

**TRIP800 ÇELİĞİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAK
KABİLİYETİNİN ARAŞTIRILMASI**

**2016
DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Hayriye ERTEK EMRE

**TRIP800 ÇELİĞİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAK KABİLİYETİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Hayriye ERTEK EMRE

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

KARABÜK

Ocak 2016

Hayriye ERTEK EMRE tarafından hazırlanan "TRIP800 ÇELİĞİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAK KABİLİYETİNİN ARAŞTIRILMASI" başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 22 / 12 / 2015.

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Adem KURT (GÜ)

Üye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

Üye : Prof.Dr. Serdar SALMAN (MÜ)

Üye : Prof.Dr.Nizamettin KAHRAMAN (KBÜ)

.../.../.....

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

Prof. Dr. Nevin AYTEMİZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

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

Hayriye ERTEK EMRE

ÖZET

Doktora Tezi

TRIP800 ÇELİĞİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAK KABİLİYETİNİN ARAŞTIRILMASI

Hayriye ERTEK EMRE

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR

Ocak 2016, 198 sayfa

TRIP çelikleri otomotiv endüstrisinin ihtiyaçlarını karşılamak için geliştirilmiş ileri yüksek mukavemetli çeliklerin en yeni türüdür. Bir otomobilin üretiminde yüzlerce farklı tipte işlem gerçekleştirilmektedir. Bu işlemlerden belki en önemlisi, araç kalitesini %40 oranında etkileyen, aracın gövdesinin ortaya çıkarıldığı kaynak işlemidir. Otomotiv endüstrisinde kullanılan kaynak yöntemleri arasında nokta direnç kaynak yöntemi, robot uygulamalarında son derece gelişmiş ve önemli bir konumdadır. TRIP çeliklerin nokta direnç kaynağı çalışmaları ise, kaynaklanabilme yeteneklerinin düşük olması sebebiyle incelenmekte ve kaynak sırasında oluşan kötü kaynak özelliklerinin iyileştirilme çabaları devam etmektedir. Bu çalışmada, otomotiv endüstrisinde yaygın kullanım alanı bulmaya başlayan 1.5 mm kalınlığındaki TRIP 800 çelik sacın ticari olarak temin edildiği şekliyle (kaplamalı, kaplamasız) ve belirli bir oranda (%10) soğuk deforme edildikten sonra nokta direnç kaynak kabiliyeti araştırılmıştır. Bu amaçla; birleştirmelere çekme-makaslama ve

Çapraz-ekme testleri uygulanarak mekanik özellikleri incelenmiş, kaynak çekirdek boyutları hesaplanmış ve kaynaklı bağlantıların sertlik ölçümü yapılmıştır. Kaynaklı bağlantıların çekme-makaslama dayanımı ve çekirdek geometrilerinden yararlanılarak kaynak edilebilme diyagramı oluşturulmuştur. Kaynaklı numunelerin metalografik incelemeleri optik mikroskop, SEM, XRD ve EDS vasıtasıyla incelenmiştir. Ayrıca birleştirmelere endüstriyel kullanım Şartları göz önünde bulundurularak gerilme giderme ısıl işlemi ve otomotiv sanayinde kullanılan boyama sonrası kurutma ısıl işlemi uygulanarak, ısıl işlemin birleştirme mekanik özellikleri ve mikroyapısına etkisi de araştırılmıştır.

Anahtar Sözcükler : Nokta direnç kaynağı, TRIP800 eliği, öndeformasyon, mekanik özellikler, ısıl işlem.

Bilim Kodu : 916.1.092

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

AN INVESTIGATION OF RESISTANCE SPOT WELDABILITY OF TRIP800 STEEL

Hayriye ERTEK EMRE

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Manufacturing Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR

January 2016, 198 pages

TRIP steels are the newest type of advanced high strength steel that have been developed to meet the needs of the automotive industry. In the manufacture of parts of cars, hundreds of procedures are performed. Perhaps most important of these processes are welding, which affecting 40% of vehicle quality and vehicle body. Among the methods used in the automotive industry, resistance spot welding method is an important position that highly advanced in robotic applications. However, due to low weldability of this steel, the studies about resistance spot weldability of these steels and efforts to improve the weld properties continue. In this study, the resistance spot weldability of as-received (coated and uncoated) and (10%) the constant amount of cold deformed. TRIP800 steels which are widely used in automotive industry were investigated in detail. For this purpose; tensile-shear, cross-tension and hardness measurement tests, were applied for determining to the mechanical properties of weldment and the weld nucleus geometry was also

estimated. The weld-lobe diagram was developed from the relationship between tensile shear strength of welded joints and weld nucleus geometry. Metallographic evaluations of weldments were also characterized by Scanning Electron Microscope (SEM), Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) X-Ray Diffraction (XRD) and Optic Microscope. In addition, by considering the industrial applications, an effect of the stress relieving annealing and the baking heat treatment applied after painting car body, on the mechanical properties and microstructure was investigated.

Keyword : Resistance spot welding, TRIP800 steel, pre-strain, mechanical properties, heat treatment.

Science Code : 916.1.092

TEŞEKKÜR

Bu doktora tezi çalışmamın başlangıcından sonuna kadar derin bilgi ve tecrübesinden yararlandığım, sabrını, desteğini ve samimiyetini esirgemeyen, çalışma prensibini örnek aldığım değerli hocam Sayın Prof. Dr. Ramazan KAÇAR'a sonsuz saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmalarım süresince değerli bilgilerini ve önerilerini esirgemeyen çok değerli hocalarım Prof. Dr. Adem KURT ve Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e katkılarından dolayı teşekkür ederim.

Değerli katkı ve yardımlarından dolayı bölüm yüksek lisans programı öğrencileri Ahmet BÜLBÜL ve Asghar NAJAFİGHAREHTAPEH'e, lisans programı öğrencileri Muhammed ÖZEN ve Soner DÜZGÜN'e, değerli bölüm öğretim elemanlarına ve idari personele en içten teşekkürlerimi sunarım. Yardımlardan dolayı Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü görevlisi Arş. Gör. Yüksel AKINAY ve Arş. Gör. Fatih AYDIN başta olmak üzere diğer Enstitü araştırma görevlilerine sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarına katkı ve desteklerinden dolayı Mistaş firması sahibi ve çalışanlarına, yardımlarından dolayı Sayın Türker ÇİLİNGİR'e ve malzeme temininde yardımlarından dolayı Emarch Çelik firması sahibi ve başta Sayın Taner CANGÜL olmak üzere tüm çalışanlarına en içten teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışması, Karabük Üniversitesi Rektörlüğü BAP Komisyonu tarafından KBÜ-BAP-13/2-DR-009 numaralı proje kapsamında desteklenmiştir. BAP birimine ve Karabük Üniversitesi Rektörlüğüne desteklerinden dolayı teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak, hayatım boyunca desteklerini ve sevgilerini eksik etmeyen değerli aileme, eşime ve oğluma sonsuz sevgi ve şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xvi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xxii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xxiii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2	5
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	5
2.1. YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİK SACLAR	5
2.2. DÖNÜŞÜMLE PLASTİKLİĞİ ARTTIRILMIŞ (TRIP) ÇELİKLERİ	8
2.2.1. TRIP Çelikleri Üretimi	8
2.2.2. TRIP Çelikleri Mikroyapısı.....	9
2.2.3. TRIP Çeliklerinin Mekanik Özellikleri	11
2.2.4. TRIP Çeliklerinin Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı Ve Önemi	12
2.2.5. TRIP Çeliklerinin Deformasyonu.....	13
2.2.6. TRIP Çeliklerinin Kaynağı	14
2.2.6.1. TRIP Çeliklerinin Nokta Direnç Kaynağı.....	15
2.3. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI	18
2.3.1. Nokta Direnç Kaynak Değişkenlerinin İncelenmesi	21
2.3.1.1. Elektrot Bileşimi ve Şeklinin Etkisi	22
2.3.1.2. Kaynak Akım Şiddetinin Etkisi.....	23
2.3.1.3. Kaynak Zamanının Etkisi.....	23

Sayfa

2.3.1.4. Kaynak Elektrot Baskı Kuvvetinin Etkisi.....	23
2.3.1.5. Esas Metalin Kimyasal Bileşimi	24
2.3.1.6. Kaynak Edilecek Parçaların Yüzeylerinin Etkisi	24
2.3.2. Kaynak Kabiliyeti Diyagramı	24
2.4. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM	26
2.4.1. Gerilme Giderme Tavı Ve Ara Tavı.....	26
2.4.2. Boya Kurutma Isıl İşlemi	27
BÖLÜM 3.	28
DENEYSSEL ÇALIŞMALAR	28
3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEME.....	28
3.1.1. Malzeme Kimyasal Bileşimi	28
3.1.2. Deneyde Kullanılan Malzeme Kaynak Kabiliyeti.....	29
3.1.3. Deneyde Kullanılan Malzeme Dönüşüm Sıcaklıkları	30
3.2. DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI	31
3.3. DENEY NUMUNELERİ İÇİN KALIP HAZIRLANMASI	33
3.4. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA KULLANILAN ELEKTROTLAR	34
3.5. KAYNAK DENEY SETİ.....	34
3.6. KAYNAK PARAMETRELERİ	35
3.7. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞININ YAPILIŞI	36
3.8. BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER.....	37
3.9. NUMUNE ÇEKİRDEK GEOMETRİSİ ÖLÇÜMÜ VE MAKRO İNCELEMELERİ.....	38
3.10. BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN MEKANİK DENEYLER	39
3.10.1. Çekme-Makaslama Deneyi Numunesinin Hazırlığı Ve Deneyi.....	39
3.10.2. Çapraz-Çekme Deneyi Numunesinin Hazırlığı Ve Deneyi.....	40
3.10.3. Kopma Türleri İncelenmesi	41
3.10.4. Sertlik Ölçümü	42
3.11. METALOGRAFİK NUMUNE HAZIRLIĞI VE İNCELEMELERİ	43
BÖLÜM 4	45
DENEYSSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRİLMESİ	45

4.1. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MAKRO İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	45
4.1.1. Kaynak Çekirdek Geometrisinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi	45
4.1.1.1. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Çekirdek Çapına Etkisi.....	47
4.1.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Kaynak Çekirdek Kesiti Yüksekliğine Etkisi	48
4.1.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Kaynak Çekirdek Boyutu Oranına Etkisi.....	50
4.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğine Etkisi.....	51
4.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının ITAB Genişliğine Etkisi	52
4.2. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	53
4.2.1. Çekme-Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler Ve Kopma Türleri	53
4.2.1.1. Kaynak Akım Şiddetinin Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	57
4.2.1.2. Kaynak Zamanının Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	58
4.2.1.3. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Kopma Türleri.....	59
4.2.1.4. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Yüzeyi SEM İncelemesi Ve Değerlendirilmesi	62
4.2.1.5. Çekirdek Çapının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	63
4.2.1.6. Çekirdek Yüksekliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi...	64
4.2.1.7. Çekirdek Boyut Oranının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	65
4.2.1.8. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	65
4.2.2. Çapraz-Çekme Test Sonuçları Ve Değerlendirilmesi.....	66
4.2.2.1. Çapraz-Çekme Test Numunelerinin Kırılma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi	67
4.2.3. Birleştirmelerin Sertlik Ölçümü Sonuçları Ve Değerlendirilmesi	69
4.3. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN KAYNAK KABİLİYETİ DİYAGRAMI ÇİZİMİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	71
4.4. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMELERİ	73
4.4.1. TRIP800 Ana Malzeme Mikroyapı İncelemesi Ve Değerlendirilmesi ...	73

4.4.2. Birleştirmelerin Mikroyapı İncelemesi Ve Değerlendirilmeleri	76
4.4.2.1. Birleştirmelerin SEM İncelemesi Ve EDS Analizi Sonucu Ve Değerlendirilmesi	78
BÖLÜM 5	81
DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN DENEY SONUÇLARI VE DEğERLENDİRİLMESİ	81
5.1. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MAKROYAPI İNCELEMESİ VE DEğERLENDİRİLMESİ	81
5.1.1. Kaynak Çekirdek Geometrisinin İncelemesi Ve Değerlendirilmesi	81
5.1.1.1. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Çekirdek Çapına Etkisi.....	83
5.1.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Kaynak Çekirdek Kesiti Yüksekliğine Etkisi	85
5.1.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Çekirdek Boyutu Oranına Etkisi	87
5.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğine Etkisi.....	88
5.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının ITAB Genişliğine Etkisi.....	89
5.2. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MEKANİK TEST SONUÇLARININ İNCELENMESİ VE DEğERLENDİRİLMESİ	90
5.2.1. Çekme-Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler Ve Kopma Türleri	90
5.2.1.1. Kaynak Akım Şiddetinin Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	94
5.2.1.2. Kaynak Zamanının Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	97
5.2.1.3. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçiminin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi	98
5.2.1.4. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Yüzeyi Mikroskop İncelemesi Ve Değerlendirilmesi	101
5.2.1.5. Çekirdek Çapının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	102
5.2.1.6. Kaynak Çekirdek Yüksekliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	103
5.2.1.7. Kaynak Çekirdek Boyutu Oranının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	104
5.2.1.8. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	105
5.2.2. Çapraz-Çekme Test Sonuçları.....	106

5.2.2.1. Çapraz-Çekme Test Numunelerinin Kırılma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi	108
5.2.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları Ve Değerlendirilmesi.....	109
5.3. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN KAYNAK KABİLİYETİ DİYAGRAMI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	112
5.4. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ	114
5.4.1. Deformasyon sonrası TRIP800 Ana Malzeme Mikroyapısı	114
5.4.2. Birleştirmelerin Optik Mikroskop Mikroyapı İncelemeleri Ve Değerlendirilmesi	116
5.4.2.1. Birleştirmelerin SEM İncelemesi, EDS Analizi Ve Değerlendirilmesi	117
BÖLÜM 6	121
GALVANİZ KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN DENEYSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	121
6.1. KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN MAKRO İNCELEMELERİ	121
6.1.1. Kaynak Çekirdek Geometrisinin İncelenmesi.....	121
6.1.1.1. Kaynak Çekirdek Çapına Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi	123
6.1.1.2. Kaynak Çekirdek Yüksekliğine Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi	124
6.1.1.3. Kaynak Çekirdek Boyutu Oranına Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi	126
6.1.2. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğine Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi	127
6.1.3. ITAB Genişliğine Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi.....	128
6.2. KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	129
6.2.1. Çekme-Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler Ve Kopma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi.....	129
6.2.1.1. Kaynak Akım Şiddetinin Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	132
6.2.1.2. Kaynak Zamanının Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	133
6.2.1.3. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Kopma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi	134

6.2.1.4. Çekme Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Yüzeyi SEM İncelemesi Ve Değerlendirilmesi	135
6.2.1.5. Çekirdek Çapının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	136
6.2.1.6. Kaynak Çekirdek Yüksekliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	137
6.2.1.7. Kaynak Çekirdek Boyutu Oranının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	138
6.2.1.8. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi	139
6.2.2. Sertlik Ölçümü Sonuçlarının İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi	140
6.3. KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ	142
6.3.1. Kaplamalı Ana Malzeme İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi.....	142
6.3.2. Birleştirmelerin Optik Mikroskop Mikroyapı İncelemeleri Ve Değerlendirilmesi	143
6.3.2.1. Birleştirmelerin SEM İncelemesi Ve EDS Analizi	143
BÖLÜM 7	145
BİRLEŞTİRMELERE ISIL İŞLEM UYGULANMASI	145
7.1. GERİLME GİDERME ISIL İŞLEMLİ BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI VE MİKROYAPI İNCELEMESİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ	146
7.1.1. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi Ve Değerlendirilmesi	146
7.1.1.1. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçimlerine Etkisi Ve Değerlendirilmesi	148
7.1.2. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Sertlik Ölçümü Sonuçlarına Etkisi Ve Değerlendirilmesi	150
7.1.3. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Birleştirme Mikroyapısına Etkisi Ve Değerlendirilmesi	151
7.2. BOYA KURUTMA ISIL İŞLEMLİ BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK VE MİKROYAPI DENEY SONUÇLARI ve DEĞERLENDİRİLMESİ....	153
7.2.1. Boya Kurutma Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi Ve Değerlendirilmesi.....	153
7.2.1.1. Boya Kurutma Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçimine Etkisi Ve Değerlendirilmesi	155
7.2.2. Boya Kurutma Isıl İşleminin Sertlik Ölçümü Sonuçlarına Etkisi Ve Değerlendirilmesi	157

