8.37. D6 (Odak mesafesi: - 1,4 mm, kaynak hızı: 4 m / dk) numunesine ait kırık yüzey ve makro görüntüleri

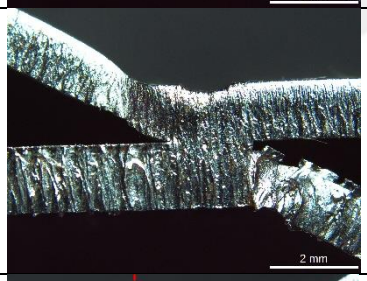
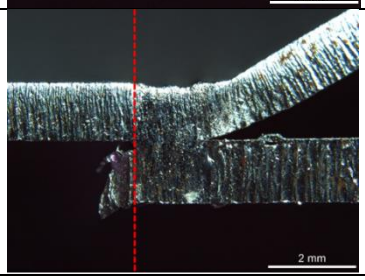
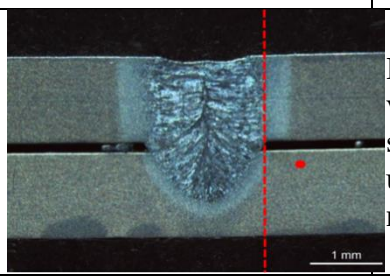


	D6-1	D6-2	D6-3
Yanal kopma bölgesi			
1. Bölge			
2. Bölge			
3. Bölge			

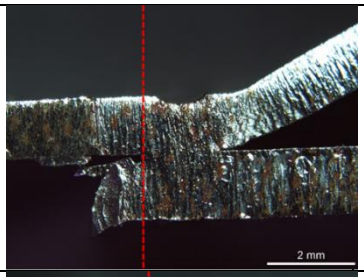
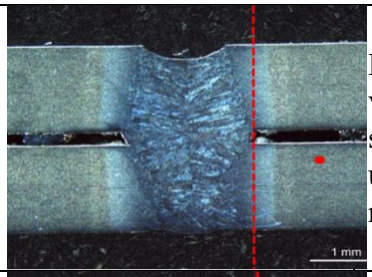
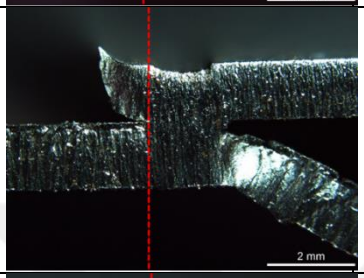
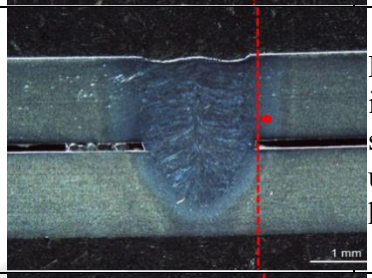
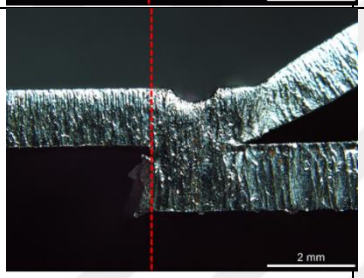
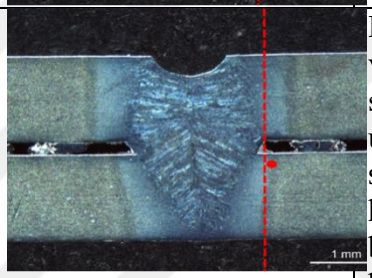
D6 numunesi incelendiğinde, D6-1 numunesi mat ve lifli yapıya, yani sünek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olacak şekilde kırılmışken; D6-2 ve D6-3 numunelerinin ise parlak ve kristalin yapı, yani gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi ile kırıldığı gözlenmektedir. Bu nedenle SEM ve optik incelemeler kırılmanın, kaynak havuzuna en yakın olduğu numune üzerinden gerçekleştirilmiştir.

Numunelerin kesme-makaslama testi sonrasında kırılan bölgelerinin incelenmesi çalışmasında, makro görüntüleri kullanılarak, alt ve üst sacın birleşme noktaları referans alınmak üzere, kırılmanın meydana geldiği bölge ile belirlenmiş olan sınır hattı arasındaki minimum değerlerin ölçümleri yapılmış ve ölçülen bu değerler, numunelerin ikiz yüzeylerinden yapılmış olan mikroyapı görüntüleri kullanılarak değerlendirilmiştir. Yapılan bu incelemelere ait değerlendirmeler Çizelge 8.38' de gösterilmiştir.

Çizelge 8.38 DP600 numunelerine ait kesme-makaslama testi sonrası kırılma bölgeleri değerlendirmesi

Numune Kodu	Makro Kesit Görüntüleri	Makroyapı görüntüleri	Sonuç
D1		D1 numunesi, çekme cihazı çenelerine yakın bölgedeki ana malzemeden kopmuştur.	Her iki numune de çekme cihazı çenelerine yakın bölgedeki ana malzemeden kopmuştur.
D2		D2 numunesi, çekme cihazı çenelerine yakın bölgedeki ana malzemeden kopmuştur.	
D3			D3 numunesi, alt sacdan ve işaretlenen bölgenin sağından 341 µm uzaklıktan, ana malzemeden kopmuştur.

Çizelge 8.38. (devam) DP600 numunelerine ait kesme-makaslama testi sonrası kırılma bölgeleri değerlendirmesi

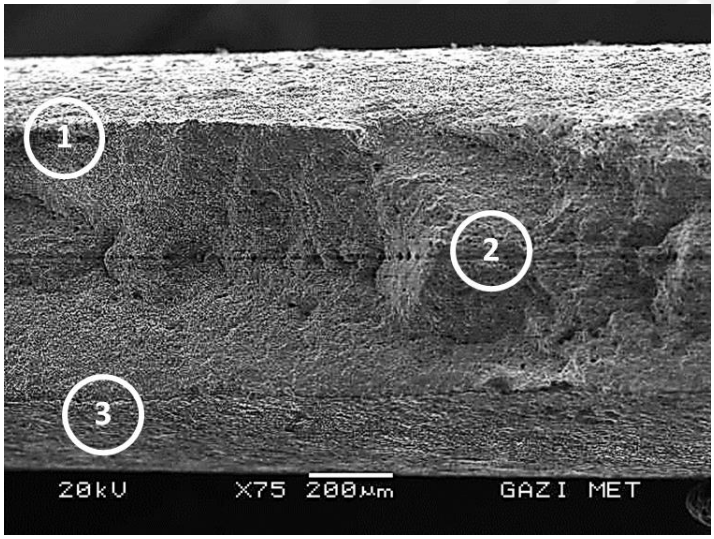
D4			D4 numunesi, alt sacdan ve işaretlenen bölgenin sağından 745 µm uzaklıktan, ana malzemeden kopmuştur.
D5			D5 numunesi, üst sacdan işaretlenen bölgenin sağından 81 µm uzaklıktan, ITAB' dan kopmuştur.
D6			D6 numunesi, alt sacdan ve işaretlenen bölgenin sağından 45 µm uzaklıktan, ITAB' ın sona ererek kaynak havuzunun oluşmaya başladığı geçiş bölgesinden kopmuştur.

DP600 çeliği kullanılarak 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonunda alt sacda tam nüfuziyet elde edilen D1 ve D2 numunelerinin, çekme cihazı çenelerine yakın bölgelerdeki ana malzemeden koptuğu; alt sacda tam nüfuziyetin elde edilemediği D3 numunesinde ise alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, bu birleşme hattından 341 µm uzaklıkta olmak üzere, kopmanın D1 ve D2 numuneleri gibi ana malzemeden meydana geldiği görülmüştür.

- 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonrasında ise D4 numunesinde alt saçta tam nüfuziyet elde edilmiş ve alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, bu birleşme hattından 745 µm uzaklıktan ve ana malzemeden koptuğu görülmüştür. D5 numunesinde alt sacda tam nüfuziyet elde edilememiş ve alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, bu birleşme hattından 81 µm uzaklıktan ve ITAB' dan kırıldığı görülmüştür. D6 numunesinde alt sacda tam nüfuziyet elde edilememiş ve alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, bu birleşme hattından 45 µm uzaklıktan ve ITAB' ın sona ererek kaynak havuzunun oluşmaya başladığı bölgeden kırıldığı görülmüştür.

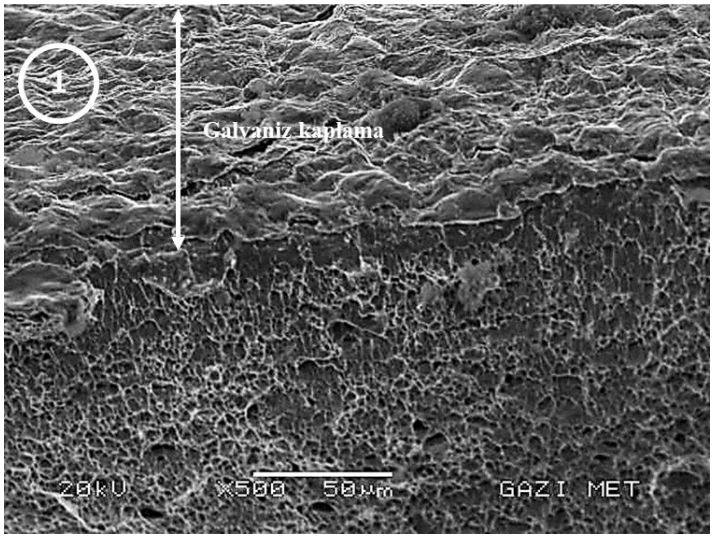
Numunelerin kırık yüzeylerinin daha detaylı olarak incelebilmesi adına SEM çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Yapılan SEM analizleri esnasında kırık yüzeylerin genel görüntüsü alınmış, sonrasında numunenin üst, orta ve alt bölgeleri incelenmiş, bu inceleme bölgeleri de sırasıyla 1,2 ve 3 olacak şekilde numaralandırılmıştır. Yapılan incelemeler esnasında tüm numunelerin 1. ve 3. bölgelerine ait görüntülerde malzeme yüzeyinde bulunan galvaniz kaplama yapısı belirlenmiştir.

D1 numunesi incelendiğinde kırık yüzey boyunca süngerimsi yapının gözlendiği, yapının büyüklü küçüklü gözenekli yapılardan meydana geldiği sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmiştir. Bununla birlikte makro görüntülerde de gözlenmiş olan numune ortasında meydana gelen gözenekler SEM görüntülerinde de tespit edilmiştir. Bu durumun, malzemeye uygulanan yükün neden olduğu tane içlerinden süregelen deformasyona bağlı olarak tanelerin uzayarak deforme olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Gözlemlenen yapılan Şekil 8.16 ve Şekil 8.17’ de gösterilmiştir.

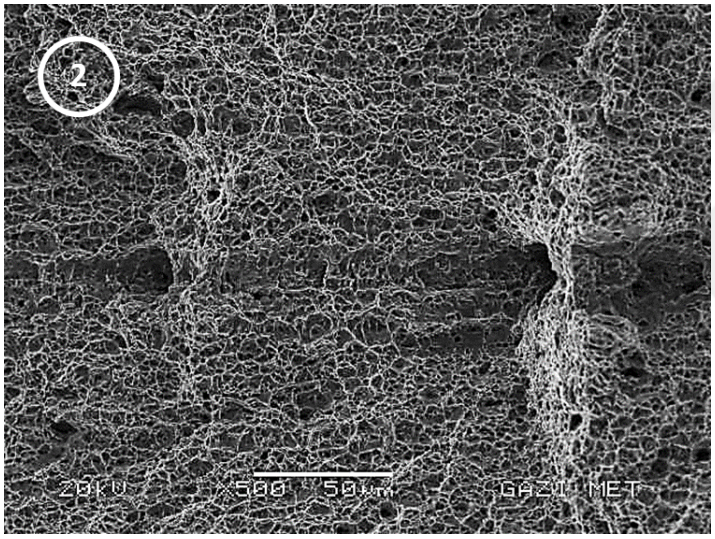
a) 

Şekil 8.16. D1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

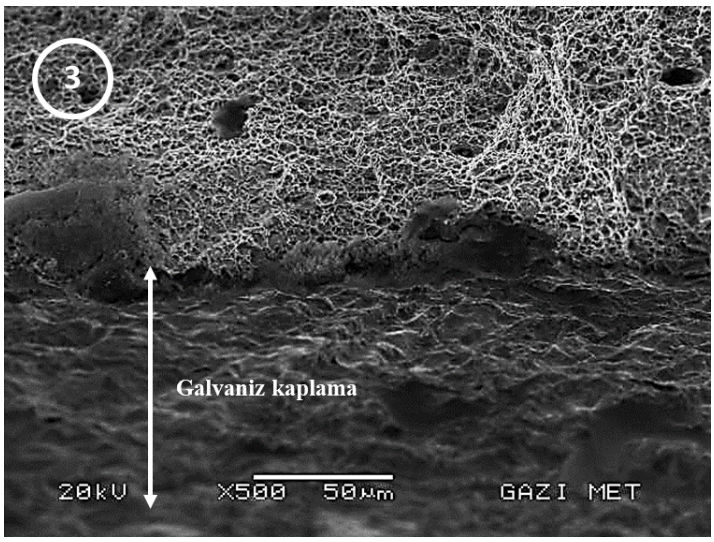
b)



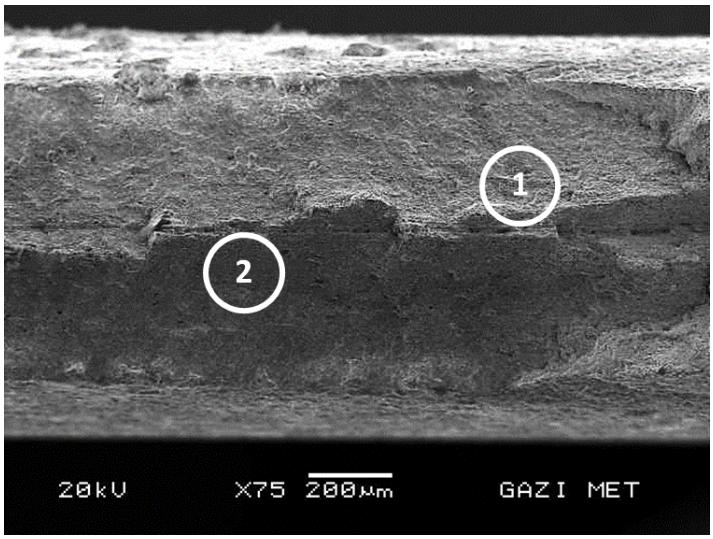
c)

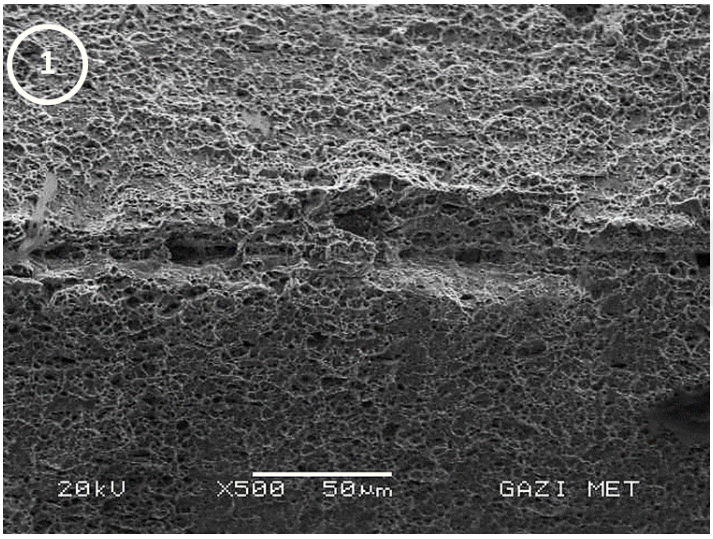


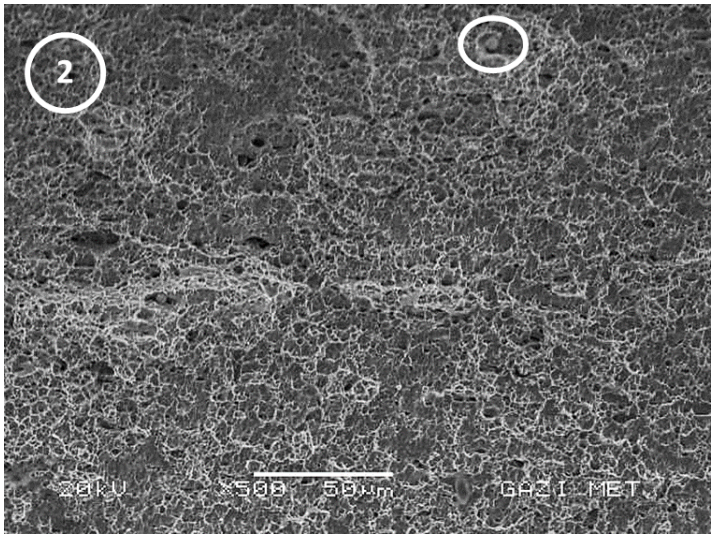
d)



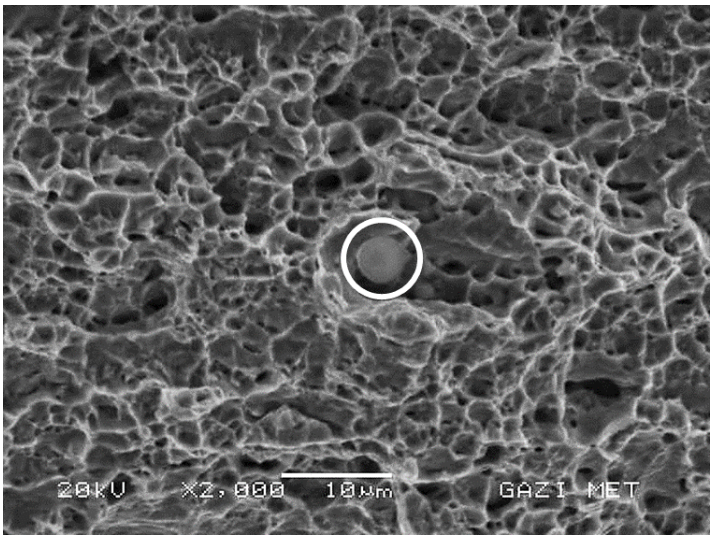
Şekil 8.16. (devam) D1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

a)


b)


c)


Şekil 8.17. D1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) Al esaslı çökelti

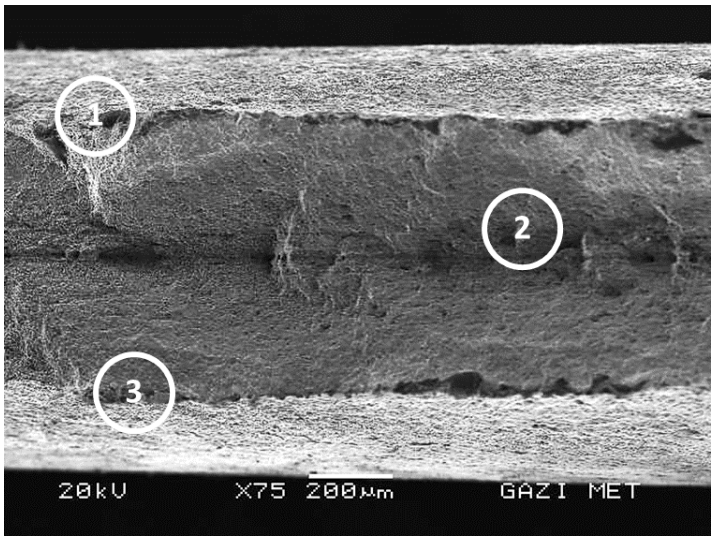
d) 

Şekil 8.17. (devam) D1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) Al esaslı çökelti

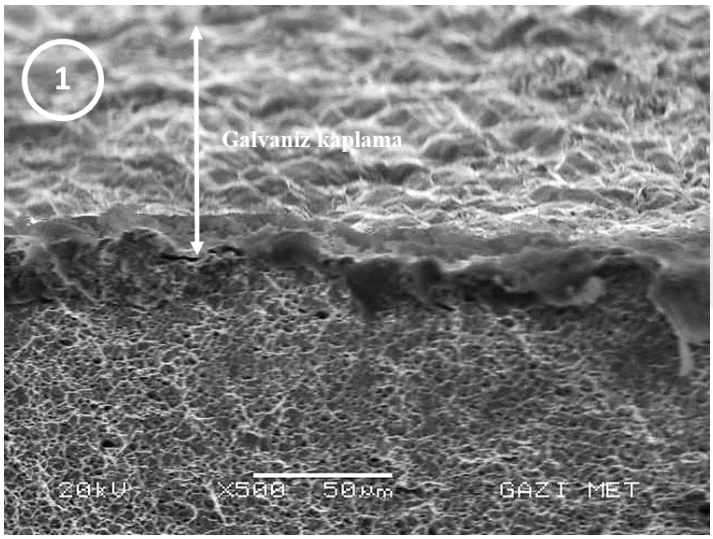
Şekil 8.17’ de 2 numaralı bölge içerisinde gözlemlenen partikül için EDS analizi gerçekleştirilmiş ve analiz sonucunda partikülün ağırlıkça % 2,349 C, %34,518 Al, %10,414 Ca, % 24,139 Fe, %13,539 Pb ve elementlerinden meydana geldiği görülmüştür. Tespit edilmiş olan partiküllerin kaynak işlemleri esnasında oluşma ihtimali olabileceği gibi çelik üretimi esnasında da meydana gelmiş olma ihtimalleri mevcuttur. Yapılan incelemeler esnasında görsel ve kimyasal kompozisyon olarak benzer yapılara fazla sayıda rastlanmamış olduğundan, bu yapının çelik üretimi esnasında meydana geldiği düşünülmektedir.

D2 numunesi incelendiğinde kırık yüzey boyunca süngerimsi yapının gözlendiği, yapının büyüklü küçüklü gözenekli yapılardan meydana geldiği sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmiştir. Bununla birlikte makro görüntülerde de gözlenmiş olan numune ortasında meydana gelen gözenekler SEM görüntülerinde de tespit edilmiştir. Bu durumun, malzemeye uygulanan yükün neden olduğu tane içlerinden süregelen deformasyona bağlı olarak tanelerin uzayarak deforme olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Numuneye ilişkim SEM görüntüleri Şekil 8.18’ de gösterilmiştir.

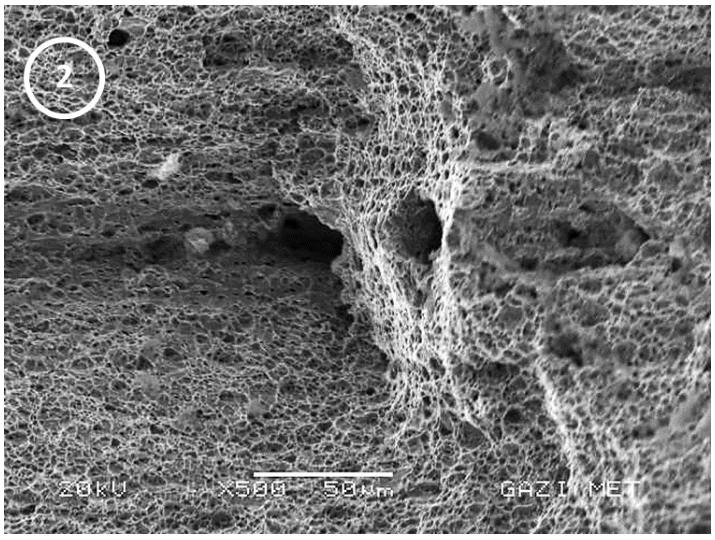
a)



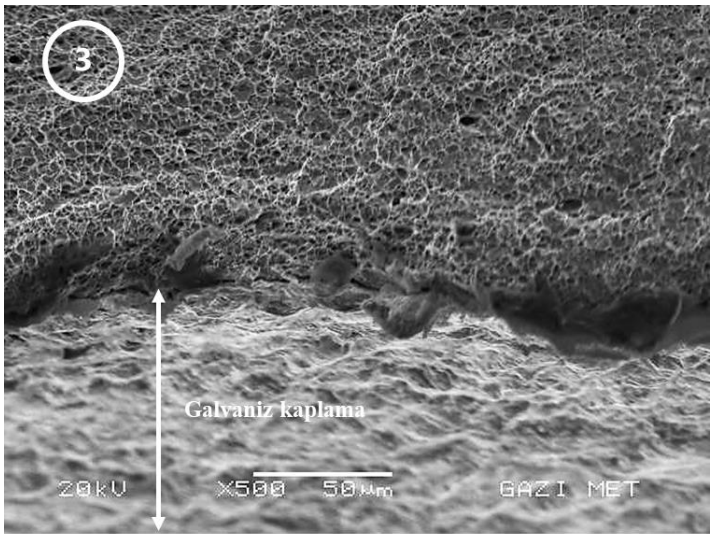
b)



c)

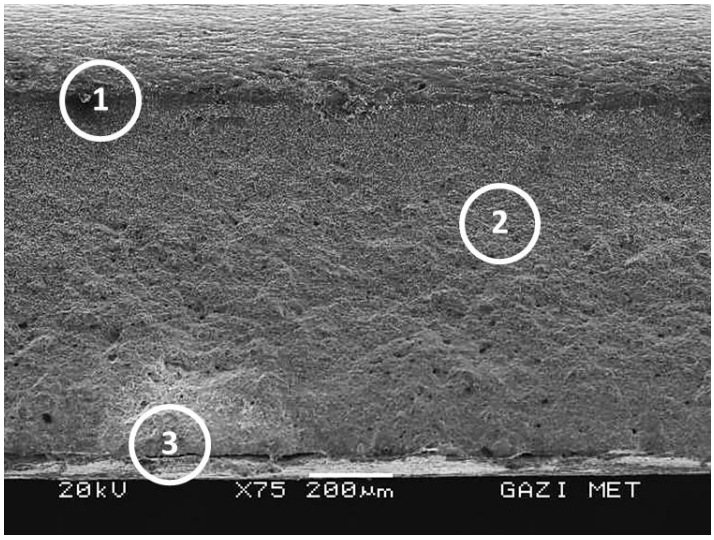


Şekil 8.18. D2 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

d) 

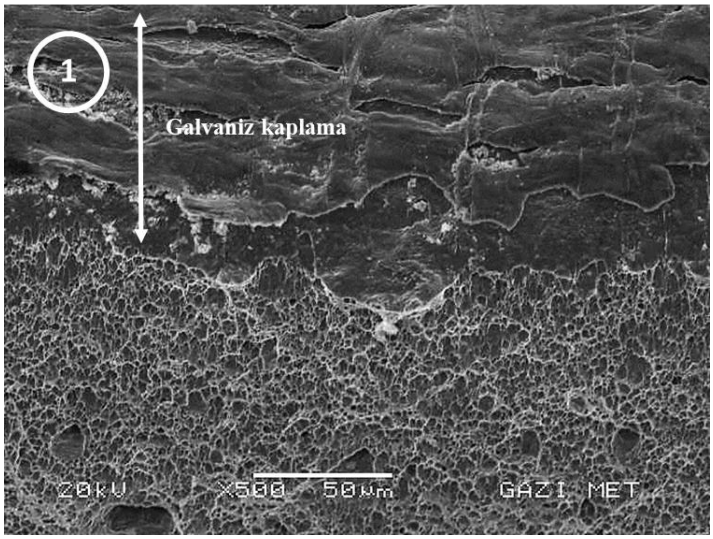
Şekil 8.18. D2 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

D3 numunesi incelendiğinde numunenin 1. ve 3. bölgelerinde süngerimsi yapı yerine, gözeneklerin birbirine yaklaştığı daha kristalin bir yapının oluştuğu görülmektedir. Ancak numunenin 2.bölgesi incelendiğinde yine gözenekli, mat ve lifli yapının hakim olduğu görülmektedir. Bu durumda numunenin hem sünek hem de gevrek kırılma yüzeyi morfolojilerine sahip olduğu yorumu yapılmaktadır. Numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 8.19' da gösterilmiştir.

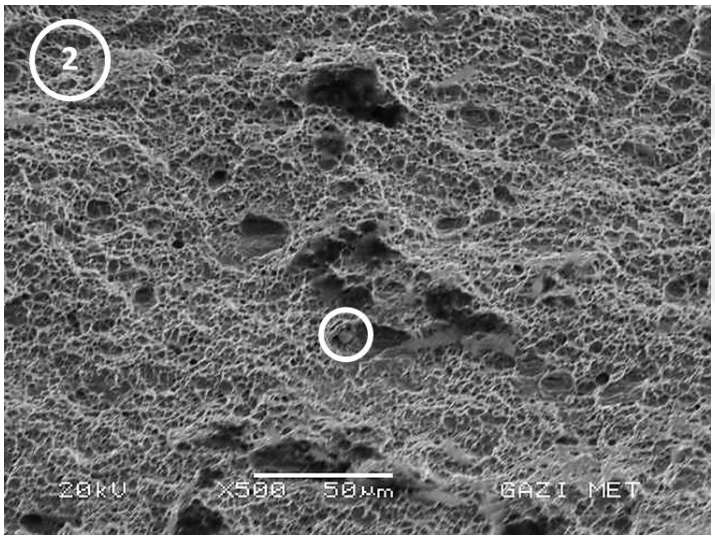
a) 

Şekil 8.19. D3 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) Al esaslı çökelti

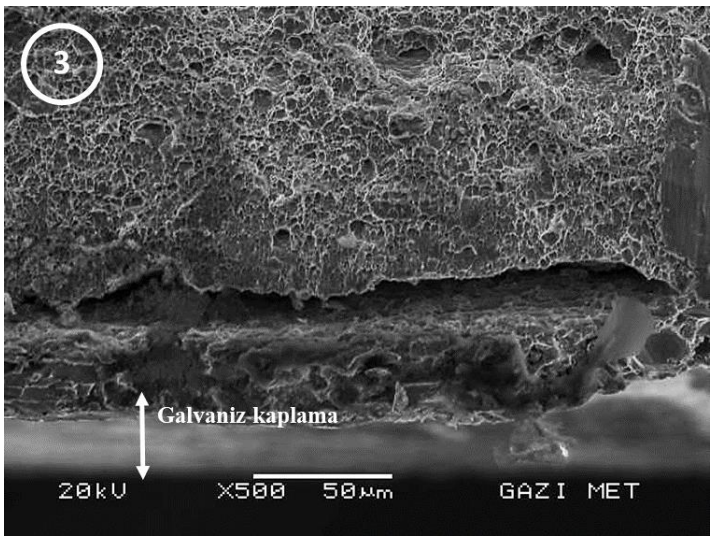
b)



c)



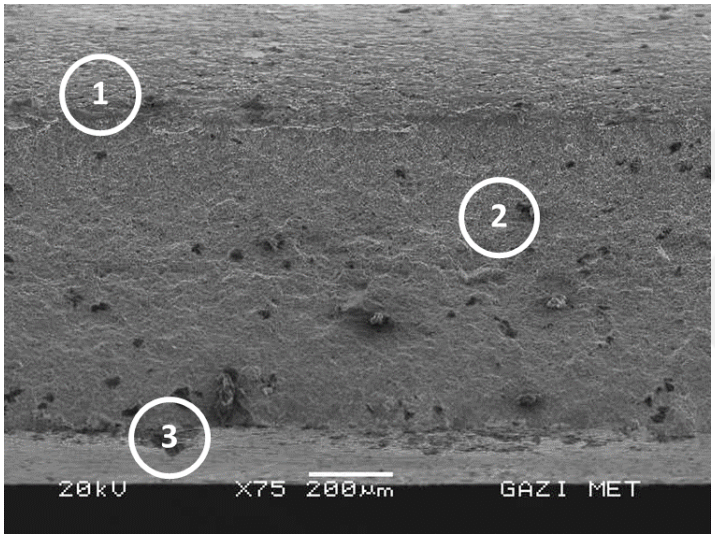
d)



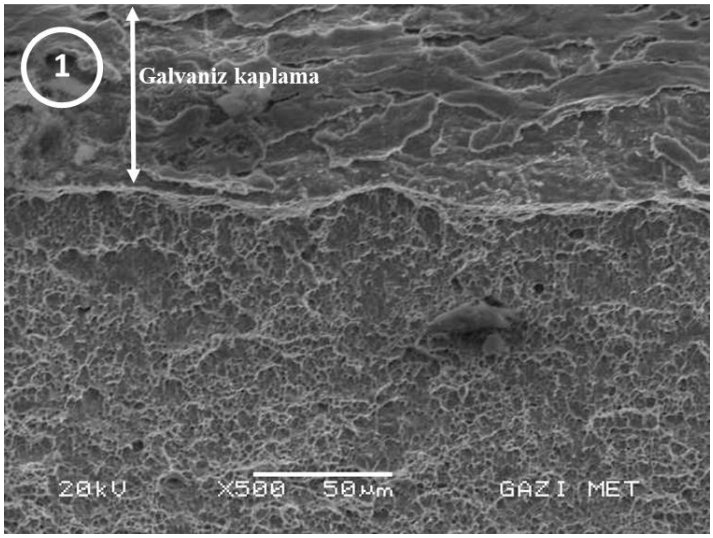
Şekil 8.19. (devam) D3 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) Al esaslı çökelti

Şekil 8.19’ da 2 numaralı bölge içerisinde gözlemlenen partikül için EDS analizi gerçekleştirilmiş ve analiz sonucunda partikülün ağırlıkça % 47,453 Al, % 11,073 Ca, % 26,377 Fe elementlerinden meydana geldiği görülmüştür.

D4 numunesi de D3 numunesindekine benzer şekilde 1.ve 3. Bölgelerde gevrek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olmuş olsa da numunenin genelinde gözenekli yapının hakim olduğu sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmektedir. Numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 8.20’ de gösterilmiştir.



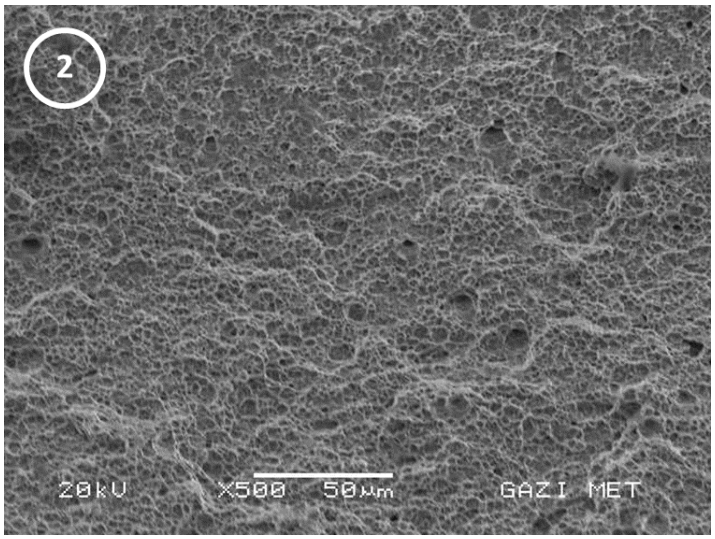
a)



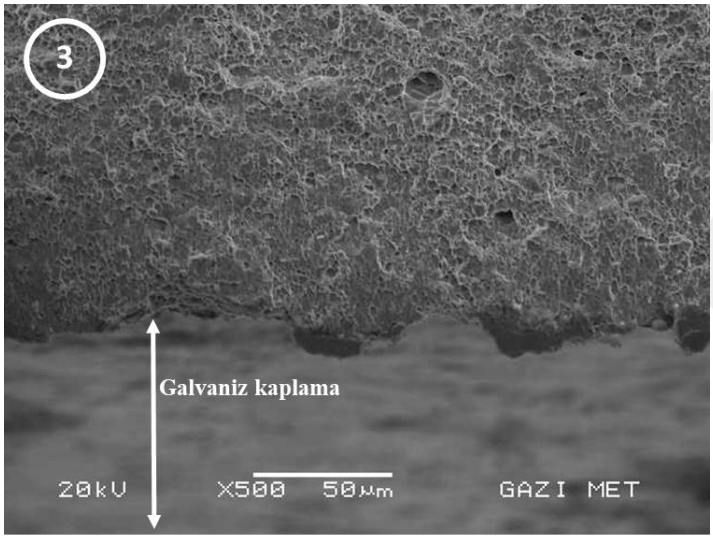
b)

Şekil 8.20. D4 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

c)



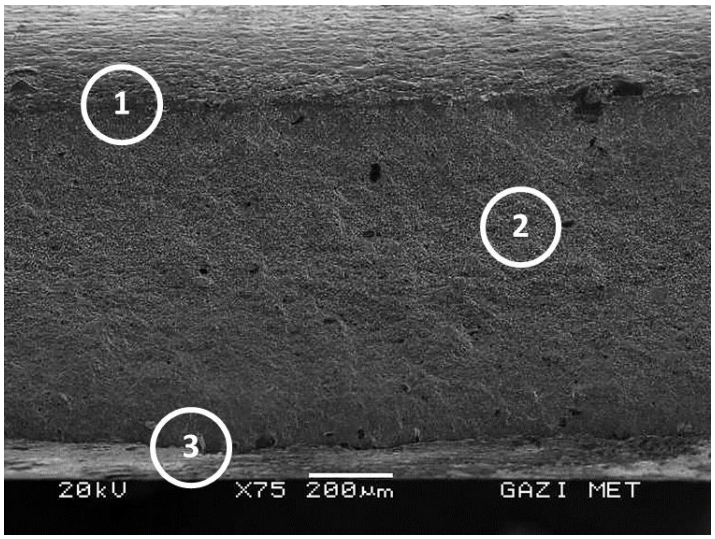
d)



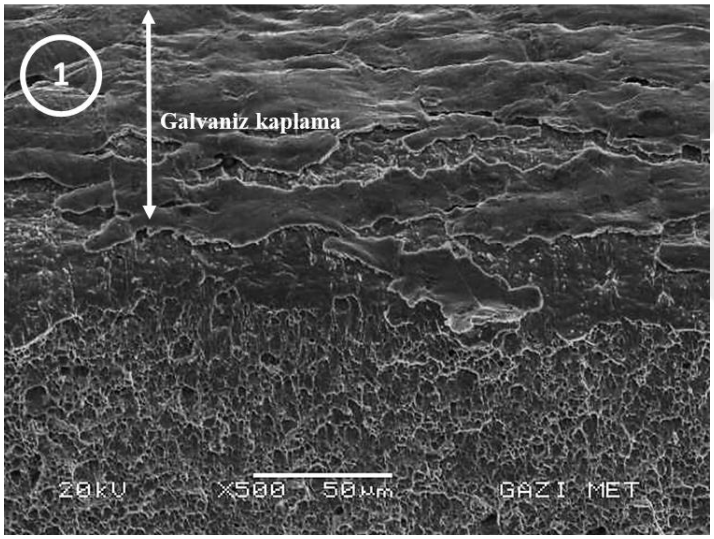
Şekil 8.20. (devam) D4 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

D5 numunesinin ITAB' dan gevrek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olacak şekilde hasarlandığı, kırık yüzeyin genelinde gevrek kırılma yüzeyi morfolojisinin yer aldığı görülmektedir. Numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 8.21' de gösterilmiştir.

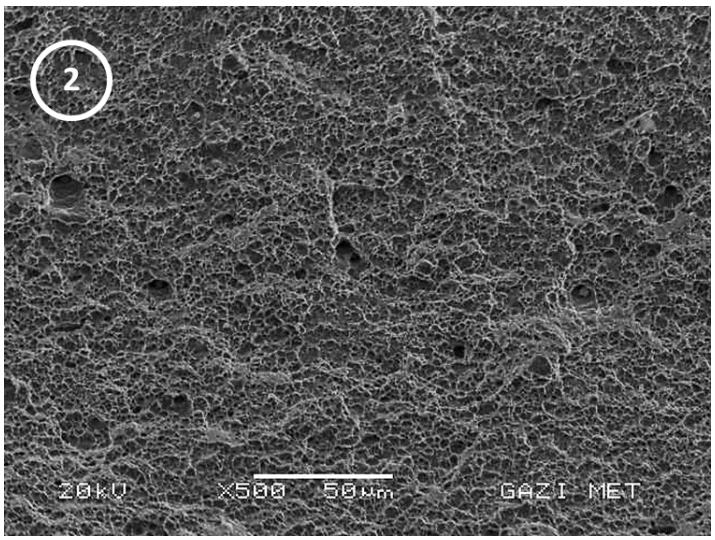
a)



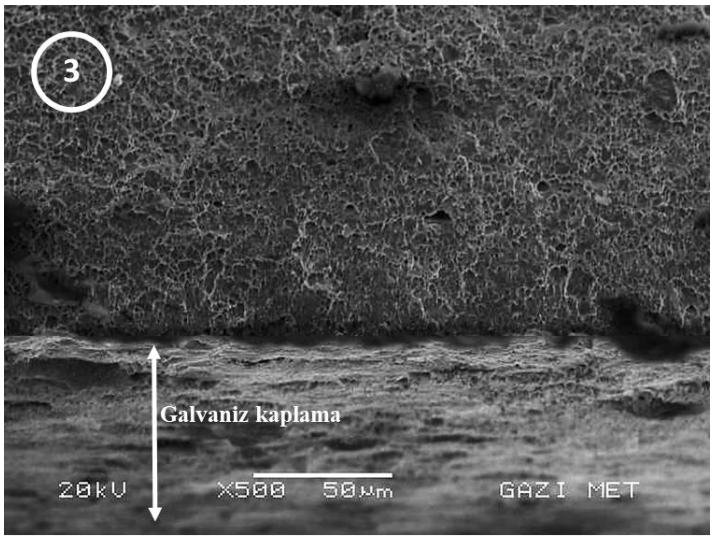
b)



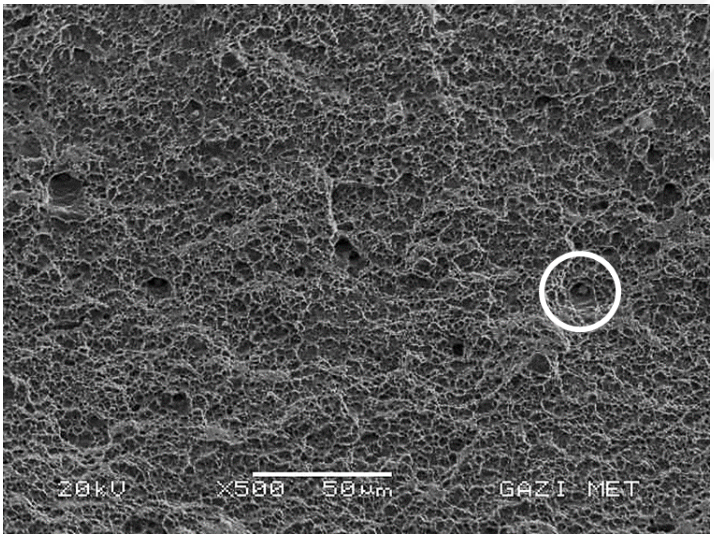
c)

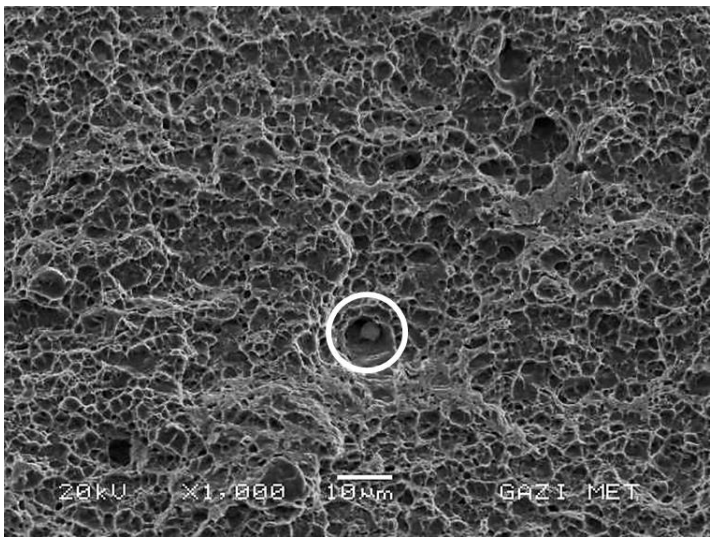


Şekil 8.21. D5 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

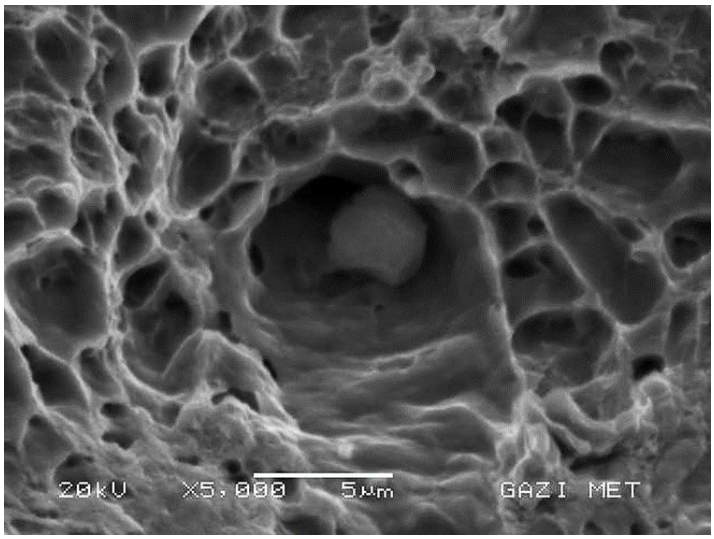
d) 

Şekil 8.21. (devam) D5 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

a) 

b) 

Şekil 8.22. D5 numunesine ait partikül, a) x 500 büyütme, b) x 1000 büyütme, c) x 5000 büyütme

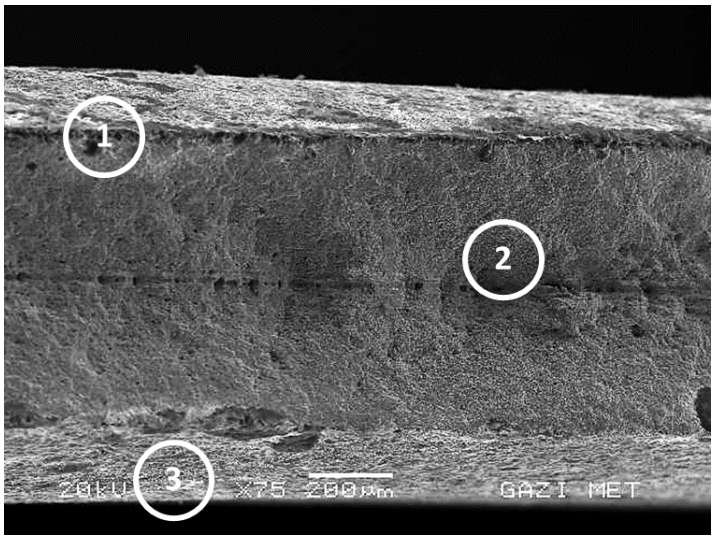
c) 

Şekil 8.22. (devam) D5 numunesine ait partikül, a) x 500 büyütme, b) x 1000 büyütme, c) x 5000 büyütme

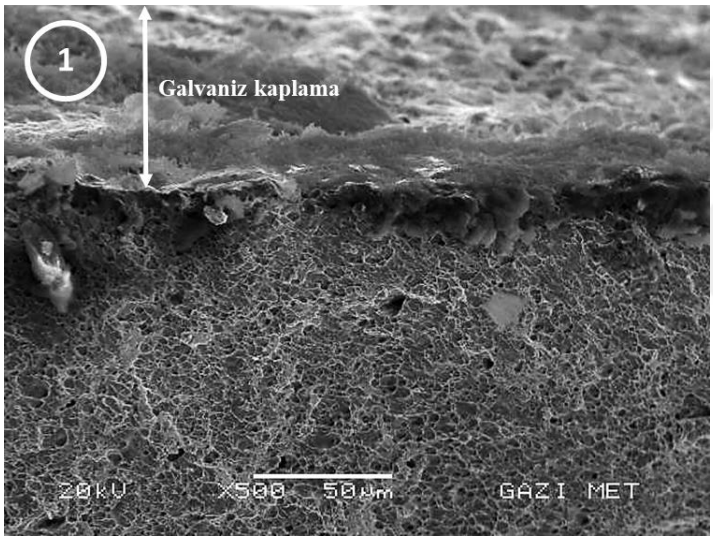
Şekil 8.22’ de 2 numaralı bölge içerisinde gözlemlenen partikül için EDS analizi gerçekleştirilmiş ve analiz sonucunda partikülün ağırlıkça % 6,442 O, % 24,513 Al, % 12,324 S, %13,881 Ca, % 14,430 Fe ve % 6,442 O elementlerinden meydana geldiği görülmüştür.

D6 numunesi incelendiğinde, sünek kırılma meydana gelen numunelerdekine benzer şekilde numune ortasında gözenekli yapıların meydana geldiği görülmüştür. Ancak yüksek büyütmelere çıkıldığında bu alanlarda gözenek oluşumunun yanı sıra platovari yapıların meydana geldiği, bu alanlarda yüksek kayma gerilmelerine maruz kalan bölgelerin varlığı görülmektedir. Her üç alanda da gözenekli yapıların yassılaşarak daha düzlemsel şekilde görünmesi nedeniyle bu numunenin gevrek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olduğu düşünülmektedir. Numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 8.23’ te gösterilmiştir.

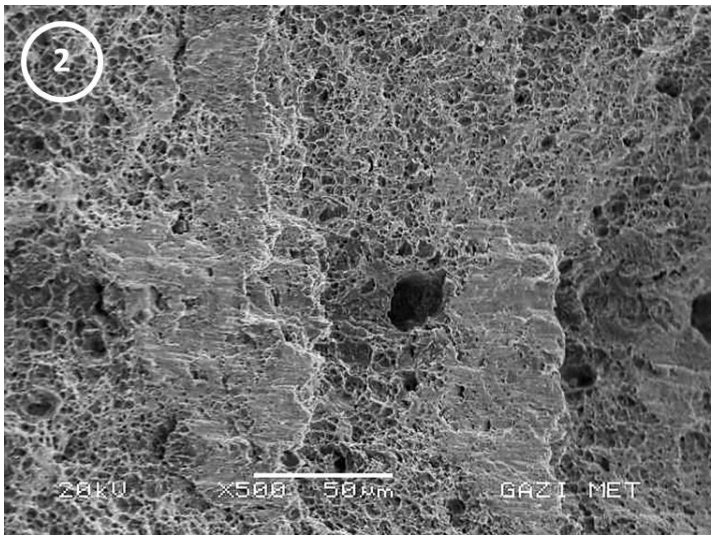
a)



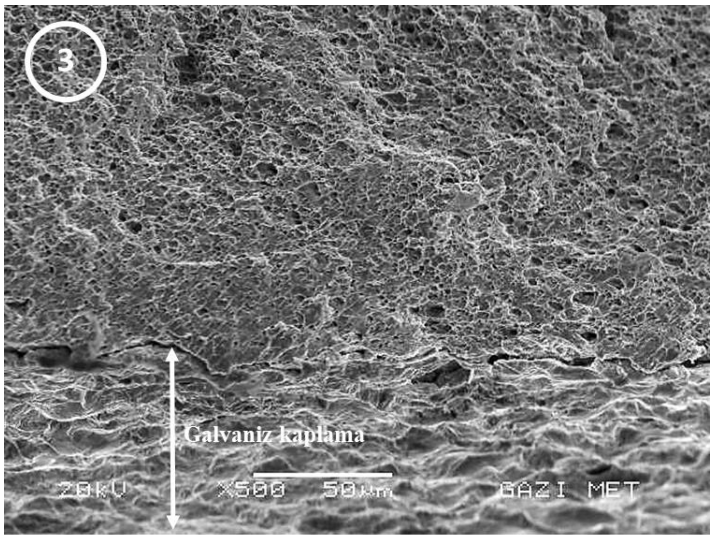
b)



c)



Şekil 8.23. D6 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

d) 

Şekil 8.23. (devam) D6 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

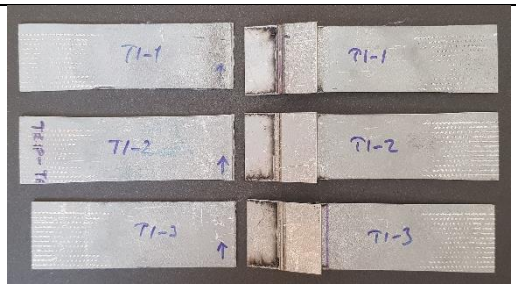
Elde edilen makro analiz, mikro analiz ve SEM sonuçlarının tamamı değerlendirildiğinde, DP600 numuneleri incelendiğinde, 0 mm odak mesafesi kullanılmış olan D1, D2 ve D3 numunelerinden; D1 ve D2 numunelerinin çekme cihazının çenelerine yakın bölgelerden 45°' lik açıyla, mat ve lifli bir yapıya sahip sünek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olacak şekilde kırıldığı görülmüştür. Yapılan SEM incelemelerinde de irili ufaklı gözeneklerin mevcut olduğu görülmüş ve yapılan literatür çalışmalarında da sünek kırılma yüzeyi morfolojisi için benzer görüntüler tespit edilmiştir [47,98,127]. Ancak alt sacda tam nüfuziyet elde edilemeyen D3 numunesinin makro incelemeler esnasında kırılma bölgesinin kaynak havuzuna doğru kaydığı gözlenmiş olsa da yapılan optik ve SEM incelemeleri sonucunda bu numunenin de sünek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip olacak şekilde ana malzemeden hasarlandığı belirlenmiştir. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılmış olan D4, D5 ve D6 numunelerinden; D4 numunesi 0 mm odak mesafesi kullanılan tüm numunelerdekine benzer şekilde mat ve lifli yapılı, irili ufaklı gözeneklerin meydana getirdiği sünek kırılma yüzeyi morfolojisi ile hasarlanmıştır. D5 ve D6 numuneleri incelendiğinde ise kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, bu numunelerin hasarlanma bölgelerinin kaynak havuzuna doğru kaydığı ve her ikisinin de kırık yüzeylerinin parlak ve kristalin yapılı, klivaj kırılma özelliğine sahip gevrek kırılma yüzeyi morfolojisine benzer şekilde hasarlandığı görülmüş ve yapılan literatür çalışmalarında da gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi için benzer görüntüler tespit edilmiştir [30]. Bununla birlikte kırık yüzeylerdeki EDS analizleri esnasında DP600 çeliğinin spektral analiz sonuçlarında yer almayan Ca elementi tespit edilmiştir. Bu durumun, çeliğin üretimi esnasında cüruf yapıcı olarak kullanılan Ca

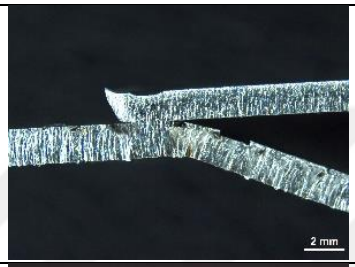
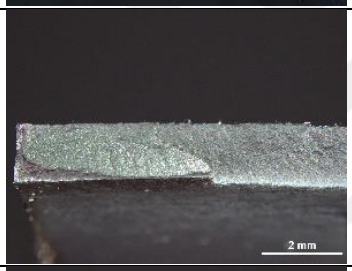
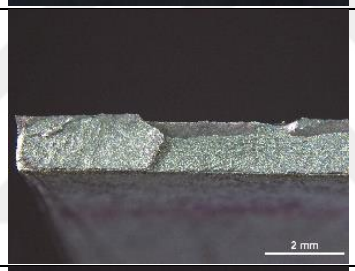
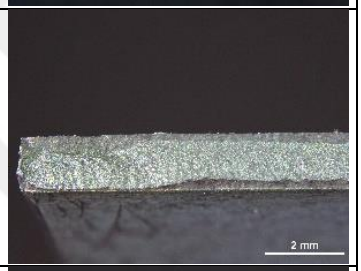
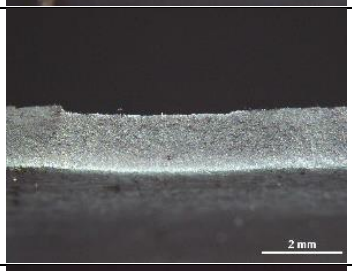
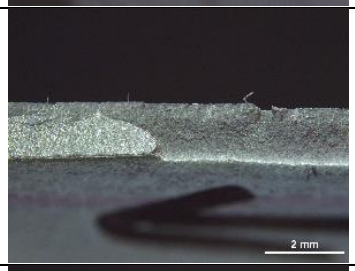
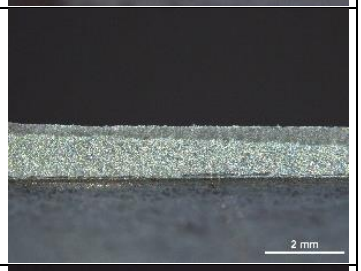
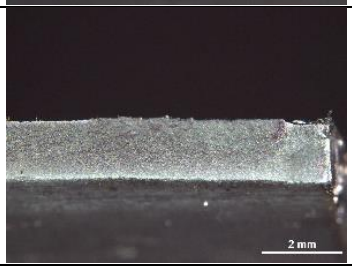
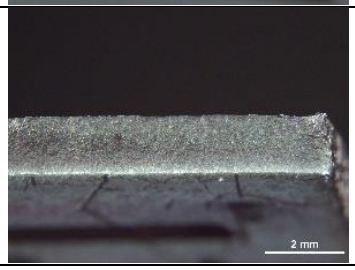
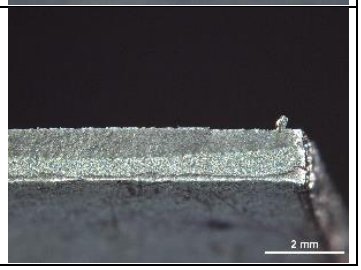
nedeniyle tespit edildiği düşünülmektedir. Odak mesafesi parametresinin etkileri incelendiğinde ise, aynı kaynak hızı ile farklı odak mesafesi kullanılan numuneler karşılaştırıldığında; D1 ve D4 numunelerinin her ikisi de ana malzemeden kırılırken, D4 numunesinin kırılma bölgesi çekme cihazı çenelerine değil, kaynak havuzuna daha yakın bir bölgededir. D2 ve D5 numunelerinden D2 numunesi çekme çenelerine yakın bir bölgeden kırılmışken, D5 numunesi ITAB' dan kırılmıştır. D3 ve D6 numuneleri için ise, D3 numunesi ana malzemeden, D6 numunesinin ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesinden hasarlandığı görülmüştür. Yani DP600 numunelerinin hasarlanma bölgeleri konusunda odak mesafesi parametresinin belirgin bir etkisi olduğu görülmektedir. Bunun temel sebebinin ise Şekil 7.4' te gösterildiği üzere, negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde, lazer ışın demetinin alt sacın üst yüzeyinde maksimum güce ulaşması ve bu noktadan sonra ışın demetinin yayılmasına bağlı olarak nüfuziyet derinliğinin daha yüksek olmasına bağlı olarak ITAB genişliğinin artması ve bu nedenle de martenzit faz dönüşümü meydana gelen ITAB genişliğinin artmasına bağlı olarak bu durumun meydana geldiği düşünülmektedir. Bununla birlikte DP600 malzemeyi oluşturan temel alaşım elementleri C (ağ. % 0,069), Si (ağ. % 0,241) ve Mn (ağ. % 1,845)' dır. Bu temel alaşım elementlerinden Si' un atom çapı 210 pm, Mn atom çapı ise 127 pm; ve Mosh sertlik değerleri sırasıyla 6,5 Mosh ve 6 Mosh'tir. Negatif odak mesafesi kullanılan numunelerin tamamında kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ITAB genişliği değerlerinin arttığı ve buna bağlı olarak da ısı iletiminden kaynaklanan Mn difüzyonunun da ITAB doğrultusunda artacağı ve Si elementine kıyasla daha düşük sertlik kazandıran Mn elementinin de sertlik değerlerindeki düşüşe etki ettiği düşünülmektedir [31-33].

8.6.2 TRIP800 kaynaklı numunelerin kırık yüzey inceleme sonuçları

TRIP800 numunelerinin kesme-makaslama deneyi sonrasında kopma bölgelerinin gösterildiği yerler ve kopma bölgelerinin kırık yüzey incelemelerine ait makro görüntüler Çizelge 8.39, Çizelge 8.40, Çizelge 8.41, Çizelge 8.42, Çizelge 8.43 ve Çizelge 8.44' te gösterilmiştir. Yapılan bu incelemeler esnasında, kırık yüzeyler soldan sağa doğru üç bölge olacak şekilde görüntülenmiştir ve bu bölgeler, soldan sağa doğru 3.Bölge, 2.Bölge ve 1.Bölge şeklinde isimlendirilmiştir.

Çizelge 8.39. T1 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait kırık yüzeyler

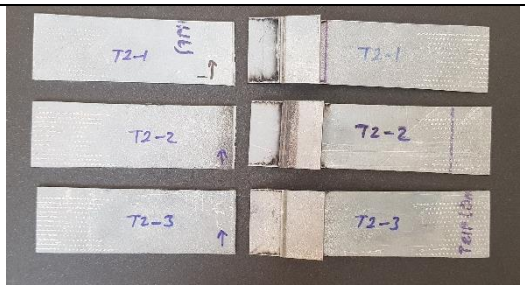


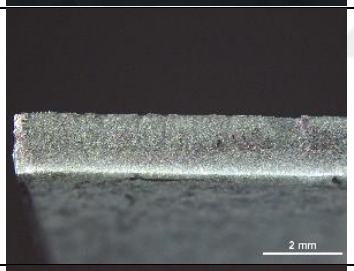
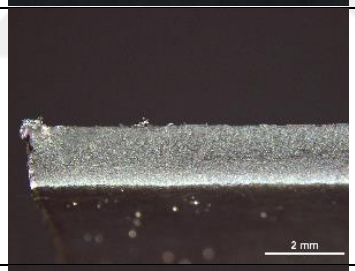
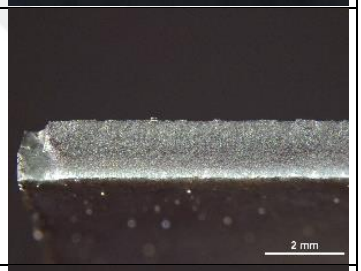
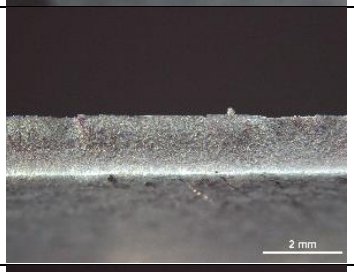
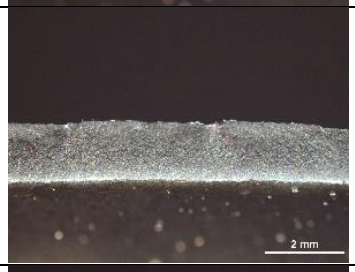
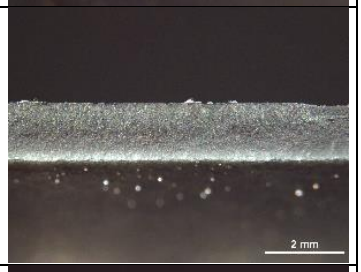
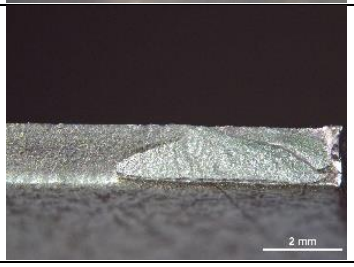
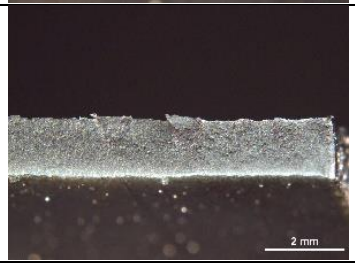
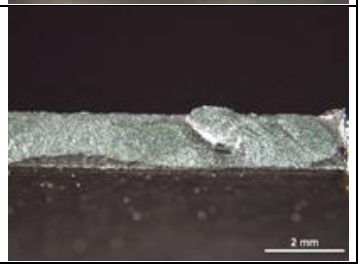
	T1-1	T1-2	T1-3
Yanal kopma bölgesi			
3. Bölge			
2. Bölge			
1. Bölge			

T1 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, her 3 kesme-makaslama numunesinin de kaynak havuzuna yakın bölgeden kırılmış olabileceği görünmektedir. Ancak bununla birlikte kırık yüzeylere ait makro görüntülerde çanak koni tipi kırılma morfolojisinin hakim olduğu, bu nedenle de yapının sünek kırılma yüzeyi morfolojisine

sahip olduğu görülmektedir. Ancak bu durumun net olarak belirlenebilmesi amacıyla SEM çalışması gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 8.40. T2 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait kırık yüzeyler



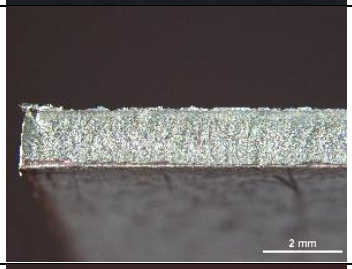
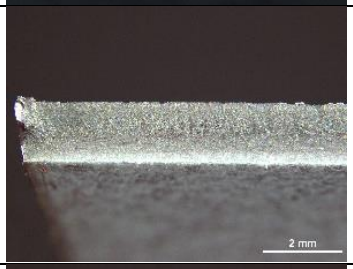
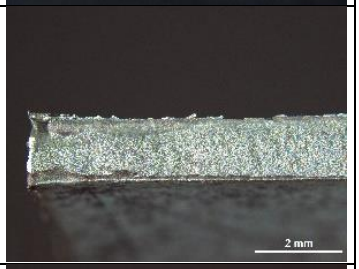
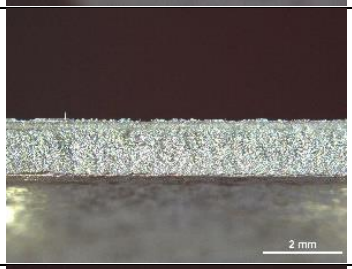
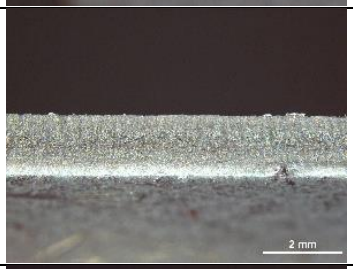
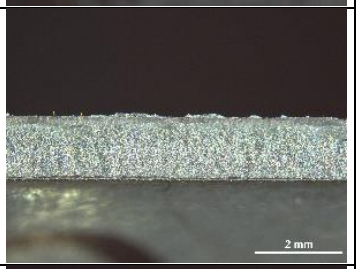
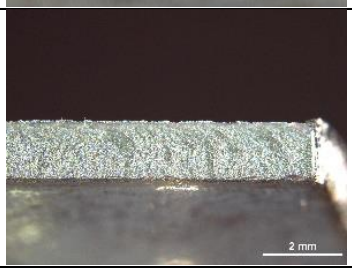
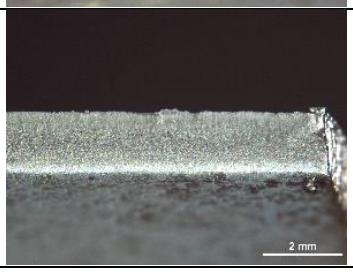
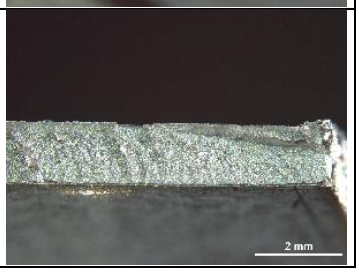
	T2-1	T2-2	T2-3
Yanal kopma bölgesi			
3. Bölge			
2. Bölge			
1. Bölge			

T2 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, de T1 numunelerindekine benzer şekilde her 3 kesme-makaslama numunesinin de kaynak havuzuna yakın bölgeden kırılmış

olabileceği görünmektedir. Ancak bununla birlikte kırık yüzeylere ait makro görüntülerde 2. ve 3. Bölgelerde parlak ve kristalin kırılma yüzeylerinin hakim olduğu görünürken, 1. bölgelerde çanak koni tipi mat ve lifli yapıya sahip sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmektedir.

Çizelge 8.41. T3 (Odak mesafesi: 0 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk) numunesine ait kırık yüzeyler

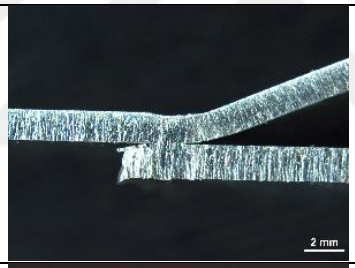
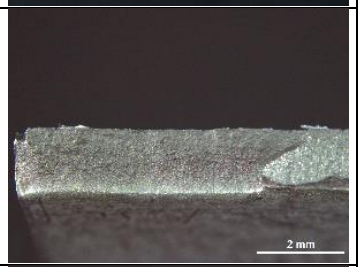
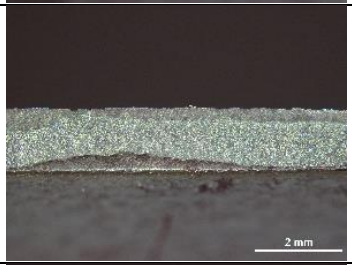
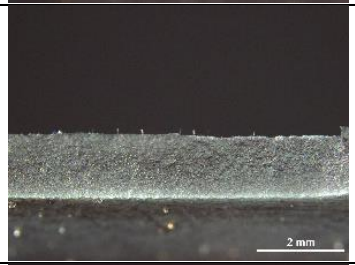
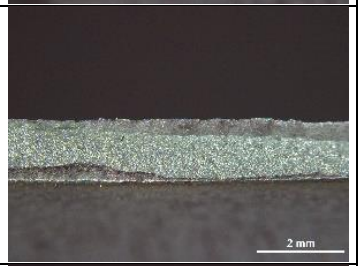
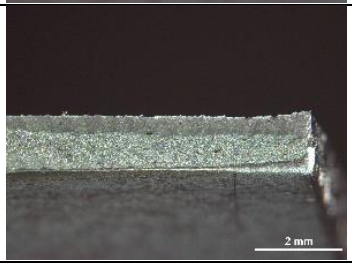
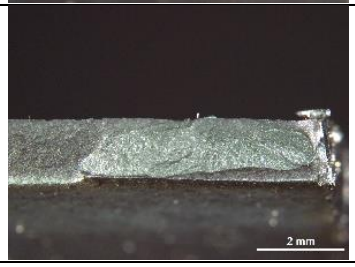
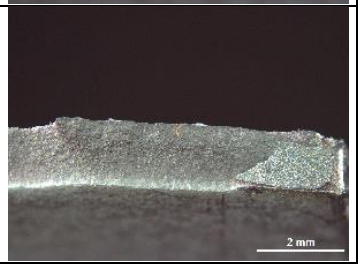


	T3-1	T3-2	T3-3
Yanal kopma bölgesi			
3. Bölge			
2. Bölge			
1. Bölge			

T3 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, de T1 numunelerindekine benzer şekilde her 3 kesme-makaslama numunesinin de kaynak havuzuna yakın bölgeden kırılmış olabileceği görünmektedir. Makro yapı görüntüleri incelendiğinde ise kırılma yüzeylerinin klivaj kırılma kaynaklı parlak ve kristalin yapılı gevrek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip oldukları görünmektedir.

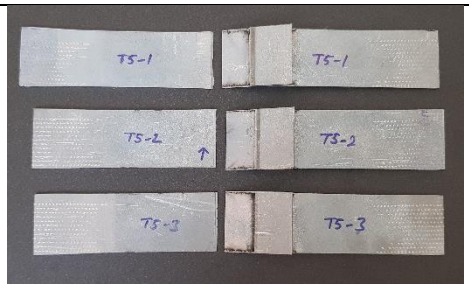
Çizelge 8.42. T4 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 2,5 m / dk) numunesine ait kırık yüzeyler

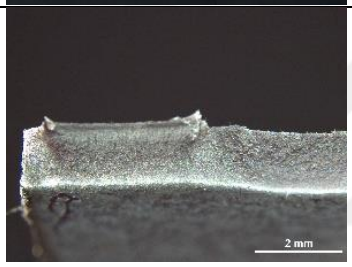
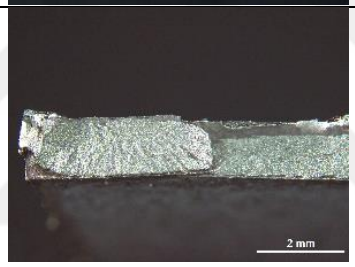
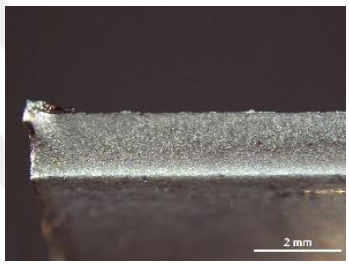
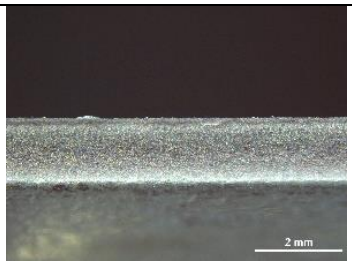
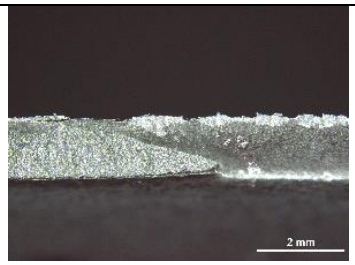
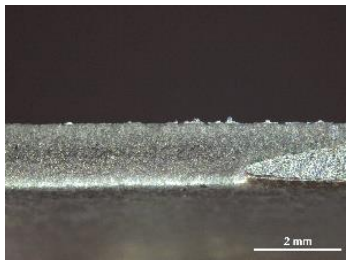
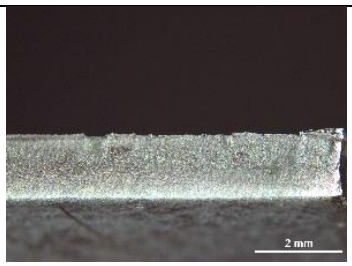
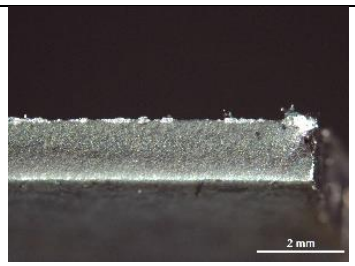
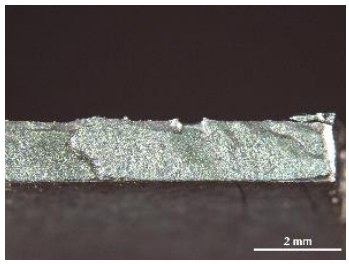


	T4-1	T4-2	T4-3
Yanal kopma bölgesi			
3. Bölge			
2. Bölge			
1. Bölge			

T4 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, her 3 kesme-makaslama numunesinin de ana malzemeden kırılmış olabileceği görünmektedir. Kırık yüzeylere ait makro görüntülerinin çanak koni tipi kırılma morfolojisinin hakim olduğu, bu nedenle de yapının sünek kırılma yüzeyi morfolojisi olacağı düşünülmüştür. Bu durumun net olarak belirlenebilmesi amacıyla SEM çalışması gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 8.43. T5 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3 m / dk) numunesine ait kırık yüzeyler

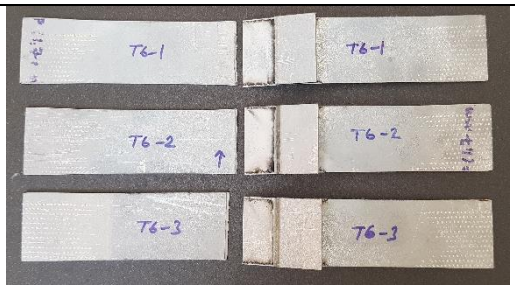


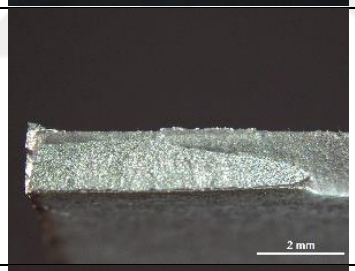
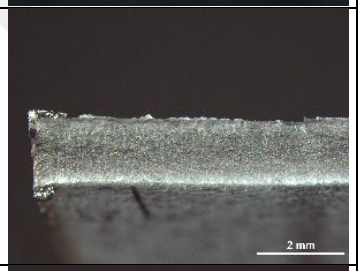
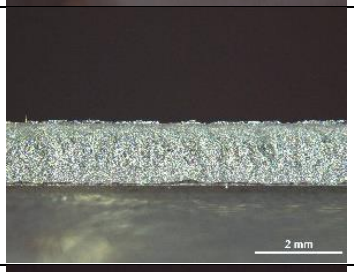
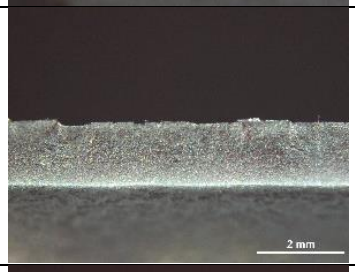
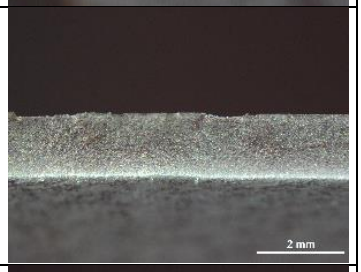
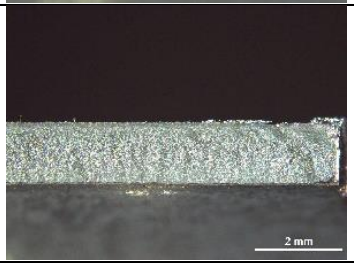
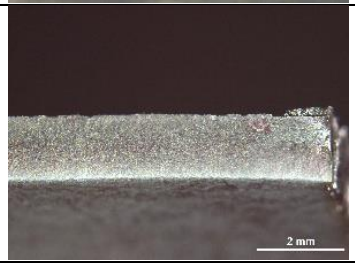
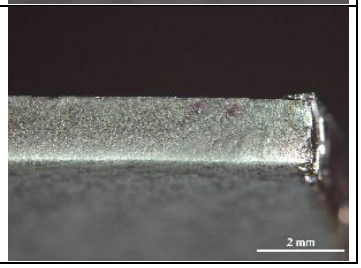
	T5-1	T5-2	T5-3
Yanal kopma bölgesi			
3. Bölge			
2. Bölge			
1. Bölge			

T5 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, T4 numunelerine göre kaynak havuzuna daha yakın bölgelerden hasarlandıkları görünmektedir. Kırık yüzeylere ait makro görüntülerde özellikle T5-2 ve T5-3 numunelerde kademeli kırılmaların varlığı malzemenin hasarlanması esnasında sünek kırılmanın meydana gelmiş olabileceğini gösterse de kontrast farklarının çok fazla olması nedeniyle bu bölgedeki kırılmaların gevrek kırılma olacağı

düşünülmüştür. Bu durumun net olarak belirlenebilmesi amacıyla SEM çalışması gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 8.44. T6 (Odak mesafesi: - 1,7 mm, kaynak hızı: 3,5 m / dk)numunesine ait kırık yüzeyler



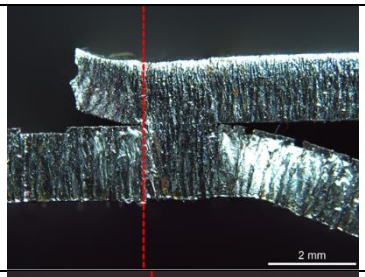
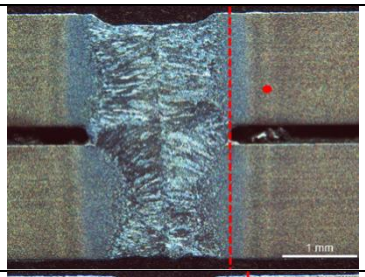
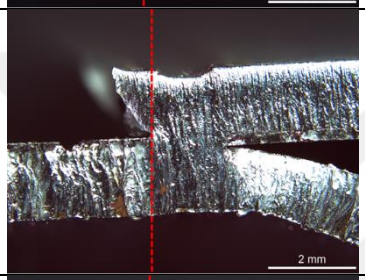
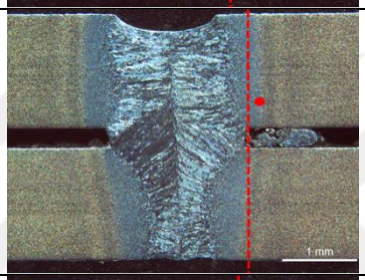
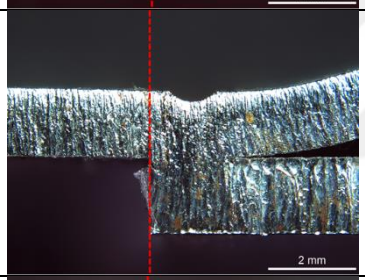
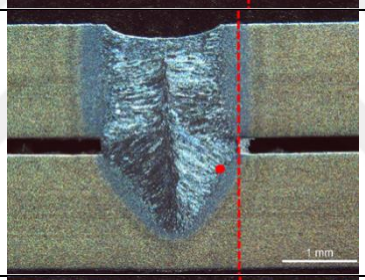
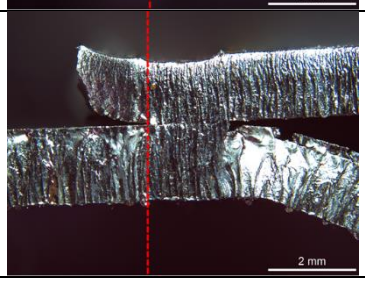
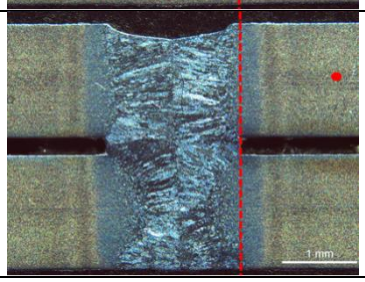
	T6-1	T6-2	T6-3
Yanal kopma bölgesi			
3. Bölge			
2. Bölge			
1. Bölge			

T6 numunelerinin yanal kopma bölgeleri incelendiğinde, kaynak havuzuna daha yakın bölgelerden hasarlandıkları görünmektedir. Makro görüntülerde ise kırılma yüzeylerinin

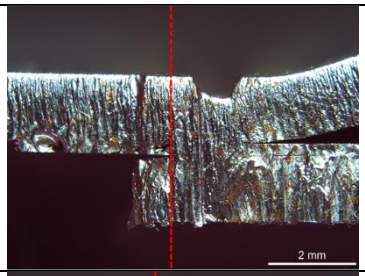
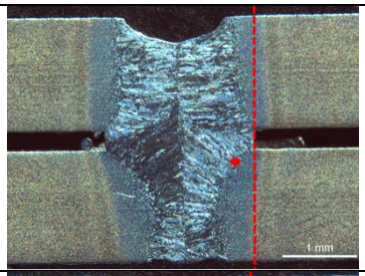
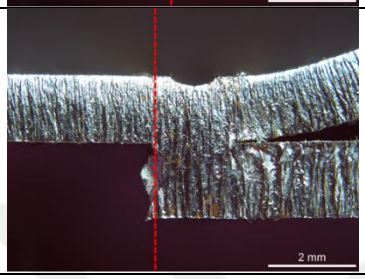
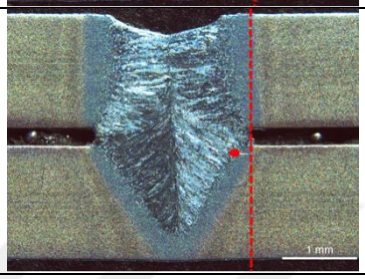
klivaj kırılma kaynaklı parlak ve kristalin yapılı gevrek kırılma yüzeyi morfolojisine sahip oldukları görünmektedir.