	<u>Sayfa</u>
7.2.3. Boya kurutma Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkisi Ve Değerlendirilmesi	158
7.3. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN BOYA KURUTMA ISIL İŞLEMLİ NUMUNELERİN MEKANİK VE MİKROYAPI DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	160
7.3.1. Çekme-Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler Ve Kopma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi.....	161
7.3.1.1. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçiminin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi	163
7.3.2. Boya Kurutma Isıl İşleminin Sertlik Ölçümü Sonuçlarına Etkisi Ve Değerlendirilmesi	164
7.3.3. Boya Kurutma Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkisi Ve Değerlendirilmesi	165
BÖLÜM 8	168
GENEL SONUÇLAR.....	168
KAYNAKLAR.....	185
ÖZGEÇMİŞ.....	198

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	Düşük mukavemetli (LSS), yüksek mukavemetli (HSS) ve ultra yüksek mukavemetli (UHSS) saclar arasındaki mukavemet uzama ilişkisi.....	5
Şekil 2.2.	Çelik levha dizaynı için % uzama-dayanım grafiği.....	6
Şekil 2.3.	TRIP çeliklerinin farklı üretim şemaları	8
Şekil 2.4.	TRIP çeliği mikroyapısı	10
Şekil 2.5.	TRIP çeliklerinin mikroyapısının sertlik ve akma dayanımı diyagramı. .	11
Şekil 2.6.	Kalıntı östenit miktarına bağlı gerilme-uzama diyagramı	12
Şekil 2.7.	Elektrik direnç kaynağının prensibi.....	19
Şekil 2.8.	Tipik nokta kaynağının çevrimi	20
Şekil 2.9.	Kaynak kabiliyeti diyagramı	25
Şekil 2.10.	Tavlama işleminin şematik gösterimi.	27
Şekil 3.1.	Çalışmada kullanılan TRIP800 sac malzeme.....	28
Şekil 3.2.	Çelikler için Graville diyagramı	29
Şekil 3.3.	TRIP800 malzemenin ve %10 deformasyonun dayanım-uzama eğrisi. .	31
Şekil 3.4.	Çekme-makaslama deney numunelerinin boyutları ve kaynak noktasının pozisyonu.	32
Şekil 3.5.	Çapraz-çekme deney numunelerinin boyutları ve kaynak noktasının pozisyonu	32
Şekil 3.6.	Çekme-makaslama deneyi için numunelerin birleştirilmesinde kullanılan tutucu ahşap kalıp ve şematik çizimi.....	33
Şekil 3.7.	Çapraz-çekme deneyi için numunelerinin birleştirilmesinde kullanılan tutucu ahşap kalıp ve şematik çizimi	33
Şekil 3.8.	Denyde kullanılan elektrot ve şematik çizimi	34
Şekil 3.9.	Kaynak donanımı.	35
Şekil 3.10.	Çekme-makaslama testi için birleştirilen deney numunesi.	36
Şekil 3.11.	Çapraz-çekme testi için birleştirilen deney numunesi.	37
Şekil 3.12.	Kaynaklı birleştirmelere uygulanan gerilme giderme ve boya kurutma ısıl işlemi şematik gösterimi.	38
Şekil 3.13.	Kaynak çekirdek geometrisi.	38
Şekil 3.14.	Çekme deneyine tabi tutulan numune.....	39
Şekil 3.15.	Çapraz-çekme testi numune tutucu kalıbı ve şematik çizimi.	41

Şekil 3.16. Çekme deneyine tabi tutulan numune.....	41
Şekil 3.17. Çekme-makaslama ve çapraz-çekme test numunelerinde karşılaşılan kopma türleri	42
Şekil 3.18. Sertlik ölçüm cihazı.	43
Şekil 3.19. Deneylerde kullanılan cihazlar	44
Şekil 4.1. 1 kA-10 kA akım şiddetinde farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numune makro görüntüsü.....	46
Şekil 4.2. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen deney numunelerinin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek çapı değişimi grafiği.	47
Şekil 4.3. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin akım şiddetine bağlı çekirdek kesit yüksekliği değişimi grafiği.....	49
Şekil 4.4. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin akım şiddetine bağlı çekirdek boyutu oranı değişimi grafiği.....	50
Şekil 4.5. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerinin akım şiddetine bağlı elektrot dalma derinliği değişimi grafiği.....	51
Şekil 4.6. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddetinde ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerinin akım şiddetine bağlı ITAB genişliği değişimi grafiği.....	52
Şekil 4.7. 1 kA-10 kA akım şiddetinde farklı kaynak zamanlarında birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama grafikleri.	55
Şekil 4.8. Kaynak akım şiddetinin birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımlarına etkisi.	57
Şekil 4.9. Kaynak zamanının birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımlarına etkisi.	58
Şekil 4.10. 1 kA-10 kA akım şiddetinde ve 5-25 çevrim kaynak zamanında birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri.....	60
Şekil 4.11. Çekme-makaslama deney sonrası ayrılma biçimi görüntüleri	62
Şekil 4.12. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerinin çekirdek çapı-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.	63
Şekil 4.13. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekirdek yüksekliği-çekme-makaslama dayanımı ilişkisi.	64
Şekil 4.14. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekirdek boyut oranı-çekme-makaslama dayanımı ilişkisi.	65
Şekil 4.15. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinliği-çekme-makaslama dayanımı ilişkisi.	66

Şekil 4.16. Temin edildiği şekliyle 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde iki farklı kaynak zamanında birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu.	67
Şekil 4.17. Temin edildiği şekliyle 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilen numune çapraz-çekme testi kopma görüntüleri.....	68
Şekil 4.18. Çapraz-çekme testi sonrası kırılma yüzeyi	69
Şekil 4.19. Temin edildiği şekliyle 1-10 kA akım şiddetinde ve 5-25 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin sertlik grafiği	70
Şekil 4.20. TRIP800 çelik sac kaynak kabiliyeti diyagramı.....	72
Şekil 4.21. TRIP800 malzeme mikroyapısı.....	73
Şekil 4.22. TRIP800 ana malzeme XRD paterni.	74
Şekil 4.23. TRIP800 çeliği faz analizi.....	75
Şekil 4.24. Kaynaklı birleştirme mikroyapısı	76
Şekil 4.25. Düşük, orta ve yüksek kaynak parametrelerinde birleştirilen numune mikroyapıları	77
Şekil 4.26. Düşük, optimum ve yüksek kaynak parametrelerinde birleştirilen numune SEM görüntüleri.....	79
Şekil 4.27. Birleştirme kaynak bölgesi EDS analizleri	80
Şekil 5.1. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş numunelerin makroyapı görünümü.....	82
Şekil 5.2. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek çapı değişimi.	83
Şekil 5.3. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek yüksekliği değişimi.	85
Şekil 5.4. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek boyutu oranı değişimi.....	87
Şekil 5.5. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı elektrot dalma derinliği değişimi.	88
Şekil 5.6. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı ITAB genişliği değişimi.	89
Şekil 5.7. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin çekme-makaslama grafikleri.	92
Şekil 5.8. Deformasyon sonrası birleştirilen TRIP800 çelik sacların akım şiddetine bağlı çekme-makaslama dayanımı değişimi grafiği.	94
Şekil 5.9. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak zamanının çekme-makaslama dayanımına etkisi.	97
Şekil 5.10. Deformasyon sonrası 1 kA-10 kA akım şiddetinde birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri.	99

Şekil 5.11. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama deney sonrası ayrılma görüntüleri	101
Şekil 5.12. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerinin çekirdek çapı-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.	102
Şekil 5.13. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerinin çekirdek kesit yüksekliği-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.	103
Şekil 5.14. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekirdek boyut oranı-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.	104
Şekil 5.15. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinliği-çekme makaslama dayanımı değişimi.	105
Şekil 5.16. Deformasyon sonrası 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu.	107
Şekil 5.17. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numune çapraz-çekme testi ayrılma biçimi.	108
Şekil 5.18. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çapraz-çekme testi sonrası kırılma yüzeyi	109
Şekil 5.19. Deformasyon sonrası 1 kA-10 kA akım şiddetinde, farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerinin sertlik dağılımı.	110
Şekil 5.20. Deformasyon sonrası birleştirilen TRIP800 çelik sac kaynak kabiliyeti diyagramı.	112
Şekil 5.21. Deformasyon sonrası TRIP800 çeliğin mikroyapısı	114
Şekil 5.22. TRIP800 ana malzeme XRD paterni.	115
Şekil 5.23. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numune mikroyapısı	116
Şekil 5.24. Deformasyon sonrası 3 kA akım şiddetinde, 5 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune mikroyapısı	118
Şekil 5.25. Deformasyon sonrası 5 kA akım şiddetinde, 15 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune mikroyapısı	118
Şekil 5.26. Deformasyon sonrası 8 kA akım şiddetinde, 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune, kaynak çekirdeğindeki inklüzyon SEM görüntüsü (1 ve 2 nolu EDS analizleri).	119
Şekil 5.27. Deformasyon sonrası 9 kA akım şiddetinde 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune EDS analizleri	119
Şekil 6.1. Kaplamalı birleştirmelerin makroyapı görünümü	122
Şekil 6.2. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı çekirdek çapı değişimi grafiği.	123
Şekil 6.3. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı çekirdek yüksekliği değişimi grafiği.	125

Şekil 6.4.	Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı çekirdek boyutu oranı değişimi grafiği.	126
Şekil 6.5.	Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı elektrot dalma derinliği değişimi grafiği.	127
Şekil 6.6.	Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı ITAB genişliği değişimi grafiği.	128
Şekil 6.7.	Kaplamalı birleştirmelerin 6-7-8-9 kA akım şiddetinde, 15-20-25 çevrim kaynak zamanında çekme-makaslama grafikleri.	130
Şekil 6.8.	Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine bağlı çekme-makaslama dayanımı değişimi grafiği.	132
Şekil 6.9.	Kaplamalı birleştirmelerin kaynak zamanına bağlı çekme-makaslama dayanımı değişimi grafiği.	133
Şekil 6.10.	Kaplamalı birleştirmelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri.	134
Şekil 6.11.	Kaplamalı birleştirmelerin çekme-makaslama deneyi sonrası ayrılma yüzeyleri.	136
Şekil 6.12.	Kaplamalı birleştirmelerin çekirdek çapı-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.	137
Şekil 6.13.	Kaplamalı birleştirmelerin çekirdek yüksekliği-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.	138
Şekil 6.14.	Kaplamalı birleştirmelerin çekirdek boyut oranı-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.	139
Şekil 6.15.	Kaplamalı birleştirmelerin elektrot dalma derinliği-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.	140
Şekil 6.16.	Kaplamalı deney numunelerinin 6-7-8-9 kA akım şiddeti ve farklı kaynak zamanlarında elde edilen birleştirilmelerinin sertlik ölçüm grafiği.	141
Şekil 6.17.	Kaplamalı TRIP800 ana malzeme.	142
Şekil 6.18.	Kaplamalı deney numunelerinin 8 kA akım şiddetinde 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen mikroyapı görüntüleri.	143
Şekil 6.19.	Kaplamalı deney numunelerinin 8 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilmiş kaynak çekirdeği SEM ve EDS analiz görüntüsü (1 ve 2 no'lu bölgeler sırasıyla inklüzyon ve ana malzeme üzerinden alınan EDS analiz grafikleri).	144
Şekil 7.1.	Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde, farklı kaynak zamanlarında birleştirilen TRIP800 numunelerin çekme-makaslama grafikleri.	147
Şekil 7.2.	Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin ayrılma görüntüleri.	148

Şekil 7.3.	Gerilme giderme ısııl işlemleri sonrası çekme-makaslama deneyi kırılma görüntüleri.	149
Şekil 7.4.	Gerilme giderme ısııl işlemleri uygulanmış numune sertlik grafikleri.	150
Şekil 7.5.	Gerilme giderme ısııl işlemleri uygulanmış 8 kA akım şiddetinde 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune.....	151
Şekil 7.6.	Gerilme giderme ısııl işlemleri uygulanmış 8 kA akım şiddeti, 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilmiş numune kaynak bölgesi	152
Şekil 7.7.	Boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddeti için farklı kaynak zamanlarında birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama grafiği.....	154
Şekil 7.8.	Boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri	155
Şekil 7.9.	Boya kurutma ısııl işlemleri sonrası birleştirme çekme-makaslama testi sonrası ayrılma biçimi SEM görüntüsü	156
Şekil 7.10.	Boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde ve farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numune sertlik ölçüm grafiği	157
Şekil 7.11.	Boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış, 8 kA akım şiddetinde ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune.....	158
Şekil 7.12.	Boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış, 7 kA akım şiddetinde ve 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune kaynak bölgesi EDS analizi.	159
Şekil 7.13.	Boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış, 8 kA akım şiddetinde ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune kaynak bölgesi EDS analizi. ...	160
Şekil 7.14.	Boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilmiş deformasyonlu numune çekme-makaslama dayanımı.	161
Şekil 7.15.	Deformasyon sonrası 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilmiş boya kurutma ısııl işlemleri numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri.....	163
Şekil 7.16.	Deformasyon sonrası birleştirilmiş boya kurutma ısııl işlemleri numunelerin ayrılma biçimleri SEM görüntüsü	164
Şekil 7.17.	Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış numune sertlik ölçüm grafikleri.....	165
Şekil 7.18.	Deformasyon sonrası boya kurutma ısııl işlemleri uygulanmış numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri.	166
Şekil 7.19.	Deformasyon sonrası kurutma ısııl işlemleri uygulanmış numune kaynak bölgesi EDS analizi.....	166

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar.....	7
Çizelge 2.2. TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimi.	9
Çizelge 2.3. TRIP çeliklerindeki dört genel mikroyapı.	10
Çizelge 2.4. Direnç kaynağında kullanılan elektrot alaşımları.....	24
Çizelge 3.1. TRIP 800 çeliğin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık).....	29
Çizelge 3.2. Hesaplanan TRIP800 dönüşüm sıcaklıkları	30
Çizelge 3.3. Kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri.....	36
Çizelge 4.1. Farklı akım şiddetinde ve kaynak zamanlarında birleştirilen deney numunelerinin çekirdek boyut ölçümü sonuçları	46
Çizelge 4.2. Temin edildiği şekliyle birleştirilen TRIP800 sacların çekme-makaslama deney sonucu	54
Çizelge 4.3. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu	67
Çizelge 5.1. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin çekirdek boyut ölçümü sonuçları	82
Çizelge 5.2. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama deney sonucu	91
Çizelge 5.3. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu.	107
Çizelge 6.1. Farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen kaplamalı deney numunelerinin çekirdek boyut ölçümü sonuçları	122
Çizelge 6.2. Kaplamalı TRIP800 birleştirmelerinin çekme-makaslama deney sonucu.	130
Çizelge 7.1. Gerilme giderme ısı işleminde uygulanmış TRIP800 birleştirmelerinin çekme-makaslama deney sonucu.....	146
Çizelge 7.2. Boya kurutma ısı işleminde uygulanmış TRIP800 birleştirmelerinin çekme makaslama deney sonucu	153
Çizelge 7.3. Boya kurutma ısı işleminde uygulanmış deformasyon sonrası birleştirilmiş TRIP800 çeliklerinin çekme-makaslama deney sonucu	161

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Cr_{eş} : Krom eşdeğerliliği

Ni_{eş} : Nikel eşdeğerliliği

kN : Kilo Newton

N : Newton

Mm : Mikrometre

HNO₃ : Nitrik asit

KISALTMALAR

AISI : American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)

ASTM: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu)

AWS : American Welding Society (Amerikan Kaynak Cemiyeti)

ITAB : Isı Tesiri Altında Kalan Bölge

TSE : Türk Standartları Enstitüsü

AHSS : Advanced High Strength Steel (İleri Seviye Yüksek Mukavemetli Çelik)

XRD : X-Ray Diffraction (X-Işını Kırınımı)

EDS :Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (Enerji Dağılımı X-Işını Spektroskopisi)

SEM : Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)

TRIP : Transformation induced plasticity (Dönüşümün Sebep Olduğu Plastisite)

DP : Dual Phase Steel (Çift Fazlı Çelik)

BH : Bake Hardening Steel (Fırın Sertleşmeli Çelik)

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Otomotiv endüstrisinde, araçlarda yakıt tüketimini düşürmek maksadıyla ağırlık azaltma kaygısından dolayı, yeni geliştirilen dayanımı arttırılmış çelikler kullanılmaktadır [1-3]. Otomobil üreticileri, araçların ön kısmını, çarpışma enerjisini absorblamak için yeniden tasarlamakta ve yolcu kabinindeki içeri göçmeyi önlemeye çalışmakta ve bu konuda deneyler yapmaktadırlar [3]. Yapılan deneyler sonucunda araç ağırlığının azaltılmasını sağlayacak en yüksek potansiyele sahip çeliğin TRIP (Transformation induced plasticity- Dönüşümün sebep olduğu plastisite) çeliği olduğu belirlenmiştir. Ekonomiklik, yakıt tasarrufu, hafiflik, güvenilirlik, çevre dostu gibi önemli katkılarından dolayı bu çeliklerin endüstriyel uygulamalarda kullanımının yaygınlaştırılmasını sağlamak amacıyla birleştirilmeleri sırasında oluşacak kaynaklı bölgedeki hasarların ve olumsuz özelliklerin, belirlenecek kaynak parametrelerinin optimum seçilmesi ile ortadan kaldırılması gerekmektedir.

Otomotiv sektöründe geniş kullanım alanı bulan TRIP800 kalite çelikler, kullanım yerinde herhangi bir otomobil aksamını oluşturmak için kaynaklı birleştirmeden önce preste soğuk deformasyona tabi tutulabilmektedirler. Malzemelere uygulanacak termal süreç, malzemelerin soğuk şekillendirme ile kazandırılan mukavemet ve sertlik özelliklerini olumsuz etkiler. Kaynak sırasında meydana gelecek olan termal süreç de malzeme özelliklerini önemli derecede etkilemektedir. Kaynak sırasında değişen sıcaklık aralıklarında malzemenin özelliklerinde bir değişim olması söz konusudur [4-6]. Bu durum kaynaklı birleştirmelerinin ısı tesiri altındaki bölgesinin (ITAB), yeniden kristalleşme ve tane büyümesine bağlı olarak ana metalden daha zayıf olmasına sebep olmaktadır [6]. Dinamik ve statik zorlanmalara maruz kalan otomobil yapılarındaki bu bağlantılarda çoğu hasar ve çatlaklar kaynak etrafında ve özellikle de ısının tesiri altında kalan bölgede oluşmaktadır [7,8]. Bu çeliklerin soğuk deformasyon sonrası kaynaklanabilirliğinin tespiti oldukça önemli bir role sahiptir.

Yapılan bu doktora çalışmasında cevap bulması amaçlanan sorular aşağıda maddeler halinde verilmiştir;

Otomotiv üreticilerin yararlanacağı şekilde, istenilen çekme-makaslama dayanımının, düğmelenme şeklinde ayrılmaların ve yüzey kalitesinin sağlanması için kaynak parametrelerinin alt ve üst limitinin belirlenmesinde kullanılan kaynak kabiliyeti diyagramı oluşturulabilir mi?

TRIP çeliklerinin deformasyona bağlı plastik şekil değiştirmesi ile dönüşüme uğrayan yapısının, nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin, mekaniksel ve mikroyapısal özelliklerine etkisi var mıdır?

Kaynak parametrelerinden, kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanının değişiminin birleştirme çekirdek geometrisine etkisi nasıldır? Değişen kaynak çekirdek geometrisinin kaynaklı bağlantının çekme-makaslama dayanımı üzerindeki etkileri nelerdir? Kaynak öncesi öndeyformasyonun kaynak geometrisine ve dayanıma etkisi nasıl olur?

Galvaniz kaplamalı TRIP800 çelik sacların nokta direnç kaynağında çinko kaplamanın nokta direnç kaynak kabiliyetine etkisi nedir? Kaplamanın değişen kaynak parametrelerine bağlı birleştirme kaynak çekirdek geometrisi, mekanik özellikler ve mikroyapısı nasıl etkilenir?

Kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısı işleminin birleştirmelerin mekanik özelliklerine ve mikroyapısına etkisi nedir?

Otomotiv sanayinde temin edildiği ve soğuk deformasyon sonrası nokta direnç kaynağı ile birleştirilen ürünlere uygulanan astar ve boyama işleminden sonra uygulanan kurutma ısı işlemini simule eden bir çalışma TRIP800 çelikleri için uygulanabilir mi?

Yukarıda belirtilen tüm bu sorulara yanıt vermek amacıyla, TRIP çeliklerinin kaynak işlemi öncesinde soğuk şekillendirilmeye maruz kalma ihtimali de göz önünde

bulundurularak, bu çeliklerin ticari olarak temin edildiği şekliyle ve belirli bir oranda (%10) deforme edildikten sonra nokta direnç kaynak yöntemiyle birleştirilmesini kapsamaktadır. Literatür araştırmaları TRIP çelikleriyle ilgili kaynak yöntemleri ve nokta direnç kaynak uygulamalarının yeni geliştirildiğine işaret etmektedir. Optimum kaynak parametreleri ve kaynak sonrası kaynağı iyileştirme çalışmaları devam etmekte ve kesin bir çözüm sağlanmış değildir. Nokta direnç kaynağı için birleştirme özelliklerini etkileyen birçok parametre ve değişken olmakla birlikte bu değerler çok geniş bir aralıkta değiştirilebilmektedirler. Bu nedenle en uygun dayanım ve kaynak çekirdek geometrisini sağlayacak, diğer taraftan yüzey kalitesini bozmayacak ve aşırı fişkırmalara neden olmayacak şekilde sınırlandırılmış kaynak parametrelerini içeren bir kaynak edilebilme diyagramının oluşturulması bu sektörde kullanıcıların doğru seçim yapabilmesini sağlayacak daraltılmış bir kaynak optimizasyonu sağlayacaktır. 1.5 mm kalınlığındaki TRIP800 çelikleri için geliştirilmiş bir uygun kaynak edilebilme diyagramı bulunmamaktadır. Ayrıca bu malzemelerin şekillendirildikten sonraki nokta direnç kaynaklı birleştirmelerine literatür araştırmalarında karşılaşılmamıştır. Otomotiv sanayinde şekillendirilerek veya şekillendirilmeden nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelere, servis şartları göz önünde bulundurularak boyama işlemi sonrası uygulanan kurutma ısısı işleminin ve kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısısı işleminin etkisi de incelenmiştir.

Bu tez çalışması, genel olarak giriş, literatür araştırması, deneysel çalışmalar, deneysel bulgular ve yorumlanması bölümlerinden oluşmaktadır. Ancak, deneysel bulgular ve yorumlanması bölümü; ticari olarak temin edildiği şekliyle, öndeformasyon uygulandıktan sonra, kaplamalı ve ısısı işlem uygulanan birleştirmelerin deneysel sonuçları olmak üzere farklı bölümlerde sunulmuştur.

Tezin birinci bölümünde; "Giriş" kısmı olup, çalışma amacı ve kullanılan deneysel yöntem ve bulgular kısaca özetlenmiştir.

İkinci bölümde; AHSS (Advanced High Strength Steel - İleri seviyede yüksek mukavemetli çelik saclar) çelikler ve deneysel çalışmada kullanılan TRIP çelikleri hakkında kapsamlı bir literatür taramasına, son olarak nokta direnç kaynak yöntemini tanıtan ve açıklayan kapsamlı bir literatür araştırmasına yer verilmiştir.

Üçüncü bölümde; deneysel çalışmalarda kullanılan malzeme, nokta direnç kaynak deney düzeneği, kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanı başta olmak üzere kullanılan kaynak parametreleri, deneysel metot, kaynaklı bağlantıların mekanik testleri ve metalografik olarak incelenmesi tanıtılmıştır.

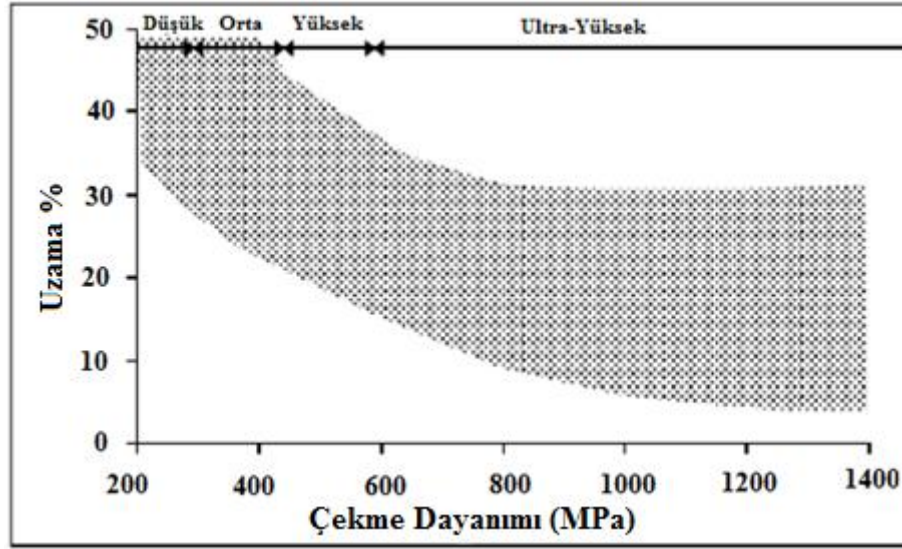
Dördüncü ve beşinci bölümde, sırasıyla ticari olarak temin edildiği şekliyle ve belirli oranda (%10) soğuk şekillendirildikten sonra birleştirilen TRIP800 çelik sacların nokta direnç kaynak kabiliyetini belirlemek için optimum kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanı tespit edilmiştir. Birleştirmenin çekme makaslama yükü taşıma kapasitesine etki eden kaynak süreç parametreleri belirlenmiştir. Ayrıca birleştirmelerin çekme makaslama dayanımı ve elektrot batma derinliklerinden yararlanılarak, istenilen özelliklerin ve kabul edilebilir nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin elde edilmesinde yararlanılacak kaynak diyagramı çizilerek oluşturulmuştur.

Altıncı bölümde ise çalışmada geliştirilen kaynak diyagramının, kaynağa elverişli optimum kaynak parametreleriyle birleştirilen galvaniz kaplı TRIP800 çelik numunelerin mekanik özellikleri belirlenmiştir.

Yedinci bölümde ise otomobil endüstrisinde kullanılan bu kaynaklı birleştirmelere uygulanabilecek gerilme giderme ısıl işleminin yanı sıra otomobile uygulanan boya kurutma sırasında gerçekleştirilen sıcaklık ve zamanları simule eden ısıl işlemlerde uygulanarak birleştirmelerin mekanik özellikleri tespit edilmiş ve değerlendirilmiştir. Ayrıca çalışmanın dört, beş, altı ve yedinci bölümlerinde optik mikroskop, SEM, EDS ve XRD çalışmaları sonucu elde edilen yapısal görüntüler ve veriler genel hatlarıyla mekanik özelliklerle ilişkilendirilerek irdelenmiştir.

Son olarak sekizinci bölümde, deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen bulgular, çalışmanın amacına ve kapsamına uygun olacak şekilde özetlenmiş ve ileriki çalışmalar için önerilerle birlikte verilmiştir.

İleri seviyede yüksek mukavemetli (AHSS) çelikler dayanım yönüyle; yüksek mukavemetli (HSS) ve ultra yüksek mukavemetli (UHSS) çelikleri içerisinde kapsamaktadır. Genel olarak, ileri seviyede yüksek mukavemetli çelik saclar haddelenmiş çeliklere göre daha yüksek akma mukavemeti gösterirler. Isıl işlemlili, düşük alaşımlı çelikler ve haddelenmiş HSLA çelikleri düşük sünek-gevrek geçiş sıcaklığına sahiptirler. Bunlar üretildikleri şekle göre farklı mekanik özellikler gösterirler. Yüksek mukavemetli çelikler genellikle yapısal işlemlerde kullanılmaları sebebiyle “yapısal çelikler” olarak adlandırılırlar. Mukavemet ve sünekliğin optimizasyonundan çıkan çelik grupları Şekil 2.2’de gösterilmiştir [12,13].



Şekil 2.2. Çelik levha dizaynı için % uzama-dayanım grafiği [13].

Yüksek akma, çekme dayanımına ve yüksek elastikiyet modülüne sahip AHSS sacların şekillendirilmesinde, alışıla gelmiş 1.2080 ve 1.2379 gibi soğuk iş takım çeliklerinin ömür ve performansları yetersiz kalmaktadır. Dolayısı ile kullanımı hızla artan AHSS sacların, kalıplama, kesme ve şekil verme işlemlerinde geleneksel kalıplama tekniklerinde bazı sınırlamalar söz konusudur [10,11]. Kullanılacak olan bu tür yüksek mukavemetli sacların kalıplama, kesme ve şekillendirilmesinde uygun malzeme seçimini yapabilmek için sac kalitelerini ve ortaya çıkan hasar mekanizmalarını iyi tanımak gerekmektedir.

Alaşım bileşimine bağlı olarak uygulanan ısı işleme göre, çelik grubuna da ismini veren mikroyapılar oluşmaktadır. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar Çizelge 2.1’de verilmiştir [14].

Çizelge 2.1. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar.

Çelik Tipi	Fazlar	Mikroyapılar
Yumuşak Çelikler	α	LC-Alaşımsız düşük karbonlu çelik; ekstra derin çekilebilir sınıf
		IF- Mikroalaşımli ekstra derin çekilebilir sınıf
AHSS	$\alpha + \alpha'$	DP- Mikroyapısında ferrit ve %5-30 hacim oranında martenzit bulunan çift fazlı çelik
	$\alpha + \alpha_b + \alpha_R$	TRIP- Mikroyapısal ferrit, martenzit ve beynitten oluşan çelikler
	$\alpha_1 + \alpha$	PM- Kısmi ya da tam martenzitik çelikler
	$\alpha + \alpha_b + \alpha'$	CP- Sertleştirilmiş ferrit, beynit ve martenzitten oluşan kompleks fazlı çelikler
HMS	α ya da yüksek oranlarda α	HMS-TRIP- α - ϵ - α_1 dönüşümünü gerçekleştiren alaşım konseptine sahip çelikler
		HMS-TWIP- deformasyon sırasında mekanik ikizlenme oluşabilecek alaşım konseptine sahip çelikler

İleri yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) ve konvansiyonel düşük mukavemetli çeliklerin metalurjisi ve üretimi diğer çeliklere göre alışılmamış bazı özellikler içerir. Tüm AHSS çelikleri östenit veya östenit+ferrit fazından başlayarak kontrollü soğutmayla, sıcak haddelenmiş ürünler için haddeleme sırasında, tavlama veya kaplama yapılmış ürünler için tav fırınlarında üretilirler [10,12].

Çift fazlı (DP) ferritik-martenzitik çelikler östenit fazından kontrollü soğutmayla (sıcak hadde ürünlerinde) veya ferrit-östenit çift fazından (sürekli tavllanmış ve sıcak kaplanmış ürünlerde) hızlı soğumadan önce östenitin bir kısmını ferrite dönüştürüp, hızlı soğumayla geri kalan kısmını martenzite dönüştürerek elde edilirler [15-19]. Martenzitik çelikler ise, östenit fazından hızlı soğutma ile östenitin büyük çoğunluğunu martenzite dönüştürerek üretilirler. TRIP çelikleri ise ara sıcaklıkta izotermal tutulma ile bir miktar beynit oluşturularak üretilirler. TRIP çeliklerinde yüksek silisyum ve karbon miktarı son mikroyapıda yüksek hacim oranlarında kalıntı östenite sebep olur. Kompleks fazlı çelikler de benzer soğutma şekliyle üretilirler, fakat daha ince çökelti oluşturmak ve daha az kalıntı östenit için kimyasal

bileşimleri değiştirilir [10,19-22]. AHSS çelikleri uygulanan işleme göre şu şekilde sınıflandırılırlar [22];

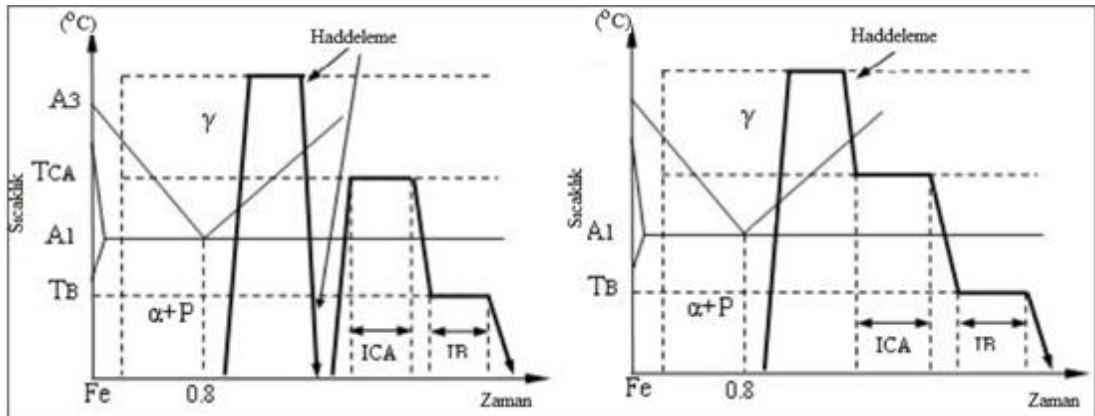
- Çift fazlı çelikler,
- Kompleks fazlı çelikler,
- Martenzitik çelikler,
- TRIP çelikleri.