TRIP800 numunelerinde de gerçekleştirildiği üzere kesme – makaslama testi sonrasında kırılan bölgelerinin incelenmesi çalışmasında, makro görüntüleri kullanılarak, alt ve üst sacın birleşme noktaları referans alınmak üzere, kırılmanın meydana geldiği bölge ile belirlenmiş olan sınır hattı arasındaki minimum değerlerin ölçümleri yapılmış ve ölçülen bu değerler, numunelerin ikiz yüzeylerinden yapılmış olan mikroyapı görüntüleri kullanılarak değerlendirilmiştir. Yapılan bu incelemelere ait değerlendirmeler Çizelge 8.45’ te gösterilmiştir.

Çizelge 8.45. TRIP800 numunelerine ait kesme-makaslama testi sonrası kırılma bölgeleri değerlendirmesi

Numune Kodu	Makro Kesit Görüntüleri	Makroyapı görüntüleri	Sonuç
T1-1			T1 numunesi üst sacdan ve işaretlenen bölgenin sağından 396 µm uzaklıktan ana malzemeden kopmuştur.
T2-1			T2 numunesi, üst sacdan ve işaretlenen bölgenin sağından 148 µm uzaklıktan geçiş bölgesinin başlangıcından kopmuştur.
T3-1			T3 numunesi alt sacdan ve işaretlenen bölgenin solundan 146 µm uzaklıktan, kaynak havuzuna yakın bölgeden kopmuştur
T4-1			T4 numunesi üst sacdan ve işaretlenen bölgenin sağından 1064 µm uzaklıktan, ana malzemeden kopmuştur.

Çizelge 8.45. (devam) TRIP800 numunelerine ait kesme-makaslama testi sonrası kırılma bölgeleri değerlendirmesi

T5-1			T5 numunesi, alt sacdan ve işaretlenen bölgenin solundan 56 µm uzaklıktan, ITAB-kaynak havuzu geçiş bölgesinden kopmuştur.
T6-1			T6 numunesi, alt sacdan ve işaretlenen bölgenin sağından 123 µm uzaklıktan, kaynak havuzundan kopmuştur.

TRIP800 malzemesi 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonunda T1 ve T2 numunelerinde alt sacda tam nüfuziyet elde edilmiş olmasına rağmen; T1 numunesi alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, bu birleşme hattından 396 µm uzaklıkta olmak üzere ana malzemeden koptuğu; T2 numunesinde ise referans çizgiye 148 µm uzaklıktan ana malzeme – geçiş bölgesi sınırında kopma meydana geldiği; alt sacda tam nüfuziyetin elde edilemediği T3 numunesinde ise alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, bu birleşme hattından 146 µm uzaklıkta olmak üzere, kopmanın kaynak havuzuna yakın bir bölgeden meydana geldiği görülmüştür.

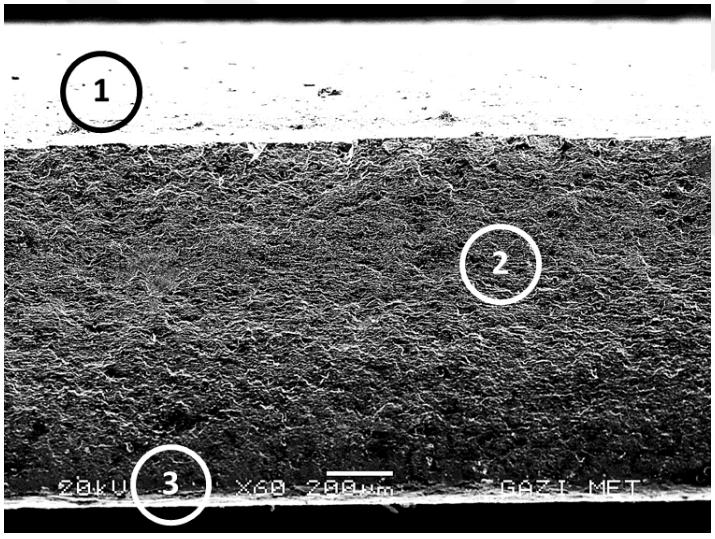
- 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonrasında ise T4 ve T5 numunelerinde alt sacda tam nüfuziyet elde edilmiş ve alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, T4 numunesinin bu birleşme hattından 1064 µm uzaklıktan ve ana malzemeden, T5 numunesinin ise bu birleşme hattından 56 µm uzaklıktan olmak üzere ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesinden kırılmıştır. Alt sacda tam nüfuziyetin elde edilemediği T6 numunesinin ise alt ve üst sacın birleşme bölgesi referans alındığında, bu birleşme hattından 123 µm uzaklıktan olmak üzere kaynak havuzundan kırıldığı görülmüştür.

Numunelerin kırık yüzeylerinin daha detaylı olarak incelebilmesi adına SEM çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Yapılan SEM analizleri esnasında kırık yüzeylerin genel görüntüsü alınmış, sonrasında numunenin üst, orta ve alt bölgeleri incelenmiş, bu inceleme bölgeleri

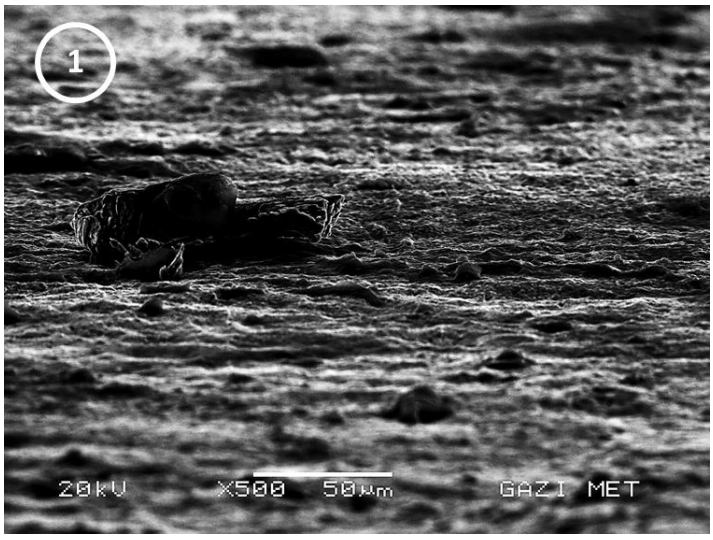
de sırasıyla 1,2 ve 3 olacak şekilde numaralandırılmıştır. Yapılan incelemeler esnasında tüm numunelerin 1. ve 3. bölgelerine ait görüntülerde malzeme yüzeyinde bulunan galvaniz kaplama yapısı belirlenmiştir.

T1 numunesi incelendiğinde, 1. bölgede galvaniz kaplı yüzey görünmektedir. Numunenin kırılma şekli nedeniyle geçiş bölgesinin görüntülenmesi için gerekli olan eğim yapabilme kapasitesi, cihaz tarafından sağlanamadığından, yalnızca yüzey üzerinden görüntü alınabilmiştir. 2. bölgede ise kırık yüzey boyunca süngerimsi yapının gözlendiği, yapının büyüklü küçüklü gözenekli yapılardan meydana geldiği sünek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmiştir. Numuneye ilişkim SEM görüntüleri Şekil 8.24 ve Şekil 8.25' te gösterilmiştir.

a)

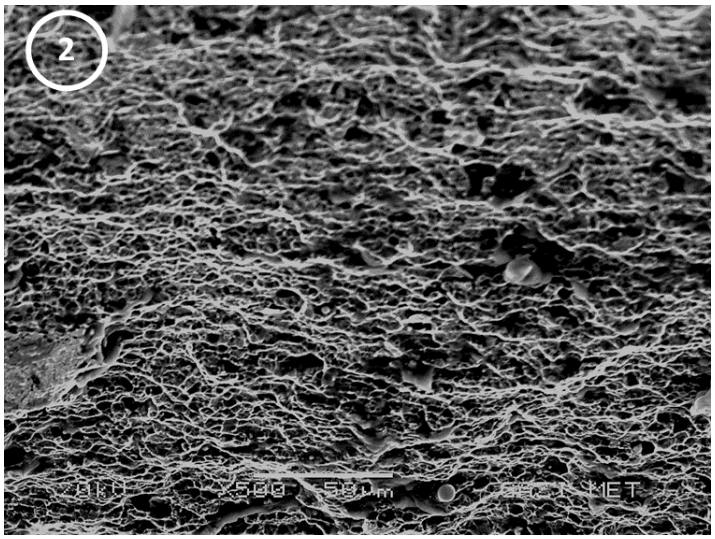


b)



Şekil 8.24. T1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

c)

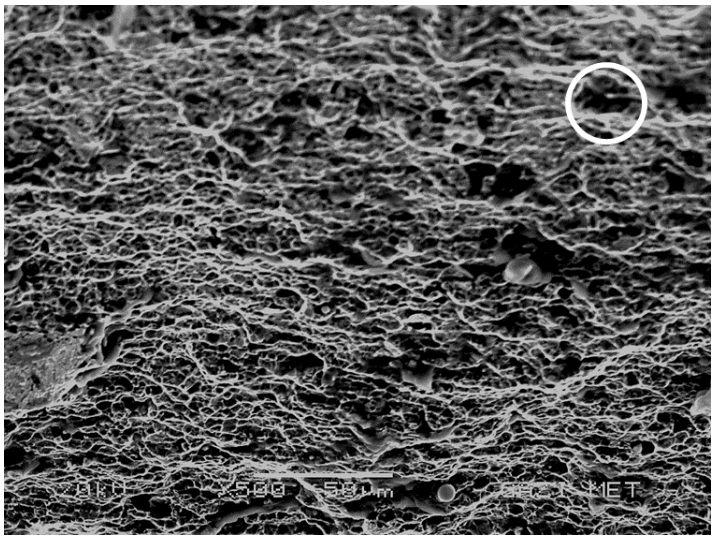


d)



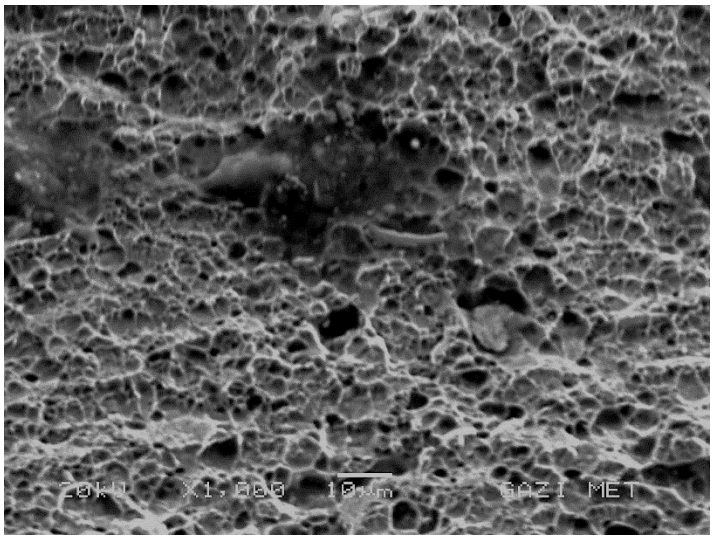
Şekil 8.24. (devam) T1 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

a)

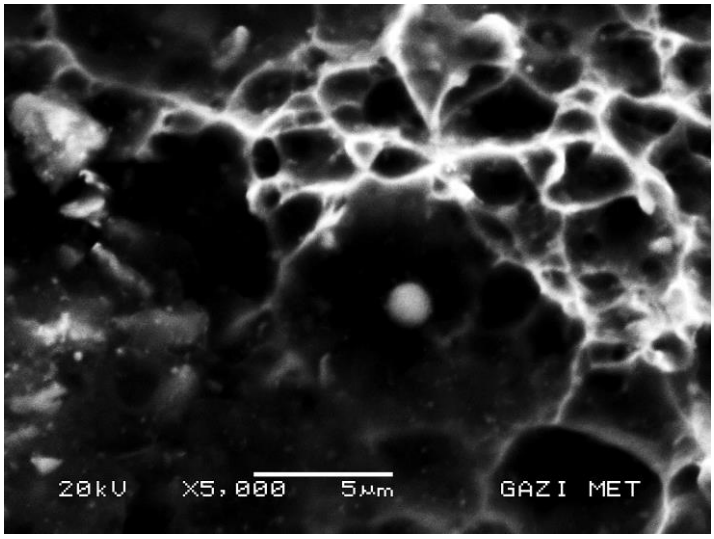


Şekil 8.25. T1 numunesine ait partikül, a) x 500 büyütme, b) x 1000 büyütme, c) x 5000 büyütme, d) EDS analiz sonucu

b)



c)



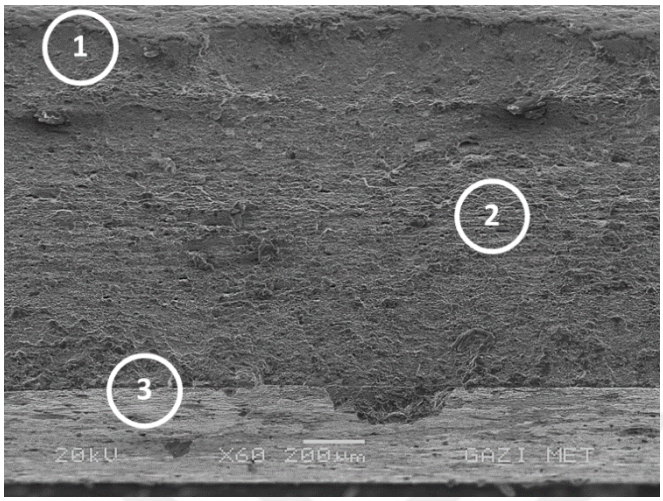
Şekil 8.25. (devam) T1 numunesine ait partikül, a) x 500 büyütme, b) x 1000 büyütme, c) x 5000 büyütme

Şekil 8.25' te 2 numaralı bölge içerisinde gözlemlenen partikül için EDS analizi gerçekleştirilmiş ve analiz sonucunda partikülün ağırlıkça % 67,053 Fe, % 15,730 Al, %5,194 Cu ve %3,953 Ni elementlerinden meydana geldiği görülmüştür. Tespit edilmiş olan partiküllerin kaynak işlemleri esnasında oluşma ihtimali olabileceği gibi çelik üretimi esnasında da meydana gelmiş olma ihtimalleri mevcuttur. Yapılan incelemeler esnasında görsel ve kimyasal kompozisyon olarak benzer yapılara fazla sayıda rastlanmamış olduğundan, bu yapının çelik üretimi esnasında meydana geldiği düşünülmektedir.

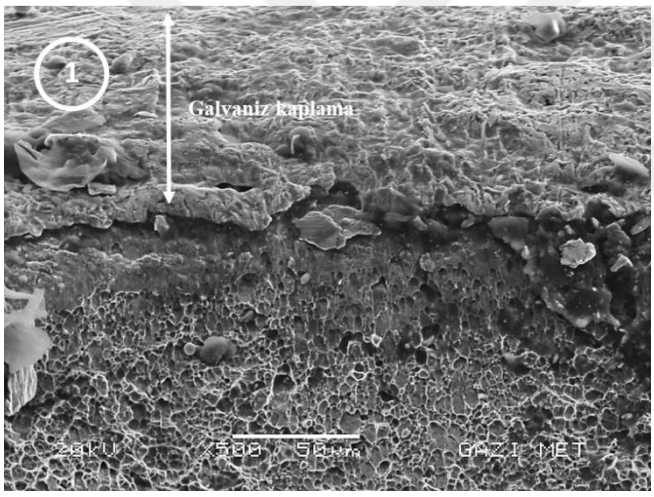
T2 numunesinin kırık yüzeyi incelendiğinde yapıda süngerimsi, mat ve lifli yapılar gözlenmekle birlikte, 1. Bölgede birleşmiş gözeneklerin yanı sıra 2. bölge içerisinde de platovari yapıların meydana gelmeye başladığı ve bu alanlarda kayma gerilmelerine bağlı

olarak gevrek kırılma yüzeyi morfolojilerinin meydana geldiği görülmüştür. Numuneye ilişkim SEM görüntüleri Şekil 8.26’ da gösterilmiştir.

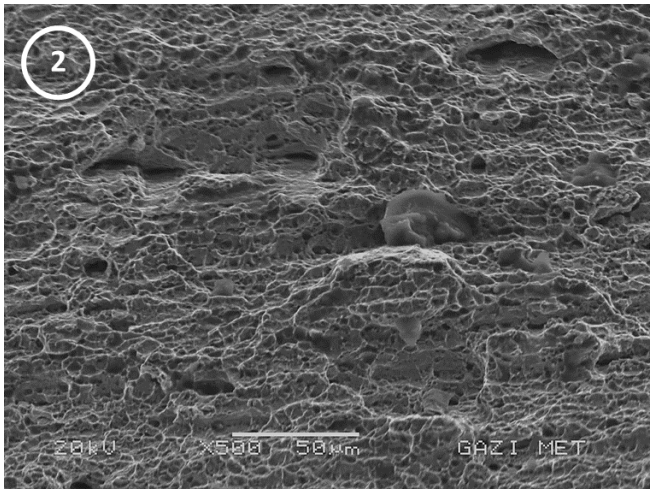
a)



b)

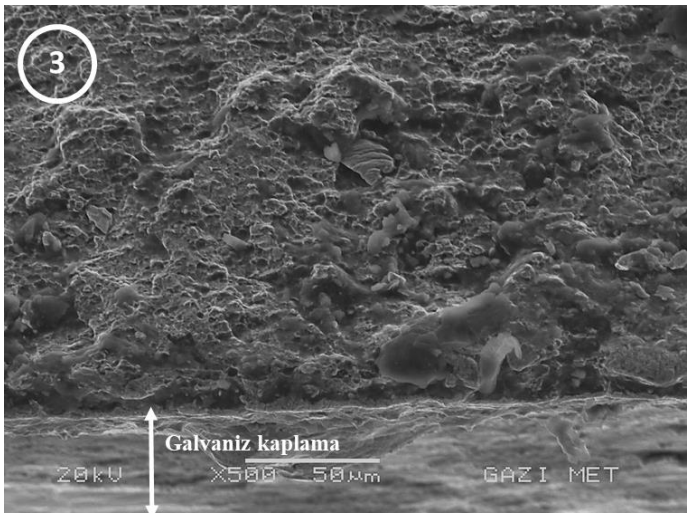


c)



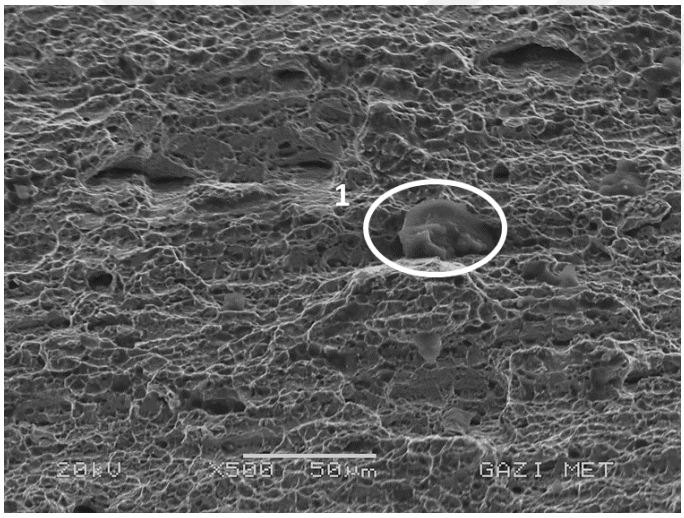
Şekil 8.26. T2 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

d)

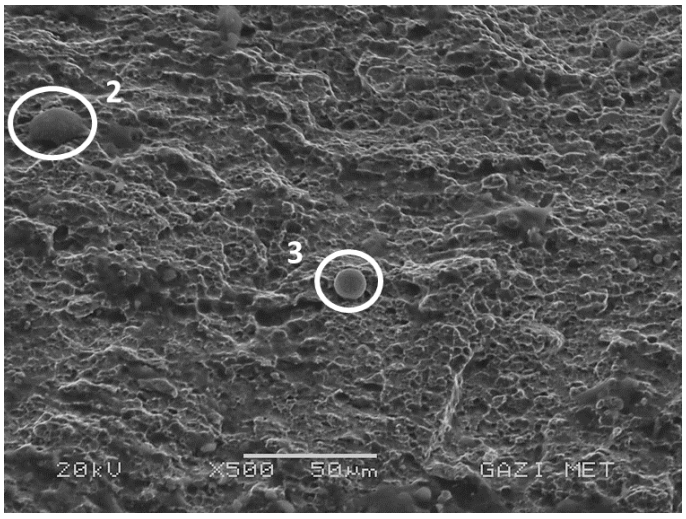


Şekil 8.26. (devam) T2 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

a)



b)

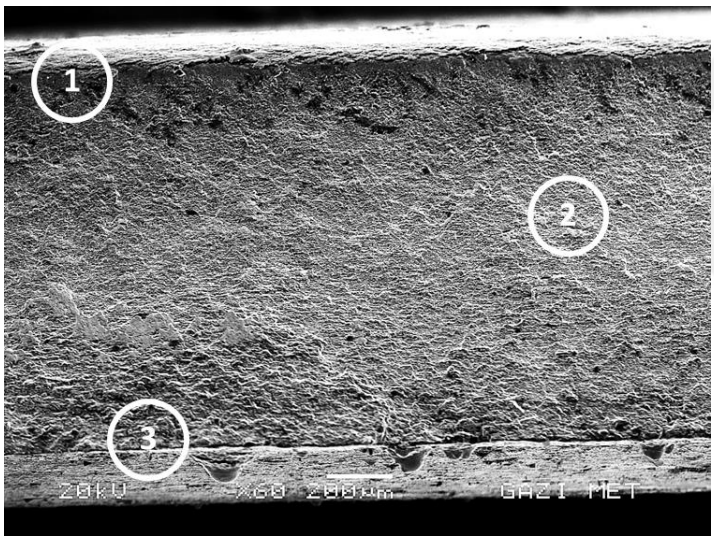


Şekil 8.27. T2 numunesine ait partiküller, a) 1 Numaralı partikül, b) 2 Numaralı ve 3 Numaralı partikül

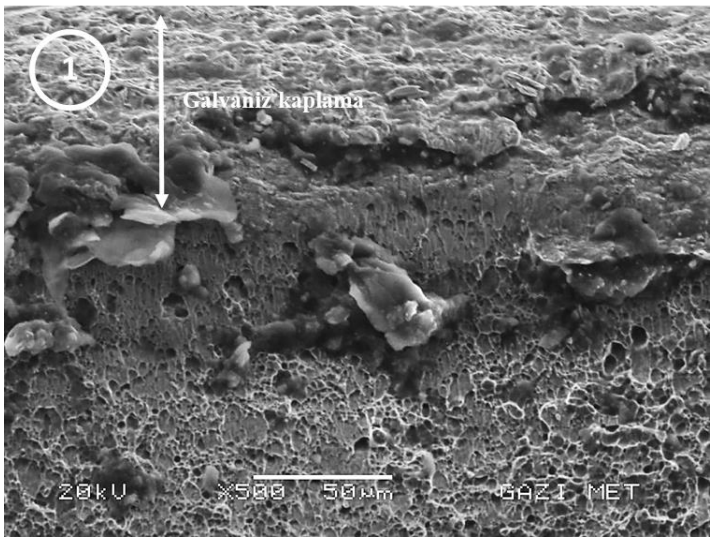
Şekil 8.27’ de gösterildiği üzere 2.bölge içerisinde tespit edilmiş olan partiküllerden EDS analizi alınmıştır. Gerçekleştitilen bu analiz sonucunda ise 1. Numaralı partikülde ağırlıkça % 74,264 C, % 12,787 Fe ve % 7,316 Mo; 2 numaralı partikülde ağırlıkça % 62,939 C, % 20,377 Ti, % 4,535 Fe ve % 3,425 Cu; 3 numaralı partikülde ise ağırlıkça % 80,714 Cr, %9,160 Fe, % 2,647 Cu, % 2,145 Mn, %1,574 Ni, % 1,202 Mo tespit edilmiştir.

T3 numunesi incelendiğinde yapının hem süngerimsi, mat ve lifli yapıya sahip sünek kırılma hem de platovari yapıların meydana getirdiği ve bu alanlarda kayma gerilmeleri kaynaklı parlak ve kristalin alanların meydana geldiği gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmiştir. Numuneye ilişkin SEM görüntüleri Şekil 8.28’ de gösterilmiştir.

a)

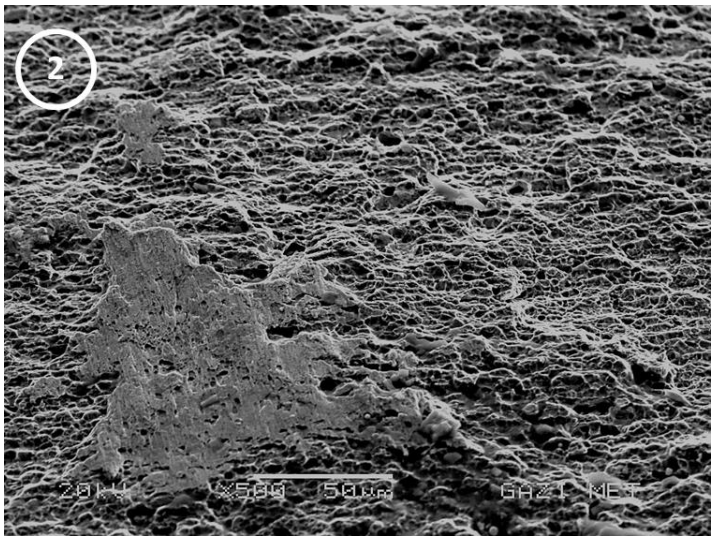


b)

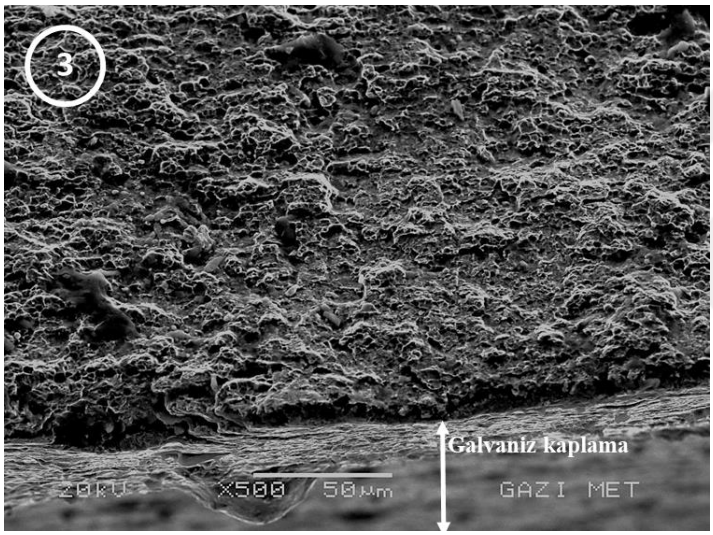


Şekil 8.28. T3 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

c)



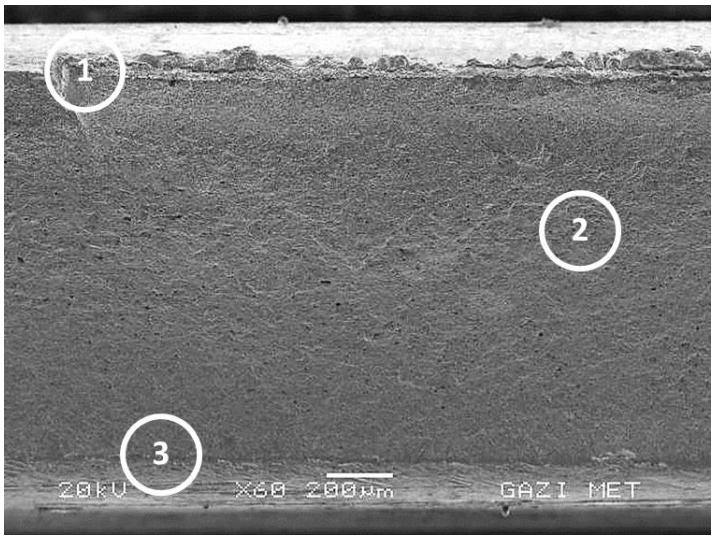
d)



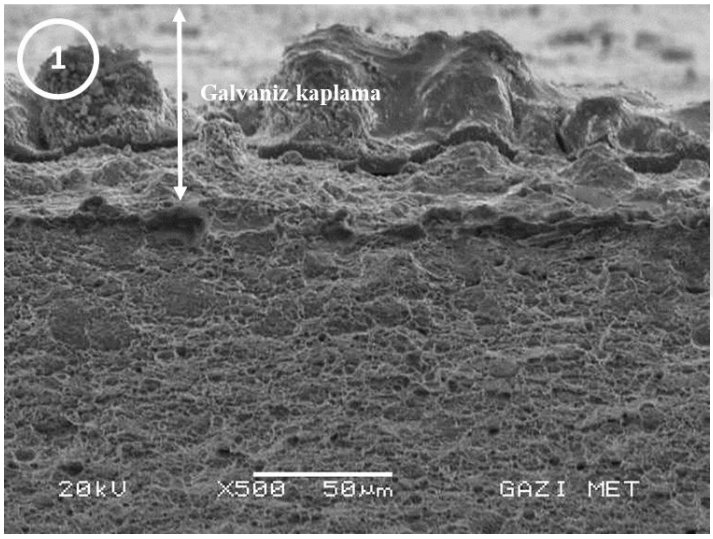
Şekil 8.28. (devam) T3 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

T4 numunesi incelendiğinde yapının hem süngerimsi, mat ve lifli yapıya sahip sünek kırılma hem de platovari yapıların meydana getirdiği ve bu alanlarda kayma gerilmeleri kaynaklı parlak ve kristalin alanların meydana geldiği gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi gözlenmiştir. Ancak bununla birlikte, numunenin kırılma bölgesinin belirlenmesi esnasında yapılan çalışmada numunenin ana malzemeden hasarlandığı belirlenmiştir. Bu nedenle kırık yüzeyde belirlenmiş olan bu gevrek kırılma yüzeyi morfolojisinin TRIP800 malzemenin yumuşak ferrit matrisi gömülü martenzit, beynit ve kalıntı östenit ikincil fazlarından meydana gelmesine bağlı olarak, deformasyon esnasında sert martenzit ve beynit fazlarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Numuneye ilişkim SEM görüntüleri Şekil 8.29’ da gösterilmiştir.

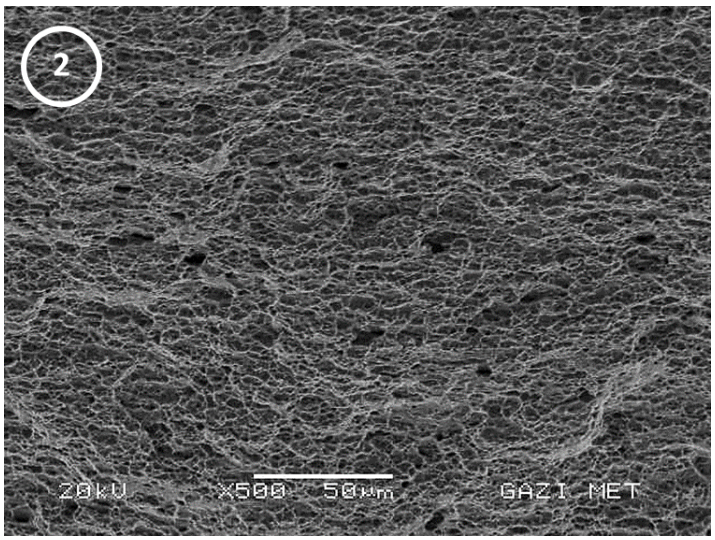
a)



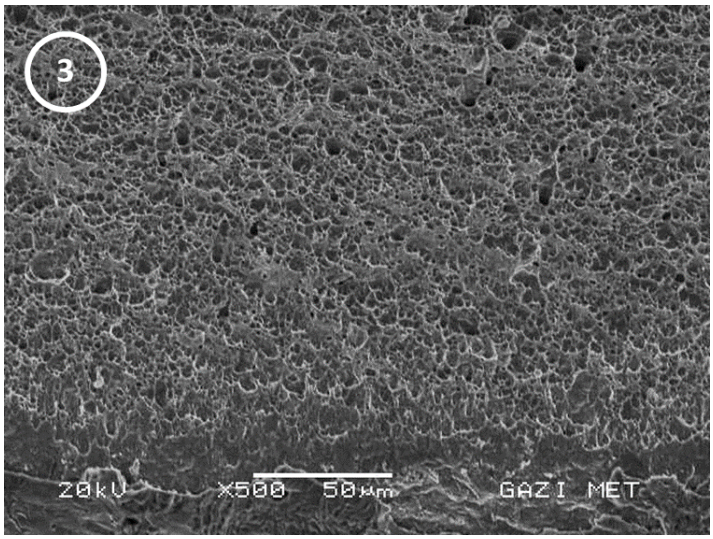
b)



c)

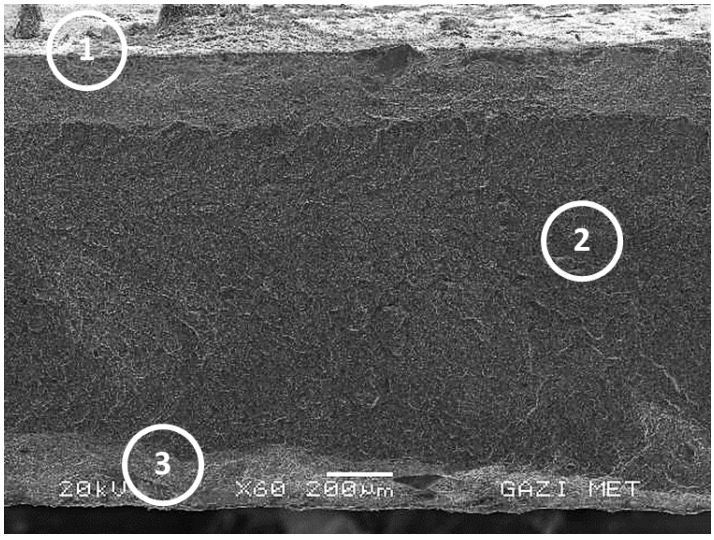


Şekil 8.29. T4 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

d) 

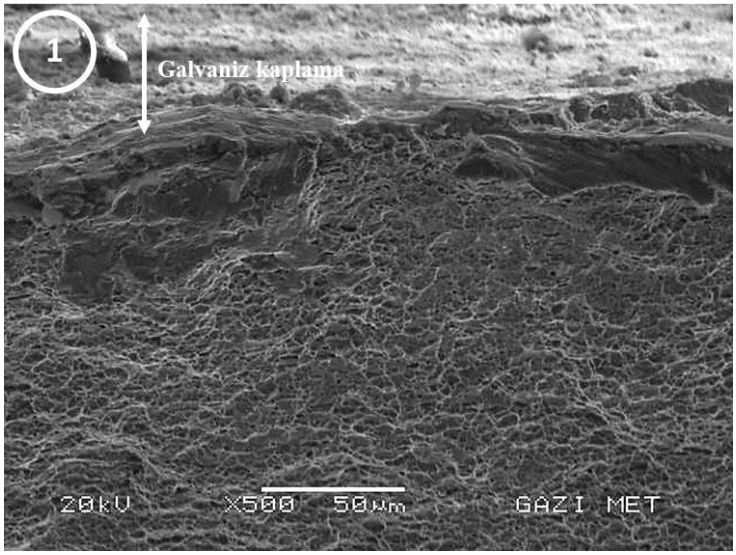
Şekil 8.29. (devam) T4 numunesi içerisinde gözlemlenen sünek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

T5 numunesi incelendiğinde ise kırılma bölgesinin tamamen taneler arası kırılmaya maruz kaldığı ve bu nedenle de kristalin ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisinin gözlendiği açıkça görülmektedir. Bununla birlikte kristalin yapıların büyüklüklerinin sünek kırılmalarda gözlemlenen gözeneklerden daha büyük olduğu görülmüştür (Şekil 8.30). Hasarlanma bölgesinin belirlenmesi çalışması sırasında numunenin ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesinden hasarlandığı belirlenmiş olup, yoğun martenzit yapısı oluşumunun beklendiği bu bölgeden hasarlanma sonucunda gevrek kırılma yüzeyi morfolojisinin elde edilmesi beklenilen bir durumdur.