2.2. DÖNÜŞÜMLE PLASTİKLİĞİ ARTTIRILMIŞ (TRIP) ÇELİKLERİ

TRIP çeliklerinin üretim prosesi, mikroyapısı, mekanik özellikleri, kullanım alanları, otomotiv endüstrisindeki önemi ve kaynaklanabilirliği hakkında bilgiler ve TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynağı ile ilgili literatür araştırmaları aşağıda alt başlıklar halinde verilmiştir.

2.2.1. TRIP Çelikleri Üretimi

TRIP çelikleri sıcak veya soğuk hadde bantlarında üretilir. Şekil 2.3'de TRIP çeliğinin üretim şeması gösterilmiştir. Oda sıcaklığına soğutmadan önce, beynit oluşum sıcaklıklarında soğutma bir süre için durdurulmaktadır. İkinci izotermal tutma sırasında östenit çoğunlukla beynite dönüşmekte ve son mikroyapı % 50-60 ferrit, % 25-40 beynit, % 5-15 kalıntı östenit fazlarından oluşmaktadır [23-25].



Şekil 2.3. TRIP çeliklerinin farklı üretim şemaları [13].

Şekil 2.3'den görüldüğü gibi TRIP çeliklerin üretim süreci için hesaplanması gereken önemli kritik sıcaklık noktaları vardır. Bunlar A_1 , A_3 ve M_s sıcaklıklarıdır. Kritik tavlama sınır sıcaklıkları (A_1 ve A_3), Andrews [26] tarafından geliştirilen formül kullanılarak tespit edilmektedir.

$$A_1(^{\circ}\text{C})=(723)-(10,7\text{Mn})-(16,9\text{Ni})+(29,1\text{Si})+(16,9\text{Cr})+(290\text{As})+(6,38\text{W}) \quad (2.1)$$

$$A_3(^{\circ}\text{C})=(910)-(203\text{C})-(15,2\text{Ni})+(44,7\text{Si})+(104\text{V})+(31,5\text{Mo})+(13,1\text{W}) \quad (2.2)$$

M_s ise martenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığıdır. Düşük ve orta alaşımlı çeliklerin M_s sıcaklığı şu bağıntı ile hesaplanabilir [27].

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

Östenit fazı, TRIP çeliğinin üretimi için kritik öneme sahiptir. Östenit demir-sementit diyagramındaki A_1 sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda kararlı, oda sıcaklığında kararsız olan bir fazdır. Fakat TRIP çeliğinde karbonca zenginleştirilmiş östenit kararlı faz durumdadır [26]. TRIP çelikleri, ara sıcaklıkta izotermal bekletme ile bir miktar beyrit oluşturularak üretilirler [28,29]. Kimyasal bileşimdeki yüksek silisyum ve karbon yapıda yüksek hacim oranlarında kalıntı östenite sebep olur [30].

2.2.2. TRIP Çelikleri Mikroyapısı

TRIP çelikleri diğer çeliklere nazaran daha kompleks ve çok ince taneli bir mikroyapıya sahiptir. TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimleri Çizelge 2.2'de verilmiştir [31-34]. Düşük alaşımlı tipik bir TRIP çeliği Çizelge 2.3'de belirtilen dört ana fazdan meydana gelebilir [35].

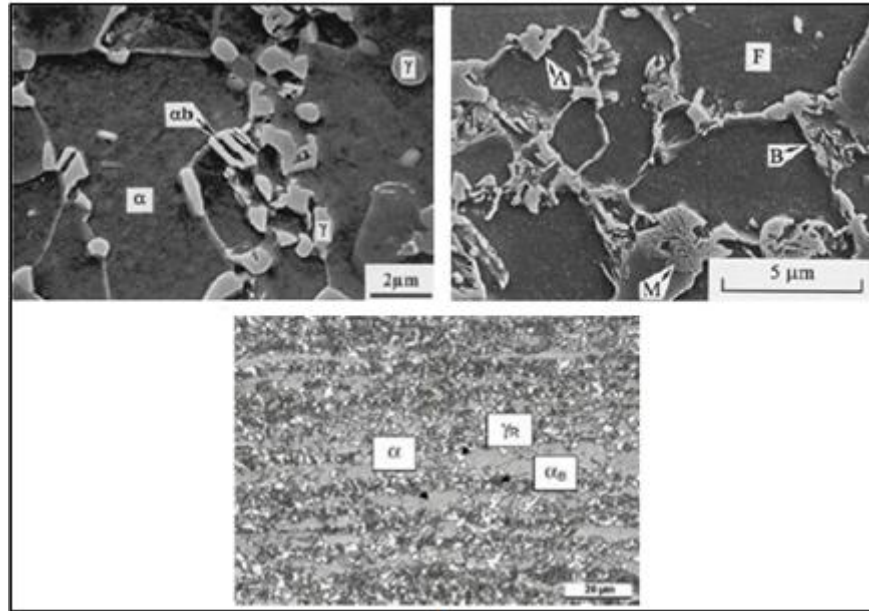
Çizelge 2.2. TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça%).

Çelik No	C	Mn	Si	Al	P	Fe
1	0,18	1,56	0,02	1,73	0,017	Kalan
2	0,18	1,65	0,45	1,01	0,015	Kalan
3	0,21	1,41	1,07	0,32	0,017	Kalan
4	0,19	1,47	0,87	0,33	0,024	Kalan
5	0,19	1,47	0,22	0,94	0,024	Kalan

Çizelge 2.3. TRIP çeliklerindeki dört genel mikroyapı.

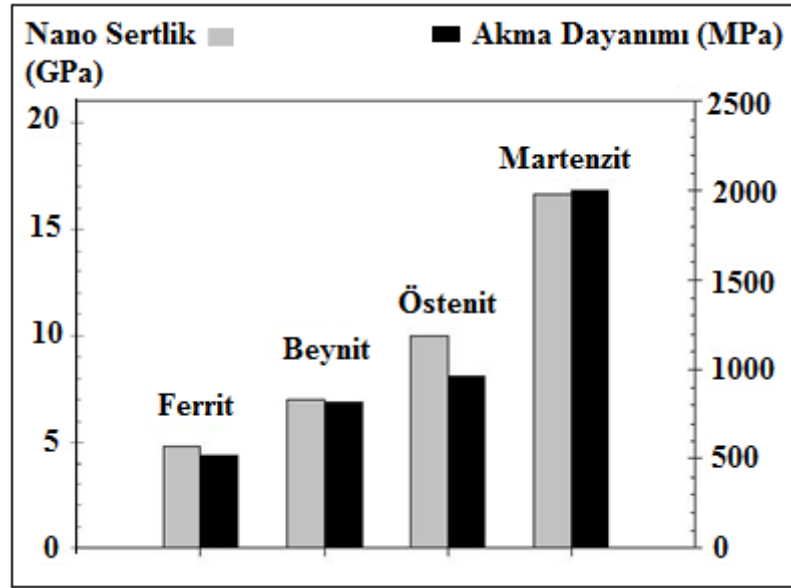
Mikroyapı	Sembol	Kristal Yapı
Ferrit	α	Hacim Merkez Kübik(HMK)
Kalıntı Östenit	γ	Yüzey Merkez Kübik(YMK)
Beynit	$\alpha_b + \gamma$	YMK + HMK
Martenzit	α'	Hacim Merkez Tetragonal (HMKT)

Genel olarak TRIP çeliklerinin mikroyapısı yumuşak ferrit matris içinde, beynit ve kalıntı östenit içermektedir (Şekil 2.4) [36-49]. Bazen kalıntı östenitle beraber çeşitli miktarlarda sert martenzit fazı da yapıda görülebildiği rapor edilmiştir [40,50].



Şekil 2.4. TRIP çeliği mikroyapısı (α ,F: ferrit, α_b ,B: beynit, γ : kalıntı östenit, M: martenzit) [13,35].

TRIP çeliklerindeki mikroyapıların sertlikleri, içeriğindeki karbon miktarına bağlı olarak değişim göstermektedir. TRIP çeliği içerisindeki çeşitli fazların sertlikleri Şekil 2.5'de gösterilmektedir [51].

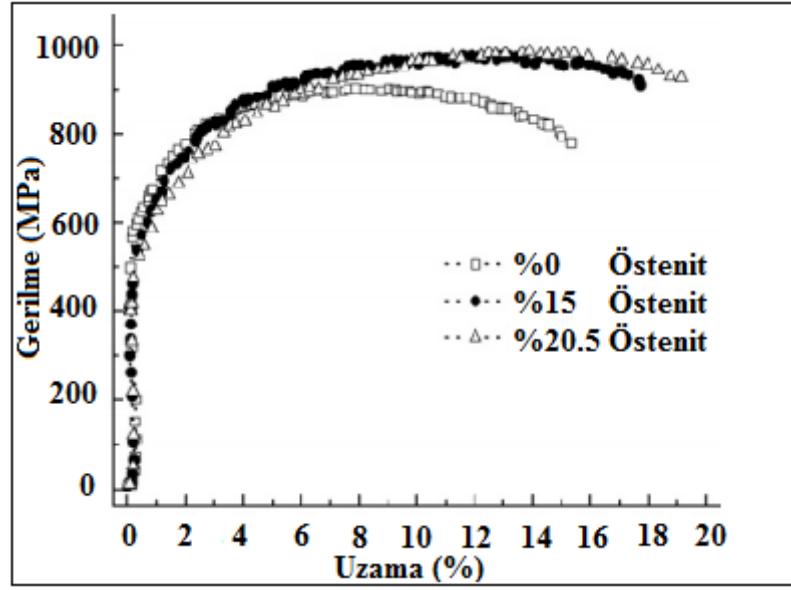


Şekil 2.5. TRIP çeliklerinin mikroyapısının sertlik ve akma dayanımı diyagramı [51].

Şekil 2.5’de verilen sertlik değerleri malzeme bileşimine bağlı olarak değişeceğinden fazların birbiriyle kıyaslanması açısından kullanılabilir. TRIP çeliklerinin yapısındaki fazların sertliği; ferrit, beynit, östenit ve martenzit sırasıyla artmakta olduğu yine yapılan başka bir çalışmada belirtilmektedir [37,51].

2.2.3. TRIP Çeliklerinin Mekanik Özellikleri

TRIP çelikleri benzer mukavemete sahip diğer çelikler ile mukayese edildiğinde daha yüksek şekillendirilebilme sağlamaktadır. Malzeme içyapısında dönüşmeden kalan kalıntı östenit şekillendirme sırasında TRIP etkisi kazandırarak mukavemete ciddi anlamda katkı sağlamaktadır. Kalıntı östenit oranı ne kadar fazla olursa elde edilecek şekillendirme de o kadar fazla olmaktadır. Şekil 2.6’da farklı oranlarda kalıntı östenit içeren TRIP çeliğinin gerilme-uzama eğrisi gösterilmektedir [52].



Şekil 2.6. Kalıntı östenit miktarına bağlı gerilme-uzama diyagramı [52].

Şekil 2.6'dan görüldüğü gibi yapıdaki kalıntı östenit miktarının artması ile mukavemet ve şekillendirilebilirlik kabiliyeti artmaktadır. TRIP takviyeli çeliklerde östenit fazının içyapıda kalması temelde beynitik dönüşüm esnasında tamamlanamayan reaksiyon kavramı ile açıklanabilmektedir [53]. Benzer olarak dönüşüm sıcaklıkları arası tavlama süresinde elde edilen yüksek miktardaki ferrit fazı da beynit miktarının azalmasına neden olmaktadır. Özellikle bu durum yüksek oranda alüminyum içeren çeliklerde östenit fazının, ferrit fazına dönüşüm sıcaklığının daha yüksek ve yüksek silisyum içeren çeliklere nazaran daha hızlı dönüşüm kinetiğine sahip olmasından dolayı daha çok gözlemlenmektedir. Silisyum oranı azaltılmış çeliklerde daha az kalıntı östenit fazı gözlemlenmesine rağmen, yüksek silisyum oranına sahip çeliklerle benzer özellikler gözlemlenebilmektedir. Bunun nedeni ise düşük silisyum oranına sahip çeliklerde az miktarda da olsa martenzit fazının oluşmasıdır [54,55].

2.2.4. TRIP Çeliklerinin Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı Ve Önemi

Otomotiv endüstrisinin ihtiyaçlarını karşılamak için geliştirilmiş TRIP çelikleri, yeni emniyet düzenlemelerine uygun olarak tasarlanan otomobillerde, çarpışma ve kaza

anında enerjiyi absorblayarak yolcu kabini içinde içeri göçmeyi önleyebilme kapasitesine en çok sahip olan çelik türüdür [55,56].

Bir otomobilin üretiminde binlerce parça kullanılmakta ve yüzlerce farklı tipte işlem gerçekleştirilmektedir. Bu işlemlerden belki en önemlisi, araç kalitesini %40 oranında etkileyen, aracın gövdesinin ortaya çıkarıldığı kaynak işlemleridir. Otomotiv endüstrisinde kullanılan kaynak yöntemleri arasında nokta direnç kaynak yöntemi çok sık kullanılmaktadır [57-62]. İlâveten kullanılan kaynak yöntemleri arasında nokta direnç kaynak yöntemi robot uygulamalarında son derece gelişmiş, önemli bir konumdadır [63]. Araçların karoserleri, takviye sacları ve şase bağlantısı gibi birçok parçalarının birleştirme işlemi nokta direnç kaynağı ile yapılmaktadır.

Otomotiv sektöründe geniş kullanım alanı bulan TRIP800 kalite çelikler kullanım yerinde herhangi bir otomobil aksamını oluşturmak için kaynaklı birleştirmeden önce preste soğuk deformasyona tabi tutulabilmektedirler. Daha önce belirtildiği gibi kaynaklı birleştirmelerde termal süreç içerdiğinden bu birleştirmeler işletme sırasında dinamik ve statik zorlanmalara maruz kaldıkları için, çoğu hasar ve çatlaklar bu kaynak çekirdeği etrafında ve özellikle de ısının tesiri altında kalan bölgesinde (ITAB) oluşmaktadır.

2.2.5. TRIP Çeliklerinin Deformasyonu

Deformasyon, yani soğuk şekil değiştirme işleminde, malzemenin biçimlendirilmesi ve dayanım kazandırılması için birçok teknik kullanılır. Şekil değiştirme miktarı kontrol edilerek bu işlemler gerçekleştirilebilir ve pekleşme miktarı kontrol edilebilir. Soğuk şekil değiştirme miktarı yükseldiğinde akma ve çekme dayanımının her ikisi de yükselir, buna karşın süneklik azalır ve sıfıra yaklaşır. Daha fazla soğuk şekillendirmeye teşebbüs edilirse metal kırılır. Bu nedenle metale uygulanabilecek maksimum soğuk şekillendirme miktarı sınırlıdır.

TRIP çelikleri ihtiva ettiği kalıntı östenit sayesinde DP çeliklerine göre daha fazla uzama göstermektedirler. İçerisinde başlangıçta martenzit fazı ihtiva etmeyen TRIP çeliklerinde bu nedenden dolayı DP çeliklerden farklı olarak sürekli akma

gözlemlenememektedir [64-66]. Malzemelerin şekillendirmesinde sürekli akma özelliği malzemede Lüders bantlarının veya yüzeyindeki gerilme izlerinin oluşmamasını sağlamaktadır. Bu durum da mamul yüzey kalitesinin ve ilerki boyama işlemlerinin olumsuz olarak etkilenmesine engel olur. DP çeliklerindeki bu sürekli akma özelliği temelde ferrit fazı içerisindeki, martenzit fazının oluşumu esnasında meydana gelen serbest dislokasyonlardan kaynaklanmaktadır. Bu serbest dislokasyonlar malzemeye uygulanan deformasyonun ilk safhalarında pekleşme özelliği kazandırarak gerilmenin sürekli olarak artmasına vesile olmaktadır. TRIP çeliklerin içerisinde martenzit yerine oluşan beyrit fazı, ferrit fazı içerisinde serbest dislokasyonların oluşmasında çok etkili değildir [64-66].

TRIP çeliklerinde bu martenzitik dönüşümün malzemenin genel şekillendirme miktarına etkisi, elde edilen birim deformasyonun belirli bir kısmını teşkil etmektedir. Öyle ki, Bhadeshia [66], yapmış olduğu çalışmada %15-30 olarak elde edilen birim deformasyon miktarının yalnızca %2'lik dönüşümün sağlandığı deformasyon olduğunu ifade etmiştir. TRIP çeliklerinde meydana gelen dönüşüm ile elde edilen hacimsel büyüme, özellikle ferrit fazında uygulanan gerilmenin dışında gerilme ve serbest dislokasyonlar oluşturmaktadır. Bu da ferrit fazının dislokasyon yoğunluğunu arttırmakta ve dolayısı ile pekleşme hızında artış olmaktadır.

2.2.6. TRIP Çeliklerinin Kaynağı

TRIP çelikleri mükemmel şekil verilebilirlik ve çarpma anındaki yüksek enerji absorpsiyonu için tasarlanmaktadır. Bu çeliklerin yapısındaki kalıntı östenit yükselen gerilimle beraber hızla martenzite dönüşerek yüksek gerinimlerde çalışma sertleşmesi verir [64-66]. Kaynak sırasında meydana gelen ısı çevrim, özellikle kalıntı östenit yapısını etkileyerek ana malzemeye kıyasla kaynak bölgesindeki mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir [67]. TRIP çeliklerinin ergitmeli kaynak kabiliyetinin kötü olması nedeniyle bu çeliklerin kaynak edilebilirliği önemli bir araştırma konusudur. TRIP çeliklerinin kaynağı ile ilgili birçok çalışma mevcut olmasına rağmen bu çelikler için en uygun kaynak yöntemi tespit edilmemiştir. Otomobil gövde birleştirmelerinde en çok kullanılan yöntem nokta direnç kaynağıdır [68]. Bunun yanı sıra lazer ışın kaynağı yöntemi de sıklıkla uygulanmaktadır. Gaz

metal ark kaynağı yöntemi ise çok daha az uygulanma alanına sahiptir [69]. Bu yöntemlerin hepsi malzeme kaynak metalinin ergimesine yol açan ergitmeli kaynak teknikleridir. TRIP çeliklerinin kaynağında kaynak bölgesinde birçok problemle karşılaşmaktadır. Bu problemlerden biri de gaz altı, lazer ve nokta direnç kaynaklarındaki birleştirmelerde kaynakta inkluzyon veya oksit parçacıklarının oluşumudur. Ergime sırasında alüminyum ve silisyum oksit oluşturma eğilimindedirler. Ayrıca, ergimiş bölgenin bazı kısımlarında delta ferrit oluşumu bu bölgenin yumuşamasına yol açar [70-73]. Gaz metal ark kaynağı ve lazer kaynağında porozite meydana geldiği de belirtilmektedir [63]. TRIP çelik birleştirmelerinin kaynak bölgesi özelliklerini iyileştirmek için birçok çalışma gerçekleştirilmektedir. Lazer kaynağı için kullanılan koruyucu gaz ve kaynak hızının artırılması gözenek oluşumu oranını azaltmakta etkili olduğu tespit edilmiştir [74].

2.2.6.1. TRIP Çeliklerinin Nokta Direnç Kaynağı

TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynağında termal çevrimleri değiştirerek kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini geliştirmeye yönelik birkaç çalışma yapılmıştır. Cretteur ve diğerleri [63] nokta direnç kaynağı sırasında kaynak öncesi ve sonrası ısıtma işlemi uygulaması ile TRIP çeliklerinin kaynaklanabilirliklerini iyileştirmek için çalışmada bulunmuşlardır. Konvensiyonel nokta direnç kaynak makinesini modifiye ederek, kaynak çevrimine kaynak öncesi, kaynak sonrası ısıtma ekleyerek ve tutma zamanını azaltarak birleştirmeler elde etmişlerdir. Sonuç olarak TRIP çeliklerinin arayüzey şeklinde çatlamaya hassas olduğunu ve çeliğin karbon içeriğinin yüksekliğine bağlı kaynaklanabilirliğinin etkilendiğini ifade etmişlerdir. Shi ve Westgate, yaptıkları bir çalışmada TRIP 700 kalite çelik sacların nokta direnç kaynağı sırasında ve sonrasında kaynak bölgesinde meydana gelen kırılmalıkları azaltmak amacıyla kaynak sonrasında tavlama işlemi ve kontrollü soğutma uygulamışlardır. Kaynak sonrasında uygulanan temperleme işleminin kaynak bölgesinde meydana gelen aşırı sertlik artışını azalttığını ve kırılmalıkları belirli ölçüde önlediğini tespit etmişlerdir [74].

Shi ve Westgate, başka bir çalışmada yüksek dayanımlı çeliklerin nokta direnç kaynak kabiliyetini araştırmış ve TRIP çelikleri ile diğer çeliklerin

kaynaklanabilirliğini mukayese etmiştir. Düşük karbonlu çeliklere göre TRIP çeliklerinin daha fazla karbon içermesi sebebiyle nokta direnç kaynağı sırasında daha yüksek elektrot kuvvetlerinin daha iyi bir kaynak meydana getirdiğini belirtmişlerdir [75].

Kim ve arkadaşları, galvanizli ve galvanizsiz TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynağı ile birleştirilmesinde kullanılan parametrelerin optimizasyonunu çalışmışlardır. Galvanizli TRIP çeliklerinin, galvanizsiz TRIP çeliklerine oranlar daha kötü kaynak edilebildiklerini belirlemişler ve galvanizli TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynağında daha yüksek akım ve daha uzun kaynak akım süresi kullanılması gerektiğini tespit etmişlerdir [76].

Jung vd. yüksek karbon ve alüminyum içeren TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynağı ile kaynaklanabilirliğini incelemişlerdir. Alışılmış otomobil çeliklerinin aksine yüksek alüminyum içeriğinden dolayı δ ferrit ve yüksek karbon içeren TRIP çeliklerinde δ ferrit oranının artırılmasının, nokta direnç kaynağında, kaynak bölgesi ve ITAB'da sertliğin düşmesine neden olduğunu tespit etmişlerdir [77].

Khan ve diğerleri yüksek dayanımlı çeliklerin nokta direnç kaynaklarının mikroyapı ve mekanik özelliklerini inceledikleri bir çalışmada, TRIP çeliklerinin kaynak sonrasında kaynak bölgesi mikroyapısında çözünmemiş ferrit, martenzit ve ITAB'da az miktar dönüşmemiş östenit belirlemişlerdir. Yüksek dayanımlı çeliklerin kaynak sonrası çekme-makaslama dayanımlarının geleneksel çeliklere nazaran çok yüksek olduğu TRIP780 kalite çelik birleştirmelerinde kopmaların düğmelenme şeklinde ayrılma ile oluştuğu belirtilmiştir [78].

Long ve arkadaşları otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılan DP600, TRIP600 ve HSLA340YGI çeliklerinin nokta direnç kaynaklarının yorulma ve hasar analizini yapmışlardır. TRIP çeliklerinde düşük ve aşırı yükleme koşullarının her ikisi için de malzemede oluşan çatlakların kaynak birleşme ara yüzeyine dik bir şekilde ilerlediğini belirtmişlerdir. Kaynak bölgesinde oluşan sertlik değeri en yüksek DP600

çeliğinde ölçülürken, TRIP600'de daha düşük ve HSLA340YGI'da ise en düşük sertlik artışı meydana geldiği belirtilmiştir [79].

Spena ve arkadaşları Q&P çelikleri ile TRIP çeliklerini nokta direnç kaynağını farklı işlem parametrelerinde birleştirmişlerdir. Genel olarak düğmelenme şeklinde kopmalar ve yüksek kaynak akımlarının metal fişkırmasına bağlı kaynak çekirdeği ve çekme makaslama dayanımını azami ölçüde sınırladığını rapor etmişlerdir [80].

Russo ve arkadaşları otomotiv endüstrisinde kullanılan farklı çeliklerin (TWIP, DP, 22MnB5, TRIP) birbiri ile lazer kaynağını incelemişlerdir. Bu çeliklerin birbiri ile kaynağının başarılı olduğunu, ancak TWIP çeliğinin bu çeliklerle kaynağının uygun olmadığını rapor etmişlerdir [81].

Dancette ve arkadaşları farklı AHSS sınıfı çelikler olan TRIP780, DP ve IF çeliklerinin nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin çapraz çekme testleri ile kırılma davranışlarını ve metalografisini incelenmişlerdir. Üç önemli kırılma davranışı tespit etmişlerdir. Kırılma türünün birleştirme kaynak geometrisine ve aynı zamanda yük taşıma kapasitesine bağlı olduğunu belirtmişlerdir [82].

TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynağında kaynak zamanı, kaynak akım şiddeti, elektrot baskı kuvveti gibi kaynak parametrelerinin optimizasyonu ile kaynak kabiliyetini iyileştirme çalışmaları yeni geliştirilmektedir, fakat inklüzyon oluşumu hala devam etmektedir. Nokta direnç kaynak yönteminde birleştirme mekanik özelliklerin iyileştirilmesi için kaynak öncesi ve sonrası ısıtım uygulanmaktadır [83-85]. TRIP çeliklerinin kaynak özelliklerinin geliştirilmesi için çok çalışma yapılmasına rağmen, birçok problem hala çözülememiştir. Optimum kaynak parametreleri ve kaynak sonrası kaynağı iyileştirme çalışmaları devam etmektedir ve kesin bir çözüm sağlanmamıştır. Ayrıca bu malzemelerin şekillendirildikten sonraki (farklı oranlarda deformasyon işlemi sonrası) nokta direnç kaynaklı birleştirmelerine literatür araştırmalarında rastlanmamaktadır.

2.3. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI

Nokta direnç kaynağı, elektrotlar arasında basınç altında bir arada tutulan iş parçalarından geçen elektrik akımına karşı, iş parçalarının gösterdiği direnç nedeniyle meydana gelen ısı ile yapılan kaynak yöntemidir. Kaynak için gerekli akım, yüksek gerilim ve düşük akım şiddetindeki şebeke elektrik akımını, düşük gerilim ve yüksek akım şiddetinde kaynak akımına çeviren kaynak makinesinden sağlanır. Gerekli basınç veya elektrot kuvveti, pnömomatik veya mekanik donanımlar ile gerçekleştirilir [86].

Elektrik direnç nokta kaynağı yaygın olarak, aynı kimyasal bileşimdeki 3 mm kalınlığa kadar olan sac ve levhaların birbiri üzerine bindirilerek birleştirilmesinde kullanılır. Nadiren 6 mm ve daha kalın sacların birleştirilmesinde de kullanılır. Hatta çok yaygın olamamakla birlikte 12 mm kalınlığa kadar sacları bu yöntemle kaynatmak mümkündür. Bununla birlikte ikiden daha fazla sac levhanın, bileşimi ve kalınlıkları farklı sacların ve başka bir metal ile kaplanmış sacların birleştirilmesinde de kullanılır [86-88].

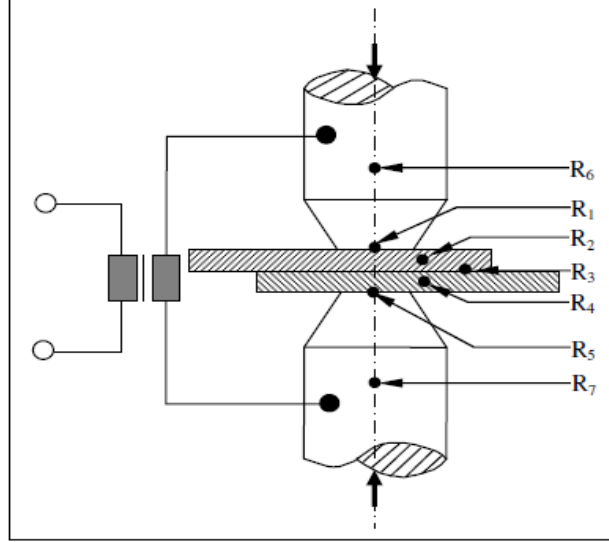
Ana esasa bağlı kalmak koşulu ile elektrik direnç kaynağını üç farklı uygulama grubuna ayırmak mümkündür [86]:

- Nokta direnç kaynağı
- Dikiş direnç kaynağı
- Kabartılı direnç kaynağı

Bütün direnç kaynak yöntemleri, uygun bir kaynak zamanı, akım şiddeti düzenlemesini gerektirir. Kaynak sırasında çeşitli işlemlerin sırası, en genel halde şu şekilde ifade edilebilir: önce sınırlı bir metal hacminin ergimesi için gerekli ısı miktarını elde etmek ve bundan sonra da bu metalin basınç altında yeniden soğumasıyla katılaşmasına olanak sağlamaktır.

Kaynak için gerekli akım transformatör tipi yüksek gerilim ve düşük akım şiddetindeki şebeke elektrik akımını, düşük gerilim ve yüksek akım şiddetinde

kaynak akımına çeviren kaynak makinesinden sağlanır. Gerekli basınç veya elektrot kuvveti, hidrolik, pnömatik veya mekanik donanımlarla gerçekleştirilir (Şekil 2.7) [86,88-92].



Şekil 2.7. Elektrik direnç kaynağının prensibi [83].

Nokta direnç kaynağında ısı girdisi aşağıdaki formül (2.4)'den yararlanılarak hesaplanır. Bu formüle göre; I akımı, R direncinden t süresince geçtiğinde, Joule kanununa bağlı olarak Joule birim ısı açığa çıkar.

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (2.4)$$

Burada;

$$R = R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5 + R_6 + R_7 \text{ 'dir.} \quad (2.5)$$

Yani sekonder devredeki toplam dirençtir.

Malzeme dirençleri:

R_6, R_7 : Elektrotların direnci

R_2, R_4 : İş parçalarının dirençleri

Temas dirençleri:

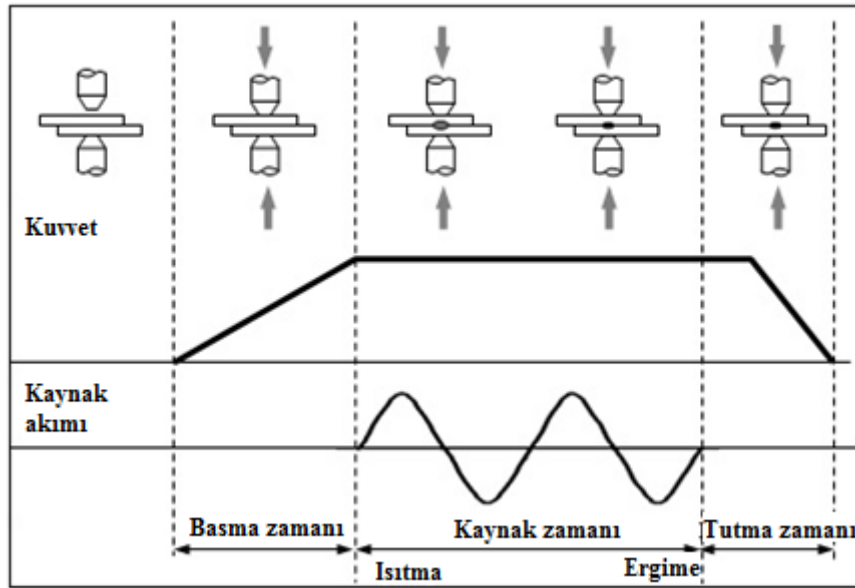
R_1, R_5 : Elektrot-malzeme temas direnci

R_3 : Malzeme-malzeme temas direnci

Malzeme direnci, malzemenin fiziksel özelliklerinden kaynaklanır ve değişken değildir. Temas dirençleri ise, malzemenin ve elektrotların uç durumlarına bağlı olarak değişir [91-93]. Kaynak sırasında R_3 , en büyük ısının gerçekleşeceği direnç

olarak seçilir. Diğer dirençlerdeki ısınmaların mümkün olduğunca küçük olması gerekir. Bu ise I_k kaynak akımının, t_k kaynak süresinin ve F elektrot kuvvetinin seçimiyle sağlanır. R_1, R_3, R_5 temas dirençleri bağlantının kalitesine etki eder [90-93]. R_3 kaynak bölgesindeki sıcaklık, malzemenin t_e ergime sıcaklığının üzerine çıkar. Burada sıvılaştıran malzeme, kaynak sonrasında kaynak çekirdeğini oluşturur [93]. R_1 ve R_5 temas bölgelerindeki ısınma, mümkün olduğunca düşük tutulur. Bu ise, iyi ısı ileten elektrot ve malzeme yüzeyi ile sağlanır. Yüzeylerdeki pas, yağ ve boya gibi iyi ısı iletmeyen tabakaların olmaması gerekir. Temas dirençleri, farklı büyüklükte ısı miktarına ve dolayısıyla bağlantı dayanım özelliklerinin farklılaşmasına yol açar [93,94].