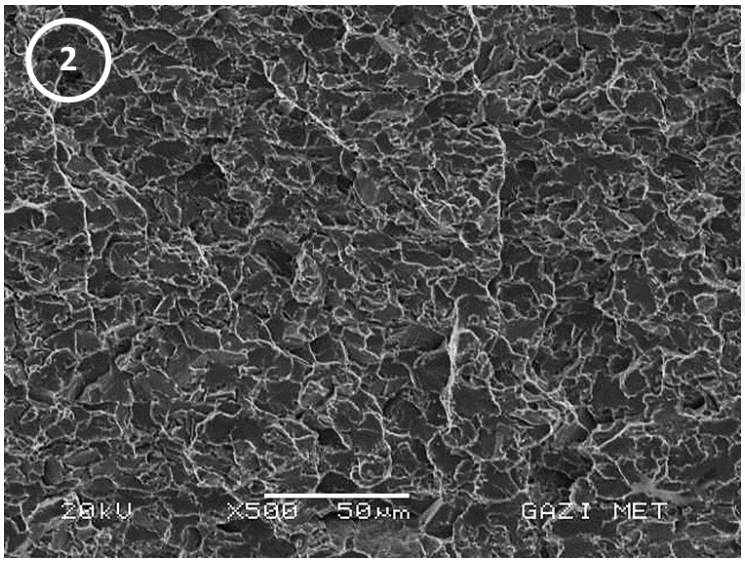
a) 

Şekil 8.30. T5 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

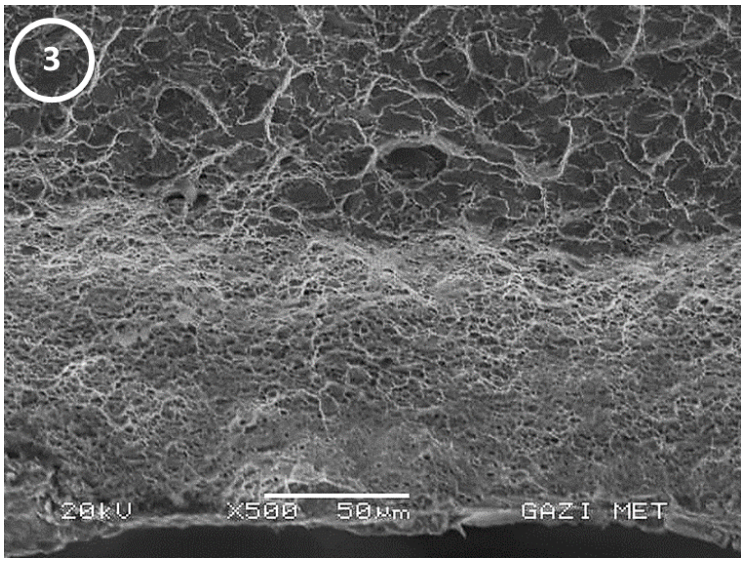
b)



c)



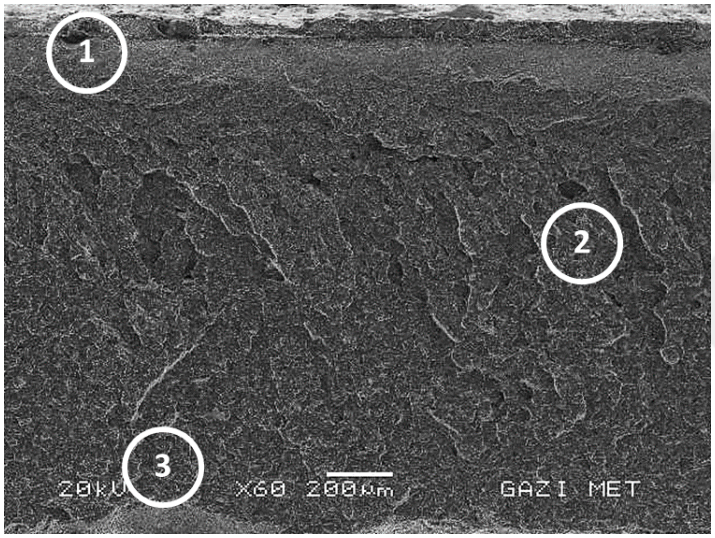
d)



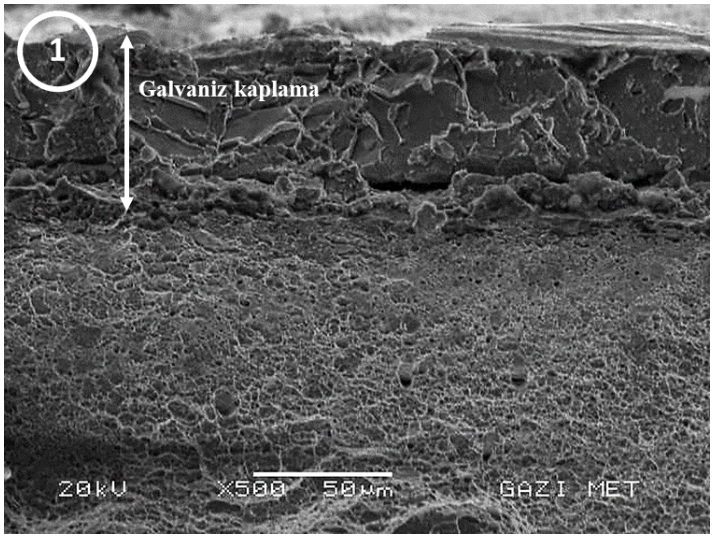
Şekil 8.30. (devam) T5 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

T6 numunesi incelendiğinde ise kırılma bölgesinin tamamen taneler arası kırılmaya maruz kaldığı ve bu nedenle de kristalin ve gevrek kırılma yüzeyi morfolojisinin gözlendiği açıkça görülmektedir (Şekil 8.31). Bununla birlikte numunesinin kaynak havuzu içerisinden hasarlandığı belirlenmiş olup, T5 numunesi ile karşılaştırıldığında kristalin yapıların büyüklüklerinin bu numunede daha büyük olduğu görülmektedir. Kaynak havuzu içerisinde hızlı soğumaya bağlı olarak yapının tamamen martenzite dönüşmüş olması ile birlikte tanelerin ITAB ve diğer bölgelerdeki tanelerden daha büyük olması nedeniyle bu bölgede elde edilen kristalin yapıların boyutlarının daha büyük olduğu düşünülmektedir.

a)

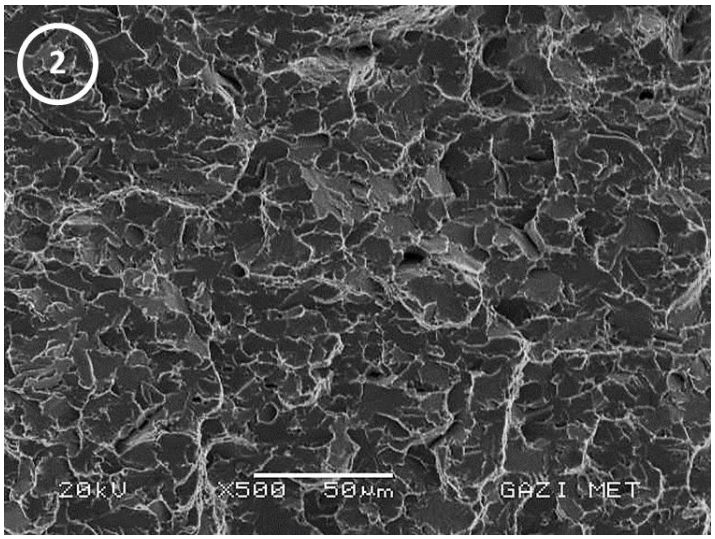


b)

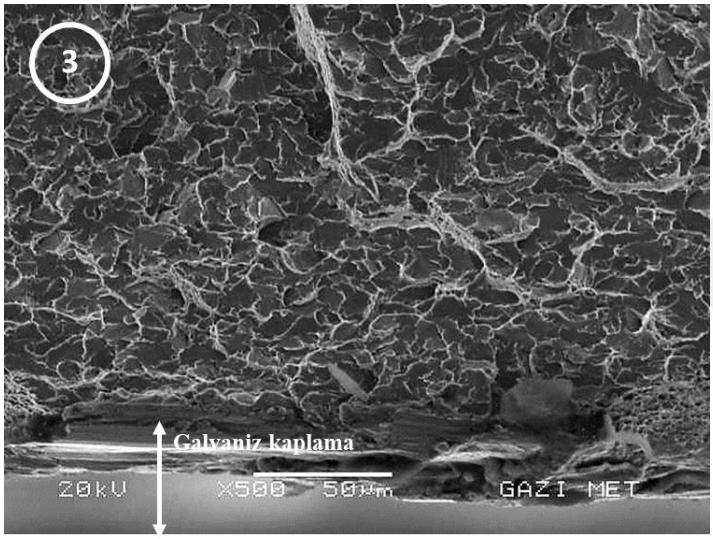


Şekil 8.31. T6 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

c)



d)



Şekil 8.31. (devam) T6 numunesi içerisinde gözlemlenen gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi, a) Genel kırık yüzey görüntüsü, b) 1.Bölge, c) 2.Bölge, d) 3.Bölge

Elde edilen makro analiz, mikro analiz ve SEM sonuçlarının tamamı değerlendirildiğinde, TRIP800 numuneleri incelendiğinde 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerden T1 numunesinin çanak koni tipi ve mat, lifli ve gözenekli bir yapının gözlendiği sünek kırılma yüzeyi morfolojisiyle hasarlandığı belirlenmiştir. Bununla birlikte kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ısı girdisinin azalması ve soğuma oranının artmasına bağlı olarak nüfuziyet derinliğinin azalması ve kaynak havuzu ile ITAB genişliğinin azalmasına bağlı olarak hasarlanma bölgelerinin kaynak havuzu yönünde kaydığı belirlenmiştir. Bu kapsamda incelendiğinde T2 numunesi ITAB – ana malzeme geçiş bölgesinden olacak şekilde hem sünek hem de gevrek kırılma yüzeyi morfolojisiyle, T3 numunesi ise kaynak havuzu bölgesine yakın bir bölgeden, T2 numunesine benzer şekilde hem sünek hem de gevrek kırılma yüzeyi morfolojisi ile hasarlanmıştır. Ancak bu iki numune karşılaştırıldığında T3 numunesinde platovari yapıların büyüyerek belirginleştiği ve bu oluşumların yüzeylerindeki

kayma gerilmelerinden kaynaklanan parlak ve klivaj kırılma morfolojisinin de belirginleştiği görülmüştür. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılmış olan T4, T5 ve T6 numunelerinden T4 numunesinde T1 numunesindekine benzer şekilde çanak koni tipi ve mat, lifli ve gözenekli bir yapının gözlendiği sünek kırılma yüzeyi morfolojisiyle hasarlandığı belirlenmiştir. T5 ve T6 numuneleri incelendiğinde ise her iki numunenin de belirgin şekilde klivaj kırılmaya maruz kaldığı görülmektedir. Literatür çalışmalarında da benzer yapıların gözlenmiştir [128-131]. Yapılan hasarlanma bölgesi analizinde ise T5 numunesinin ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesinden, T6 numunesinin ise kaynak havuzundan hasarlandığı belirlenmiştir. TRIP800 yapısında bulunan önemli ikincil fazlardan olan martenzit ile ısı ve / veya deformasyona bağlı olarak martenzite dönüşen kalıntı östenit fazlarına bağlı olarak, kaynak havuzu içerisinde meydana gelen martenzit dönüşümlerinin soğuma hızına bağlı olarak irileşmesi ve deformasyon sonrasında meydana gelen bu hasarlanmalar neticesinde kristalin yapılara ait büyüklüklerin T6 numunesinde daha büyük olduğu düşünülmektedir. Odak mesafesi parametresinin etkileri incelendiğinde ise, aynı kaynak hızı ile farklı odak mesafesi kullanılan numuneler karşılaştırıldığında; T1 ve T4 numunelerinin her ikisi de ana malzemeden hasarlanmıştır. T2 ve T5 numunelerinden T2 numunesi ana malzeme – ITAB geçiş bölgesinden kırılmışken, T5 numunesi ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesinden kırılmıştır. T3 ve T6 numuneleri için ise, T3 numunesi kaynak havuzuna yakın bir bölgeden hasarlanmışken, T6 numunesi kaynak havuzundan hasarlanmıştır. Yani TRIP800 numunelerinin hasarlanma bölgeleri konusunda odak mesafesi parametresinin belirgin bir etkisi olduğu görülmektedir. Bunun temel sebebinin ise Şekil 7.4' te gösterildiği üzere, negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde, lazer ışın demetinin alt sacın üst yüzeyinde maksimum güce ulaşması ve bu noktadan sonra ışın demetinin yayılmasına bağlı olarak nufuziyet derinliğinin daha yüksek olmasına bağlı olarak ITAB genişliğinin artması ve bu nedenle de martenzit faz dönüşümü meydana gelen ITAB genişliğinin artmasına bağlı olarak bu durumun meydana geldiği düşünülmektedir.

8.7. DP600 VE TRIP800 Malzemelerin Mikroyapı ve Mikrosertlik İnceleme Sonuçları

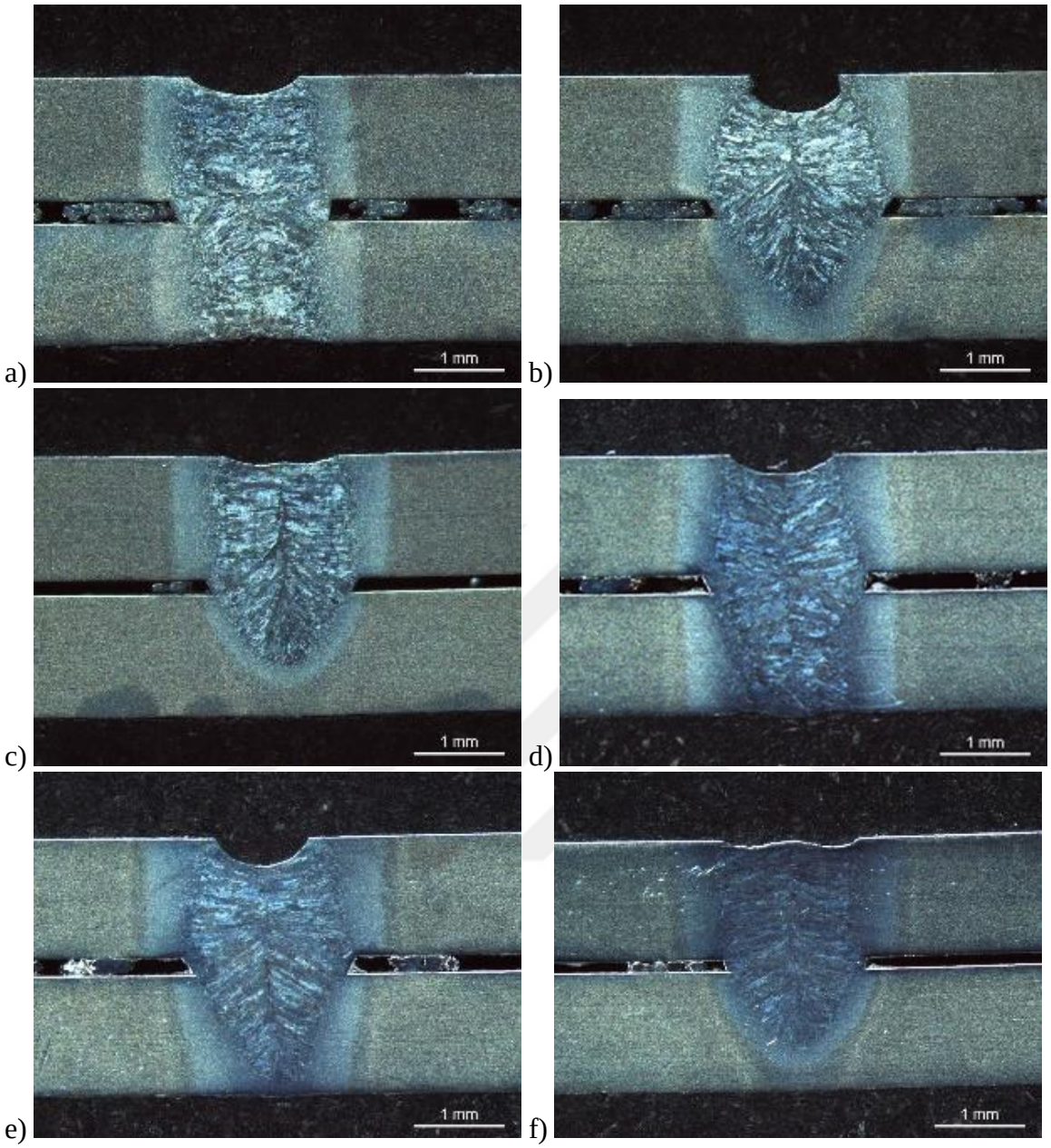
Malzemelerin kaynaklanmasının ardından değişken parametre olarak kullanılmış olan kaynak hızı ve odak mesafesi parametreleri ile birlikte kullanılmış olan fiber lazer kaynak yönteminin her iki malzemenin mikroyapısında meydana getirdiği değişikliklerin belirlenmesi ve aynı zamanda meydana gelen bu değişimlerin mikrosertlik sonuçlarına olan etkilerinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

8.7.1. DP600 malzemelerin makroyapı, mikroyapı ve mikrosertlik inceleme sonuçları

Kaynaklı numunelerde öncelikli olarak makro yapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu incelemelerde, kaynak hızı ve odak mesafesi parametrelerinde meydana gelen değişikliklerin kaynak havuzu ve ITAB' da meydana getirdiği geometrik ve temel değişiklikler Şekil 8.32' de gösterilmiştir.

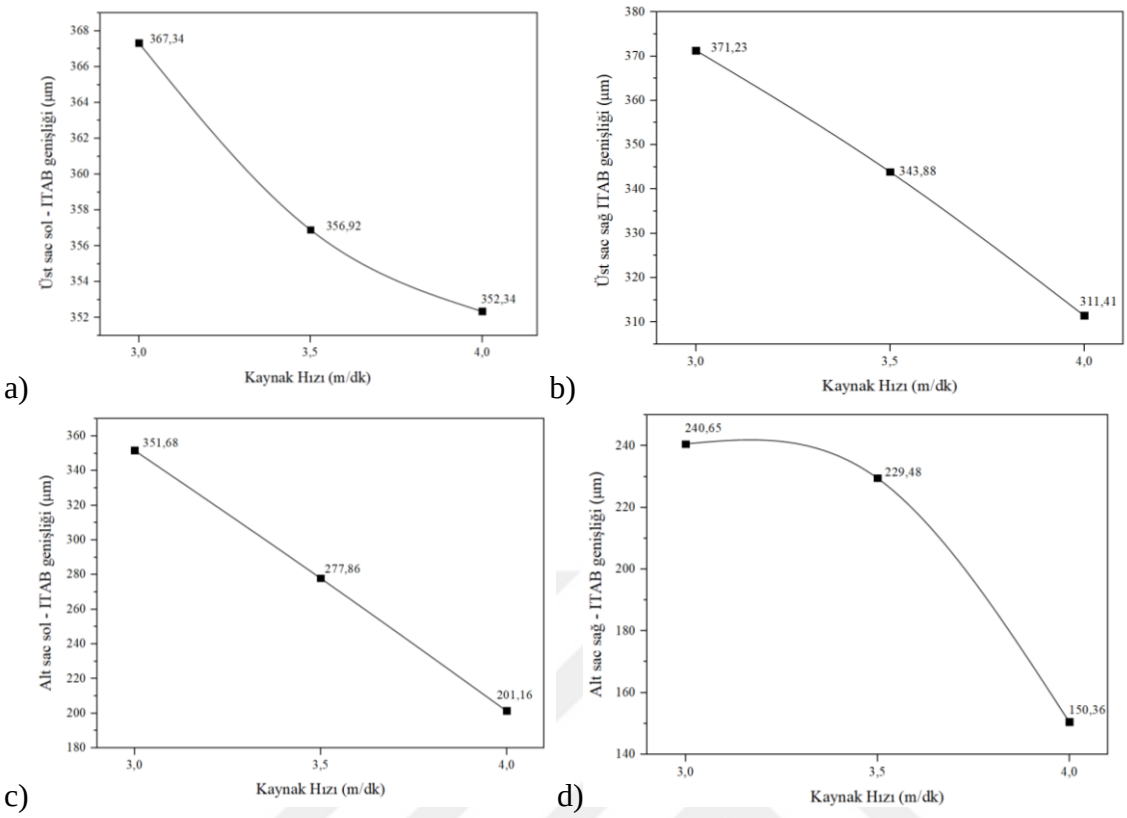
Şekil 8.32' de görüldüğü gibi her iki odak mesafesinde de kaynak hızı arttıkça nüfuziyet derinliğinin ve ITAB genişliğinin azaldığı görülmektedir. Bununla birlikte, aynı kaynak hızlarının – farklı odak mesafelerinin kullanıldığı (D1-D4, D2-D5, D3-D6) numuneler incelendiğinde ise; D1 ve D4 numunelerindeki kep bölgelerindeki çökme miktarlarının birbirine daha yakın olduğu, ancak lazer ışın demetinin odaklanması ve odak noktasından sonra saçılma geometrisine bağlı olarak hem alt sacda hem de üst sacdaki ITAB genişliğinin D4 numunesinde daha yüksek olduğu görülmektedir. Bununla birlikte her iki numunede de alt sacta tam nüfuziyet derinliğine ulaşıldığı görülmüştür. D2 ve D5 numuneleri incelendiğinde ise D2 numunesinin kep bölgesinde meydana gelen çökme miktarının D5 numunesinden fazla olduğu, D5 numunesinin ITAB genişliklerinin daha fazla olduğu, D5 numunesinin penetrasyon derinliğinin de D2 numunesinden daha fazla olduğu görülmüştür. Benzer durum D3 – D6 numunelerinde de görünmektedir. Bu numunelerde belirgin bir kep bölgesinde çökme gözlenmemekle birlikte, D6 numunesinin penetrasyon derinliği ve ITAB genişliğinin D3 numunesinden yüksek olduğu görünmektedir. Meydana gelen tüm bunların da odak mesafesine bağlı olarak lazer ışınının odaklanma pozisyonu ve ergime – soğuma profillerinin birbirinden farklı olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Bununla birlikte her iki odak mesafesinde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak katılaşma modelinin değiştiği ve kaynak hızındaki artışa bağlı olarak Şekil 8.11' de de gösterildiği üzere eş eksenli tane oluşumundan, sütunsal tane oluşumuna göre katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir.



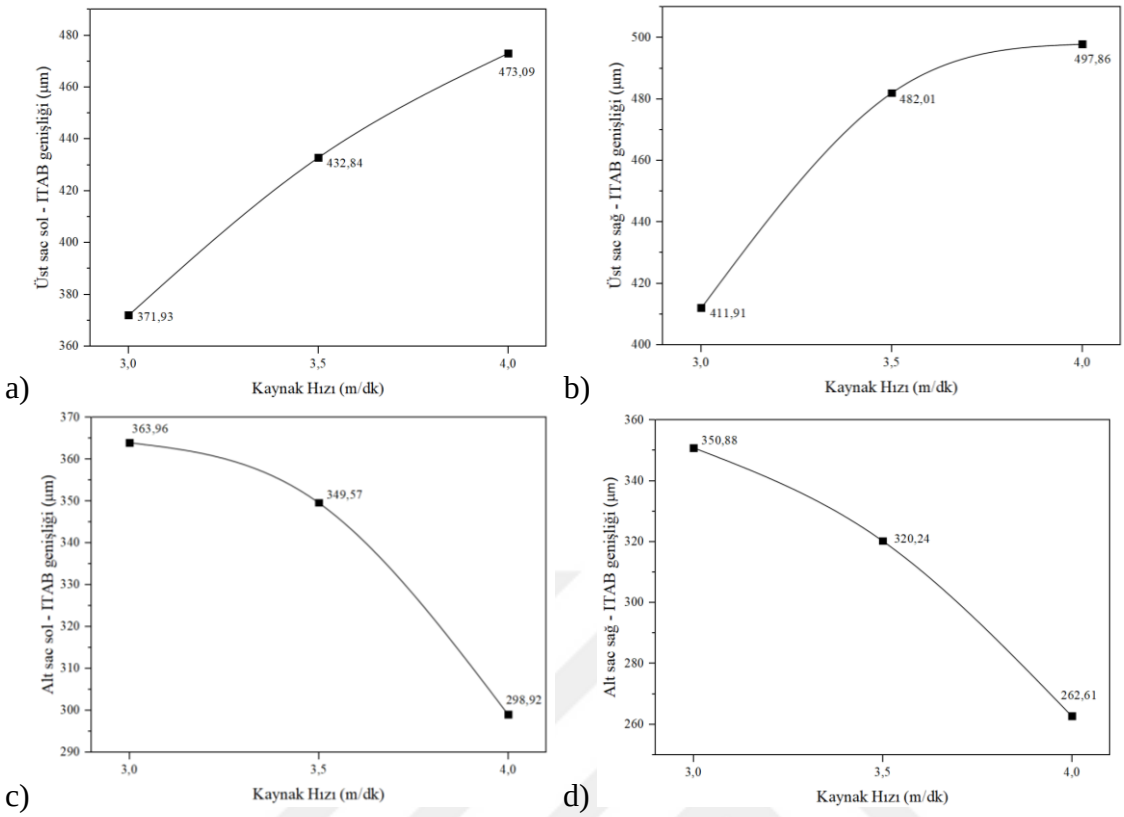
Şekil 8.32. DP600 numunelerin kaynaklanmasının ardından elde edilen makroyapı görüntüleri, a) D1 numunesi, b) D2 numunesi, c) D3 numunesi, d) D4 numunesi, e) D5 numunesi, f) D6 numunesi

Yapılan bu makro incelemeler sırasından iki sacın üst üste, farklı odak mesafeleri ve farklı kaynak hızları ile kaynaklanması sonucunda numunelerde meydana gelen ITAB mesafesi değişikliklerine ilişkin ölçümler alınmış ve bu ölçüm sonuçlarına göre değerlendirmeler yapılmıştır. 0 mm odak mesafesi kullanılan numuneler için (D1, D2, D3) ölçüm sonuçları Şekil 8.33' te; - 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numuneler için (D4, D5, D6) ölçüm sonuçları Şekil 8.34' te gösterilmiştir.



Şekil 8.33. D1, D2 ve D3 numunelerinin ITAB değişimleri

Yapılan bu çalışmalara göre D1, D2 ve D3 numuneleri için üst sac sol ITAB genişliği değerleri sırasıyla 367,34 µm, 356,92 µm, 352,34 µm; üst sac sağ ITAB genişliği değerleri sırasıyla 371,23 µm, 343,88 µm, 311,41 µm; alt sac ITAB genişliği değerleri 351,68 µm, 277,86 µm, 201,16 µm; alt sac sağ ITAB genişliği değerleri ise 240,65 µm, 229,48 µm, 150,36 µm olarak ölçülmüştür. Kaynak hızındaki artışa bağlı olarak üst sac sol ITAB genişliği değerinin % 4,08 oranında; üst sac sağ ITAB genişliği değerinin % 16,11 oranında; alt sac sol ITAB genişliği değerinin %42,80 oranında; alt sac sağ ITAB genişliği değerinin %37, 52 oranında azaldığı hesaplanmıştır.



Şekil 8.34. D4, D5 ve D6 numunelerinin ITAB değişimleri

Yapılan bu çalışmalara göre D4, D5 ve D6 numuneleri için üst sac sol ITAB genişliği değerleri sırasıyla 371,93 µm, 432,84 µm, 473,09 µm; üst sac sağ ITAB genişliği değerleri sırasıyla 411,91 µm, 482,01 µm, 497,86 µm; alt sac ITAB genişliği değerleri 350,88 µm, 320,24 µm, 262,61 µm; alt sac sağ ITAB genişliği değerleri ise 363,96 µm, 349,57 µm, 298,92 µm olarak ölçülmüştür. Kaynak hızındaki artışa bağlı olarak üst sac sol ITAB genişliği değerinin % 27,20 oranında; üst sac sağ ITAB genişliği değerinin % 20,87 oranında arttığı; alt sac sol ITAB genişliği değerinin % 25,16 oranında; alt sac sağ ITAB genişliği değerinin % 17,87 oranında azaldığı hesaplanmıştır.

Çizelge 8.46. DP600 çeliğinin kaynak işlemi sonrası ITAB genişliklerinde meydana gelen değişiklikler

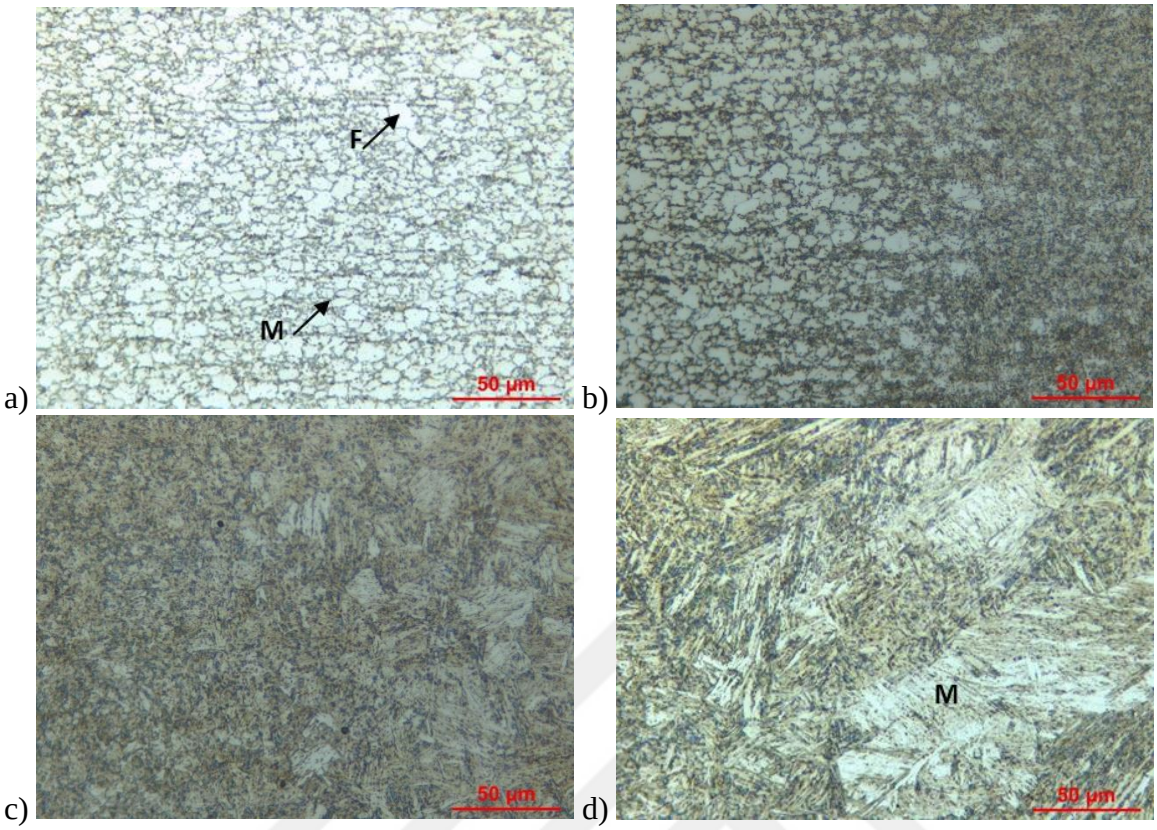
Numune Kodu	Üst sac – sol ITAB genişliği (µm)	Üst sac – sağ ITAB genişliği (µm)	Alt sac – sol ITAB genişliği (µm)	Alt sac – sağ ITAB genişliği (µm)
D1	367,34	371,23	351,68	240,65
D2	356,92	343,88	277,86	229,48
D3	352,34	311,41	201,16	150,36

Çizelge 8.46. (devam) DP600 çeliğinin kaynak işlemi sonrası ITAB genişliklerinde meydana gelen değişiklikler

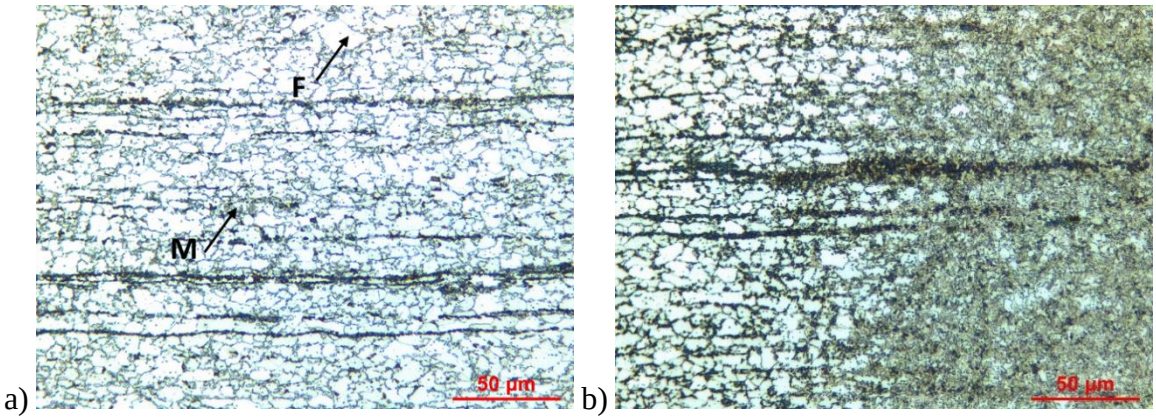
Numune Kodu	Üst sac – sol ITAB genişliği (µm)	Üst sac – sağ ITAB genişliği (µm)	Alt sac – sol ITAB genişliği (µm)	Alt sac – sağ ITAB genişliği (µm)
D4	371,93	411,91	363,96	350,88
D5	432,84	482,01	349,57	320,24
D6	473,09	497,86	298,92	262,61

Şekil 8.33, Şekil 8.34 ve Çizelge 8.46' dan da görüleceği üzere kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, ısı girdisinin azalması ve soğuma oranının artmasına bağlı olarak her iki grupta da alt saclardaki ITAB genişliği değerlerinin azaldığı görülmüştür. Ancak üst saclar bu kapsamda değerlendirildiğinde – 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ITAB genişliklerinin arttığı tespit edilmiştir. Şekil 7.3' te gösterildiği üzere 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde lazer ışını üst sacın üst yüzeyinde maksimum güce ulaşırken; - 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde alt sacın üst yüzeyinde maksimum güce ulaşmaktadır. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde kaynak işlemi esnasında üst sac, hem lazer ışın demetinden malzemeye yayılan ve ergimeyi sağlayan ısıya maruz kalmakta, hem de maksimum güç yoğunluğuna maruz kalan alt sactan konveksiyon yoluyla yayılan ısıya maruz kalmaktadır. Bu nedenle de üst sacın soğuma hızının yavaşladığı ITAB genişliğinin arttığı düşünülmektedir.

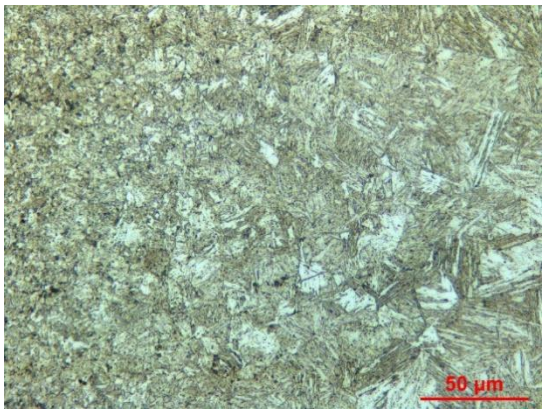
Optik mikroskop incelemeleri esnasında ise ana malzeme, ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi ve kaynak havuzu bölgelerinde meydana gelen dönüşümler incelenmiştir. Yapılan bu inceleme esnasında elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 8.35, Şekil 8.36, Şekil 8.37, Şekil 8.38, Şekil 8.39, Şekil 8.40' ta gösterilmiştir.

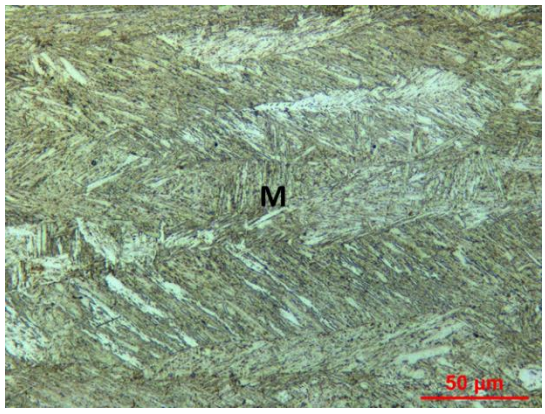


Şekil 8.35. D1 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

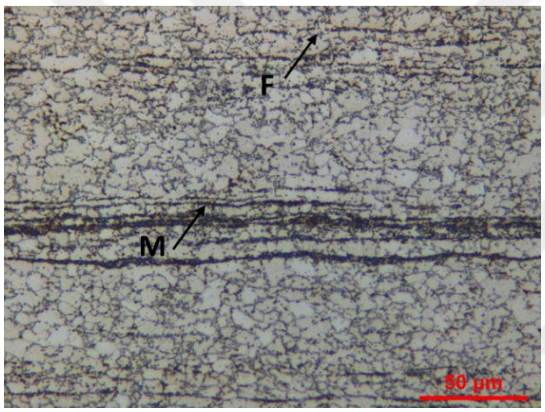


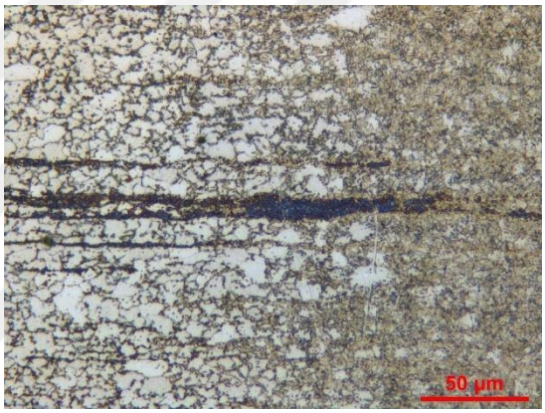
Şekil 8.36. D2 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

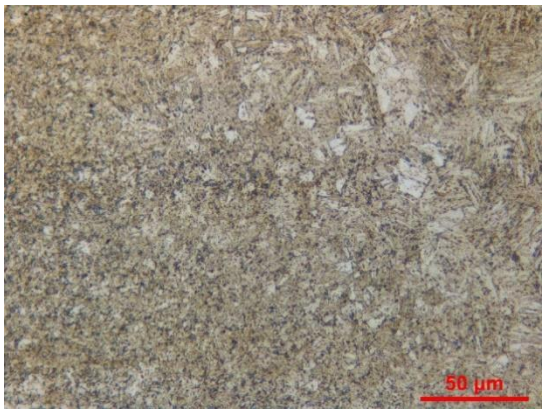
c) 

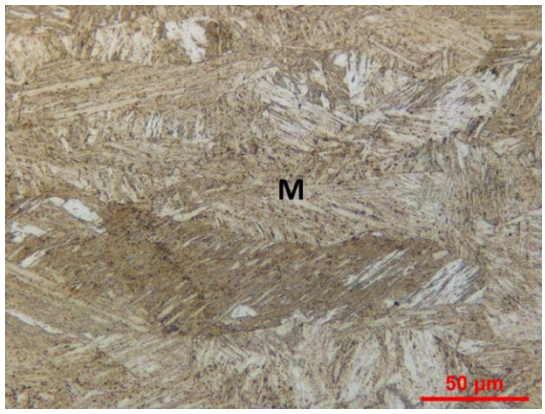
d) 

Şekil 8.36. (devam) D2 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

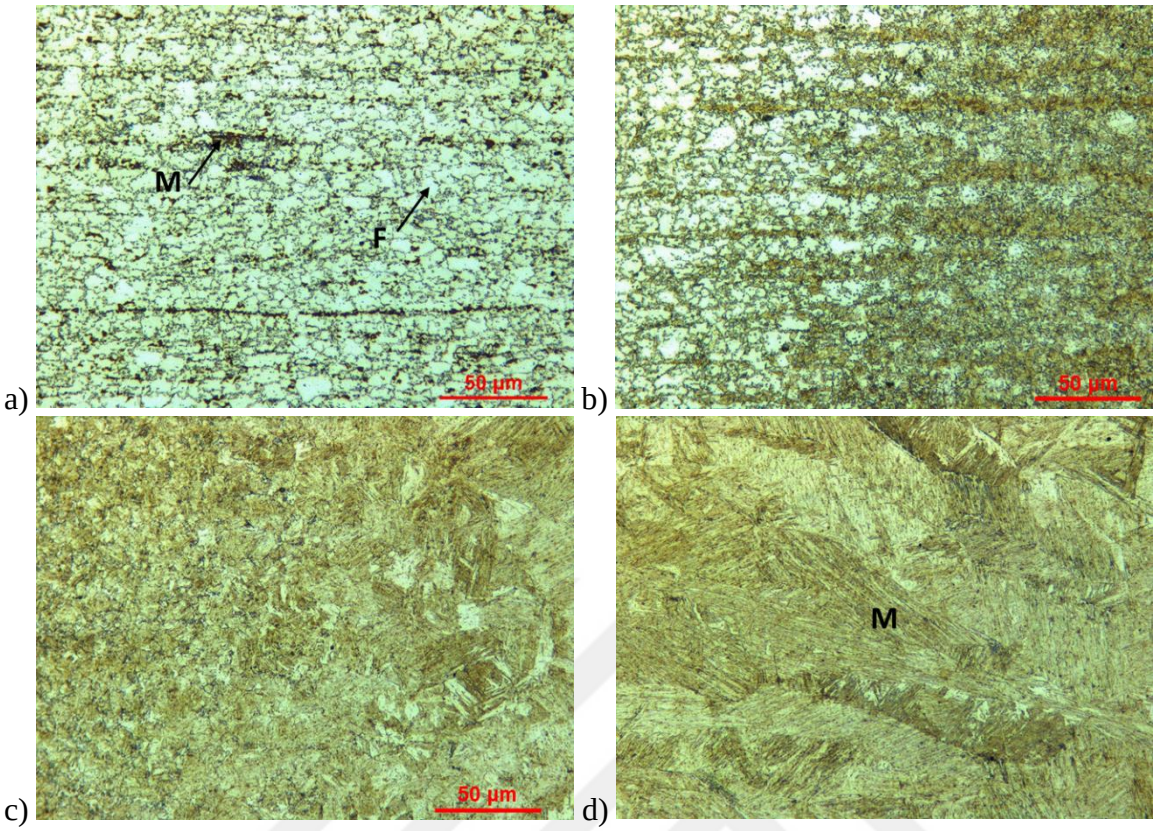
a) 

b) 

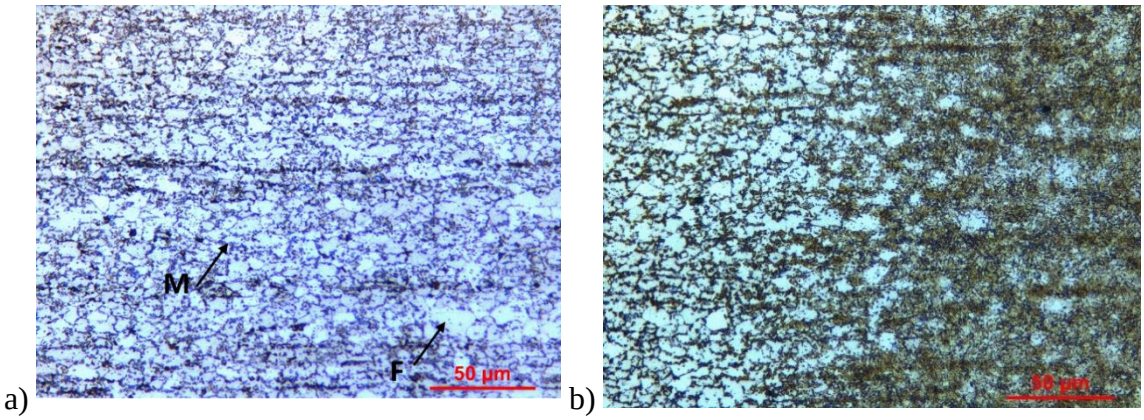
c) 

d) 

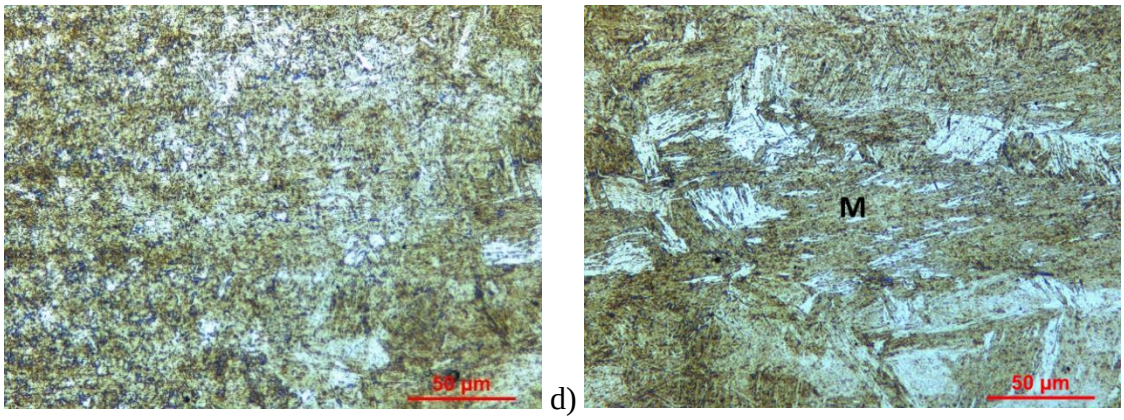
Şekil 8.37. D3 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



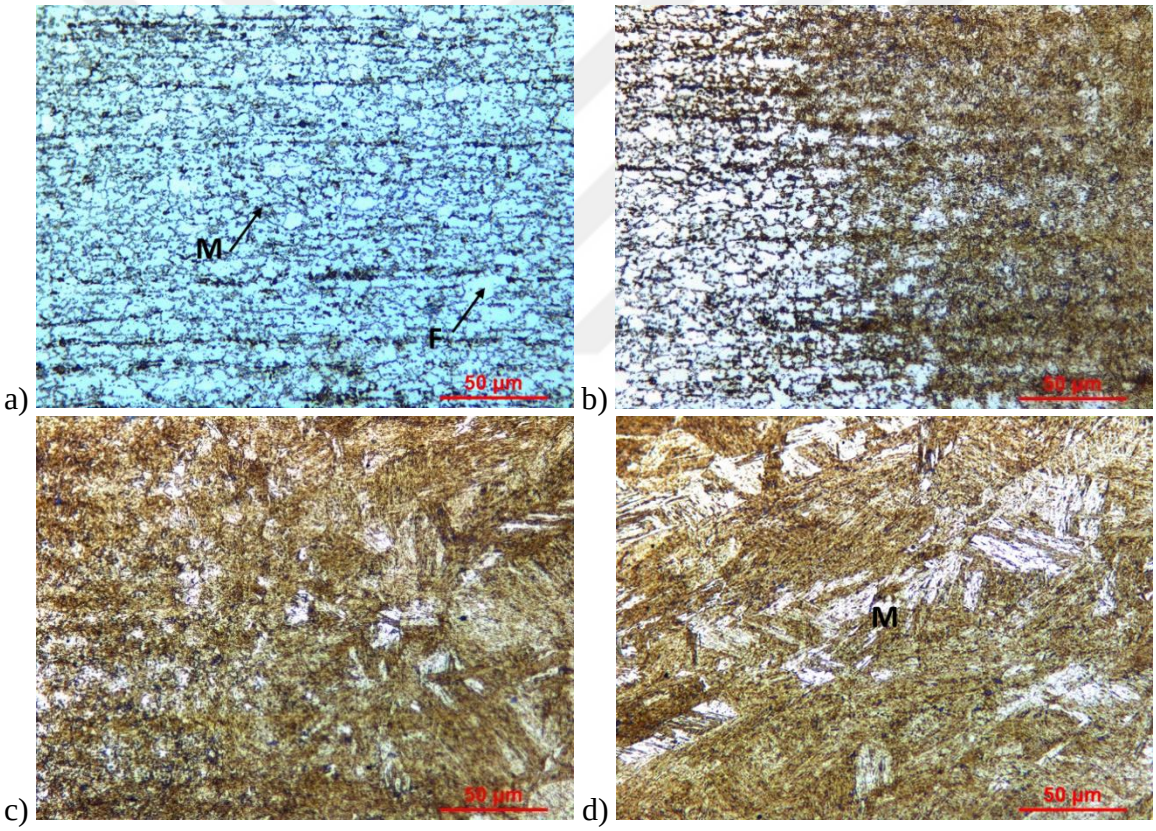
Şekil 8.38. D4 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



Şekil 8.39. D5 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



Şekil 8.39. (devam) D5 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

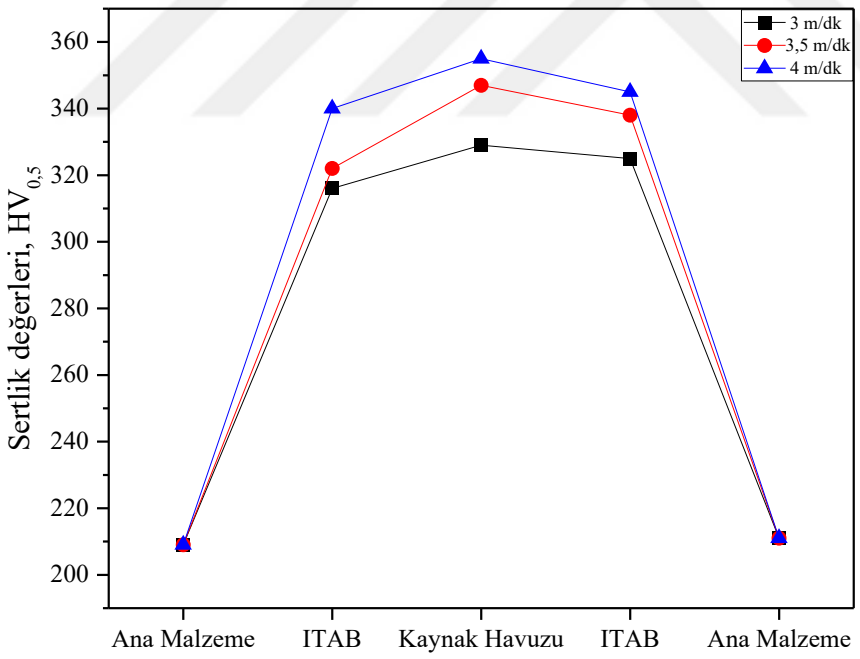


Şekil 8.40. D6 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

Elde edilen bu mikroyapı görüntüleri değerlendirildiğinde ana malzemenin ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği görülmüştür. Özellikle D3 numunesinde çok belirgin şekilde görülen segregasyon bantları mevcuttur. Bu bölgeden yapılan EDS analizi sonucunda bu bölgelerin ağırlıkça %60' tan fazla Fe, %11' den fazla W ve %12' den fazla Pb içeriğine sahip olduğu ve bu segregasyon bantlarının kaynak havuzuna yaklaştıkça,

sıcaklık nedeniyle çözündüğü görülmüştür. “b” olarak tanımlamış olan bölge ise ana malzemeden ITAB’ a geçişin başlamış olduğu bölgedir. Bu bölgede tane yapısının incelmeye başladığı görülmektedir. “c” bölgeleri ise, ITAB – kaynak havuzu geçişinin gözlendiği bölge olarak tanımlanmış olsa da bazı numunelerde (örneğin D6) hem ince taneli bölge, hem iri taneli bölge hem de kaynak havuzundaki martenzit yapılar görülmektedir. “d” bölgesi olarak tanımlanmış olan bölge ise, tüm numunelerde martenzit yapıların oluştuğu bölgelerdir.

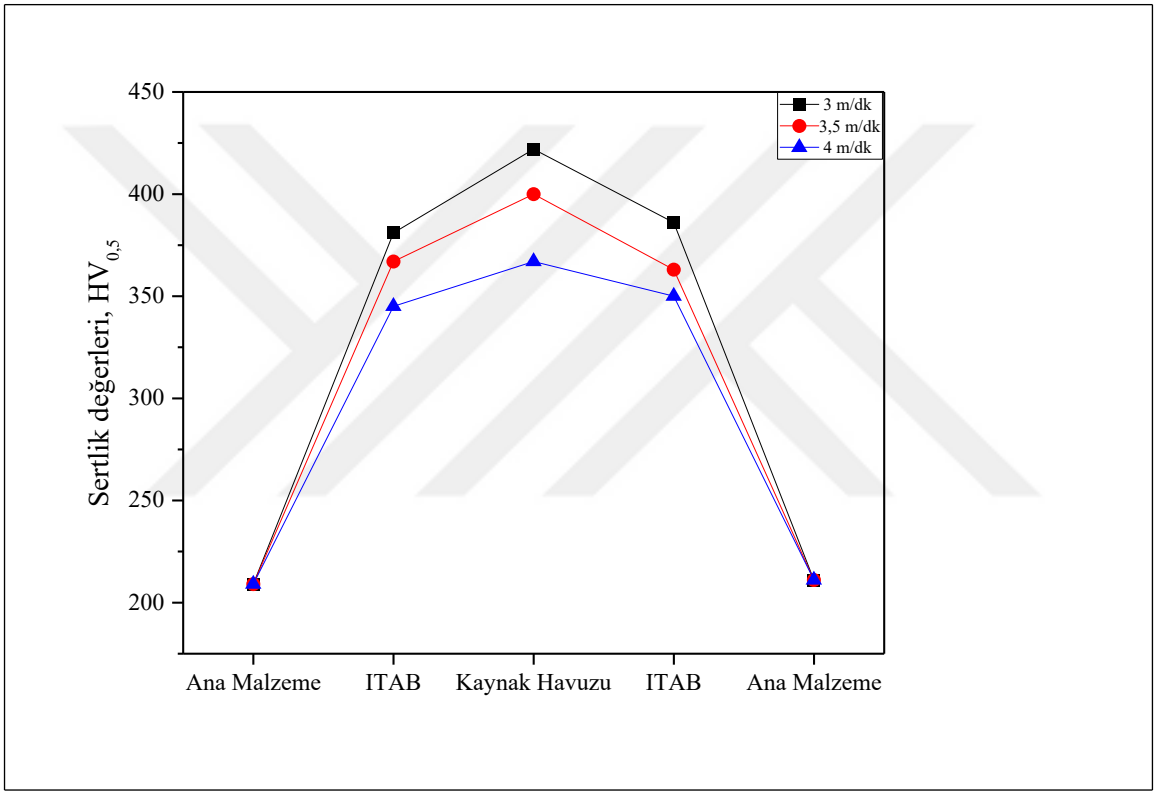
DP600 çeliği kullanılarak yapılan kaynak işlemleri sonrasında $HV_{0,5}$ sertlik ölçümleri temel olarak ana malzeme, Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB) ve Kaynak Havuzu olmak üzere 3 farklı bölge üzerinden gerçekleştirilmiştir. Elde edilen genel sertlik dağılım profilleri Şekil 8.41 ve Şekil 8.42 ile Çizelge 8.47 ve Çizelge 8.48’ de gösterilmiştir. Yapılan bu ölçümler esnasında ana malzemenin sertlik değerlerinin genel ortalaması alınmıştır.



Şekil 8.41. 0 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (DP600)

Çizelge 8.47. 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)

	Ana Malzeme	ITAB	Kaynak Havuzu	ITAB	Ana Malzeme
3 m/dk	209	316	329	325	211
3,5 m/dk		322	347	338	
4 m/dk		340	355	345	



Şekil 8.42. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (DP600)

Çizelge 8.48. – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirile kaynak işlemi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)

	Ana Malzeme	ITAB	Kaynak Havuzu	ITAB	Ana Malzeme
3 m/dk	209	381	422	386	211
3,5 m/dk		367	400	363	
4 m/dk		345	367	350	

Şekil 8.41 ve Çizelge 8.37' de görüldüğü üzere, 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda kaynak hızındaki artışa bağlı olarak sertlik değerlerinde artış meydana gelmiştir. Ancak – 1,4 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda kaynak hızındaki artışa bağlı olarak sertlik değerlerinde azalma meydana gelmiştir (Şekil 8.42 ve Çizelge 8.48).

Beklenenin aksi yönde meydana gelen bu durumun kaynak sürecinden meydana geldiğinin düşünülmesi nedeniyle her iki odak mesafesi ve farklı kaynak hızları kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri için soğuma oranları hesaplanmıştır. Bu oranların belirlenmesinde öncelikle Eş.8.1 kullanılarak ısı girdisi (H_{net}) hesaplanmıştır [132].

Isı girdisi (J / mm) = Lazer gücü (Watt) / İlerleme Hızı (mm/sn) (8.1)

Yapılan bu hesaplamalara ait ısı girdisi değerleri Çizelge 8.49' da gösterilmiştir.

Çizelge 8.49. DP600 için kaynak hızı ve odak mesafesine bağlı ısı girdisi değerleri (J / mm)

	3 m/dk	3,5 m/dk	4 m/dk
0 mm odak mesafesi			
- 1,4 mm odak mesafesi	80	68,58	59,99

DP çeliklerini oluşturan temel fazların ferrit ve martenzit olması nedeniyle, soğuma esnasında östenit dönüşüm sıcaklığı (A_3) Andrews (1965) formülüne (Eş. 8.2) göre belirlenmiştir [133].

$$A_3 = 910 - 203\sqrt{C} + 44{,}7Si - 15{,}2Ni + 31{,}5\,Mo + 104V + 13{,}1W - 30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti \quad (8.2)$$

Yapılan bu hesaplama sonucunda DP600 için A_3 sıcaklığı 797,099 °C olarak hesaplanmıştır.

Soğuma oranlarının hesaplanmasının diğer bir adımı olarak göreceli plaka kalınlıkları Eş. 8.3' te verilen formüle göre hesaplanmıştır.

$$\tau = t \times \sqrt{\frac{\rho \times c \times (T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad (8.3)$$

Göreceli plaka kalınlıklarının hesaplanması esnasında, her kaynak işleminde 0,2 mm kalınlığında ayar sacı kullanılması nedeniyle t değeri 2,6 mm; ρ x c değeri 0,0044; T_c değeri 797,099 °C ve T_0 değeri 25 °C olarak alınmış ve hesaplamalar bu değerlere göre yapılmıştır. Buna göre elde edilen değerler Çizelge 8.50' de gösterilmiştir. En yüksek göreceli plaka kalınlığı değerinin 0,6 değerinden yüksek olmasına rağmen; bu değerin 0,6 – 0,9 arasında bulunması durumunda hem ince plaka hem de kalın plaka kullanılabileceği, ancak bu durumda soğuma oranları arasında % 15' lik bir fark olabilme ihtimali bulunması durumu [134] göz önünde bulundurularak, DP600 çeliklerinin tamamının soğuma oranının hesaplanmasında ince plaka denklemi kullanılmıştır.

Çizelge 8.50. Göreceli plaka kalınlıkları (DP600)

	3 m/dk	3,5 m/dk	4 m/dk
0 mm odak mesafesi / - 1,4 mm odak mesafesi	0,536	0,579	0,619

DP600 çelikleri için soğuma oranın belirlenmesi için Eş. 8.4' te verilmiş olan denklem kullanılmıştır. Soğuma oranlarının belirlenmesi esnasında, Şekil 7.4' te gösterildiği üzere, lazer ışınının odaklanmasının ardında soğuma bölgesi olarak belirlenmiş olan kalınlıklar, 0 mm odak mesafesi için 2,6 mm; - 1,4 mm odak mesafesi için ise 1,2 mm olarak alınmıştır. Kaynak hızına bağlı olarak hesaplanmış olan soğuma oranları ise Çizelge 8.51' de gösterilmiştir.

$$R = 2\pi k \rho_c \times \left(\frac{t}{H_{net}}\right)^2 - (T_c - T_0)^3 \quad (8.4)$$

Çizelge 8.51. DP600 için soğuma oranları (°C/sn)

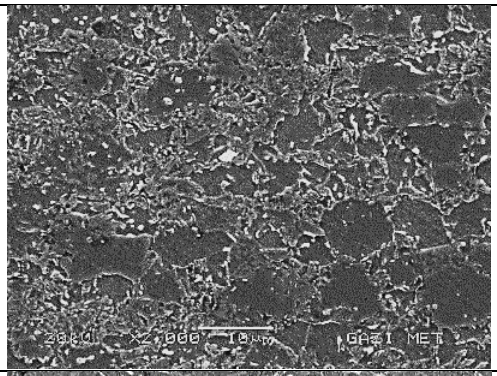
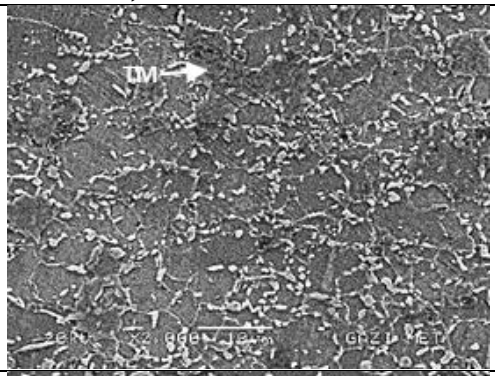
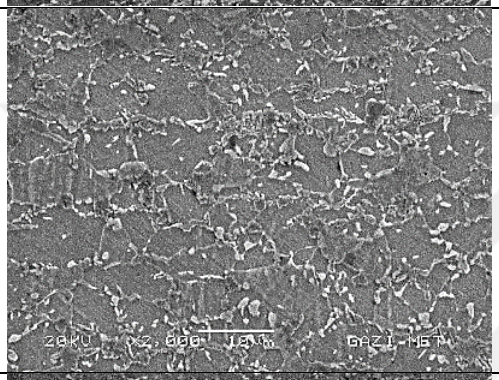
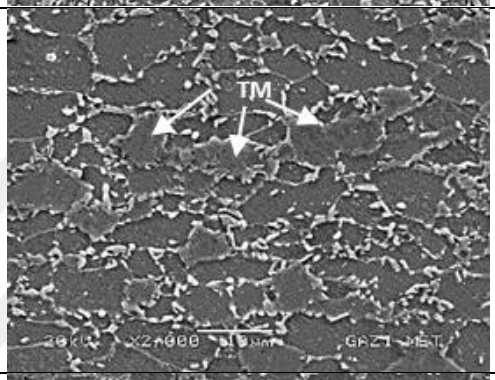
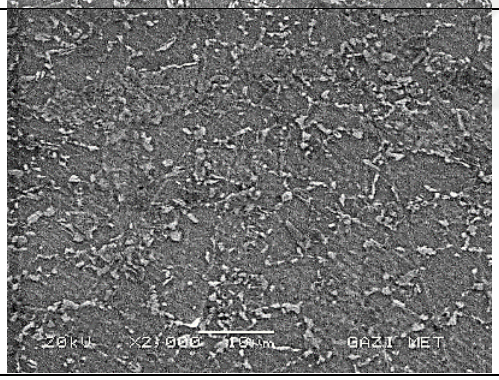
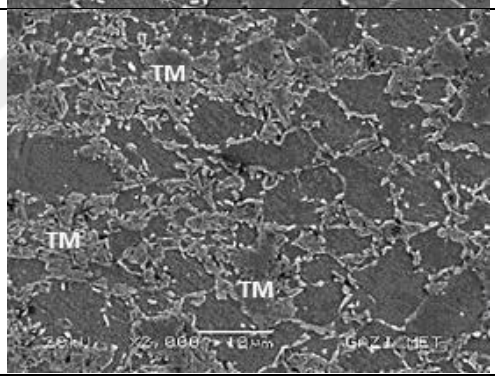
	3 m/dk	3,5 m/dk	4 m/dk
0 mm odak mesafesi	376,34	512,11	669,04
- 1,4 mm odak mesafesi	80,17	109,09	142,51

Yapılan SEM incelemelerinde her iki odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda tespit edilmiş fazlar Çizelge 8.52' de ve SEM görüntüleri Çizelge 8.53' te gösterilmiştir. Tabloda gösterilen fazlara ait kısaltmalar, LM: lata martenzit, TM: temper martenzit, TB: temper beynit şeklindedir.

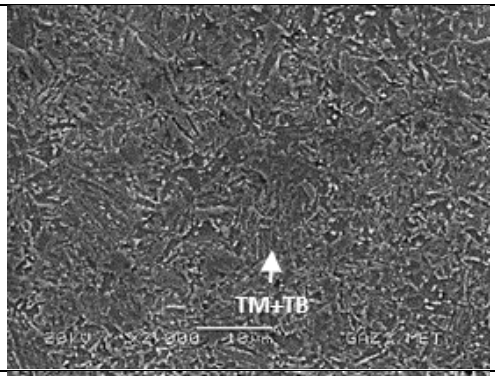
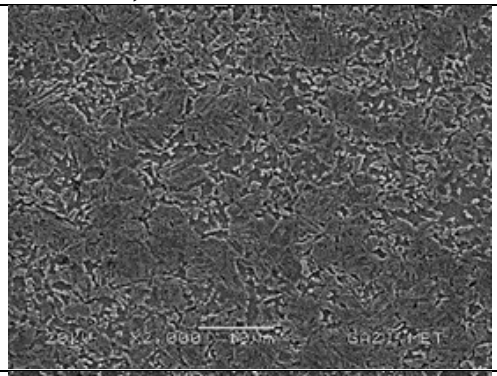
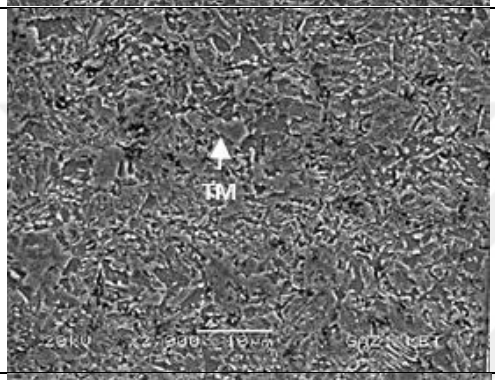
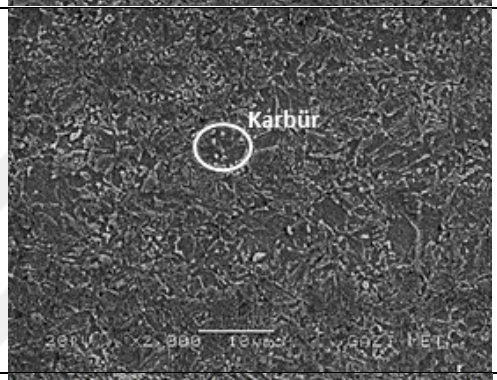
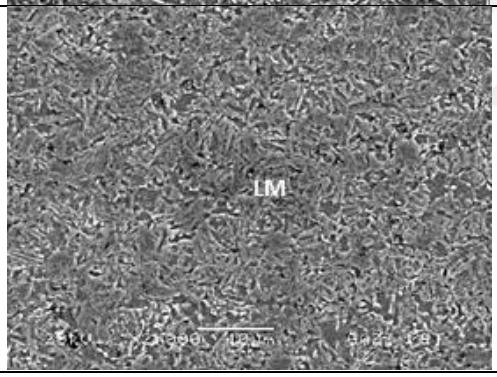
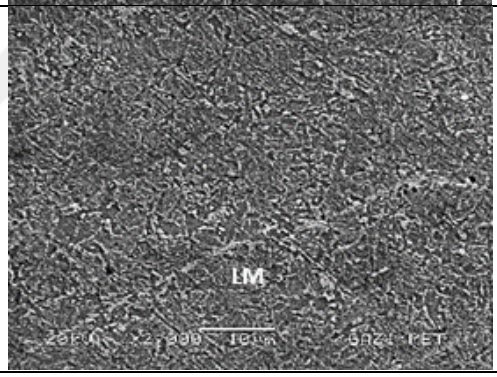
Çizelge 8.52. DP600 numuneleri için SEM incelemeleri sonucunda tespit edilen fazlar

	Ana Malzeme	ITAB			Kaynak Havuzu
		Kısmen Dönüşmüş Bölge	İnce Taneli Bölge	İri Taneli Bölge	
0 mm odak mesafesi	Ferrit Martenzit	Ferrit Martenzit	LM TM TB	Ferrit LM	LM
- 1,4 mm odak mesafesi	Ferrit Martenzit	Ferrit Martenzit TM	LM TM TB Karbür	Ferrit TM LM	LM Karbür

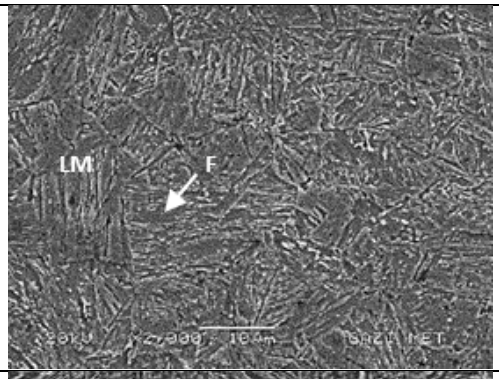
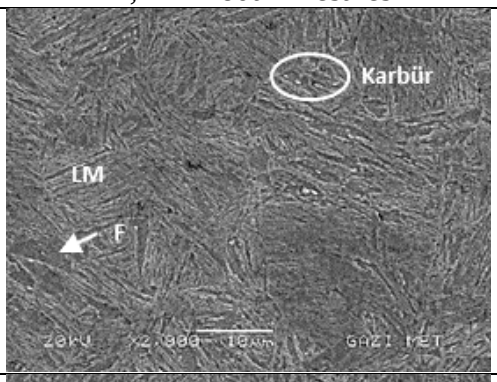
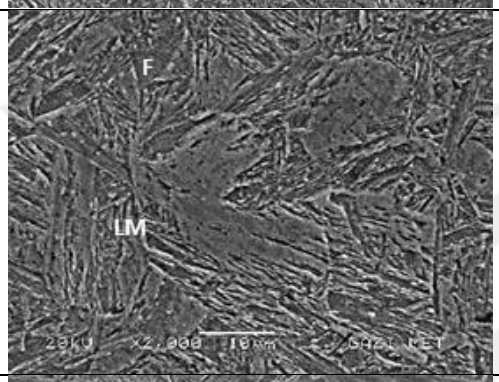
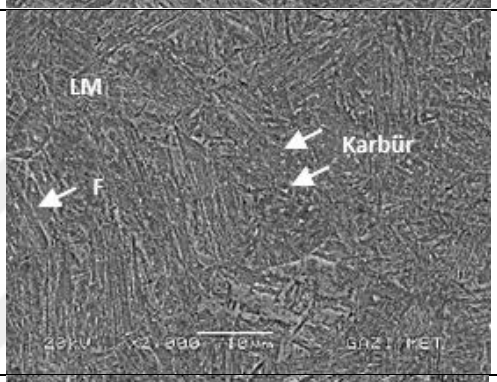
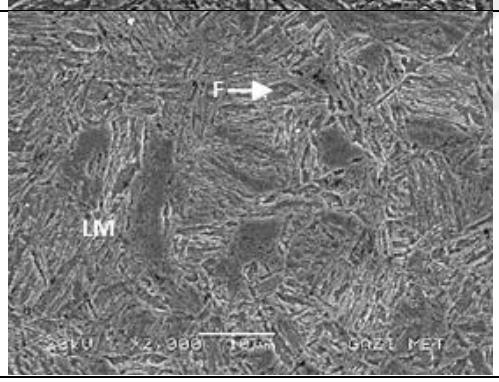
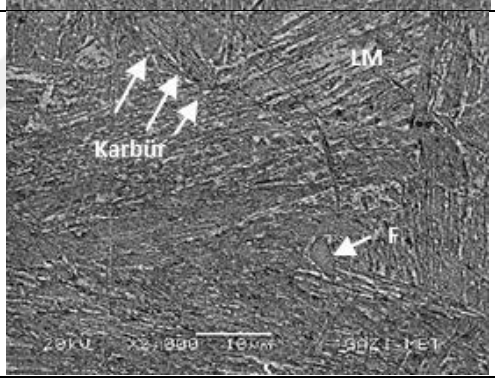
Çizelge 8.53. DP600 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,4 mm odak mesafesi	
3 m/dk			Kısmen Dönüşmüş Bölge
3,5 m/dk			
4 m/dk			

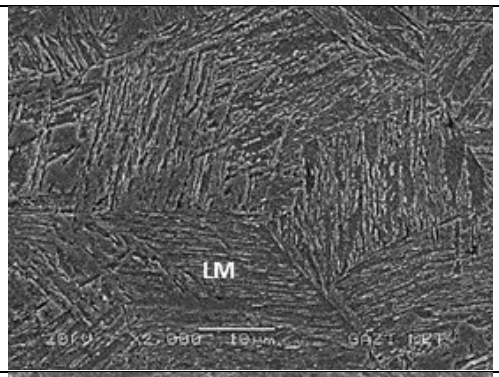
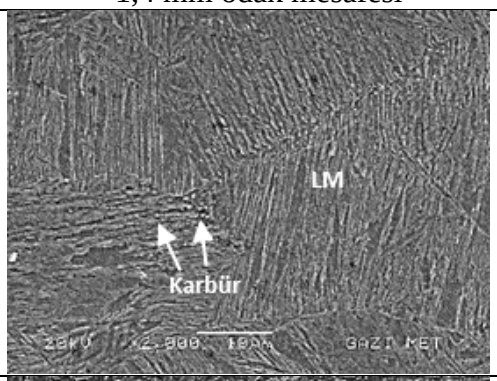
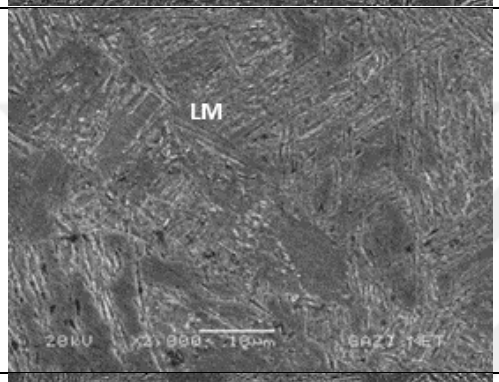
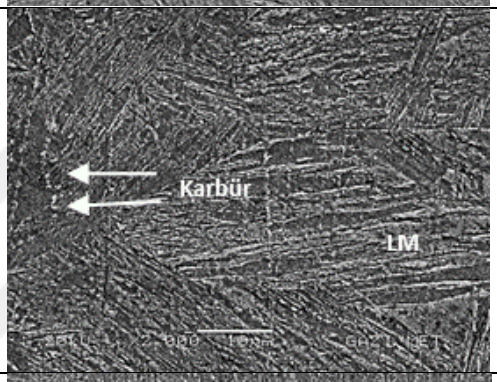
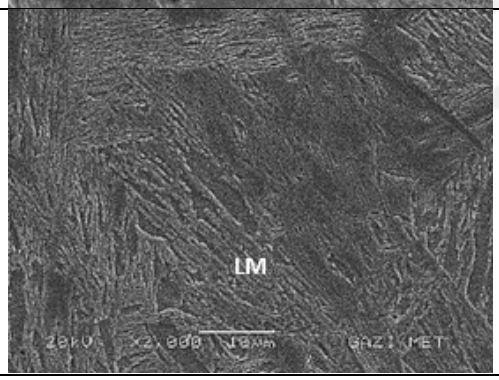
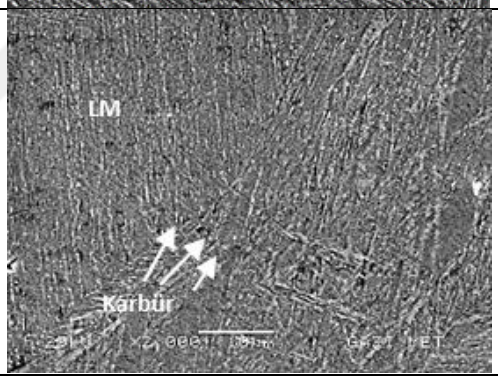
Çizelge 8.53. (devam) DP600 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,4 mm odak mesafesi	
3 m/dk			İnce Taneli Bölge
3,5 m/dk			
4 m/dk			

Çizelge 8.53. (devam) DP600 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,4 mm odak mesafesi	
3 m/dk			İri Taneli Bölge
3,5 m/dk			
4 m/dk			

Çizelge 8.53. (devam) DP600 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,4 mm odak mesafesi	
3 m/dk			Kaynak Havuzu
3,5 m/dk			
4 m/dk			

Şekil 8.3’ te gösterildiği üzere ana malzemede yumuşak ferrit matrise gömülü martenzit adacıkları bulunmaktadır. ITAB ise kısmen dönüşmüş bölge, ince taneli bölge ve iri taneli bölgeden meydana gelmektedir.

Yapılan incelemeler sonucunda elde edilen SEM görüntülerine ait tespitler şu şekildedir:

Kaynak Havuzu: 0 mm odak mesafesi ve – 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerin tamamının kaynak havuzu bölgesinde ağırlıklı olarak lata martenzit yapısı belirlenmiştir. Bununla birlikte – 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde malzemenin ısınma – soğuma geometrisinin 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerden farklı olmasına bağlı

olarak ısı yayınım gradyentinin farklı olması nedeniyle, soğuma oranının azalmasına bağlı olarak karbür oluşumu meydana geldiği düşünülmektedir. Bununla birlikte kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma hızının artması ve bu nedenle de daha geniş lata martenzit yapılarının oluştuğu düşünülmektedir [102-105].

ITAB (Kısmen dönüşmüş bölge, ince taneli bölge, iri taneli bölge): Bu bölge, kaynak havuzundan sonra en fazla ısıya maruz kalan bölgedir ve benzer faz dönüşümlerinin tamamı bu bölgede de meydana gelmektedir. ITAB' ı meydana getiren bölgelerde ilk olarak iri taneli bölge incelendiğinde 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde tespit edilen fazların ferrit ve lata martenzit, - 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ise tespit edilen fazların ferrit, lata martenzit ve temper mertenzit olduğu; ince taneli bölgede ise 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde tespit edilen fazların lata martenzit, temper martenzit ve temper beynit, - 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ise tespit edilen lata martenzit, temper martenzit ve temper beynit ve karbür olduğu düşünülmektedir. Bunun temel nedeni olarak da kaynak işlemi esnasında bu alanların herhangi bir ergimeye maruz kalmadan aşırı ısınması, mevcut yapıdaki ferrit ve martenzit yapılarının östenite dönüşmesi ve soğuma esnasında lata martenzitlerin, beynitlerin, ferritlerin oluşması ve yine kaynak havuzu bölgesinde de açıklandığı üzere - 1,4 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde malzemenin ısınma – soğuma geometrisinin 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerdekinden farklı olmasına bağlı olarak ısı yayınım gradyentinin farklı olması nedeniyle, soğuma oranının azalmasına bağlı olarak karbür oluşumu meydana geldiği düşünülmektedir [102-105].