Nokta direnç kaynağı genel olarak dört periyotta meydana gelir. Tipik bir nokta direnç kaynağı çevrimi Şekil 2.8’de gösterilmektedir [83].



Şekil 2.8. Tipik nokta kaynağının çevrimi [83].

Şekil 2.8’de gösterildiği gibi genel olarak nokta direnç kaynağı dört periyotta meydana gelir [83,84-90]. Bunlar;

- Basma süresi: Elektrot kuvvetinin ilk uygulandığı an ile kaynak akımının verildiği ilk an arasında geçen süredir.
- Kaynak süresi: Kaynak akımının geçtiği zaman aralığıdır.

- Tutma süresi: Kaynak akımının kesilmesinden sonra elektrot kuvvetinin etkisinin devam ettiği süredir.
- Ölü süre: Elektrotların iş parçası ile temasta olmadığı zaman aralığıdır.

2.3.1. Nokta Direnç Kaynak Değişkenlerinin İncelenmesi

Kaynak işlemi sırasındaki akım şiddeti, kaynak zamanı ve elektrot baskı kuvveti çok önemlidir. En iyi birleştirme bu üç değişken arasında en iyi uyumun sağlanması ile elde edilir. Kaynak makinelerinde değişkenlerin kontrolü ve makinenin otomasyonu için elektronik kontrol ünitesi kullanılır. İstenilen kaynak çekirdeği çapı; akım şiddeti ve zamanın uygun bir şekilde ayarlanmasıyla elde edilir. Zaman kısa tutulursa kaynak çapı küçülür; aksine uzun tutulursa ergiyen hacim fazlalaşır ve ergiyik dışarı fışkırır.

Bu parametreler yavaş ve hızlı kaynak diye iki grup kaynak anlayışını ortaya çıkarmıştır. İlk zamanlarda yüksek güçte elektrik enerjisi olmadığı için uzun süreli düşük akım, düşük kuvvetli kaynaklar yapılmıştır. Bu tür kaynakta düşük kuvvet uygulanmasına rağmen elektrot fazla batır ve kaynak civarındaki renk değişim bölgesi çok geniştir. Nokta başına enerji de daha çoktur. Teknolojinin ilerlemesi ile yüksek elektrot kuvveti ve kaynak akımı uygulanmasıyla kaynak teknikleri gelişmiştir. Puntalar daha sağlam, daha kısa sürede ve daha az enerji ile yapılabilir olmuştur.

Kaynak kalitesini etkileyen başlıca kaynak değişkenleri şu şekilde sıralanır [83,92];

- Elektrot bileşimi ve şeklinin ısınma üzerine etkisi,
- Kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanı etkisi,
- Kaynak elektrot baskı kuvvetinin etkisi,
- İş parçasının malzemesi,
- Kaynak edilecek parçaların yüzeylerinin etkisi,
- Kaynaklı noktalar arasındaki mesafenin ısınma üzerine etkisi olarak belirtilmektedir.

2.3.1.1. Elektrot Bileşimi Ve Şeklinin Etkisi

Ticari saf bakır en iyi iletkendir. Saf bakır elektrotlar, üstün mekanik özellikleriyle beraber, yeterli elektrik iletkenliğine sahip malzemeler elde edilene kadar, direnç kaynağı elektrotu olarak kullanılmıştır. Daha yüksek akım şiddeti, elektrot kuvveti ve kaynak hızına sahip yöntemlerin gelişmesi, saf bakırın elektrot malzemesi olarak kullanımını engellemiştir.

Ticari saf bakırın istenmeyen özelliklerini ortadan kaldırmak için daha iyi fiziksel ve mekanik özelliklere sahip bir seri bakır alaşımı geliştirilmiştir. Direnç kaynağında kullanılan başlıca elektrot alaşımları ve özellikleri aşağıdaki Çizelge 2.4’de verilmiştir [93].

Çizelge 2.4. Direnç kaynağında kullanılan elektrot alaşımları.

Alaşım	Sertlik (HRB)	İletkenlik (%Cu)	Yumuşama Sıcaklığı (°C)	Kullanıldığı Yer
Bakır	95	90	150	Alüminyum
Tellür-Bakır	100	90	175	Alüminyum
Kadmiyum-Bakır	110	85	250	İnce yumuşak çelik sac
Krom-Bakır	150	80	500	Tüm çelikler
Tungsten-Bakır	200-300	30	1000	Çelik ve bakır alaşımları

Elektrodun ısınmasını minimumda tutabilmek için, elektrotlar yüksek elektrik iletkenliği ve düşük temas direncine sahip olmalıdır. Elektrotlar ayrıca, tekrarlanan yüksek kaynak kuvvetlerinin sebep olduğu deformasyonlara direnebilecek kadar mukavemetli olmalıdır [94,95].

2.3.1.2. Kaynak Akım Şiddetinin Etkisi

Kaynak için ısı gerekir. Isının oluşmasında dirençten sonra etkili olan parametre ise akımdır. Isı (enerji) formülü $Q = K \cdot I^2 \cdot R \cdot t$, toplam direnç sabit kalmak üzere, devrenin herhangi parçasında oluşan ısının kaynak akımının karesiyle doğru orantılı olduğunu

göstermektedir. Kaynak akım şiddeti; malzemenin çekme-makaslama dayanımı, çekirdek çapı oluşumu ve elektrot dalma derinliğini önemli derecede etkilemektedir. Kaynak akımının ısı üretiminde önemli bir değişken olması, dikkatlice kontrolünü gerektirmektedir [94,95].

2.3.1.3. Kaynak Zamanının Etkisi

Kaynak süresi çok kısa olursa kaynak tutmayabilir veya kaynak çekirdeğinin çapı çok küçük kalabilir. Kaynak süresi uzun olunca da ergimiş bölge fazla büyüyeceği için baskı altında patlar, aradan malzeme fişkirir ve çok derin izler oluşur. Kaynak esnasında lokal bir bölgenin ergitilmesi söz konusu olduğundan, ergiyik civarında malzeme kristal yapısında önemli değişiklikler olur.

Daha öncede ifade edildiği gibi ısı (enerji) formülü $Q = K.I^2.R.t$, toplam direnç sabit kalmak üzere, devrenin herhangi parçasında oluşan ısının hem kaynak süresi (akımın geçtiği süre) hem de kaynak akımının karesiyle doğru orantılı olduğunu göstermektedir. Isı geçişinin zamanın fonksiyonu olmasından dolayı, uygun çekirdek çapının gelişmesi için gereken süre, akım ne kadar yükseltirse yükseltisin sınırlı ölçüde kısaltılabilir. Temas yüzeylerinde ısı oluşumu çok hızlı olduğunda, özellikle elektrot temas yüzeylerinde, oyuklar ve fişkırma meydana gelir [91,95].

Kaynak akım şiddeti ve basınç arttırılarak kaynak süresinde biraz azalma sağlanabilir. Akımdaki yükselmeden dolayı oluşan fişkırma önlemek için yüksek basınç gereklidir. Kısa kaynak süresi ve yüksek akım şiddeti veya uzun kaynak süresi ve düşük akım şiddeti kullanarak, aynı nokta çapını elde etmek mümkündür. Bunlardan birincisi “kısa süreli” kaynak, ikincisi “uzun süreli” kaynak adını alır [92,95].

2.3.1.4. Kaynak Elektrot Baskı Kuvvetinin Etkisi

Elektrot baskı kuvveti, sac metalleri sıkıştırarak birbirine birleşmesi için uygulanan kuvvettir. Birleştirme için, elektrik akımının iletilmesi gerekir ve iki malzemenin üst üste bindirilmesi gerekmektedir. Nokta direnç kaynağı sırasında kaynak yapılacaktır

olan malzemelerden kaynak akımının geçebileceği bir şekilde sıkıca tutulmalıdır. Elektrot kuvveti çok yüksek olmamalıdır, aksi halde kaynak yapılacak metalin temas direncini azaltarak kaynak akımı tarafından iş parçalarının kaynak bölgesi yüzeyleri arasında açığa çıkacak olan ısıyı azaltacaktır. Ayrıca levhalarda istenmeyen gerinmelere neden olacaktır [86,94].

2.3.1.5. Esas Metalin Kimyasal Bileşimi

Metallerin bileşimi, onların özgül ısılarını, ergime sıcaklıklarını, gizli ergime ısılarını, ısı ve elektrik iletkenliklerini ve yoğunluklarını etkiler [88,94]. Gümüş ve bakır gibi yüksek iletkenliğe sahip metallerde yüksek akım yoğunluğunda dahi çok az ısı meydana gelir. Bu metallerin ısı iletkenliği yüksek olduğundan az miktarda ısı, hızla iş parçasına ve elektrotlara doğru iletilir.

2.3.1.6. Kaynak Edilecek Parçaların Yüzeylerinin Etkisi

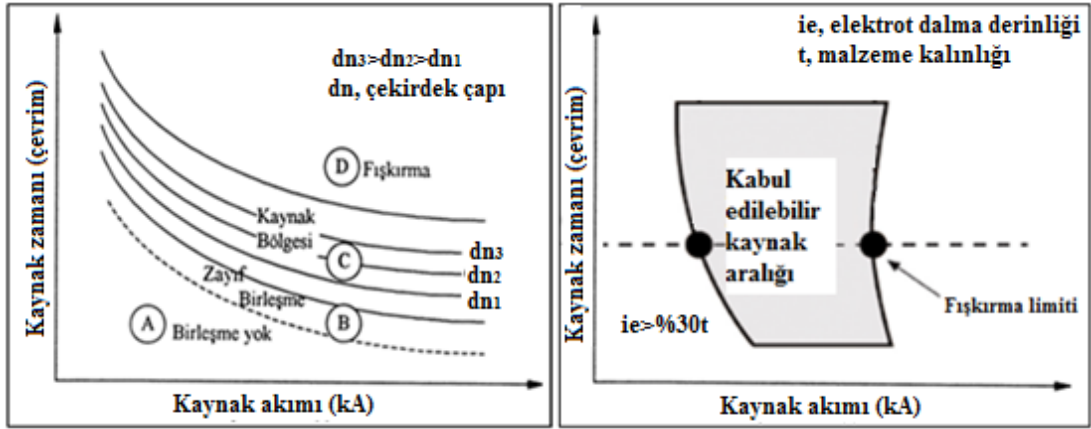
Yüksek kalitede nokta direnç kaynakları elde etmek için, elektrotlarla temas eden iş parçası yüzeyindeki direnç minimumda tutulmalıdır. Bu ancak düzgün ve temiz metal yüzeylerine sahip olarak ve elektrot kuvveti kontrol edilerek yapılabilir. Elektrotlarla temas halindeki iş parçası yüzeyleri çok yüksek temas direncine sahipse, bu yüzeylerdeki sıcaklık artışı kaynak bölgesindeki yüzeylerdeki kadar hızlıdır.

2.3.2. Kaynak Kabiliyeti Diyagramı

Nokta direnç kaynağının en önemli parametreleri, elektrot kuvveti, kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanıdır [96-98]. Elektrot kuvvetinin değiştirilmesi oldukça zor olduğundan ve aynı zamanda elektrotların mantarlaşması söz konusu olduğundan, genellikle sabit bir elektrot kuvveti seçilir [99]. Sabit elektrot kuvvetinde ve geniş aralıkta değişen kaynak parametrelerinde kabul edilebilir birleştirmeleri gösteren grafiksel açıklamaya 'kaynak kabiliyeti diyagramı' adı verilir [100-103]. Belirli bir levha malzemesi için elektrot uç çapı, kaynak çekirdek çapı, elektrot dalma derinliği ve elektrot kuvvetine bağlı olarak nokta direnç kaynaklı bağlantının dayanımı için bir

kaynak kabiliyeti diyagramı (akım-zaman diyagramı) elde etmek mümkündür [104,105]. Kabul edilebilir özelliklere sahip çekirdek çapı ancak kaynak zamanının akım şiddetine bağlı değişimi ile elde edilebilir. Diyagramın genişliği, üreticilere uygun kaynak aralığı seçimi için toleranslar sunar [105,106].

Elektrot uç çapı ve birleştirmede kullanılan elektrot baskı kuvveti için oluşturulmuş kaynak kabiliyeti diyagramı Şekil 2.9'da gösterilmiştir [86-88].



Şekil 2.9. Kaynak kabiliyeti diyagramı [96,101,106].

Şekil 2.9'da nokta direnç kaynağı sonrası meydana gelen kaynak çekirdek çapı (nokta çapı) “ d_n ” ile gösterilmiştir. Bu diyagram dört bölgeye ayrılmaktadır. A bölgesinde herhangi bir ergime ve birleşme yoktur. B bölgesinde basınç kaynağı ile oluşan ve ergime olmadan zayıf bir birleşme meydana gelir. C bölgesi ergime veya kaynak bölgesidir. C ve B bölgesinin sınır eğrisinden itibaren ergime başlar ve ergimiş kaynak bölgesinin boyutları, bu bölge içine girdikçe artar. C bölgesi malzemenin cinsine bağlıdır. Bazı metallerde bu bölge dar olduğundan kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanının hassas bir şekilde ayarlanması gerekir. Uygulamada, akım ve zaman değerleri C bölgesinin üst sınırına yakın kalacak şekilde seçilir. D bölgesi fıskırma bölgesi olup, C bölgesinin üst sınırından itibaren fıskırma başlar [94,96].

Şekil 2.9'de gösterilen kabul edilebilir kaynak aralığı diyagramının sol tarafı, akım şiddeti ve kaynak zamanı değişimine bağlı elektrot dalma derinliğinin; kullanılan

malzeme kalınlığının %30'unu geçmeyecek şekilde seçilmesi ile ölçülmektedir. Bu değerlerin üzerinde fişkırmalar meydana gelebilmektedir. Elektrot dalma derinliğinin kesit kalınlığının %30'u altına inmesi durumunda nokta kaynağı istenilen dayanım özelliğini sağlayamayabilir [100-106]. Aynı zamanda yine bu değerlerin aşılması durumunda kaynak kesit kalınlığında aşırı incelme meydana geleceği için kullanılacak yüzey kalitesini etkilemekte ve boyama işleminde o bölgedeki yüzey kalitesini bozmaktadır. Diyagramın sağ tarafı ise maksimum çekme-makaslama dayanımı değerlerini veren veya hataları minimuma indirme amacı ile %80 çekme-makaslama dayanımı veren değerler belirlenerek oluşturulabilir [101,106].

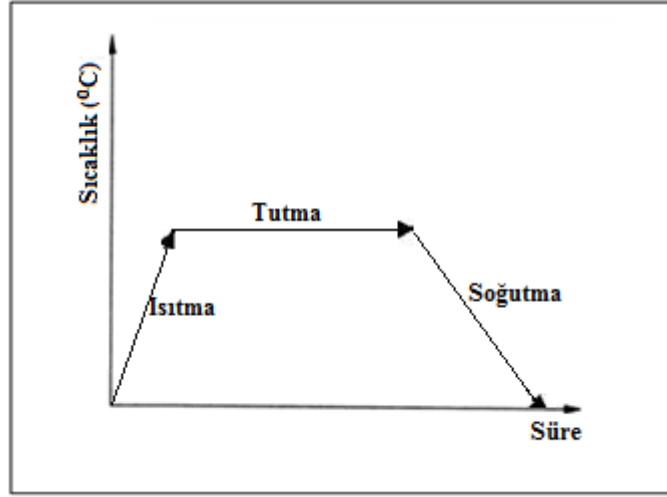
2.4. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM

Malzemelerin kaynak sonrası, kaynak çekirdeği ve özellikle ısı tesiri altında kalan bölgenin özelliklerinin ana malzeme özelliklerinden mekanik ve mikroyapısal olarak farklılaşması kaynaklı birleştirmeye kaynak sonrasında ısıtım işlem uygulanmasını gerektirmektedir.

2.4.1. Gerilme Giderme Tavı Ve Ara Tavı

Gerilme giderme tavı döküm, kaynak ve soğuk şekil verme işlemlerinden kaynaklanan iç gerilmeleri azaltmak amacıyla metalik malzemeleri dönüşüm (A_1) sıcaklıklarının altındaki uygun bir sıcaklığa kadar ısıtım ve sonra yavaş soğutım işlemidir. Bu işlem, bazen dönüşüm sıcaklığı altı veya kritik sıcaklık altı tavı olarak da adlandırılır. Çelik malzemeler 540°C ile 630°C arasındaki sıcaklıklarda gerilme giderme tavına tabi tutulurlar [107].