Kısmen dönüşmüş bölge: Bu bölgede ise pik sıcaklığın Ac_1 ve Ac_3 arasında olmasına bağlı olarak ana malzeme yapısındaki ferrit ve martenzit fazlarının östenite dönüştüğü; bu bölgenin, ısıya doğrudan maruz kalan kaynak havuzu bölgesinden daha uzakta olması nedeniyle, daha yavaş soğumaya maruz kalmasından kaynaklı daha yüksek miktarda ferrit fazı içerdiği düşünülmektedir [102-106].

0 mm odak mesafesi ile gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda elde edilen sertlik değerleri (Şekil 8.39 ve Çizelge 8.35), soğuma oranları ve SEM görüntüleri ile birlikte yorumlandığında; kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma oranlarında (Çizelge 8.39) artış meydana geldiği ve her bir bölgedeki sertlik değerlerinin de beklenen şekilde artış gösterdiği görülmektedir. İnceleme bölgeleri ele alındığında ise en düşük sertlik değerleri

ferrit faz miktarı yüksek, martenzit faz miktarı düşük olan ana malzemede elde edilmiştir. Kaynak havuzuna doğru ilerledikçe kısmen dönüşmüş bölgede ferrit miktarı azalmış, martenzit fazında artış meydana geldiği [97] ve soğuma oranlarındaki artışa bağlı olarak da sertlik değerlerinde artış meydana geldiği gözlenmiştir. ITAB' ı oluşturan iri taneli bölge ve ince taneli bölgede ise ferrit, temper martenzit, temper beynit ve lata martenzit fazları tespit edilmiştir[98]. Ancak, soğuma esnasında martenzit fazının çözünmesine bağlı olarak meydana gelen temper martenzit ve temper beynit fazlarının oluşan lata martenzit faz miktarından çok daha düşük olması nedeniyle ITAB' da herhangi bir sertlik azalması meydana gelmediği, aksine kısmen dönüşmüş bölgeden daha yüksek sertlik değerlerinin elde edildiği gözlenmiştir. Kaynak havuzu incelendiğinde ise mikroyapının tamamen lata martenzite dönüştüğü tespit edilmiştir [100].

- 1,4 mm odak mesafesi ile gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda elde edilen sertlik değerleri (Şekil 8.40 ve Çizelge 8.36), soğuma oranları ve SEM görüntüleri birlikte incelendiğinde; kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma oranının kaynak hızındaki artışa bağlı olarak arttığı tespit edilmiştir. İnceleme bölgeleri ele alındığında ana malzeme ferrit ve martenzitten oluşmuş ve bu bölgelerde elde edilen sertlik değerlerinin ortalamaları her iki odak mesafesi numunelerinde aynı kabul edilmiştir. Kısmen dönüşmüş bölge, ITAB ve kaynak havuzu bölgeleri incelendiğinde ise kaynak hızındaki artışa bağlı olarak sertlik değerlerinde azalma meydana geldiği görülmüştür. En belirgin dönüşümün meydana geldiği kaynak havuzu incelendiğinde lata martenzitin yanısıra karbür oluşumu gözlenmiştir [50,52]. Bu da soğuma hızında artış olmasına rağmen, bu soğuma oranının yapıyı tamamen martenzit fazında tutmaya yetmediği, çözünmenin başlayarak karbür meydana getirdiği ve bu nedenle de sertlik değerlerinde azalma meydana geldiği görülmüştür. Benzer durum ITAB ve kısmen dönüşen bölgelerde de görülmektedir. ITAB'ı meydana getiren ince taneli bölgede 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen numunedekinden farklı olarak temper martenzit fazı gözlenmiştir. Bu nedenle bu bölgede elde edilen sertlik değerleri 0 mm odak mesafesi numunesininkinden daha düşüktür ve soğuma oranındaki göreceli azalmaya bağlı olarak bu bölgede meydana gelen temper martenzit fazının daha yüksek miktarda oluşmasına bağlı olarak kaynak hızı arttıkça sertlik değerlerinde azalmaya neden olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte DP600 malzemeyi oluşturan temel alaşım elementleri C (ağ. % 0,069), Si (ağ. % 0,241) ve Mn (ağ. % 1,845)' dır. Bu temel alaşım elementlerinden Si' un atom çapı 210 pm, Mn atom çapı ise 127 pm; ve Mosh sertlik değerleri sırasıyla 6,5 Mosh ve 6 Mosh'tir. Negatif odak mesafesi kullanılan numunelerin tamamında kaynak

hızındaki artışa bağlı olarak ITAB genişliği değerlerinin arttığı ve buna bağlı olarak da ısı iletiminden kaynaklanan Mn difüzyonunun da ITAB doğrultusunda artacağı ve Si elementine kıyasla daha düşük sertlik kazandıran Mn elementinin de sertlik değerlerindeki düşüşe etki ettiği düşünülmektedir [135-137].

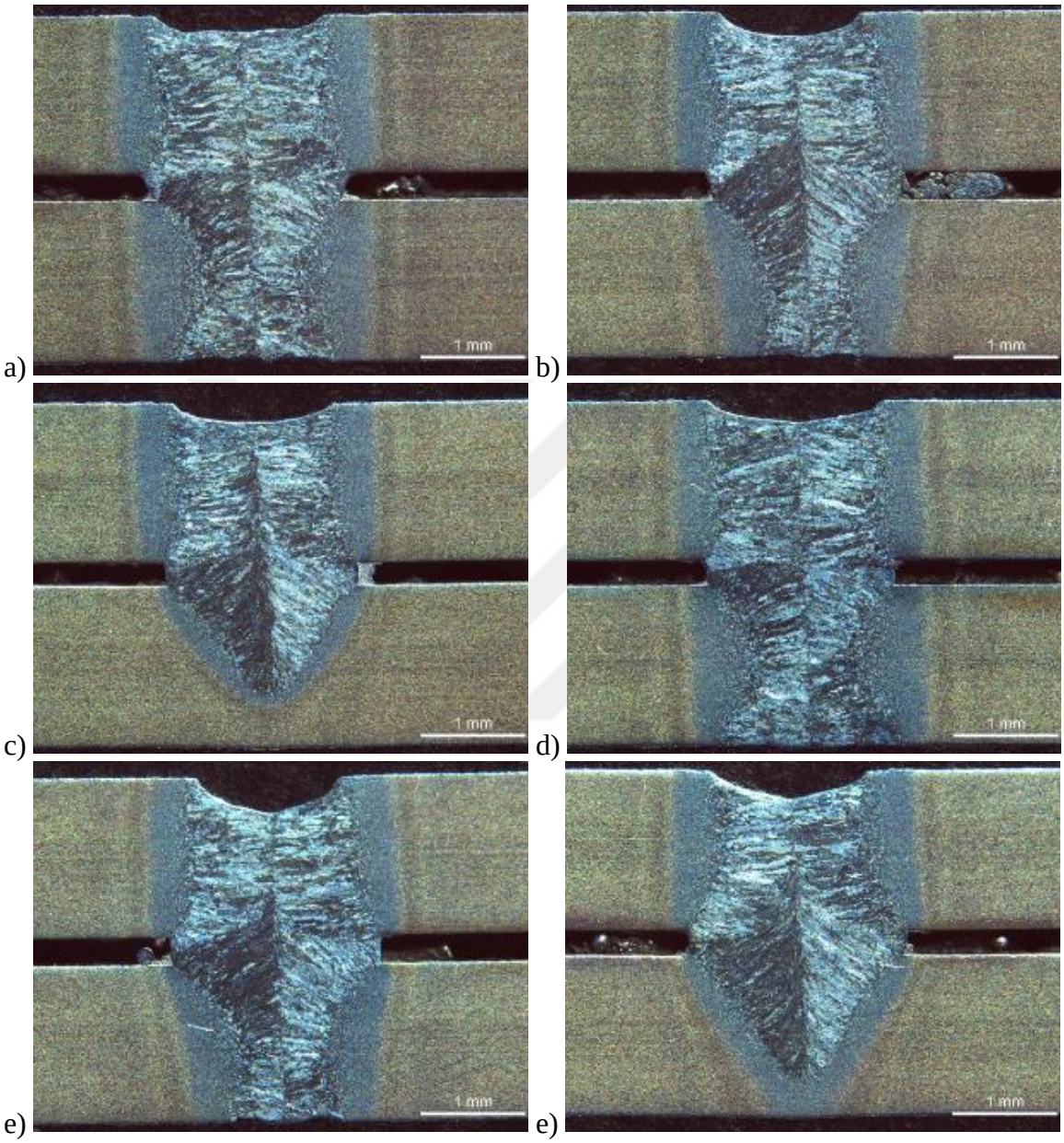
8.7.2. TRIP800 malzemelerin makroyapı, mikroyapı ve mikrosertlik inceleme sonuçları

Kaynaklı numunelerde öncelikli olarak makro yapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu incelemelerde, kaynak hızı ve odak mesafesi parametrelerinde meydana gelen değişikliklerin kaynak havuzu ve ITAB' da meydana getirdiği geometrik ve temel değişiklikler Şekil 8.43' te gösterilmiştir.

Şekil 8.43' te görüldüğü üzere, her iki odak mesafesinde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak nufuziyet derinliğinin ve alt sactaki kaynak havuzu bölgesinde de hacim azalması ve kum saati formunun daraldığı görülmektedir. Bununla aynı kaynak hızlarının – farklı odak mesafelerinin kullanıldığı (T1 – T4, T2 – T5, T3 – T6) incelendiğinde ise; T1 ve T4 numunelerindeki kep bölgelerindeki çökme miktarlarının birbirine daha yakın olduğu, ancak lazer ışın demetinin odaklanması ve odak noktasından sonra saçılma geometrisine bağlı olarak hem alt sacda hem de üst sacdaki ITAB genişliğinin T4 numunesinde daha yüksek olduğu görülmektedir. Bununla birlikte her iki numunede de alt sacta tam nüfuziyet derinliğine ulaşıldığı görülmüştür. T2 ve T5 numuneleri incelendiğinde ise T5 numunesinin kep bölgesinde meydana gelen çökme miktarının T2 numunesinden fazla olduğu, T5 numunesinin alt sacdaki kaynak havuzu genişliğinin ise T2 numunesinden daha fazla olduğu görülmüştür. T3 ve T6 numunelerinde ise çok belirgin bir fark bulunmamasına rağmen, kep bölgesindeki çökme miktarı T6 numunesinde daha fazladır. Bununla birlikte T6 numunesinin pentrasyon derinliği ve ITAB genişliğinin T6 numunesinden yüksek olduğu görünmektedir. Meydana gelen tüm bunların da odak mesafesine bağlı olarak lazer ışınının odaklanma pozisyonu ve ergime – soğuma profillerinin birbirinden farklı olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Bununla birlikte her iki odak mesafesinde de kaynak hızındaki artışa bağlı olarak katılaşma modelinin değiştiği ve kaynak hızındaki artışa bağlı olarak Şekil 8.11' de de gösterildiği

üzere eş eksenli tane oluşumundan, sütunsal tane oluşumuna göre katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir.

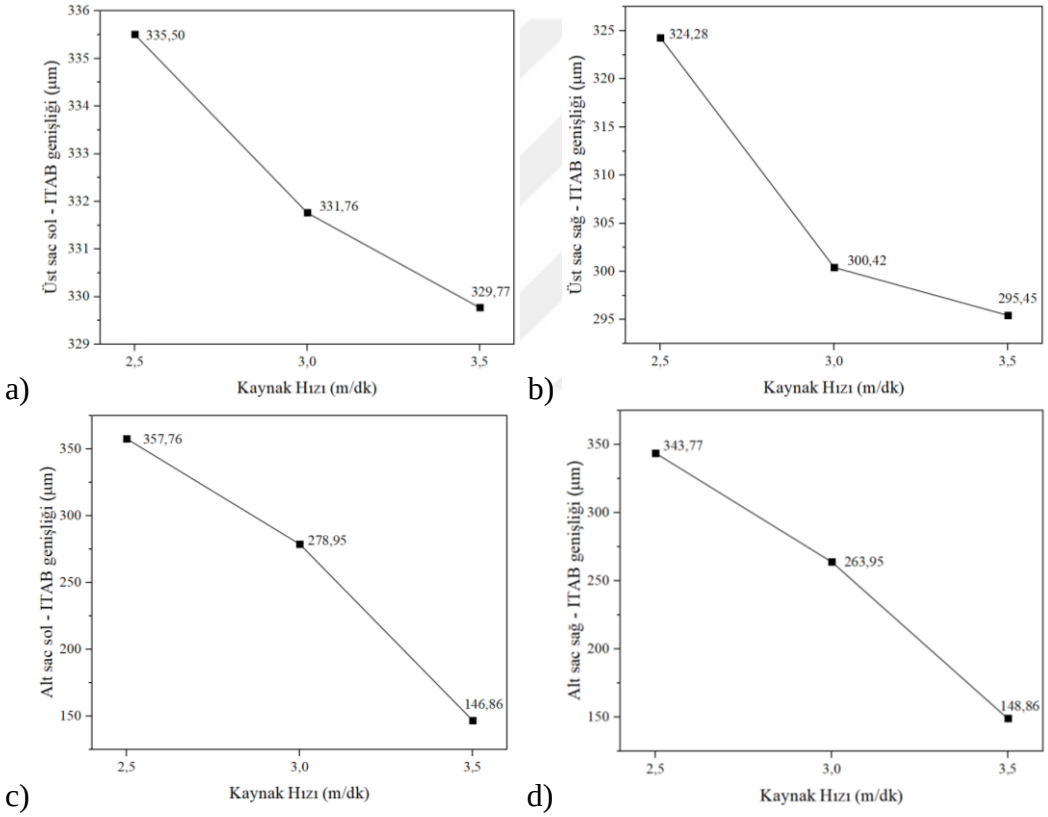


Şekil 8.43. TRIP800 numunelerin kaynaklanmasının ardından elde edilen makroyapı görüntüleri, a) T1 numunesi, b) T2 numunesi, c) T3 numunesi, d) T4 numunesi, e) T5 numunesi, f) T6 numunesi

Yapılan bu makro incelemeler sırasından iki sacın üst üste, farklı odak mesafeleri ve farklı kaynak hızları ile kaynaklanması sonucunda numunelerde meydana gelen ITAB mesafesi değişikliklerine ilişkin ölçümler alınmış ve bu ölçüm sonuçlarına göre değerlendirmeler yapılmıştır.

0 mm odak mesafesi ve – 1,7 mm odak mesafesinde gerçekleştirilen kaynak işlemlerine bağlı olarak ITAB genişliklerinde farklılıklar gözlenmektedir.

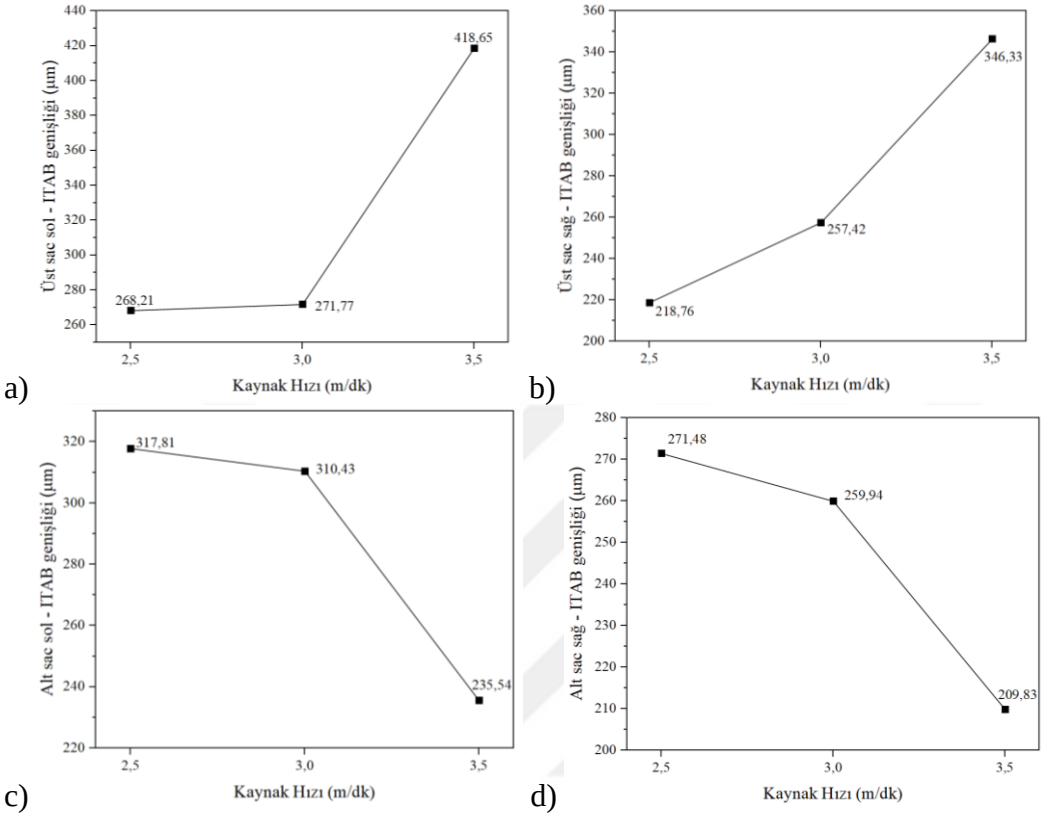
Yapılan bu makro incelemeler sırasından iki sacın üst üste, farklı odak mesafeleri ve farklı kaynak hızları ile kaynatılması sonucunda numunelerde meydana gelen ITAB mesafesi değişikliklerine ilişkin ölçümler alınmış ve bu ölçüm sonuçlarına göre değerlendirmeler yapılmıştır. 0 mm odak mesafesi kullanılan numuneler için (T1, T2, T3) ölçüm sonuçları Şekil 8.44 de; - 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numuneler için (T4, T5, D6) ölçüm sonuçları Şekil 8.45' te gösterilmiştir.



Şekil 8.44. T1, T2 ve T3 numunelerinin ITAB değişimleri

Yapılan bu çalışmalara göre T1, T2 ve T3 numuneleri için üst sac sol ITAB genişliği değerleri sırasıyla 355,50 µm, 331,76 µm, 329,77 µm; üst sac sağ ITAB genişliği değerleri sırasıyla 324,28 µm, 300,42 µm, 295,45 µm; alt sac sol ITAB genişliği değerleri 357,76 µm, 278,95 µm, 146,86 µm; alt sac sağ ITAB genişliği değerleri ise 343,77 µm, 263,95 µm, 148,86 µm olarak ölçülmüştür. Kaynak hızındaki artışa bağlı olarak üst sac sol ITAB genişliği değerinin % 7,23 oranında ; üst sac sağ ITAB genişliği değerinin % 8,89 oranında;

alt sac sol ITAB genişliği değerinin % 58,95 oranında; alt sac sağ ITAB genişliği değerinin % 56,69 oranında azaldığı hesaplanmıştır.



Şekil 8.45. T4, T5 ve T6 numunelerinin ITAB değişimleri

Yapılan bu çalışmalara göre T4, T5 ve T6 numuneleri için üst sac sol ITAB genişliği değerleri sırasıyla 268,21 µm, 271,77 µm, 418,65 µm; üst sac sağ ITAB genişliği değerleri sırasıyla 218,76 µm, 257,42 µm, 346,33 µm; alt sac sol ITAB genişliği değerleri 317,81 µm, 310,43 µm, 253,54 µm; alt sac sağ ITAB genişliği değerleri ise 271,48 µm, 259,94 µm, 209,83 µm olarak ölçülmüştür. Kaynak hızındaki artışa bağlı olarak üst sac sol ITAB genişliği değerinin % 56,09 oranında; üst sac sağ ITAB genişliği değerinin % 58,32 oranında arttığı; alt sac sol ITAB genişliği değerinin % 28,89 oranında; alt sac sağ ITAB genişliği değerinin % 27,71 oranında azaldığı hesaplanmıştır.

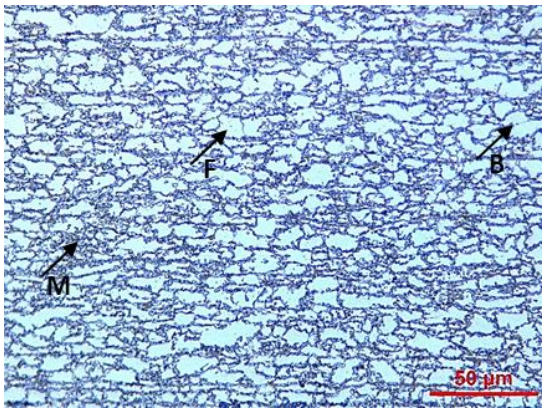
Şekil 8.44, Şekil 8.45 ve Çizelge 8.54'ten de görüleceği üzere kaynak hızındaki artışa bağlı olarak, ısı girdisinin azalması ve soğuma oranının artmasına bağlı olarak her iki grupta da alt saclardaki ITAB genişliği değerlerinin azaldığı görülmüştür. Ancak üst saclar bu kapsamda değerlendirildiğinde – 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ITAB genişliklerinin arttığı tespit edilmiştir. Şekil 7.5' te gösterildiği üzere 0 mm odak mesafesi

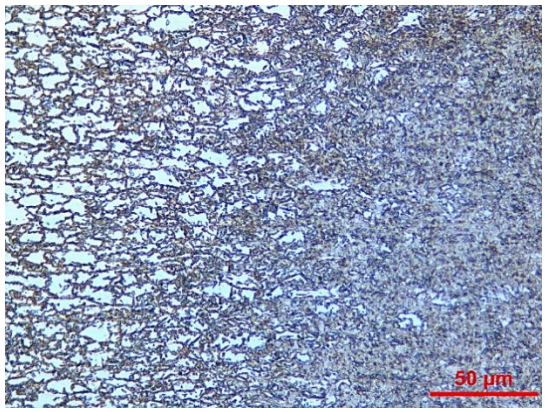
kullanılan numunelerde lazer ışını üst sacın üst yüzeyinde maksimum güce ulaşırken; - 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde alt sacın üst yüzeyinde maksimum güce ulaşmaktadır. – 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde kaynak işlemi esnasında üst sac, hem lazer ışın demetinden malzemeye yayılan ve ergimeyi sağlayan ısıya maruz kalmakta, hem de maksimum güç yoğunluğuna maruz kalan alt sactan konveksiyon yoluyla yayılan ısıya maruz kalmaktadır. Bu nedenle de üst sacın soğuma hızının yavaşladığı ITAB genişliğinin arttığı düşünülmektedir.

Çizelge 8.54. TRIP800 çeliğinin kaynak işlemi sonrası ITAB genişliklerinde meydana gelen değişiklikler

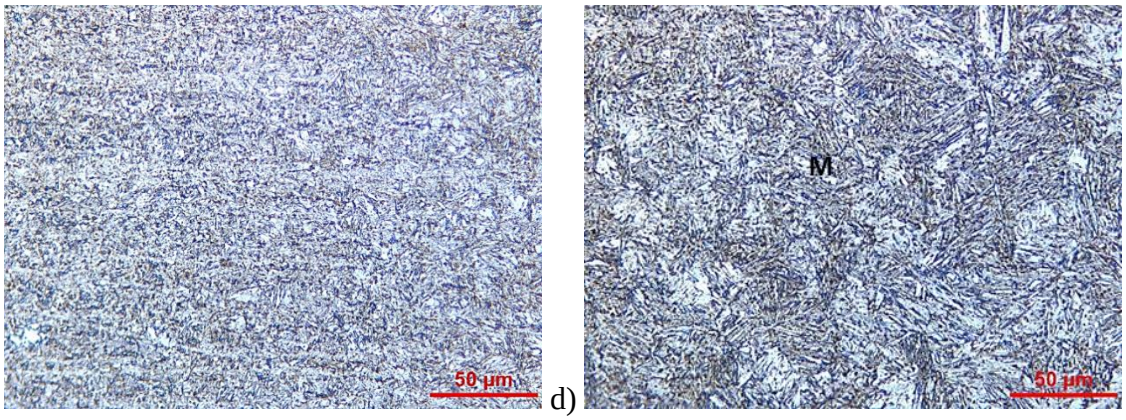
Numune Kodu	Üst sac – sol ITAB genişliği (µm)	Üst sac – sağ ITAB genişliği (µm)	Alt sac – sol ITAB genişliği (µm)	Alt sac – sağ ITAB genişliği (µm)
T1	335,50	324,28	357,76	343,77
T2	331,76	300,42	278,95	263,95
T3	329,77	295,45	146,86	148,86
T4	268,21	218,76	317,81	271,48
T5	271,77	257,72	310,43	259,94
T6	418,65	346,33	235,54	209,83

Optik mikroskop incelemeleri esnasında ise ana malzeme, ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi ve kaynak havuzu bölgelerinde meydana gelen dönüşümler incelenmiştir. Yapılan bu inceleme esnasında elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 8.46, Şekil 8.47, Şekil 8.48, Şekil 8.49, Şekil 8.50, Şekil 8.51’ de gösterilmiştir.

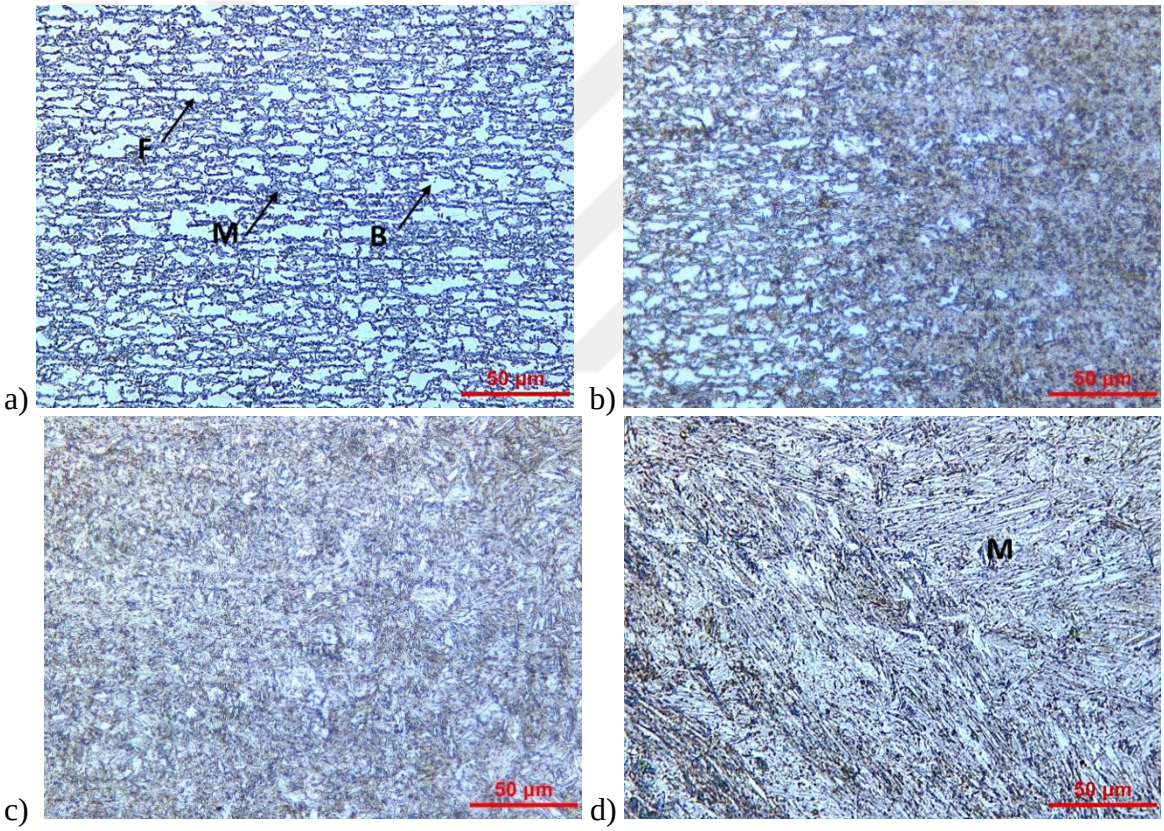
a) 

b) 

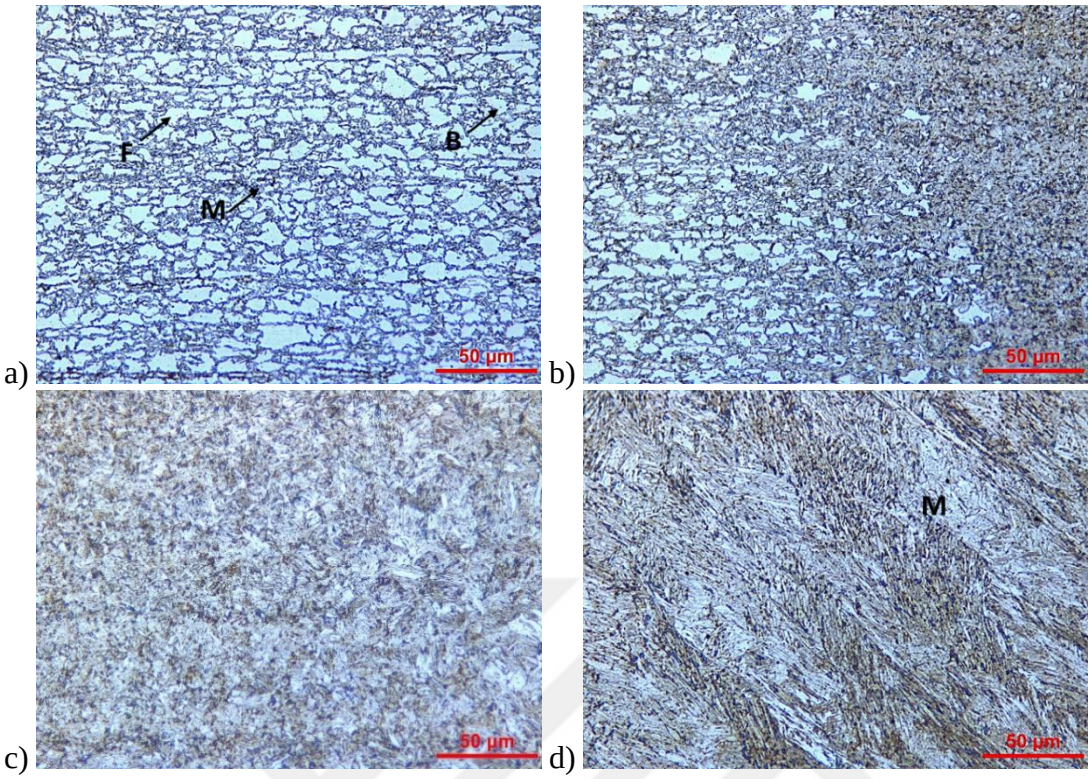
Şekil 8.46. T1 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



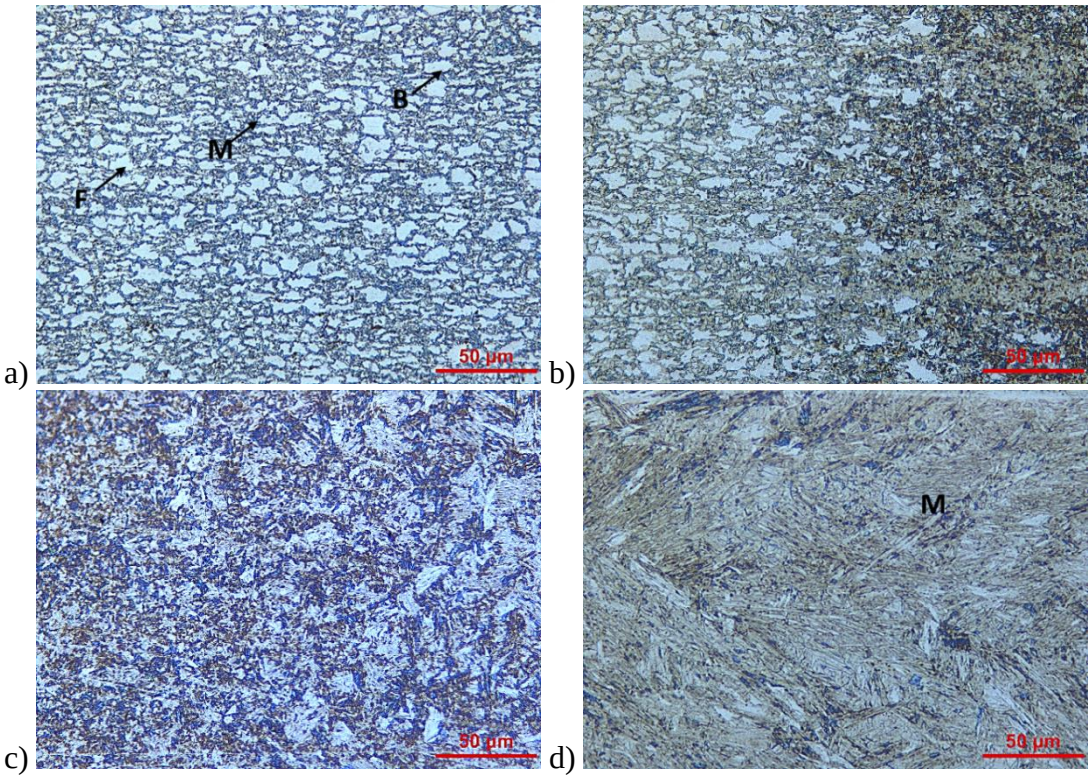
Şekil 8.46. (devam) T1 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



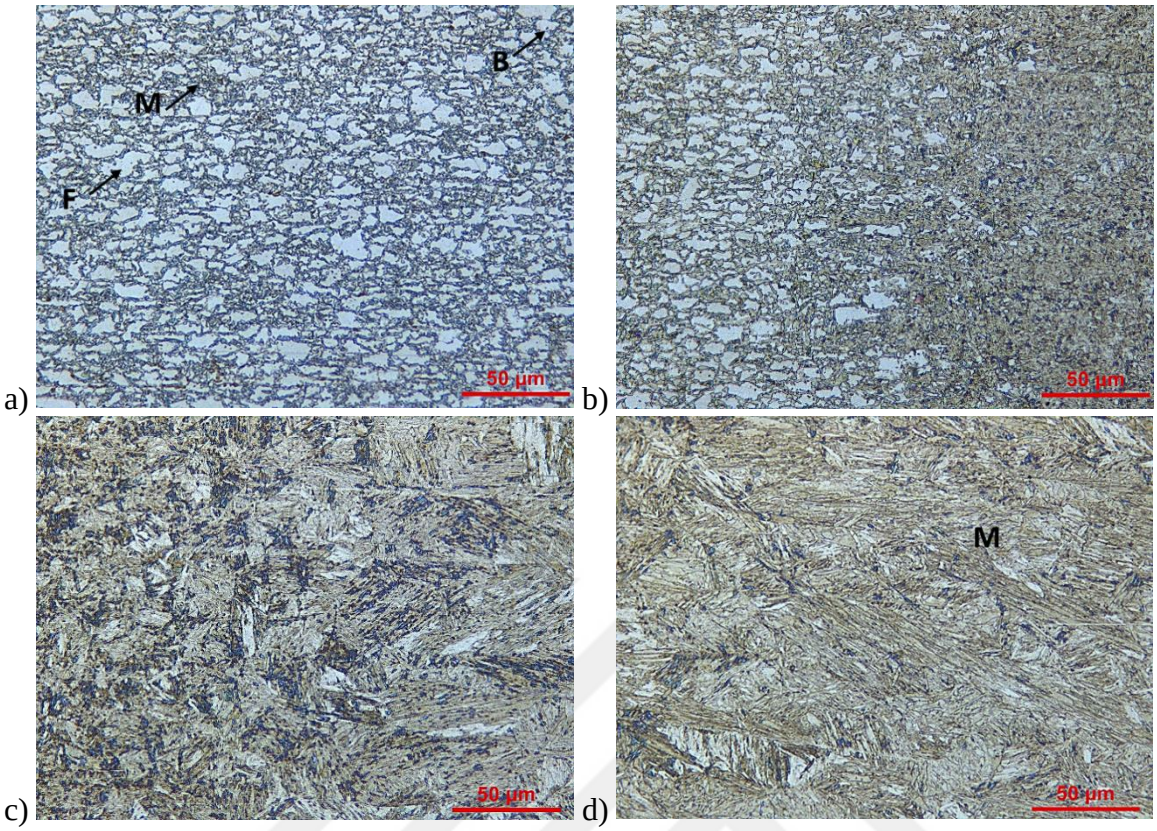
Şekil 8.47. T2 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



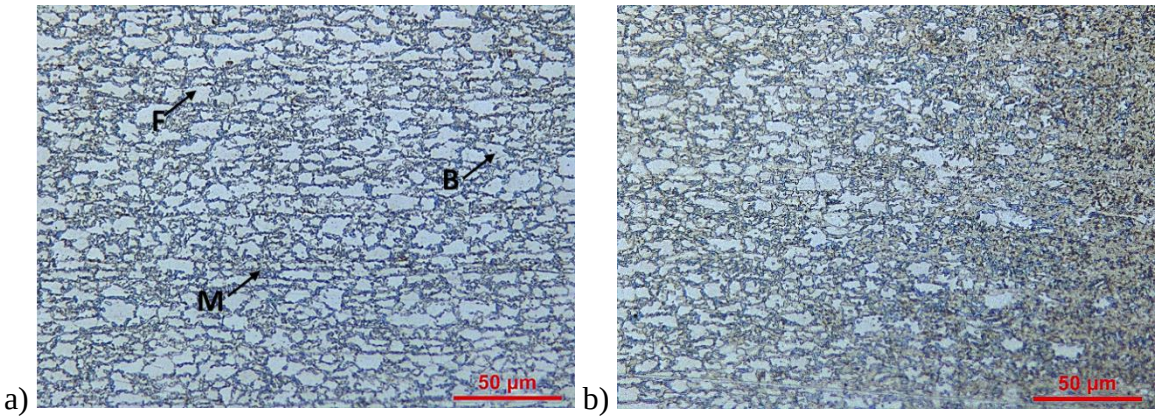
Şekil 8.48. T3 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



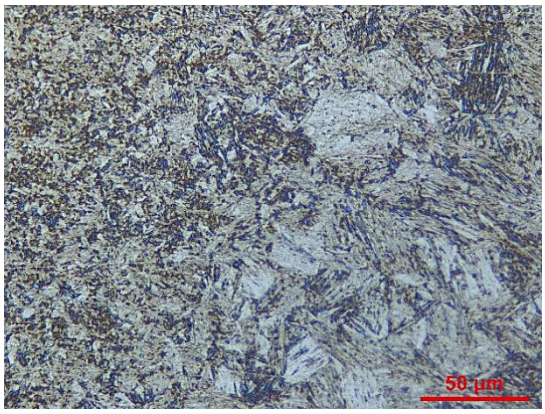
Şekil 8.49. T4 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

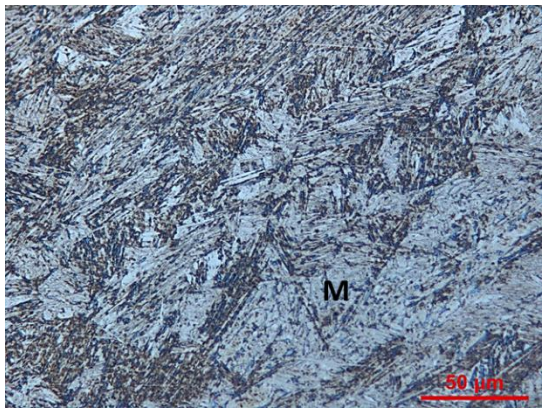


Şekil 8.50. T5 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu



Şekil 8.51. T6 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

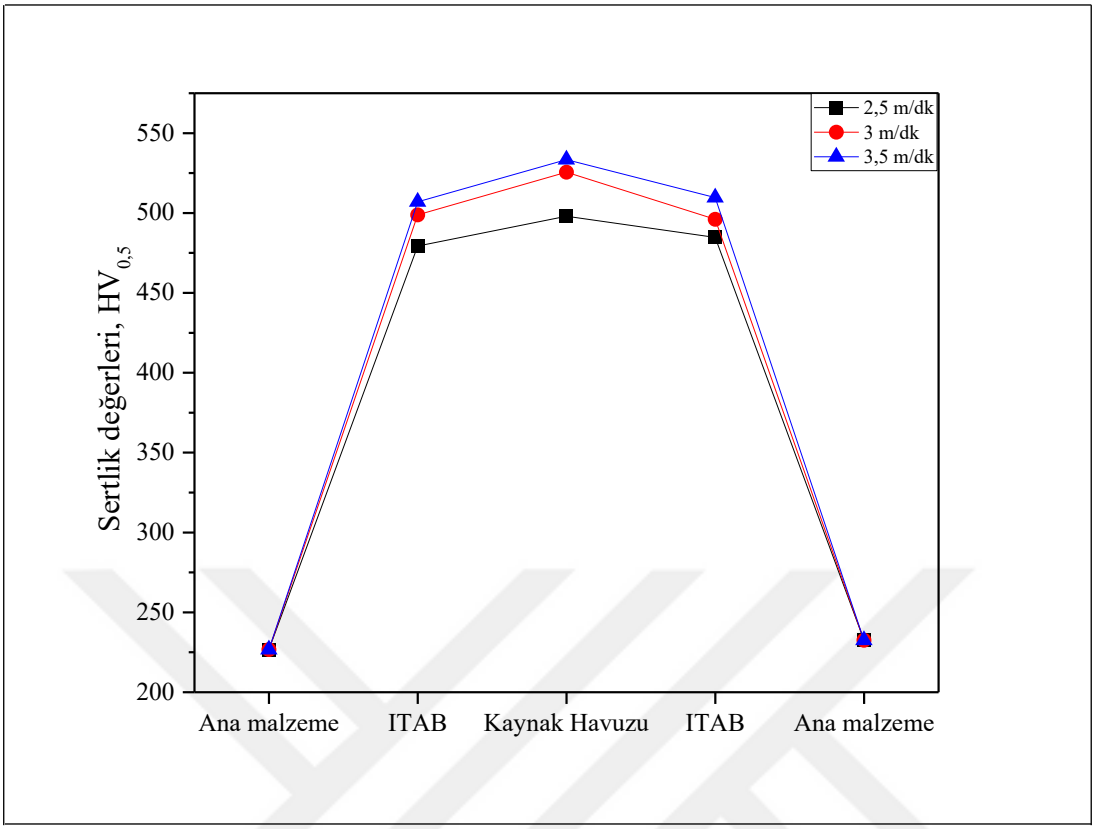
c) 

d) 

Şekil 8.51. (devam) T6 numunesine ait makro ve mikroyapı görüntüleri (a) Ana malzeme, b) Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesi, c) ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesi, d) Kaynak havuzu

Elde edilen bu mikroyapı görüntüleri değerlendirildiğinde ana malzemenin ferrit matrise gömülü martenzit ve beynit fazından meydana geldiği görünmektedir. Ana malzemeden kaynak havuzu bölgesine doğru ilerledikçe ise sırasyla Ana malzeme – ITAB bölgesinde beyaz renkli olarak görülmekte olan ferrit fazının giderek incelmeye başladığı ve martenzit faz miktarının artmaya başladığı görülmektedir. ITAB – Kaynak havuzu geçiş bölgesinde ise mevcut ferrit fazının gözlenmeye devam edildiği ancak beynit fazının yapısının tane büyüklüğünün artarak, martenzit adacıklarına dönüşmeye başladığı görülmektedir. Kaynak havuzu incelendiğinde ise, kaynak merkezinden ergime hattına doğu epitaksiyel katılaşma meydana geldiği ve küçük adacıklar şeklinde ferrit fazı ile soğuma oranındaki yüksek artışa bağlı olarak matenzit tane büyüklüklerinin daha da artarak plaka martenzite dönüştüğü görülmektedir.