Ara tavı ise gerilme giderme tavına çok benzeyen bir işlem olup, sac veya tel üretiminde soğuk şekillendirmeye devam edebilmek için ötektoid altı çeliklerin A_1 dönüşüm sıcaklığının hemen altındaki bir sıcaklığa ($550-680^{\circ}\text{C}$) kadar ısıtılıp yeniden kristalleşme sağlandıktan sonra yavaş soğutulması işlemidir (Şekil 2.10) [107].



Şekil 2.10. Tavlama işleminin şematik gösterimi.

2.4.2. Boya Kurutma Isıl İşlemi

Otomotiv sektöründe genellikle astar atımı ve boyama işlemi sonrasında düşük sıcaklıklarda yapılan kurutma ısıl işlemine fırın kurutma veya boya kurutma (paint baking) adı verilir. Genellikle bu ısıl işlem 150°C ila 200°C arası değişen sıcaklıklarda 20 ila 30 dakika arasında uygulanıp ardından havada yavaş soğuma sağlanır.

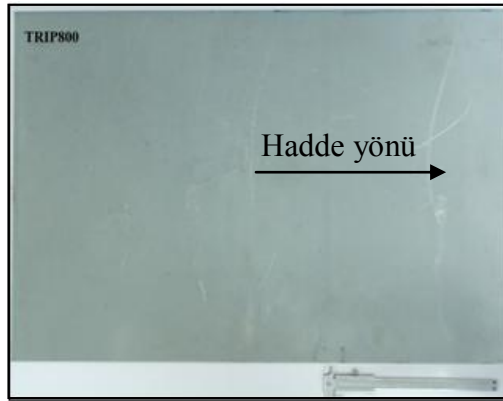
BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölümde çalışmada kullanılan TRIP800 çeliği kimyasal bileşimi, kaynak davranışının yanı sıra birleştirme için hazırlanan deney düzeneği tanıtılmıştır. İlâveten kaynaklı birleştirmelere uygulanan test yöntemleri hakkında etraflıca bilgi verilmiştir.

3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEME

Çalışmada taşınma kolaylığı sağlaması amacı ve hadde yönünün tayini açısından 600 x500x1.5 mm boyutlarında 10 plaka TRIP800 sac malzeme ticari olarak temin edilmiştir (Şekil 3.1). Çeliğin kimyasal bileşimi alt bölümlerde ele alınmıştır.



Şekil 3.1. Çalışmada kullanılan TRIP800 sac malzeme.

3.1.1. Malzeme Kimyasal Bileşimi

TRIP800 çeliğinin kimyasal bileşimi spektral analiz yöntemiyle belirlenmiş ve Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. TRIP 800 çeliğin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık).

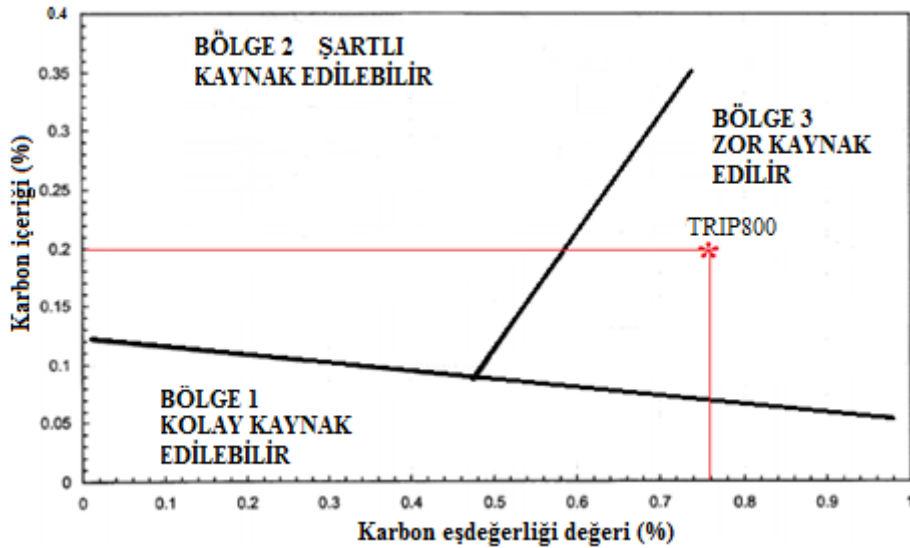
Elementler	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Fe
TRIP800	0,2	1,66	1,69	0,015	0,0002	0,006	0,011	0,43	Kalan

3.1.2. Deneyde Kullanılan Malzeme Kaynak Kabiliyeti

TRIP çeliği kaynak edilebilirliği “Graville diyagramı” yardımıyla belirlenebilir. Graville diyagramında farklı çelik sınıflarının karbon eşdeğerliği ($C_{eş}$) değerini veren formül ile bu çeliklerin kaynaklanabilirliği hakkında bilgi edinilir [108]. Karbon eşdeğerliği formülü aşağıda belirtilmiştir;

$$C_{eş} = \%C + \frac{(\%Mn \%Si)}{6} + \frac{(\%Ni + \%Cu)}{15} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} \quad (3.1)$$

Yukarıdaki formül kullanılarak TRIP800 çeliğinin karbon eşdeğerliği hesaplanmış ve 0.76 bulunmuştur. TRIP800 çeliği yüzde karbon miktarı ve $C_{eş}$ değerleri Şekil 3.2’de gösterilen Graville diyagramı üzerinde kırmızı çizgi ile gösterilmiştir. Bu çizgilerin kesiştiği nokta (*) işareti ile gösterilerek TRIP800 çeliğinin diyagramda hangi bölgeye denk geldiği tespit edilmiştir.



Şekil 3.2. Çelikler için Graville diyagramı [108].

Şekil 3.1'deki Bölge 1'de çeliğin düşük karbon içeriği ve düşük sertleşebilirliğe bağlı olarak kaynak sırasındaki hidrojen çatlakları duyarlılığının etkilenmemesinden dolayı kolay kaynak edilebilir bölgedir. Buna zıt olarak Bölge 3, hem yüksek karbon içeriği hem de yüksek sertleşebilirlik gösterir ve ergitmeli kaynak sırasında çatlama duyarlı (crack-sensitive) mikroyapı oluşturur. Bölge 2 sınıfındaki çelikler yüksek karbon içerikleri ile beraber düşük sertleşebilirlik gösterirler. Bu çeliklerin kaynağında ısı girdisinin kontrolü veya önısıtma yardımı ile ITAB bölgesindeki soğuma hızının kontrolü ile hidrojen kaynaklı çatlama riskinden kaçınılabılır [103].

Dolayısı ile diyagrama baktığımızda TRIP800 çeliklerinin zor kaynak edilebilen bölgede olduğu görülmektedir. Özellikle otomotiv endüstrisinde kullanılan TRIP çeliklerinin birleştirilmesinde lazer ve nokta direnç kaynağı tercih edilmektedir.

3.1.3. Deneyde Kullanılan Malzeme Dönüşüm Sıcaklıkları

TRIP800 çeliği dönüşüm sıcaklıkları, Bölüm 2'de formül (2.2), (2.3) ve (2.4)'de verilen Andrews denklemleri [26] yardımıyla hesaplanmıştır;

$$A_1(^{\circ}\text{C})=(723)-(10,7 \times 1,69)+(29,1 \times 1,66)+(16,9 \times 0,006)+(290 \times 0)+(6,38 \times 0) = 753$$

$$A_3(^{\circ}\text{C})=(910)-(203 \times 0,2)+(44,7 \times 1,66)+(104 \times 0)+(31,5 \times 0,011)+(13,1 \times 0) = 894$$

$$M_s(^{\circ}\text{C})=550-(350 \times 0,2)-(40 \times 1,69)-(20 \times 0,006)-(10 \times 0,011)+(30 \times 0,43) = 404$$

Hesaplanan dönüşüm sıcaklıkları Çizelge 3.2'de verilmiştir.

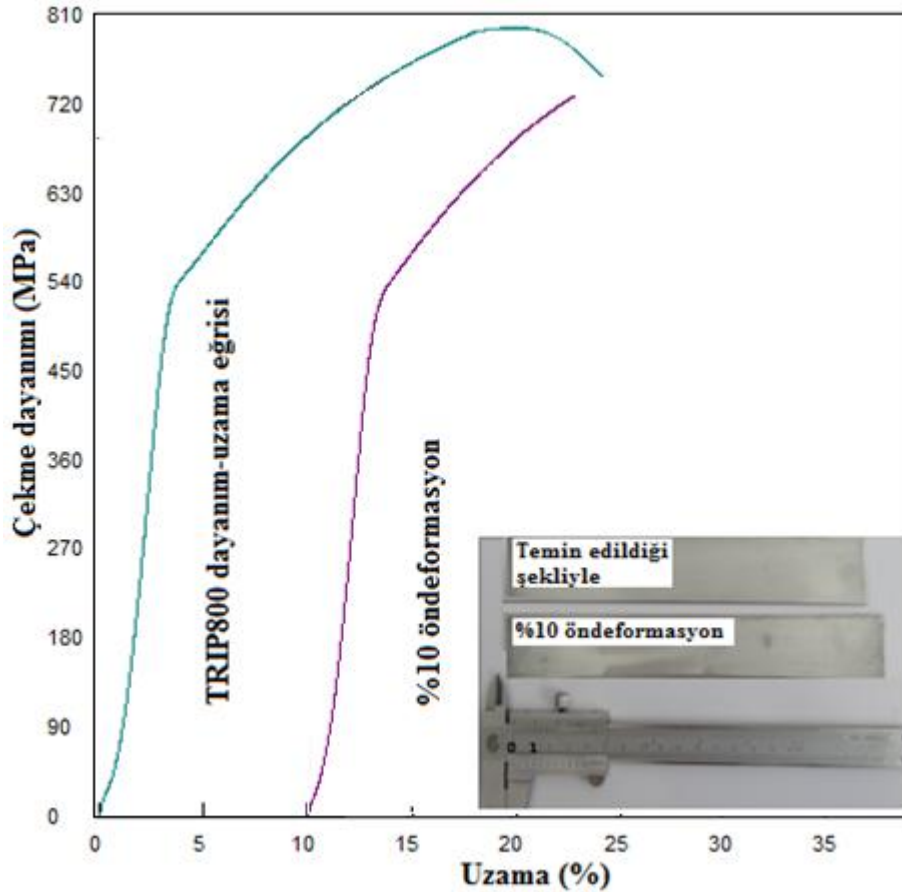
Çizelge 3.2. Hesaplanan TRIP800 dönüşüm sıcaklıkları.

Sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)		
A_{e3}	A_{e1}	M_s
894	753	404

3.2. DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

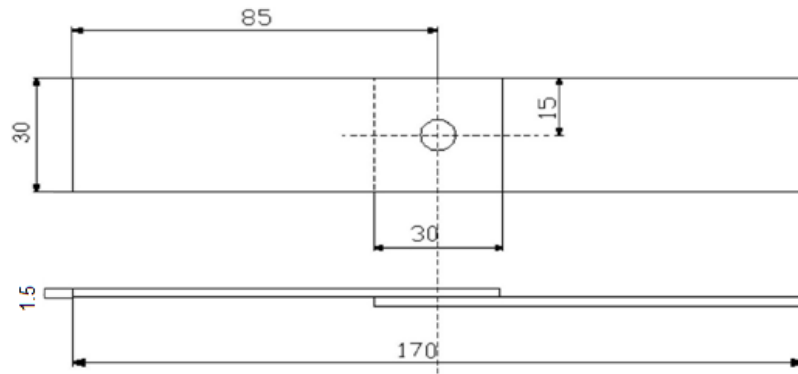
Bu çalışmada, kalınlığı 1.5 mm olan TRIP800 çelik sacı kullanılmıştır. Sac malzemedan 100x30x1.5 mm ölçülerinde numuneler kesilerek elde edilmiştir. TRIP800 sac üzerindeki kaplama tabakası zımparalanmış, ardından etil alkol ile temizlenmiştir.

Deformasyon uygulanacak numuneler ise 200x30x1.5 mm ebatlarında giyotinde kesilmiş ve Shimadzu marka çekme deney cihazına bağlanarak ve boyuna doğrultuda %10 deformasyona uğratılmıştır. %10 deformasyona uğramış ve çekme testine tabi tutulmuş numune dayanım-uzama grafiği Şekil 3.3’de görüldüğü gibi karşılaştırılarak deformasyon sonrası numunelerde meydana gelen değişim incelenmiştir.

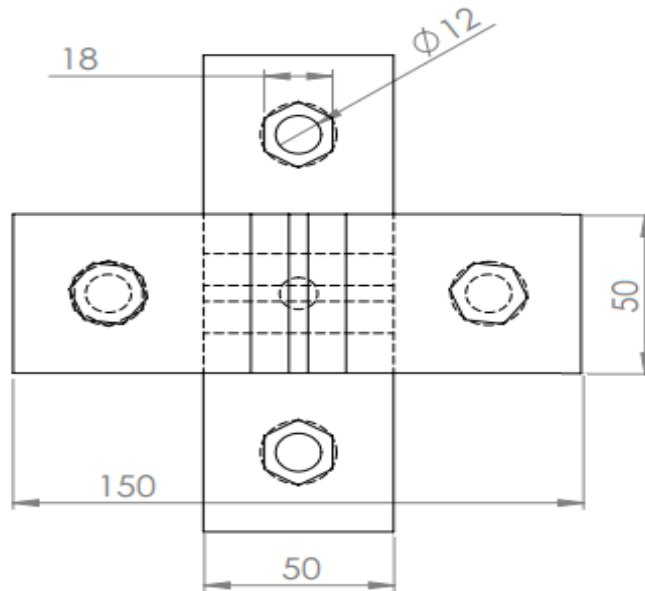


Şekil 3.3. TRIP800 malzemenin ve %10 deformasyonun dayanım-uzama eğrisi.

Deformasyon sonrası numunenin 100 mm olan ve tutma çeneleri arasında kalan boyu %10 uzama göstererek 110 mm olarak ölçülmüş, numune toplam boyu 210 mm olarak ölçülmüştür. Daha sonra boyuna doğrultuda deformasyon bölgesi ortaya gelecek şekilde kesilerek ikiye ayrılmış ve fazlalık olan kısımlar kesilerek deney numunesinin boyutu 100 x30x1.5 mm olarak düzenlenmiştir. Birleştirme için kullanılan numune geometrisi ve birleştirme pozisyonu şeması çekme-makaslama deney numunesi olarak kullanılmak üzere Şekil 3.4’de ve çapraz-çekme numunesi olarak kullanılmak üzere ise Şekil 3.5’de gösterilmiştir.



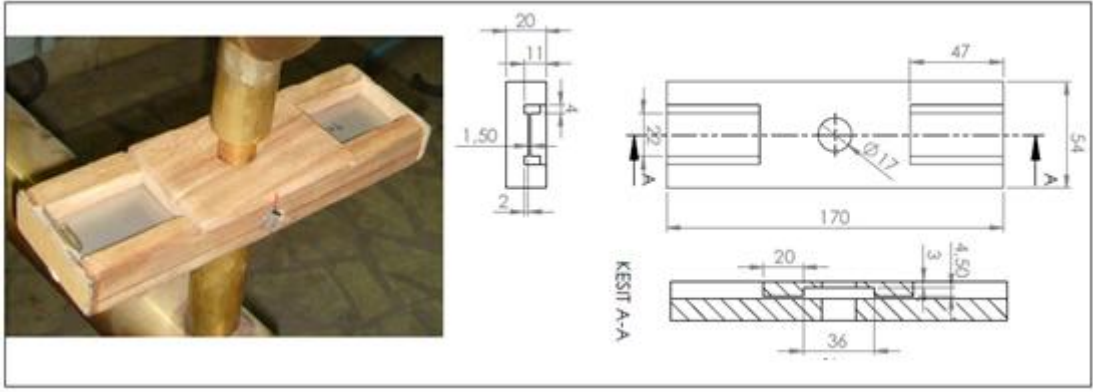
Şekil 3.4. Çekme-makaslama deney numunelerinin boyutları ve kaynak noktasının pozisyonu (mm).