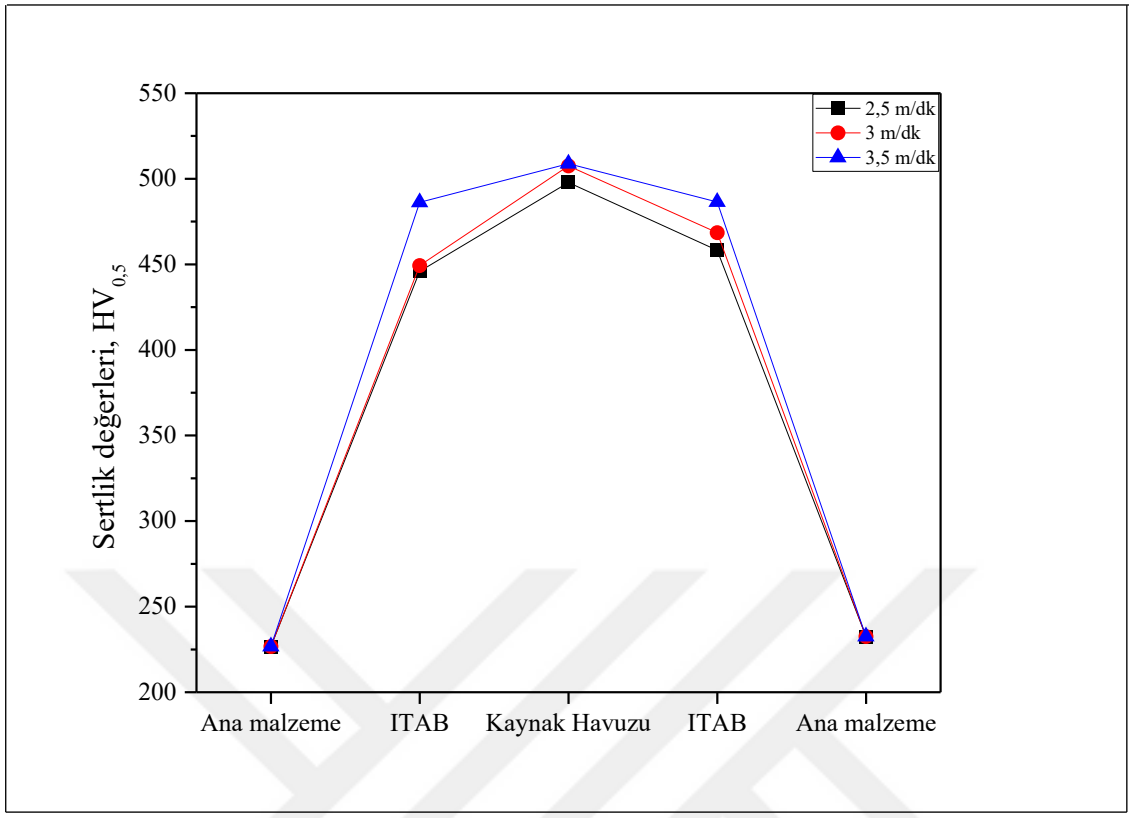
TRIP800 çeliği kullanılarak yapılan kaynak işlemleri sonrasında $HV_{0,5}$ sertlik ölçümleri temel olarak ana malzeme, Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB) ve Kaynak Havuzu olmak üzere 3 farklı bölge üzerinden gerçekleştirilmiştir. Elde edilen genel sertlik dağılım profili Şekil 8.52 ve Şekil 8.53 ile Çizelge 8.55 ve Çizelge 8.56’ da gösterilmiştir. Yapılan bu ölçümler sonunda ana malzemenin sertlik değerlerinin genel ortalaması alınmıştır.



Şekil 8.52. 0 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (TRIP800)

Çizelge 8.55. 0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirile kaynak işlemi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)

	Ana Malzeme	ITAB	Kaynak Havuzu	ITAB	Ana Malzeme
2,5 m/dk	226	479	510	484	232
3 m/dk		498	525	496	
3,5 m/dk		502	533	509	



Şekil 8.53. – 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak elde edilen sertlik değerleri (TRIP800)

Çizelge 8.56. – 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemi sonrasında elde edilen sertlik değerleri ($HV_{0,5}$)

	Ana Malzeme	ITAB	Kaynak Havuzu	ITAB	Ana Malzeme
2,5 m/dk	226	445	497	458	232
3 m/dk		449	507	468	
3,5 m/dk		486	508	486	

0 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen numunelere ait sertlik sonuçlarının gösterildiği Şekil 8.52 ve Çizelge 8.55 ile – 1,7 mm odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen numunelere ait sertlik sonuçlarının gösterildiği Şekil 8.53 ve Çizelge 8.56' dan görüleceği üzere, kaynak hızlarındaki artışa bağlı olarak sertlik değerlerinde artış meydana geldiği görülmektedir. Aynı zamanda negatif odak mesafesi kullanılan numunelerin sertlik değerlerinin 0 mm odak mesafesi kullanılan sertlik değerlerinden daha düşük olduğu görülmektedir.

DP600 kullanılan numunelerdekine benzer şekilde, TRIP800 kullanılan numuneler için de her iki odak mesafesi ve farklı kaynak hızları kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri için soğuma oranları hesaplanmıştır. Bu oranların belirlenmesinde öncelikle Eş. 8.1 kullanılarak ısı girdisi (H_{net}) hesaplanmıştır [132]. Yapılan bu hesaplamalara ait ısı girdisi değerleri Çizelge 8.57' de gösterilmiştir.

Çizelge 8.57. TRIP800 için kaynak hızı ve odak mesafesine bağlı ısı girdisi değerleri (J / mm)

	2,5 m/dk	3 m/dk	3,5 m/dk
0 mm odak mesafesi - 1,7 mm odak mesafesi	96	80	68,58

TRIP çeliklerini oluşturan temel fazların ferrit, kalıntı östenit, beynit ve martenzit olması nedeniyle, soğuma esnasında östenit dönüşüm sıcaklığı (A_3) Andrews (1965) formülüne (Eş. 8.2) göre belirlenmiştir [133]. Yapılan bu hesaplama sonucunda TRIP800 için A_3 sıcaklığı 828,9347 °C olarak hesaplanmıştır.

Soğuma oranlarının hesaplanmasının diğer bir adımı olarak göreceli plaka kalınlıkları Eş. 8.3' te verilen formüle göre hesaplanmıştır.

Göreceli plaka kalınlıklarının hesaplanması esnasında, her kaynak işleminde 0,2 mm kalınlığında shim plate kullanılması nedeniyle t değeri 3,2 mm; ρ x c değeri 0,0044; T_c değeri 797,099 °C ve T_0 değeri 25 °C olarak alınmış ve hesaplamalar bu değerlere göre yapılmıştır. TRIP800 numunelerindeki göreceli plaka kalınlığı değerinin 0,6 değerinden yüksek olmasına rağmen; bu değerin 0,6 – 0,9 arasında bulunması durumunda hem ince plaka hem de kalın plaka kullanılabileceği, ancak bu durumda soğuma oranları arasında % 15' lik bir fark olabilme ihtimali bulunması durumu [134] göz önünde bulundurularak, DP600 çeliklerinin tamamının soğuma oranının hesaplanmasında ince plaka denklemi kullanılmıştır. Hesaplanmış olan göreceli plaka kalınlıkları Çizelge 8.58' de gösterilmiştir.

Çizelge 8.58. Göreceli plaka kalınlıkları (TRIP800)

	2,5 m/dk	3 m/dk	3,5 m/dk
0 mm odak mesafesi / - 1,7 mm odak mesafesi	0,614	0,673	0,727

TRIP800 çelikleri için soğuma oranın belirlenmesi için Eş. 8.4' te verilmiş olan denklem kullanılmıştır. Kaynak hızına bağlı olarak hesaplanmış olan soğuma oranları Çizelge 8.59' da gösterilmiştir.

Çizelge 8.59. TRIP800 için soğuma oranları (°C/sn)

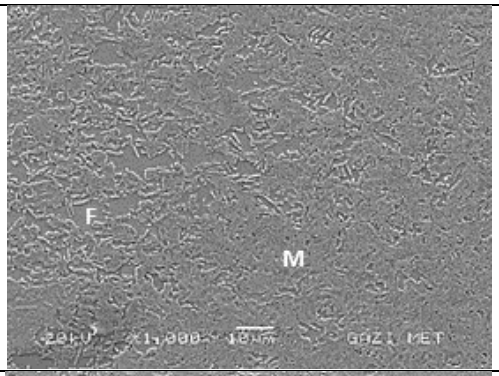
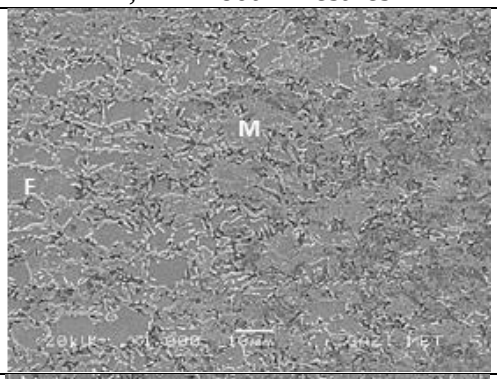
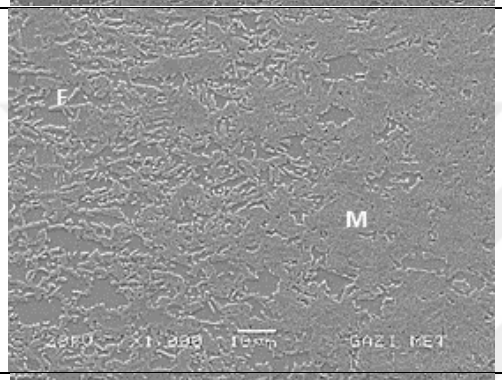
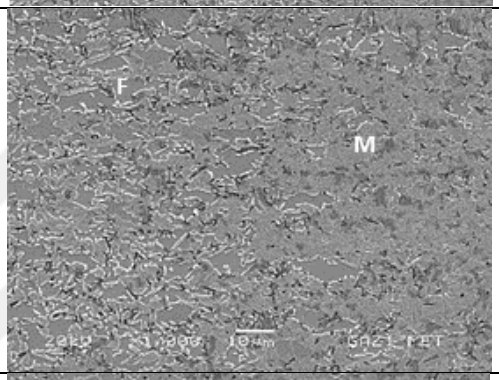
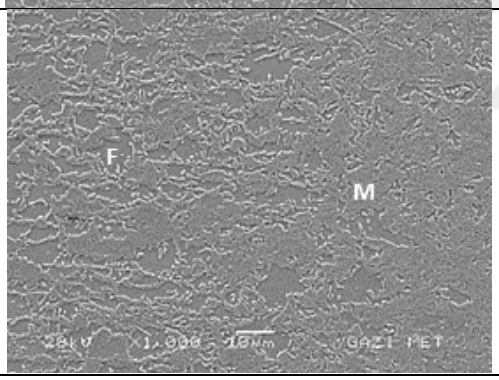
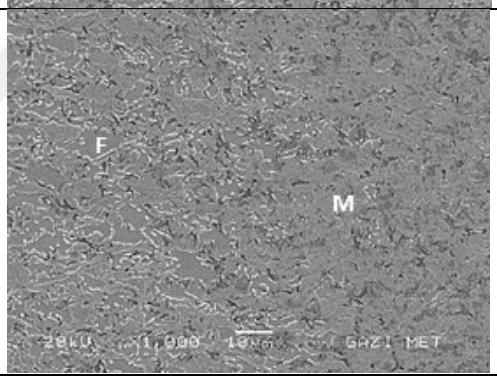
	2,5 m/dk	3 m/dk	3,5 m/dk
0 mm odak mesafesi	361,853	521,068	709,068
- 1,7 mm odak mesafesi	89,269	128,547	174,923

Yapılan SEM incelemelerinde her iki odak mesafesi kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda tespit edilmiş fazlar Çizelge 8.60' ta ve SEM görüntüleri Çizelge 8.61' de gösterilmiştir. Tabloda gösterilen fazlara ait kısaltmalar, F: Ferrit, M: Martenzit,B: Beynit, LM: Lata Martenzit, KÖ: Kalıntı Östenit, Ö: Östenit, BA: Beynit Adacıkları şeklindedir.

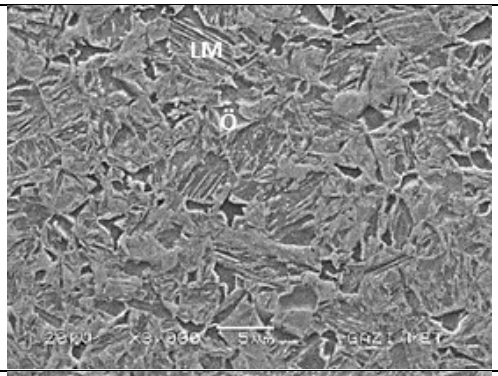
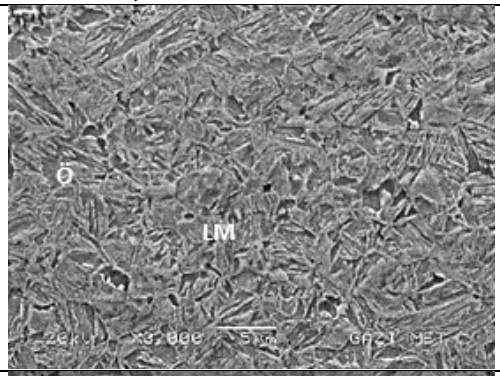
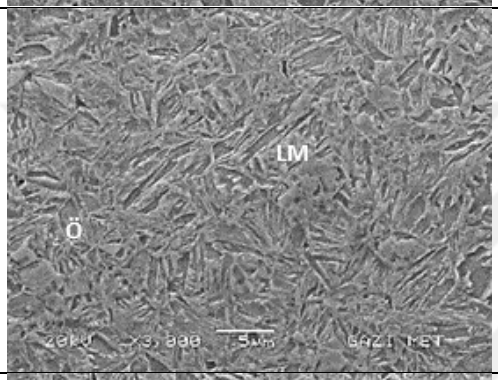
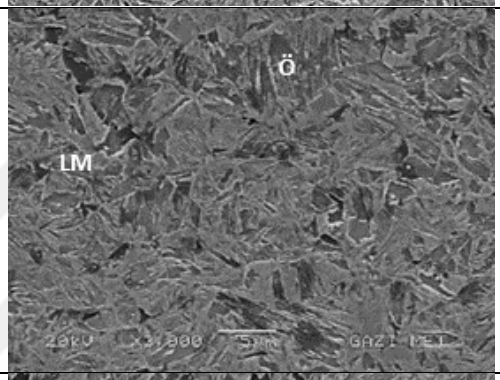
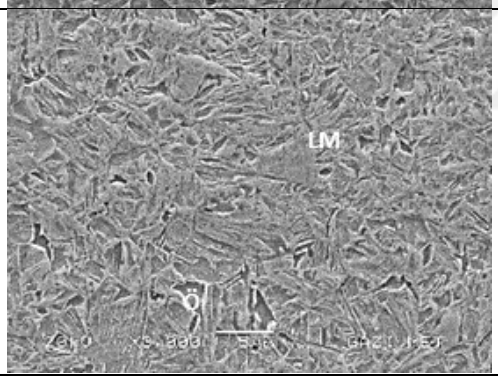
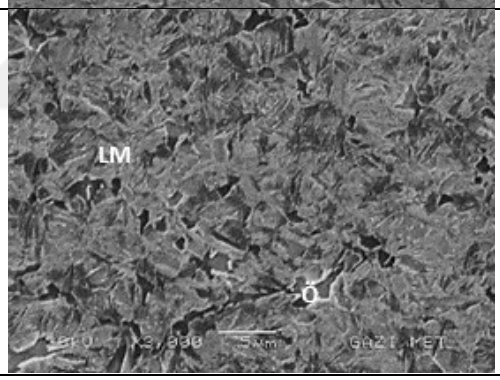
Çizelge 8.60. TRIP800 numuneleri için SEM incelemeleri sonucunda tespit edilmiş temel fazlar

	Ana Malzeme	ITAB			Kaynak Havuzu
		Kısmen Dönüşmüş Bölge	İnce Taneli Bölge	İri Taneli Bölge	
0 mm odak mesafesi	F KÖ B M	F M	Ö LM	Ö LM	LM
- 1,7 mm odak mesafesi	F KÖ B M	F M M ve B içinde sementit	Ö LM M ve B içinde sementit	Ö LM M ve B içinde sementit	LM TM BA M ve B içinde sementit

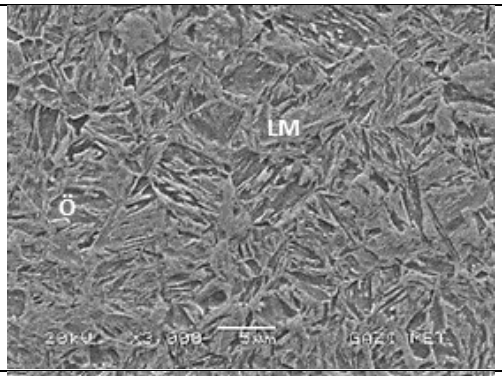
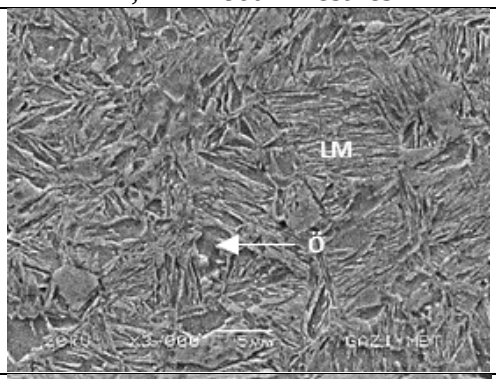
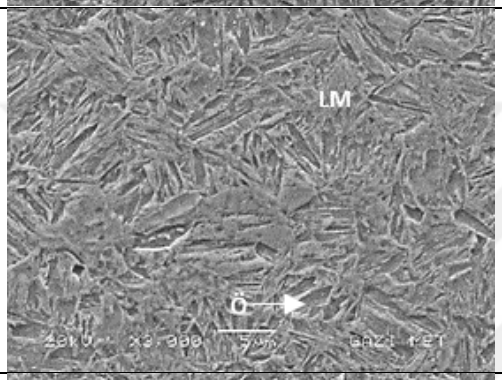
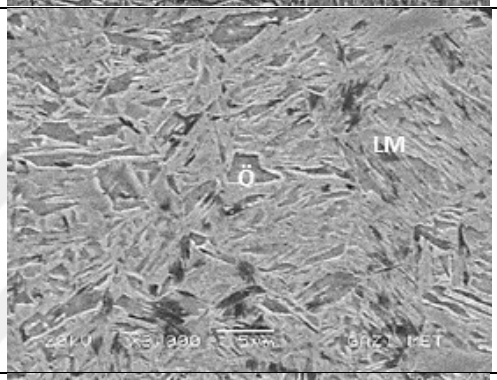
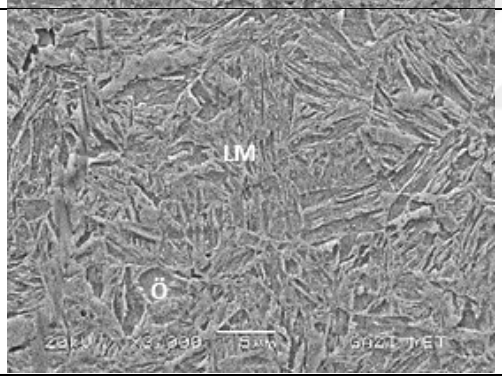
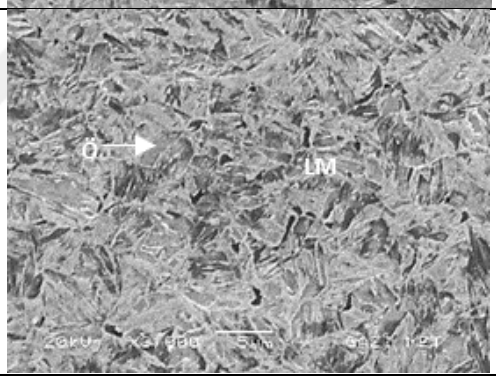
Çizelge 8.61. TRIP800 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,7 mm odak mesafesi	
2,5 m/dk			Kısmen Dönüşmüş Bölge
3 m/dk			
3,5 m/dk			

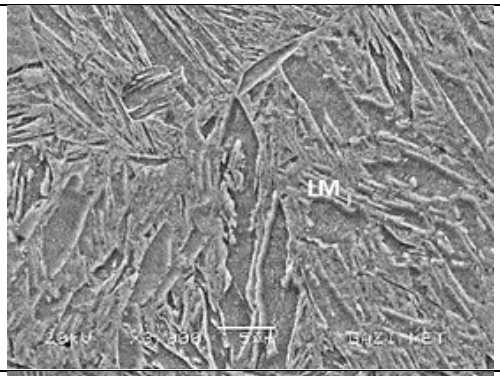
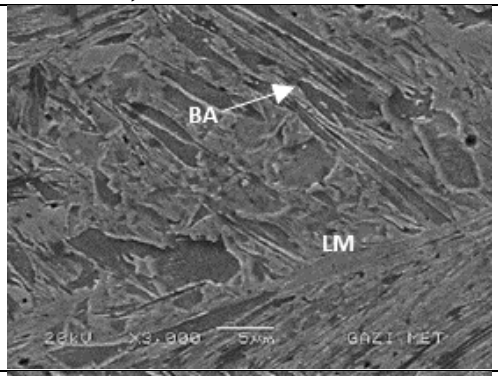
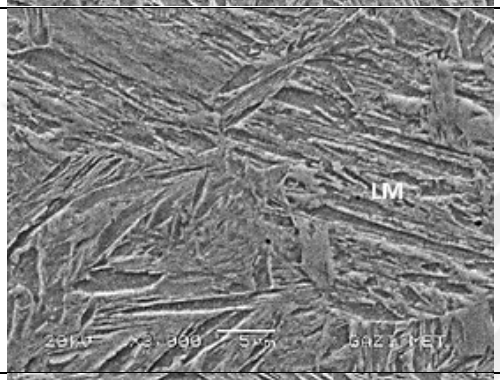
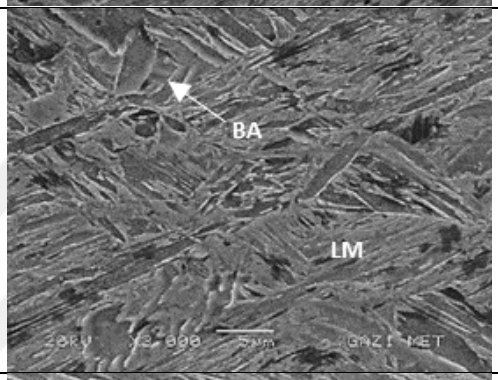
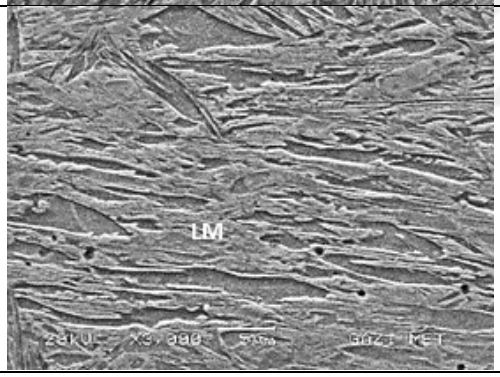
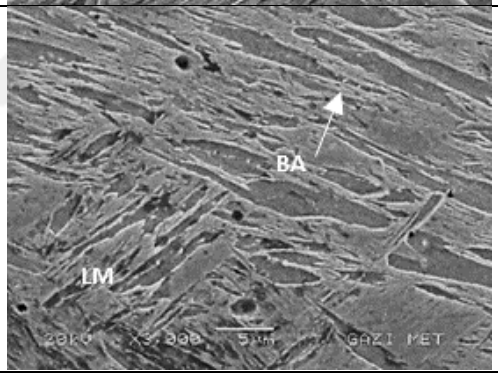
Çizelge 8.61. (devam) TRIP800 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,7 mm odak mesafesi	
2,5 m/dk			İnce Taneli Bölge
3 m/dk			
3,5 m/dk			

Çizelge 8.61. (devam) TRIP800 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,7 mm odak mesafesi	
2,5 m/dk			İri Taneli Bölge
3 m/dk			
3,5 m/dk			

Çizelge 8.61. (devam) TRIP800 numunelerinin SEM görüntüleri

	0 mm odak mesafesi	- 1,7 mm odak mesafesi	
2,5 m/dk			Kaynak Havuzu
3 m/dk			
3,5 m/dk			

Şekil 8.3’ te gösterildiği üzere ana malzemede yumuşak ferrit matrise gömülü kalıntı östenit, beynit ve martenzit fazlarından meydana gelmektedir.

Yapılan incelemeler sonucunda elde edilen SEM görüntülerine ait tespitler şu şekildedir:

Kaynak Havuzu: : 0 mm odak mesafesi ve – 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerin tamamının kaynak havuzu bölgesinde ağırlıklı olarak lata martenzit yapısı belirlenmiştir. Bununla birlikte – 1,7mm mm odak mesafesi kullanılan numunelerde malzemenin ısınma – soğuma geometrisinin 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerden farklı olmasına bağlı olarak ısı yayınım gradyentinin farklı olması nedeniyle, soğuma oranının azalmasına bağlı olarak karbür oluşumundan ziyade sementit fazının çözünmeye başladığı düşünülmektedir.

ITAB (Kısmen dönüşmüş bölge, ince taneli bölge, iri taneli bölge): Bu bölge, kaynak havuzundan sonra en fazla ısıya maruz kalan bölgedir ve benzer faz dönüşümlerinin tamamı bu bölgede de meydana gelmektedir. ITAB' ı meydana getiren bölgelerde ilk olarak iri taneli bölge incelendiğinde 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde östenit ve lata martenzit fazları, - 1,7 mm mesafesi kullanılan numunelerde ise östenit, lata martenzit ile martenzit ve beynit fazlarından çözünen sementit fazları; ince taneli bölgede ise 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde östenit ve lata martenzit; - 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ise östenit, lata martenzit, martenzit ve beynit fazlarından çözünen sementit fazları; kısmen dönüşmüş bölgede ise 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ferrit ve martenzit; - 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numuenlerde ise ferrit, martenzit ile martenzit ve beynit fazlarından çözünen sementit fazı olduğu düşünülen fazlar tespit edilmiştir. İri taneli bölge ve ince taneli bölgelerde elde edilen faz türleri birbiri ile eş olmasına rağmen, ince taneli bölgedeki lata martenzit yapısının daha ince olmasına rağmen, iri taneli bölgede bu yapının daha büyük tane boyutuna sahip olduğu görülmektedir. Aynı zamanda – 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde, 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelere kıyasla ısınma – soğuma geometrisindeki farklılık nedeniyle TRIP malzemenin mikroyapı temelini oluşturan beynit ve martenzit fazlarında çözünmeye bağlı olarak sementit fazı meydana geldiği düşünülmektedir.

ITAB ise kısmen dönüşmüş bölge, ince taneli bölge ve iri taneli bölgeden meydana gelmektedir.

0 mm odak mesafesi ile gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda elde edilen sertlik değerleri (Şekil 8.52, Çizelge 8.45), soğuma oranları ve SEM görüntüleri birlikte incelendiğinde; kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma oranlarında (Çizelge 8.49) artış meydana geldiği ve her bir bölgedeki sertlik değerlerinin de beklenen şekilde artış gösterdiği görülmektedir. İnceleme bölgeleri ele alındığında ana malzeme ferrit, kalıntı östenit, beynit ve martenzitten oluşmuş ve bu bölgelerde elde edilen sertlik değerlerinin ortalamaları her iki odak mesafesi numunelerinde aynı kabul edilmiştir. Yine 0 mm odak mesafesindeki numune sonuçlarına benzer şekilde kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma oranlarında artış meydana gelmiş ve bu soğuma oranlarına bağlı olarak ITAB' da ferrit, martenzit, östenit ve lata martenzit fazları belirlenmiştir. Bununla birlikte ana mzlemeden kaynak havuzuna doğru gidildikçe, yapı içerisinde yer alan yumuşak fazların (ferrit, östenit) hacimsel olarak azaldığı ve artan kaynak hızına bağlı olarak artan soğuma oranı ile birlikte martenzit dönüşümlerinin

arttığı ve buna bağlı olarak de sertlik değerlerinde artış meydana geldiği düşünülmektedir. Kaynak havuzu incelendiğinde ise yapının tamamen lata martenzite dönüştüğü ve bu nedenle de en yüksek sertlik değerlerinin bu bölgede elde edildiği görülmektedir [138].

- 1,7 mm odak mesafesi ile gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucunda elde edilen sertlik değerleri (Şekil 8.53 ve Çizelge 8.46), soğuma oranları ve SEM görüntüleri birlikte incelendiğinde (Çizelge 8.49); kaynak hızındaki artışa bağlı olarak soğuma oranının kaynak hızındaki artışa bağlı olarak arttığı tespit edilmiştir. İnceleme bölgeleri ele alındığında ana malzeme ferrit, kalıntı östenit, beynit ve martenzitten oluşmuş ve bu bölgelerde elde edilen sertlik değerlerinin ortalamaları her iki odak mesafesi numunelerinde aynı kabul edilmiştir. Kısmen dönüşmüş bölge, ITAB ve kaynak havuzu bölgeleri incelendiğinde ise kaynak hızındaki artışa bağlı olarak sertlik değerlerinde artış meydana geldiği görülmüştür. En belirgin dönüşümün meydana geldiği kaynak havuzu incelendiğinde lata martenzitin yanısıra temper martenzit, beynit adacıkları iel martenzit ve beynit fazlarından çözünen sementit oluşumu gözlenmiştir. - 1,7 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde ısıdan etkilenen her bölgede ana malzeme içeriğinde olan beynit ve martenzit fazlarının içerisinde mevcut olan C atomlarının, lazer ışın demetinin geometrisi nedeniyle üst sacta bir çeşit ısıl işlem meydana getirmesi ve buna bağlı olarak karbon elementinin mikroyapı içerisinde çözünmeye başlayarak sementit fazına dönüşmesi nedeniyle ana malzemeden kaynak havuzuna doğru gidildikçe sertlik değerlerinde artışa neden olduğu; ancak 0 mm odak mesafesindeki yapılar ve sertlik değerleri ile karşılaştırıldığında, meydana gelen bu çözünme nedeniyle sertlik değerlerinde azalma meydana geldiği düşünülmektedir. Bununla birlikte TRIP800 malzemeyi oluşturan temel alaşım elementleri C (ağ. % 0,17), Si (ağ. % 1,782) ve Mn (ağ. % 1,6)' dır. Bu temel alaşım elementlerinden Si' un atom çapı 210 pm, Mn atom çapı ise 127 pm; ve Mosh sertlik değerleri sırasıyla 6,5 Mosh ve 6 Mosh'tir. Negatif odak mesafesi kullanılan numunelerin tamamında kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ITAB genişliği değerlerinin arttığı ve buna bağlı olarak da ısı iletiminden kaynaklanan Mn difüzyonunun da ITAB doğrultusunda artacağı ancak Si ve Mn elementlerinin ağırlıkça % değerlerinin birbirine yakın olması nedeniyle meydana gelecek olan bu difüzyonun sertlik değerlerini belirgin şekilde etkilemeyeceği, elde edilen sonuçlardaki temel nedenin faz dönüşümlerinden kaynaklandığı düşünülmektedir [135-137].

9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, otomotiv sektöründe kullanılan DP600 ve TRIP800 çelikleri, herhangi bir koruyucu gaz atmosferi kullanılmadan, malzeme kalınlıkları maksimum olacak şekilde, kaynak süreci esnasında harcanan zamanı kısaltan, düşük ısı girdisi ve buna bağlı olarak çok daha dar Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB) oluşturması ve yüksek birleşme dayanımı sağlaması nedeniyle, fiber lazer kaynak yöntemi kullanılarak kaynaklanmışlardır. Bu kaynak yönteminin, deneysel olarak da belirlenen bu avantajlarından dolayı otomotiv endüstrisinde kullanımının artacağı tahmin edilmektedir.

Otomotiv endüstrisinde kullanılan DP600 ve TRIP800 çeliklerinin fiber lazer kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmeler sonucunda elde edilen sonuçlar şu şekildedir:

1. DP600 ve TRIP800 malzemeler spektral analiz gerçekleştirilmiş ve elde edilen kimyasal kompozisyon verileri kullanılarak, DP600 için CE değeri 0,42; TRIP800 için CE değeri 0,44 olarak hesaplanmış ve bunun DP600 kolay kaynak edilebilir; TRIP800 ise şartlı kaynak edilebilir bölgede yer almıştır. Ana malzemelere ait mekanik özelliklerin belirlenebilmesi adına çekme testi analizi ve mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. DP600' e ait ortalama akma dayanımı değeri 294,59 MPa, ortalama çekme dayanımı değeri 554,64 MPa; TRIP800 için ise ortalama akma dayanımı değeri 416,80 MPa, ortalama çekme dayanımı değeri 790,34 MPa'dır. Sertlik ölçümleri sonucunda ise DP600 çeliğinin ortalama sertlik değeri 183,3 HV_5; TRIP800 çeliği için ise ortalama sertlik değeri 205 HV_5' tir.

2. Ana malzemelere yapılan çekme analizi sonrası elde edilen kırık yüzeyler, görsel olarak ve SEM ile yapılan incelemeler sonucunda her iki malzeme grubunda da numunelerin yaklaşık 45°'lik açıyla hasarlanmıştır. Çekme analizi sonrasında yumuşak ferrit matrise gömülü martenzit fazından meydana gelen DP600 malzemenin kırık yüzeyi, mat, lifli ve çukurcuk oluşumlarına sahip, sünek kırılma yüzeyi morfolojisine sahiptir. Bununla birlikte, ferrit matris içerisine gömülü kalıntı östenit, martenzit ve beynit fazlarından meydana gelen ve deformasyona bağlı olarak kalıntı östenit fazının martenzite dönüştüğünün bilindiği TRIP800 malzeme ise hem sünek hem de gevrek kırılma yüzeyi morfolojisine sahiptir.

3. Hem DP600 hem de TRIP800 malzeme kullanılarak yapılan kaynak işlemleri sonrasındaki kaynak dikişlerinin makro analizleri sonucunda, odak mesafesi parametresinden bağımsız olarak, kaynak hızı arttıkça ısı girdisi azalmış, soğuma oranı artmış ve bunlara bağlı olarak ortalama krater uzunluğu değerleri artmış, ortalama krater genişliği ve ortalama dikiş genişliği değerleri azalmıştır.

4. DP600 ve TRIP800 kaynaklı numunelerin, radyografik ve sıvı penetrant muayenesi sonucunda çatlak, krater çatlağı, porozite ve gaz boşlukları, kümelenmiş ve lineer porozite, yetersiz ergime, yanma oluğu, aşırı penetrasyon hataları tespit edilmemiştir. Bununla birlikte birleştirme tipi ve herhangi bir dolgu malzemesi kullanılmaması nedeniyle, katı inklüzyonlar, dolgu kaynaklarına özgü kusurlar, aşırı kaynak metali, lineer kaçıklık, eğilme, yetersiz dolgu ve birleştirme ekseninden sapma hatalarının değerlendirilebilmesi mümkün olmamıştır. DP600 numunelerinde çekinti boşluğu değerinin limit değerin üstünde olması nedeniyle kalite sınıfı B' ye göre reddedilmiş, diğer numunelerde reddedilen olmamıştır. Reddedilmiş olan bu numunenin orta kaynak hızındaki numune olması nedeniyle kaynak hızı veya odak mesafesi bakımından karşılaştırma yapılamamaktadır. Bu durumun belirlenebilmesi amacıyla aynı parametrelerin yeniden çalışılması ve kaynak dikişine çoklu ölçüm ve tarama yapılması tavsiye edilebilir. TRIP800 numuneleri için yapılan bu incelemeler esnasında numunelerde çekinti boşluğu, aşırı penetrasyon ve kök konkavitesi hataları tespit edilmiştir. Ancak tespit edilen hataların tamamının kalite sınıfı B' de tanımlanmış olan limit değerlere uygun olduğu belirlenmiştir.

5. Kaynaklı numunelere uygulanan kesme – makaslama testleri ve makro yapı incelemeleri sonucunda: hem DP600 hem de TRIP800 numunelerinde, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak penetrasyon derinlikleri azalmış, soğuma oranının artması ve bunlara bağlı olarak da kesme – makaslama kuvveti ve uzama değerleri azalmış, aynı zamanda hasarlanma bölgeleri ana malzemeden kaynak havuzu bölgesine doğru kaymıştır.

6. Kaynaklı numunelere yapılan makro ve mikroyapı incelemeleri esnasında kaynak hızındaki artışa bağlı olarak penetrasyon derinlikleri azalmış, ancak negatif odak mesafesi kullanılan numunelerdeki penetrasyon derinlikleri, 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerdeki penetrasyon derinliklerinden daha yüksektir. Bununla birlikte 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerin tamamında kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ısı

girdisi değerleri azalmış, soğuma oranı artmış ve buna bağlı olarak da hem alt sacda hem de üst saclarda ITAB genişlikleri azalmıştır. Negatif odak mesafesi kullanılan numunelerin tamamında kaynak hızındaki artışa bağlı olarak üst saclardaki ITAB genişlikleri artmıştır. Bu durumun temel sebebinin lazer ışınının odaklanma mesafesi ve bu esnada meydana gelen lazer ışını geometrisine bağlı olarak üst saclarda temperlenme meydana gelmesi ve soğuma süreci esnasında alt sacdan konveksiyon yoluyla meydana gelen ısı yayılımı olduğu düşünülmektedir. Bu durumun kesinleştirilebilmesi açısından farklı odak mesafeleri kullanılarak benzer çalışmaların yapılması tavsiye edilebilir.

7. Mikroyapı incelemeleri sonucunda DP600 ana malzemenin ferrit ve martenzit fazlarından meydana geldiği belirlenmiştir. Ana malzeme – ITAB geçiş bölgesinde tane yapısının incelmeye başladığı ve segregasyondan kaynaklı olduğu tahmin edilen bant yapıların meydana geldiği görülmüştür. ITAB – kaynak havuzu geçiş bölgesinde ise lata martenzit yapılarının oluşmaya başladığı aynı zamanda geçiş bölgesine ait ince taneli yapıların da mevcut olduğu görülmüştür. Kaynak havuzuna ait görüntüler incelendiğinde ise yapının tamamen lata martenizt olduğu, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ise lata büyüklüklerinin arttığı gözlenmiştir. Yapılan SEM çalışmalarında ise her iki odak mesafesi parametresinde de ana malzemenin ferrit ve martenzit fazından meydana geldiği belirlenmiştir. ITAB' ı oluşturan kısmen dönüşmüş bölge, ince taneli bölge ve iri taneli bölge incelendiğinde; 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde kısmen dönüşmüş bölgenin ferrit ve martenzitten meydana geldiği, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ısı girdisinin azalması ve soğuma oranının artmasında bağlı olarak ferrit miktarının azaldığı ve bununla birlikte temper martenzit oluşumu görülmüştür. İnce taneli bölgede lata martenzit oluşumunun başladığı, bununla birlikte temper martenzit ve temper beynit fazlarının meydana geldiği; iri taneli bölgede ferrit ve lata martenzit; kaynak havuzunda ise tamamen lata martenzit fazları görülmüştür. Numunelerin tamamında kaynak hızı arttıkça ısı girdisi değerlerinin azaldığı ve bu nedenle de soğuma oranı değerlerinin arttığı hesaplanmıştır. Meydana gelen bu nedenler dolayısıyla da mikro sertlik değerleri değerlendirildiğinde kaynak hızı arttıkça beklenildiği şekilde sertlik değerlerinde artış meydana gelmiştir. Bununla birlikte negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde elde edilen sonuçlar incelendiğinde ana malzemenin mikroyapısında ferrit ve martenzit, kısmen dönüşmüş bölgede ferrit, martenzit ve temper martenzit, ince taneli bölgede lata martenzit, temper martenzit, temper beynit ve karbür, iri taneli bölegede ferrit, temper

martenzit ve lata martenzit fazları, kaynak havuzunda ise lata martenzit ve karbür oluşumları gözlenmiştir. Negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde, lazer ışın demetinin alt sacın üst yüzeyinde odaklanması ve kaynak işlemi esnasında lazer ışınının üst sacda temperleme ekisi yaratarak buradaki ısınma – soğuma süreçleri esnasında temper fazlarla birlikte karbür oluşumuna ve kabalaşmasına neden olmuştur. Meydana gelen bu karbon çökelmesi nedeniyle de sertlik değerlerinde azalma meydana geldiği belirlenmiştir. TRIP800 numunelerin incelenmesi sırasında ise ana malzemenin yumuşak ferrit matrise gömülü martenzit ve kalıntı östenit fazlarından meydana geldiği belirlenmiştir. Ana malzeme – ITAB geçiş bölgeleri incelendiğinde ise tüm numunelerde tane yapısının incelmeye başladığı görülmüştür. ITAB – Kaynak havuzu geçiş bölgesinde ise mevcut ferrit fazının gözlenmeye devam edildiği ancak beynit fazının yapısının tane büyüklüğünün artarak, martenzit adacıklarına dönüşmeye başladığı görülmektedir. Kaynak havuzu incelendiğinde ise, kaynak merkezinden ergime hattına doğu epitaksiyel katılaşma meydana geldiği ve küçük adacıklar şeklinde ferrit fazı ile soğuma oranındaki yüksek artışa bağlı olarak matenzit tane büyüklüklerinin daha da artarak plaka martenzite dönüştüğü görülmektedir. Yapılan SEM çalışmalarında ise her iki odak mesafesi parametresinde de ana malzemenin ferrit, kalıntı östenit, beynit ve martenzit fazlarından meydana geldiği belirlenmiştir. ITAB' ı oluşturan kısmen dönüşmüş bölge, ince taneli bölge ve iri taneli bölge incelendiğinde; 0 mm odak mesafesi kullanılan numunelerde kısmen dönüşmüş bölgenin ferrit ve martenzitten meydana geldiği, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak ısı girdisinin azalması ve soğuma oranının artmasında bağlı olarak ferrit miktarının azaldığı görülmüştür. İnce taneli bölgede lata martenzit oluşumunun başladığı, bununla birlikte östenit fazının meydana geldiği; iri taneli bölgede ise yine benzer şekilde östenit ve lata martenzit fazlarının yer aldığı ancak bu bölgedeki lata martenzit yapılarının tane büyüklüklerinin daha yüksek olduğu görülmüştür. Numunelerin tamamında kaynak hızı arttıkça ısı girdisi değerlerinin azaldığı ve bu nedenle de soğuma oranı değerlerinin arttığı hesaplanmıştır. Dolayısıyla da mikro sertlik değerleri değerlendirildiğinde kaynak hızı arttıkça beklenildiği şekilde sertlik değerlerinde artış meydana gelmiştir. Bununla birlikte negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde elde edilen sonuçlar incelendiğinde ana malzemenin mikroyapısında ferrit, kalıntı östenit, beynit ve martenzit, kısmen dönüşmüş bölgede ferrit, martenzit ve martenzit – beynit yapıları içerisinde sementit yapıları; ince taneli bölgede östenit, lata martenzit ve martenzit – beynit yapıları içerisinde sementit yapıları, iri taneli bölgede östenit, lata martenzit ve martenzit – beynit yapıları içerisinde sementit yapıları, kaynak

havuzunda ise lata martenzit temper martenzit, beynit adacıkları ile ve martenzit – beynit yapıları içerisinde sementit gözlenmiştir. Nagatif odak mesafesi kullanılan numunelerde, lazer ışın demetinin alt sacın üst yüzeyinde odaklanması ve kaynak işlemi esnasında lazer ışınının üst sacda temperleme ekisi yaratarak buradaki ısınma – soğuma süreçleri esnasında temper fazlarla birlikte sementit oluşumuna neden olduğu düşünülmektedir. Negatif odak mesafesi kullanılan numunelerde fazlarda çözünme meydana gelmesine rağmen, kaynak hızındaki artışa bağlı olarak sertlik değerlerinde artış meydana geldiği, ancak fazların çözünmesi esnasında C elementinin yapı içerisinde homojen şekilde dağılması nedeniyle bu durumun gözlendiği tahmin edilmektedir. Bununla birlikte, negatif odak mesafesi ile kaynaklanmış numuneler ile karşılaştırıldığında sertlik değerlerinin daha düşük olması, negatif odak mesafesi kullanılan numunelerdeki ışın geometrisine bağlı temperleme sürecinin meydana gelmiş olma olasılığını güçlendirmektedir. Ancak bu durumun netleştirilebilmesi adına benzer parametreler ve farklı odak derinliği çalışmalarının yapılması tavsiye edilebilir.

KAYNAKLAR

1. Pasaoglu, G., Honselaar, M., and Thiel, C. (2012). Potential vehicle fleet CO_2 reductions and cost implications for various vehicle technology deployment scenarios in Europe. *Energy Policy*, 404 – 421.

2. Kuziak, R., Kawalla, R., and Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives Of Civil And Mechanical Engineering*, 8 (2), 104 – 117.

3. Matlock, D. K., Speer, J. G., Moor,E. Gibbs, J. P. (2012). Recent developments ın advanced hıgh strength sheet steels for automotıve applıcatıons: An overvıew, *Jestech*, 15 (1), 1 – 12.

4. Safari, H., Nahvi, H., and Esfahanian, M. (2018). Improving automotive crashworthiness using advanced high strength steels, *International Journal of Crashworthiness*, 23 (6), 645 – 659.

5. Kumar, A., Gautam, V. (In Press). Formability of tailor welded blanks of high strength steel : A review, *Materials Today : Proceedings*, 1 – 5.

6. Lin, X., Wang, P., Zhu, H. Zhang, Y., Ning, Y., Wang, L. (2021). A novel method for the welding of tailor-welded blanks with different thicknesses based on the diode laser source, *Optics and Laser Technology*,1-5.

7. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=https://books.google.ca/books?id=qTlRHQAACAAJ.html&date=2017-04-28 Son Erişim Tarihi: 28.04.2017

8. Krastel, K. (2018, May). *High power laser applications*. Paper presented IPG Photonics Eurasia Seminar, İstanbul.

9. Mohammed, B. A., (2017). *Characterızatıon And Multıscale Crystal Plastıcıty Modelıng Of Multıphase Advanced Hıgh Strength Steel*, Doctor of Philosophy Thesis, Michigan State University, Mechanical Engineering, 1 – 18.

10. Story, M. E., (2018). *Microstructural Effects on High-Temperature Selective Oxidation of CMnSi Advanced High-Strength Steels*, Doctor of Philosophy Thesis, Carnegie Mellon University, Materials Science and Engineering, 1 – 50.

11. Tang, D. (2019). *Impurity Control in Producing the 3rd Generation Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Doctor of Philosophy Thesis, Carnegie Mellon University, Materials Science and Engineering, 1 – 14.

12. Giacomin, R. C. (2019). *Mechanisms of 3rd Generation Advanced High-Strength Steel Slab Embrittlement,)*, Doctor of Philosophy Thesis, Carnegie Mellon University, Materials Science and Engineering, 1 – 148.

13. Keeler, S., Kimchi, M., Mooney, P. J. (Eds.). (2017). Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0, World Auto Steel, 1 – 314.

14. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=https%3A%2F%2Fwww.worldsteel.org%2Fsteel-by-topic%2Flife-cycle-thinking.html&date=2017-04-28 Son Erişim Tarihi: 28.04.2017.

15. Tamarelli, C. M. (2011). *AHSS 101: The Evolving Use Of Advanced High-Strength Steel For Automotive Applications*. Michigan: Steel Market Development Institute, 6 – 41.

16. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://agrouhelscience.weebly.com/evaluating.html. &date=2017-04-28 Son Erişim Tarihi: 28.04.2017.

17. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=https://i.ytimg.com/vi/q-1cjw25E7A/maxresdefault.jpg.html&date=2017-04-28 Son Erişim Tarihi: 28.04.2017.

18. Galán, J., Samek, L., Verleysen, P., Verbeken, K., Houbaert, Y. (2012). Advanced high strength steels for automotive industry, *Revista de Metalurgia*, 48 (2), 118 – 131.

19. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/AHSS/DP/EN.html&date=2017-04-28 Son Erişim Tarihi: 28.04.2017.

20. Bag, A., Ray, K. K., Dwarakadasa, E. S. (1999). Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels, *Metallurgıcal And Materıals Transactıons A*, 30 (A), 1193 – 1202.

21. Sarraf, I. S. (2017). *Meso–Scale Modelling of Deformation, Damage and Failure in Dual Phase Steels*, Doctor of Philosophy Thesis, University of Windsor, Mechanical, Automotive & Materials Engineering, 1 – 295.

22. Wu, C. T. (1985). *Mechanical Properties and Deformation Behaviour of Martensite – Ferrite Dual Phase Steels*, c, Illinois Institute of Technology, Metallurgical Engineering, 201 – 220.

23. Nakagawa, A. H., and Thomas, G. (1985). Microstructure-mechanical property relationships of dual-phase steel wire, *Metallurgıcal Transactıons A*, 16 (A), 831 – 840.

24. Irie, T., Satoh, S., Hashiguchi, K., Takahashi, I., Hashimoto, O. (1981). Metallurgical factors affecting the formability of cold-rolled high strength steel sheets, *Transactions Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 21, 793 – 801.

25. Chang, C. (2010). *Correlatıon Between The Mıcrostructure Of Dual Phase Steel And Industrıal Tube Bendıng Performance*, Degree of Master of Applied Science, University of Windsor, Mechanical Engineering, 1 – 101.

26. Mazinani, M. (2006). *Deformatıon And Fracture Behavıour of A Low-Carbon Dual-Phase Steel*, Doctor of Philosophy Thesis, The Unıversıty of Brıtısh Columbıa, Metals & Materials Engineering, 140 – 153.

27. Madrid, M. (2018). *Hole Expansıon Performance And The Resıstance To Crack Propagatıon In Hıgh Strength DP and QP Steels,* Master of Applied Science Thesis, Colorado School of Mines, Metallurgical and Materials Engineering, 3 – 57.

28. Sloan, A. D. C. (2011). *The Role of Non-Ferritic Phase in the Micro-Void Damage Accumulation and Failure of Dual-Phase Steels*, Master of Applied Science Thesis, Queen's University, Mechanical and Materials Engineering, 1 – 121.

29. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=https://www.youtube.com/channel/UCDtmhkTcV51R_U9gMGdkn3w.html&date=2021-05-15 Son Erişim Tarihi: 15.05.2021

30. Alturk, R. (2018). *Characterızatıon and Modelıng of The Hıgh Straın Rate Response of Advanced Hıgh Strength Steels*, Doctor of Philosophy Thesis, The Graduate School of Clemson University, Automotive Engineering, 1 – 105.

31. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=72c0f7ac188f4598b2f03887d11bb9c1.html&date=2021-05-14 Son Erişim Tarihi: 14.05.2021

32. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=cac600d9aa3c40c094a524f900c96bdc..html&date=2021-05-14 Son Erişim Tarihi: 14.05.2021

33. Ramazani, A., Mukherjee, K., Abdurakhmanov, A., Prahl, U., Schleser, M. (2014). Micro–macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel, *Materials Science & Engineering A* ,589, 1- 14.

34. Alves, P. H. O. M., Lima, M. S. F., Raabe, D., Sandim, H. R. Z. (2018). Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel. *Journal of Materials Processing Technology*., 252, 498 – 510.

35. Indhu, R., Tak, M., Vijayaraghavan, L., Soundarapandian, S. (2020). Microstructural evolution and its effect on joint strength during laser welding of dual phase steel to aluminium alloy*, Journal of Manufacturing Processes*, 58, 236 - 248.

36. Chabok, A., Aa, E. Van Der, Pei, Y. (2020). A study on the effect of chemical composition on the microstructural characteristics and mechanical performance of DP1000 resistance spot welds, *Materials Science & Engineering A*, 788, 139501.

37. Ray, T., Kundu, J., Kundu, A., Shome, M. (2020). Fatigue behaviour of laser spot welds in dual phase 780 steel, *International Journal of Fatigue*, 132, 105374.

38. Kuril, A. A., Ram, G. D. J., Bakshi, S. R. (2019). Microstructure and mechanical properties of keyhole plasma arc welded dual phase steel DP600. *Journal of Materials Processing TechnologyTech.*, 270, 28 – 36.

39. Ma, B, Meng, D., Gu, X., Ma, X., Zhang, D., Zhang, Q. (2018, September). *Integration process of stamping and welding for DP600 advanced high strength steel sheets,* Paper presented at 17th International Conference on Metal Forming, Toyohashi, Japan.

40. Öztürk, E., Arıkan H., Kayrıcı, M. (2019, Ekim). *Farklı kalınlık oranına sahip alın kaynaklı DP600-DP800 çelik sacların mekanik özelliklerinin karşılaştırılması*, The International Alumınıum-Themed Engineering and Natural Sciences Conference' da sunuldu, Seydişehir.

41. Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S. M., İpekoğlu, Çam, G. (2017, Kasım). *Sürtünme karıştırma kaynağıyla birleştirilen çift fazlı çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*, X. Kaynak Teknolojisi Ulusal Kongre ve Sergisi' nde sunuldu, Ankara.

42. Aras, S., Ertan, R., Özgül, H. G. (2018). Elektrik direnç nokta kaynağı ile birleştirilen yüksek mukavemetli çeliklerin mekanik özelliklerinin incelenmesi, *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 24(1), 63 – 68.

43. Antika, Y. E., Tatlı, Z., Çalışkan, F., Tehçi, T. (2018). TRIP ve DP çeliklerinde direnç nokta kaynağı parametrelerinin mekanik özelliklere etkisi, *Engineering Sciences (NWSAENS)*, 13 (3), 217 – 228.

44. Indhu, R., Divyaa, S., Takb, M., Soundarapandiana, S. (2018, June). *Microstructure development in pulsed laser welding of dual phase steel to aluminium alloy*, Paper presented at 46th SME North American Manufacturing Research Conference, Texas.

45. Kundu, J, Ray, T., Kundu, A., Shome, M. (2019). Effect of the laser power on the mechanical performance of the laser spot welds in dual phase steels, *Journal of Materials Processing Tech.*, 267, 114 – 123.

46. Mahmoudiniya, M., Kokabi, A. H., Goodarzi, M., Kestens, L. A. I. (2020). Friction stir welding of advanced high strength dual phase steel: Microstructure, mechanical properties and fracture behavior, *Materials Science & Engineering A*, 769, 138490.

47. Sivaraj, P., Seeman, M., Kanagarajan, D., Seetharaman, R. (2020), Influence of welding parameter on mechanical properties and microstructural features of resistance spot welded dual phase steel sheets joint, *Materials Today: Proceedings*, 22 (3), 558 – 562.

48. Badkoobeh, F., Nouri, A., Hassannejad, H., Mostaan, H. (2020). Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dual-phase steels with various silicon contents, *Materials Science & Engineering A*, 790, 139703.

49. Zhou, H., Lıu, J. S., Zhou, D. W., Tao, T. (2020). Effect of Al-foil addition on microstructure and temperature field of laser fusion welded joints of DP590 dual-phase steel and AZ31B magnesium alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 30, 2669 – 2680.

50. Pramanick, A. K., Das, H., Lee, J. W., Jung, Y., Cho, H. H., Hong, S. T., Shome, M., Pramanick, A. K. (2021). Texture analysis and joint performance of laser-welded similar and dissimilar dual-phase and complex-phase ultra-high-strength steels, *Materials Characterization*, 174, 111035.

51. Mostaan, H., Saeedpour, P., Ahmadi, H., Nouri, A. (2021) Laser welding of dual-phase steels with different silicon contents: phase evolutions, microstructural observations, mechanical properties, and fracture behavior, *Materials Science & Engineering A*, 811 140974.

52. Ronevich, J. A. (2012). *Hydrogen effects in pre-strained TRIP steel*, Doctor of Philosophy Thesis, Colorado School of Mines, Materials Science and Engineering, 3 – 137.

53. Shiang, J. S. (2012). *Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an Aluminum-alloyed TRIP steel*, Master of Applied Science Thesis, Queen's University, Mechanical and Materials Engineering, 7 – 102.

54. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/AHSS/TRIP/EN.html&date=2017-04-28 Son Erişim Tarihi: 28.04.2017

55. Gong, J. (2013). *Predictive process optimization for fracture ductility in automotive TRIP steels.* Doctor of Philosophy Thesis. Northwestern University, Materials Science and Engineering, 50.

56. Hongliang, Y., (2010). *δ-TRIP Steel*, Doctor of Philosophy Thesis, Pohang University of Science and Technology, Department of Ferrous Technology, 104 – 117.

57. De Cooman, B. C. (2004). Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8, 285 – 303.

58. 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.

59. Wibowo, M. K. (2003). *Welding of TRIP steels*, Master of Applied Science Thesis, Dhelft University of Technology, Joining Technology, 4 – 31.

60. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguıd=6c5ba5bdab99433283e1c186008403ec.html&date=2021-05-14 Son Erişim Tarihi: 14.05.2021

61. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguıd=3222278ca7794b12a7155a4a2b5cf528&ckck=1.html&date=2021-05-14 Son Erişim Tarihi: 14.05.2021

62. Xia, M., Tian, Z., Zhao, L., Zhou, Y. N. (2008). Metallurgical and mechanical properties of fusion zones of TRIP steels in laser welding, *ISIJ International*, 48 (4), 483 – 488.

63. Xia, M., Tian, Z., Zhao, L., Zhou, Y. N. (2008). Fusion zone microstructure evolution of Al-alloyed TRIP steel in diode laser welding, *Materials Transactions*, 49 (4), 746 – 753.

64. Sharma, R. S., Molian, P. (2009) Yb:YAG laser welding of TRIP780 steel with dual phase and mild steels for use in tailor welded blanks, *Materials and Design*, 30, 4146 –4155.

65. Grajcar, A., Różański, M., Stano, S., Kowalski, A., Grzegorczyk, B. (2014). Effect of Heat Input on Microstructure and Hardness Distribution of laser welded Si-Al TRIP-type steel, *Advances in Materials Science and Engineering*, 2014, 658947.

66. Spena, P. S., De Maddis, M., D'Antonio, G., Lombardi, F. (2016). Weldability and monitoring of resistance spot welding of Q&P and TRIP steels, *Metals*, 6 (11), 270.

67. Májlinger, K., Kalácska, E., Spena, P. R. (2016). Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets, *Materials and Design*, 109, 615 – 621.

68. Grajcar, A., Różański, M., Kamińska, M., Grzegorczyk, B. (2016). Effect of gas atmosphere on the non-metallıc ınclusıons ın laser-welded trıp steel wıth Al and Si addıtıons, *Materials and Technology*, 50 (6) , 945 – 950.

69. Emre, H. E., Kaçar, R. (2016). Resistance spot weldability of galvanize coated and uncoated TRIP steels, *Metals*, 6, 299.

70. Lun, N., Saha, D. C., Macwan, A., Pan, H., Wang, L., Goodwin, F., Zhou, Y. (2017). Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel, *Materials and Design*, 131, 450 – 459.

71. Zhao, S., Ni, J., Wang, G., Wang, Y., Bi, Q., Zhao, Y., Liu, X. (2018). Effects of tool geometry on friction stir welding of AA6061 to TRIP steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 261, 39 – 49.

72. Vargas, V. H., Mejía, I., Hernández, B. V. H., Maldonado, C. (2018). Characterization of resistance spot welded transformation induced plasticity (TRIP) steels with different silicon and carbon contents, *Journal of Manufacturing Processes*, 32, 307 – 317.

73. Ashiri, R., Marashi, S. P. H., Park, Y. D. (2018). Weld processing and mechanical responses of 1-GPa TRIP steel resistance spot welds, *Welding Journal*, 97, 157 – 169.

74. Park, G., Kim, K., Uhm, S., Lee, C. (2019). Remarkable improvement in resistance spot weldability of medium-Mn TRIP steel by paint-baking heat treatment, *Materials Science & Engineering A*, 766, 138401.

75. Cortés, V. H. V., Guerrero, G. A., Granados, I. M., Hernández, V. H. B., Zepeda, C. M. (2019). Effect of retained austenite and non-metallic inclusions on the mechanical properties of resistance spot welding nuggets of low-alloy TRIP steels, *Metals*, 9, 9101064.

76. Park, G., Kim, K., Uhm, S., Lee, C. (2019) A comparison of cross-tension properties and fracture behavior between similar and dissimilar resistance spot-weldments in medium-Mn TRIP steel, *Materials Science & Engineering A*, 752, 206 – 216.

77. Kong, H., Chao, Q., Rolfe, B., Beladi, H. (2019) One-step quenching and partitioning treatment of a tailor welded blank of boron and TRIP steels for automotive applications, *Materials and Design*, 174, 107799.

78. Moghadam, H. G. T., Jafarian, H. R., Heidarzadeh, A., Eivani, A. R., Do, H., Park, N. (2020). Achieving extraordinary strength and ductility in TRIP steels through stabilization of austenite up to 99.8 % by friction stir welding, *Materials Science & Engineering A*, 773, 138876.

79. Nagasaka, A., Hojo, T., Aoki, K., Koyama, H., Shimizu, A. (2020) Spot welded tensile properties in automobile ultrahigh strength TRIP-aided martensitic steel sheet. T*etsu-to-Hagané Journal of the Iron and Steel Institute of Japan,*106, 438 – 447.

80. Wang, W., Zhang, S., Qiao, K., Wang, K., Peng, P., Yuan, S., Chen, S., Zhang, T., Wang, Q., Liu, T., Yang, Q. (2020). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joint of TRIP steel, *Journal of Manufacturing Processes*, 56, 623 –634.

81. Nagasaka, A., Hojo, T., Aoki, K., Koyama, H., Shimizu, A. (2021) Spot welded tensile properties in automobile ultrahigh strength TRIP-aided martensitic steel sheet. *ISIJ International*,61 (2), 599 – 607.

82. Silfvast, W. T., (1996). *Laser Fundamentals* (Second Edition). Florida: Cambridge University Press, 590 – 619.

83. Bacaksız, İ. (2011). *İmplant Üstü Bar Yapımında, İntraoral Lazer Kaynak Ve Geleneksel Döküm Yöntemlerinin Pasif Uyumlarının İn-Vitro Karşılaştırılması*, Doktora Tezi, Hacettepe Üniversitesi Sağlık Bilimleri Enstitüsü, 3 – 6.

84. Tosun, E. (2011). *Er:YAG, Diyot Ve CO_2 Lazerlerin Antimikrobiyal Etkilerinin Karşılaştırmalı Olarak Titanyum Diskler Üzerinde Araştırılması*, Doktora Tezi, Hacettepe Üniversitesi Sağlık Bilimleri Enstitüsü, 3 – 16.

85. Güneş, C. (2012). *Benzinli Enjektörlerin Lazer Kaynağı Ve Lazer Kaynak Parametreleri*, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 14 – 27.

86. Yariv, A. (1989). *Quantum Electronics* (Third Edition). USA: John Wiley & Sons, 1 – 337.

87. Loudon, R. (2000). *The Quantum Theory of Light* (Third Edtition). Great Britain: Oxford University Press Inc., 3 – 426.

88. Uzun, R. O., (2010). *Lazer Kaynak İşlemlerinde Kaynak Parametrelerinin Kaynak Kalitesi Üzerindeki Etkilerinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 8 – 20.

89. Demir, E. (2020). *Salınımlı Lazer Kaynak Tekniğinde İşlem Değişkenlerinin Optimizasyonu*, Yüksek Lisans Tezi, Ege Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 3 – 41.

90. Karaağaçlı, A., (2019). *Otomotiv Uygulamalarında Lazer Kaynak Parametrelerinin Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklere Etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2 – 16.

91. Çalıgülü, U. (2009). *AISI 304–430 Paslanmaz–AISI 1010 Çelik Çiftlerinin Lazer Yöntemi ile Kaynağında Birleşme Özelliklerinin İncelenmesi*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 54 – 69.

92. Ovalı, C. K. (2014). *TRIP800 / DP800 / DP600 Çeliklerinin Lazer Kaynak Kabiliyetinin İncelenmesi,* Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 3 – 37.

93. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=https://www.steel.org/steel-markets/automotive/.html&date=2021-05-14 Son Erişim Tarihi: 14.05.2021

94. Quintino, L., Costa, A., Miranda, R., Yapp, D., Kumar, V., Kong, C. J. (2007). Welding with high power fiber lasers – A preliminary study, *Materials and Design*, 28, 1231 –1237.

95. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=http://web.ebscohost.com/ehost/detail?sid=d92f022c-f1b0-4907-abbc-e7409ecad7b5%40sessionmgr113&vid=1&hid=125&bdata=JnNpdGU9ZWhvc3QtbGl2ZQ%3D%3D#db=buh&AN=21657863.html&date=2021-05-14 Son Erişim Tarihi: 21.07.2019.

96. Çelen, S., Özden, H., Uyar, E. (2014). İterbiyum-Katkılı Fiber Lazerle Q-Anahtarlamalı Modda İmplant Yüzeyi Mikro-İmalatı ve Karekterizasyonu, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part:C, Tasarım Ve Teknoloji GU J Sci Part:C*, 2 (2), 197 – 202.

97. Gong, H., Wang, S., Knysh, P., Korkolis, Y. P. (2016). Experimental investigation of the mechanical response of laser-welded dissimilar blanks from advanced- and ultra-high-strength steels, *Materials and Design*, 90, 1115 – 1123.

98. Jia, Q., Guo, W., Li, W., Zhu, Y., Peng, P., Zou, G. (2016). Microstructure and tensile behavior of fiber laser-welded blanks of DP600 and DP980 steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 236, 73 – 83.

99. Li, J., Nayak, S. S., Biro, E., Panda, S.K., Goodwin, F., Zhou, Y. (2013). Effects of weld line position and geometry on the formability of laser welded high strength low alloy and dual-phase steel blanks, *Materials and Design*, 52, 757 – 766.

100. Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., Li, H. (2016) Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding, *Materials and Design*, 90, 642 – 649.

101. Farabi, N., Chen, D. L., Zhou, Y. (2012). Tensile properties and work hardening behavior of laser-welded dual-phase steel joints, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21 (2), 222 – 230.

102. Han, T. K., Park, B. G., Kang, C. Y. (2012). Hardening characteristics of CO_2 laser welds in advanced high strength steel, *Metals and Materials International*, 18 (3), 473 – 479.

103. Farabi, N., Chen, D. L., Zhou, Y. (2011). Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints, *Journal of Alloys and Compounds*, 509, 982 – 989.

104. Xu, W., Westernaan, D., Nayak, S. S., Chen, D. I., Goodwin, F., Zhou, Y. (2013). Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints, *Materials and Design*, 43, 373 – 383.

105. Saha, D. C., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Biro, E., Gerlich, A. P., Zhou, Y. (2014). Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels, *Materials Science & Engineering A*, 607, 445 – 453.

106. Parkes, D., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Zhou, Y., Goodwin, F., Chen, D. I. (2014). Tensile properties of fiber laser welded joints of high strength low alloy and dual-phase steels at warm and low temperatures, *Materials and Design*, 56, 193 – 199.

107. Mujica, L., Weber, S., Pinto, H., Thomy, C., Vollertsen, F. (2010) Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels, *Materials Science and Engineering A*, 527, 2071 – 2078.

108. Reisgen, U., Schleser, M., Mokrov, O., Ahmed, E. (2010). Shielding gas influences on laser weldability of tailored blanks of advanced automotive steels, *Applied Surface Science*, 257,1401 – 1406.

109. Sezgin, C. T., Hayat, F. (2020). The microstructure and mechanical behavior of TRIP 800 and DP 1000 steels welded by electron beam welding method. *Soldagem & Inspeção*, 25, 2526.

110. Sojka, J., Vodárek, V., Schindler, I., Ly, C., Jérôme, M., Vánˇová, P., Ruscassier, N., Wenglorzová, A. (2011). Effect of hydrogen on the properties and fracture characteristics of TRIP 800 steels, *Corrosion Science*, 53, 2575 – 2581.

111. Guo, Y., Wu, Y.,Zhang, W., Xu, M., Li, L., Wu, Z. (2021). Investigation on microstructure and properties of dissimilar joint between trıp800 and QP980 fabricated by laser welding, *Science and Technology of Welding And Joining*, 26 (2), 161 – 172.

112. Shah, U. H., Liu, X. (2019). Ultrasonic resistance welding of TRIP-780 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 274, 116287.

113. ASTM International. (2010). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials* (ASTM E8/E8M-21).

114. ISO (2018). *Metallic materials – Vickers hardness test, Metallic materials – Vickers hardness test Part 1: Test method* (ISO 6507-1:2018).

115. ISO (2016). *Resistance welding - Destructive testing of welds - Specimen dimensions and procedure for cross tension testing of resistance spot and embossed projection welds* (ISO 14273:2016).

116. ISO (2013). *Non-destructive testing of welds — Radiographic testing Part 2: X- and gamma-ray techniques with digital detectors* (ISO 17636-2:2013)

117. ISO (2013). *Non-destructive testing — Penetrant testing Part 1: General principles* (ISO 3452-1:2013).

118. ISO (2019). *Metallic materials — Tensile testing* (ISO 6892-1:2019).

119. Micallef, K., Sagaseta, J., Ruiz, M. F., Muttoni, A. (2014). Assessing punching shear failure in reinforced concrete flat slabs subjected to localised impact loading, *International Journal of Impact Engineering*, 71, 17 – 33.

120. Yu, H., Zheng, Q. (2021). Plasticity enhancement mechanism of DP600 steel sheets during uniaxial quasi-static / dynamic forming, *Journal of Materials Processing Technology*, 294, 117138.

121. Shan, H., Ma, Y., Niu, S., Yang, B., Lou, M., Li, Y., Lin, Z. (2021). Friction stir riveting (FSR) of AA6061-T6 aluminum alloy and DP600 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 295, 117156.

122. Cortéz, V. H. L., Medina, G. Y. P., Valdéz, F. A. R.,López, H. F. (2014). Effects of the heat ınput in the mechanical ıntegrity of the welding joints welded by GMAW and LBW process in Transformation Induced Plasticity Steel (TRIP) used in the automotive Industry, *Soldagem & Inspeção*, 15 (3), 234 – 241.

123. Yurioka, N. (2001). Physical metallurgy of steel weldability, *ISIJ International*, 41 (6), 556 – 570.

124. Coelho, B. N., De Lima, M. S. F., De Carvalho, S. M., Da Costa, A. R. (2018). A comparative study of the heat input during laser welding of aeronautical aluminum alloy AA6013-T4, *Journal of Aerospace Technology and Management*, 10, 1-12.

125. ISO (2002). *Specification and qualification of welding procedures for metallic materials — Welding procedure test – Part11: Electron and laser beam welding* (ISO 15614-11:2002).

126. ISO (1997). *Welding - Electron and laser beam welded joints - Guidance on quality levels for imperfections – Part 1: Steels* (ISO 13919-1:1997).

127. Ramazani, A., Abbasi, M., Prahl, U., Bleck, W. (2012). Failure analysis of DP600 steel during the cross-die test, *Computational Materials Science*, 64, 101 – 105.

128. Váňová, P., Sojka, J., Konečná, K., Wenglorzová, A. (2012, May). *Study of hydrogen embrıttlement of the trıp 800 steels by means of tensıle tests at sımultaneous hydrogen chargıng*, Paper Presented at Metal 2012 :21st International Conference on Metallurgy and Materials, Czech Republic.

129. Ykavets, Z.M.,Bouquerel,J., Vogt, J. B., Duriagina, Z. A., Kulyk, V. V.,Tepla, T. L., Bohun, L. I., Kovbaysuk, T. M. (2019). Investigation of the microstructure and properties of TRIP 800 steel subjected to low-cycle fatigue, *Progress in Metal Physics*, 20 (4), 620 – 633.

130. Kulová, T., Sojka, J., Vánová, P., Sozanska, M. (2016, May). *Hydrogen dıffusıon and hydrogen provoked degradatıon ın the TRIP 800 Mn-Si-Al steel*, Paper Presented at Metal 2016 :25th International Conference on Metallurgy and Materials, Czech Republic

131. Lovicu, G., Bottazi, M., D'aıuto, F., Sanctıs, M., Dımatteo, A., Santus, C., Valentını, R. (2012). Hydrogen embrittlement of automotive advanced high-strength steels, *Metallurgıcal And Materıals Transactıons A*, 43A, 4075 – 4087.

132. Yüce, C. (2018). *Yüksek mukavemetli çelikler ile alüminyum alaşımlarının lazer kaynağı ile birleştirilmesinde kaynak parametrelerinin bağlantı üzerine etkilerinin incelenmesi*, Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 63 – 64.

133. Gorni, A. A. (2015). Steel Formıng And Heat Treatıng Handbook. *São Vicente SP Brazil*, 1 – 161.

134. C. Weisman (Editör). (1980). *Welding Handbook*, American Welding Society, Seventh Edition, Vol.1, 85.

135. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=https://tr.wikipedia.org/wiki/Manganez..html&date=2021-06-01 Son Erişim Tarihi: 01.06.2021

136. İnternet:www.google.com/search?q=silisyum+atom+%C3%A7ap%C4%B1&rlz=1C1SQJL_trTR937TR937&oq=silisyum+atom+%C3%A7ap%C4%B1&aqs=chrome..69i57.6413j1j7&sourceid=chrome&ie=UTF-8..html&date=2021-06-01 Son Erişim Tarihi: 01.06.2021

137. İnternet:http://www.webcitation.org/query?url=https://en.wikipedia.org/wiki/Hardnesses_of_the_elements_(data_page).html&date=2021-06-01 Son Erişim Tarihi: 01.06.2021

138. Sun, Q., Di, H. S., Li, J. C., Wang, X. N. (2016). Effect of pulse frequency on microstructure and properties of welded joints for dual phase steel by pulsed laser welding, *Materials and Design*, 105, 201–211.

Yayınlar

1. Atmaca, E. S., Kurt, A. (2021). The effects welding speed and focal length on mechanical characteristic of fiber laser-welded structures of DP600 dual phase steel, *Gazi University Journal of Science Part A: Engineering and Innovation*, 8 (1), 146 – 156.

2. Algan, İ. B. , Atmaca, E. S. , Kurt, A., (2016). *Investigtion Of Weldability On The Galvanized Sheet Steels By Laser Welding Method* . 4. International Conference On Welding Technologies and Exhibition, Gaziantep, Turkey, 380-388.

3. Ayata, A., Algan, İ. B. , Atmaca, E. S. , Kurt, A., (2016). *Soğuk Basınç Kaynak Yöntemiyle Alüminyum Tellerin Kaynaklanabilirliği* . 4. Uluslararası Kaynak Teknolojileri Konferansı ve Sergisi, Gaziantep, Turkey, 1660-1666

4. Kurt, A., Atmaca, E. S. , algan, İ. B. , (2016). *Investigation of Weldability on the galvanized sheet steels by laser welding method* . 4th International Conferenc on Welding technologies and Exhibition, Gaziantep, Turkey, 380 – 388.

5. Atmaca, E. S., Algan, İ. B., Kurt, A. (2014). *Saplama kaynak yöntemi ile Inconel 718 süperalaşım malzemenin kaynaklanabilirliği* . 3rd International Conference on Welding Technologies and Exhibition, Manisa, Turkey, 588-594.

6. Atmaca, E. S., Algan, İ. B., Kurt, A., Ayata, A. (2014). *Weldability of powder metal ıron meterıals by study weldıng* . 3 rd International Conference on Welding Technologies and Exhibition, Manisa, Turkey, 41-48.

7. Atmaca, E. S. , Algan, İ. B. , Kurt, A., (2014). *Saplama Kaynak Yöntemi İle Inconel 718 Süperalaşım Malzemenin Kaynaklanabilirliği* . 3. Uluslararası Kaynak Teknolojileri Konferansı ve Sergisi, Manisa, Turkey, 588-594.

8. Atmaca, E. S. , Algan, İ. B. , Kurt, A., & Köseoğlu, T., (2014). *Inconel 718 Süperalaşım Malzemenin TIG Kaynağı İle Kaynaklanabilirliği* . 3. Uluslararası Kaynak Teknolojileri Konferansı ve Sergisi, Manisa, Turkey, 893-900.



GAZİ GELECEKTİR..