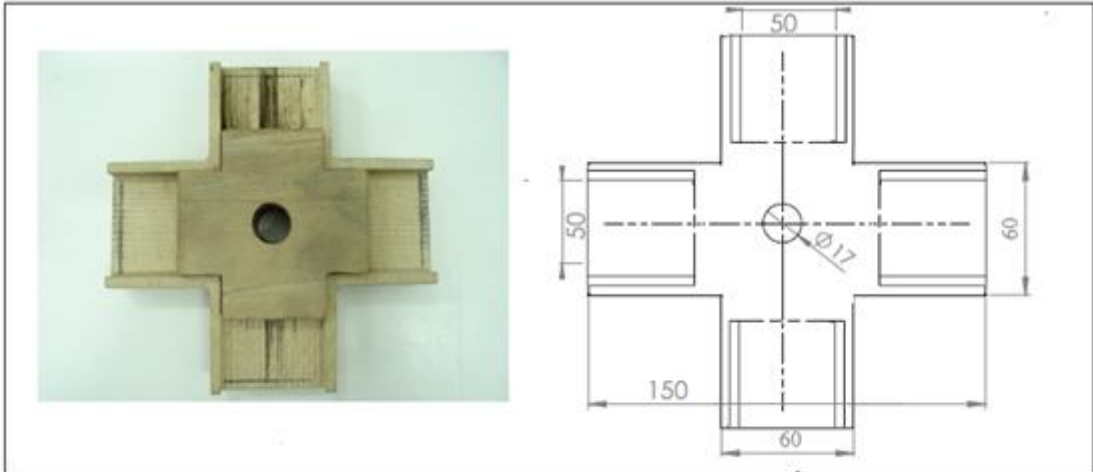
Şekil 3.5. Çapraz-çekme deney numunelerinin boyutları ve kaynak noktasının pozisyonu (mm).

3.3. DENEY NUMUNELERİ İÇİN KALIP HAZIRLANMASI

Deneysel numunelerini standart olarak birleştirebilmek, kaynak işlemi sırasında kaymasını önlemek amacıyla, ahşap ve metal tutucu kalıplar hazırlanmıştır. Deneysel numunelerinin birleştirilmesi ve çekme-makaslama testi için geliştirilen tutucu kalıp Şekil 3.6’da gösterilmiştir. Çapraz çekme testi numunelerinin birleştirilmesi için geliştirilen tutucu kalıp ise; Şekil 3.7’de gösterilmiştir.



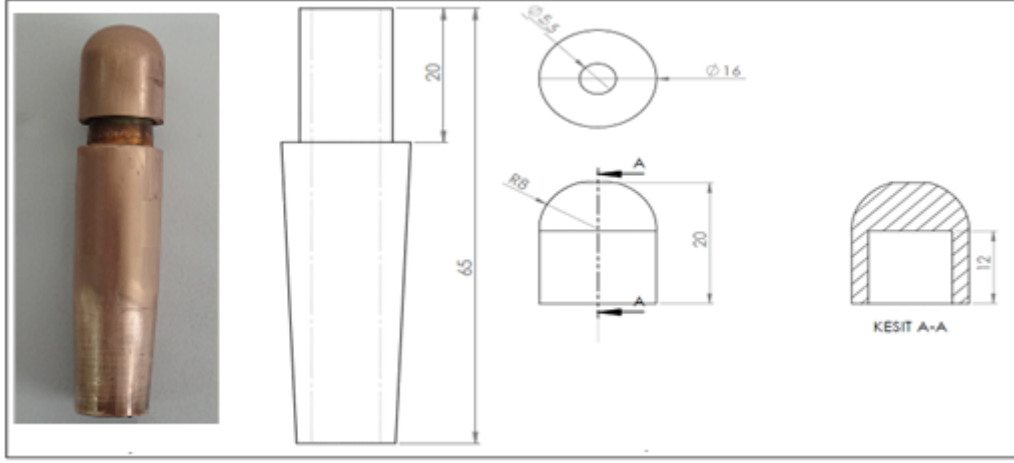
Şekil 3.6. Çekme-makaslama deneyi için numunelerin birleştirilmesinde kullanılan tutucu ahşap kalıp ve şematik çizimi (mm).



Şekil 3.7. Çapraz-çekme deneyi için numunelerinin birleştirilmesinde kullanılan tutucu ahşap kalıp ve şematik çizimi (mm).

3.4. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA KULLANILAN ELEKTROTLAR

Deneyleerde, kaynak makinesinin üst ve alt çenesinde uç çapı 5.5 mm, küresel uçlu Cu-Cr-Zr alaşımlı, su soğutmalı elektrotlar kullanılmıştır. Elektrot uçlarında deformasyondan ve ısınmadan dolayı kalıntıların oluşmaması için elektrotlar her kaynak sonrası ince zımpara ile temizlenmiş, her 30 birleştirme işlemi sonrası elektrotlar değiştirilerek, yeni elektrotlar kullanılmıştır. Elektrotlar arasındaki mesafe periyodik olarak kontrol edilmiştir. Şekil 3.8’de deneyde kullanılan elektrotlar ve şematik çizimi gösterilmiştir.



Şekil 3.8. Deneyde kullanılan elektrot ve şematik çizimi (mm).

3.5. KAYNAK DENEY SETİ

Deneyleerde, 60 kVA gücünde, BAYKAL SPP60 marka elektronik akım ve zaman kontrollü, pnömomatik basma donanımlı nokta direnç kaynak makinesi kullanılmıştır. Elektrot basma kuvveti, kaynak makinesine bağlı olan manometre ile ölçülmüştür. Kaynak zamanı, kaynak akım şiddeti, sıkıştırma ve tutma süreleri makinenin kendi donanımı üzerinden ayarlanmıştır. Birleştirmede kullanılan kaynak deney seti Şekil 3.9’da görülmektedir. Deney seti; kaynak makinesi, elektrotların soğutulması için su devir-daim pompası, hava kaynağı olarak kullanılan kompresörden oluşmaktadır.



Şekil 3.9. Kaynak donanımı.

3.6. KAYNAK PARAMETRELERİ

Öncelikle, TRIP800 saclarının birleştirilebilirliğinin incelenmesi için yapılan literatür araştırmalarından yararlanılarak seçilen kaynak parametreleri değiştirilerek ön deneyler yapılmıştır. Ön çalışmada, deney numuneleri nokta direnç kaynak yöntemiyle, 15 çevrim sabit kaynak zamanında, 1kA'dan 10kA'e kadar 1kA kaynak akım şiddeti artırılarak optimum kaynak akım şiddeti belirlenmiştir. Daha sonra optimum çekme-makaslama dayanımı veren 9kA kaynak akım şiddeti sabit tutularak numunelerin kaynak zamanı 5 çevrim'den 45 çevrim'e kadar 5'er çevrim arttırılarak birleştirilmiştir. Böylece optimum kaynak zamanı belirlenmiştir. Kaynak akım şiddetinin 3kA daha düşük değerlerde yetersiz birleşme ve düşük dayanım, kaynak zamanının çok yüksek olduğu 30 çevrim ve üzeri kaynak zamanlarında ise aşırı ergime ve fişkırtma tespit edilmiştir. Sonuç olarak; deney numunelerinin 1-10kA akım şiddeti ve 5-25 çevrim kaynak zamanı aralığında birleştirilmesinin uygun olduğuna karar verilmiştir. Ön deneylerin değerlendirilmesi sonucunda optimum kaynaklanabilirlik (weld-lobe) diyagramını tespit edebilmek için TRIP800 deney numuneleri temin edildiği ve %10 deforme edildiği şekliyle Çizelge 3.3'de verilen kaynak parametrelerinde birleştirilmiştir. Kaynak zamanı parametresi 1 saniyenin 0.02 katsayısı ile çarpılarak çevrim olarak ifade edilmiştir.

Çizelge 3.3. Kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri

İnme Zamanı (çevrim)	Sıkıştırma Zamanı (çevrim)	Kaynak Zamanı (çevrim)	Kaynak Akımı (kA)	Ara Zamanı (çevrim)	Tutma Zamanı (çevrim)	Durma Zamanı (çevrim)	Elektrot Kuvveti (kN)
10	25	5-10-15-20-25	1	15	15	25	6
		5-10-15-20-25	3				
		5-10-15-20-25	5				
		5-10-15-20-25	6				
		5-10-15-20-25	7				
		5-10-15-20-25	8				
		5-10-15-20-25	9				
		5-10-15-20-25	10				

3.7. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞININ YAPILIŞI

Deney numuneleri ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyonlu olarak 1-3-5-6-7-8-9-10kA akım şiddetlerinde ve 5-10-15-20-25 çevrim kaynak zamanlarında her bir akım şiddeti ve kaynak zamanı için 9 numune olacak şekilde birleştirilmiştir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen deney numunelerinin verilerinden optimum kaynak zamanı ve akım şiddeti belirlendiği için; galvaniz kaplı deney numuneleri 6-7-8-9 kA kaynak akım şiddetlerinde ve 15-20-25 çevrim kaynak zamanlarında, her bir kaynak parametresi için yalnızca 5 numune birleştirilmiştir.

Ayrıca çalışmada belirlenen optimum kaynak parametreleri sınırları içerisinde temin edildiği ve %10 öndeforme edilmiş şekliyle her bir akım şiddeti ve kaynak zamanı için 3 adet çapraz-çekme testi deney numunesi de birleştirilmiştir. Nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş çekme-makaslama deney numunesi Şekil 3.10'da, çapraz-çekme deney numunesi makro görüntüsü ise Şekil 3.11'de gösterilmiştir.



Şekil 3.10. Çekme-makaslama testi için birleştirilen deney numunesi.

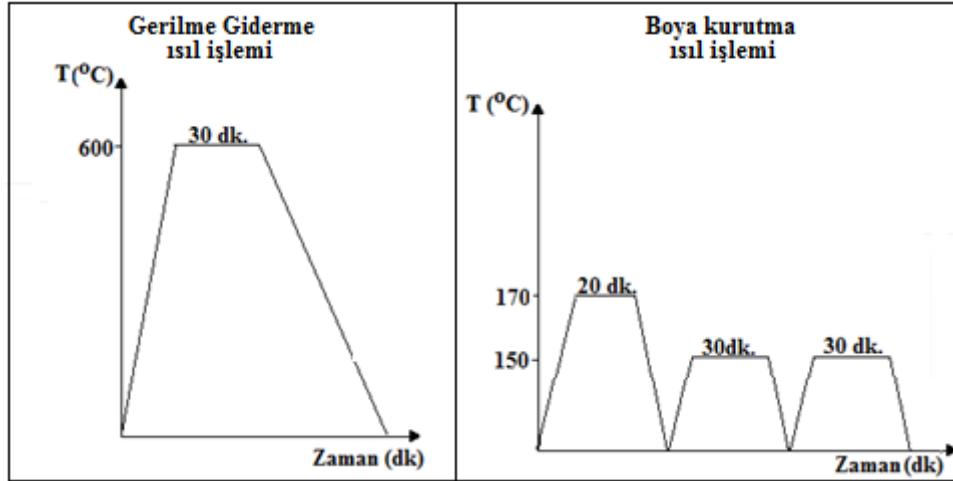


Şekil 3.11. Çapraz-çekme testi için birleştirilen deney numunesi.

3.8. BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Kaynaktan ve deformasyondan doğan kalıntı gerilmeleri azaltmak, oluşması muhtemel sert ve gevrek fazı/fazları temperlemek ve bunun dayanıma olan etkisini gözlemlemek amacıyla optimum kaynak bölgesindeki her gruptan bir set numuneye gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmıştır. Temin edildiği (galvaniz kaplı ve kaplamasız) şekliyle ve kaynak öncesi %10 öndeformasyon uygulanmış şekliyle 8kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilmiş numuneler, A_1 dönüşüm sıcaklığının altında, 600°C sıcaklıktaki fırın içerisinde 30 dakika bekletilmiş ve yavaşça fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur.

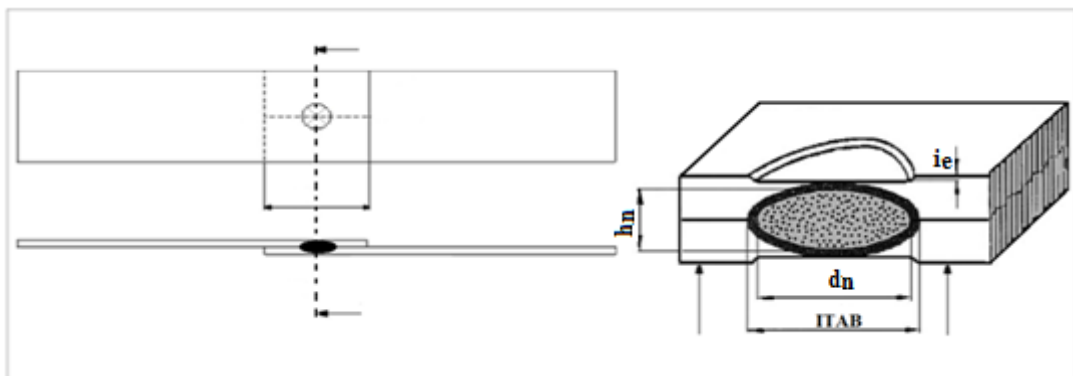
Ayrıca temin edildiği şekliyle ve %10 öndeforme edildikten sonra nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelere, otomobil sektöründe boyama işlemi sonrası uygulanan ısıl işlemlerin etkilerinin incelenmesi gerekir. Bu amaçla sırasıyla kataforez kaplama için uygulanan 170°C sıcaklıkta 20 dakika, astar atımı sonrası uygulanan 150°C sıcaklıkta 30 dakika ve ardından son boyama işlemi sonrası uygulanan 150°C sıcaklıkta 30 dakika ısıl işlem uygulanmıştır. Isıl işlemler Karabük Üniversitesi bünyesinde bulunan PROTHERM marka ve PLF 120/27 model ısıl işlem fırınında yapılmıştır. Kaynaklı birleştirmelere uygulanan gerilme giderme ve boya kurutma ısıl işlemleri sırasıyla şematik olarak Şekil 3.12’de gösterilmiştir.



Şekil 3.12. Kaynaklı birleştirmelere uygulanan gerilme giderme ve boya kurutma ısı işlemleri şematik gösterimi.

3.9. NUMUNE ÇEKİRDEK GEOMETRİSİ ÖLÇÜMÜ VE MAKRO İNCELEMELERİ

Birleştirilen numunelerin birleşme bölgesi enine kesitinden alınan metalografi numuneleri üzerinden stereo mikroskop ile alınan makro görüntülerden yararlanılarak kaynak çekirdek çapı, d_n , çekirdek yüksekliği, h_n ve elektrot dalma derinliği, i_e ölçülmüştür. Birleştirmelerin Şekil 3.13'de şematik olarak gösterildiği şekilde birleşme bölgesi enine kesitinden numuneler çıkarılarak bakalite alınmış ve metalografik olarak hazırlanmıştır.



Şekil 3.13. Kaynak çekirdek geometrisi.

3.10. BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN MEKANİK DENEYLER

Çalışmada kaynaklı birleştirmelerin bilhassa statik bir kuvvet etkisi altındaki davranışları, çekme makaslama deneyi ve çapraz çekme testi ile belirlenmeye çalışılmıştır. Ayrıca farklı kaynak parametreleri ile birleştirilen deney numunelerinin sertlik profili de belirlenmiştir. Numunelere uygulanan mekanik test yöntemleri sırasıyla alt bölümlerde tanıtılmıştır.

3.10.1. Çekme-Makaslama Deneyi Numunesinin Hazırlığı Ve Deneyi

Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan temel testlerden olan çekme-makaslama deneyi için, temin edildiği şekliyle birleştirilen TRIP800 çeliğinin her bir kaynak parametresine ait 8 adet kaynaklı çekme-makaslama deney numuneleri DIN EN ISO 14272 standardına uygun olarak gösterilen boyutlarda hazırlanmıştır. Çekme deneyi, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü bünyesinde bulunan 50kN kapasiteli SHIMADZU marka çekme testi cihazında 5 mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.14). Öndeforme edilmiş şekilde ve galvaniz kaplamalı şekilde birleştirilen deney numunelerinin her bir kaynak parametresi için yalnızca 5 adet deney numunesine çekme makaslama testi uygulanmıştır.



Şekil 3.14. Çekme deneyine tabi tutulan numune.

Çekme-makaslama deney sonuçlarının tutarlılığı ise istatistiksel olarak K_p değeri ile hesaplanarak kontrol edilmiştir. Ayrıca çekme-makaslama testi sonucunda standart sapma (SD) değeri hesaplanmıştır. K_p katsayısını hesaplamak için kullanılan formül:

$$K_p = (F_{\max} - F_{\min})/F_{\text{ort}} \quad (4.1)$$

F_{\max} ve F_{\min} her bir deney parametresi için test edilen numunelerin maksimum ve minimum değerleri ve F_{ort} ise serideki ortalama değerdir. Yapılan testlerin tutarlı olması için K_p katsayısı 0.3-0.45 aralığında olmalıdır [23].

Standart sapma (SD) değeri için kullanılan formül:

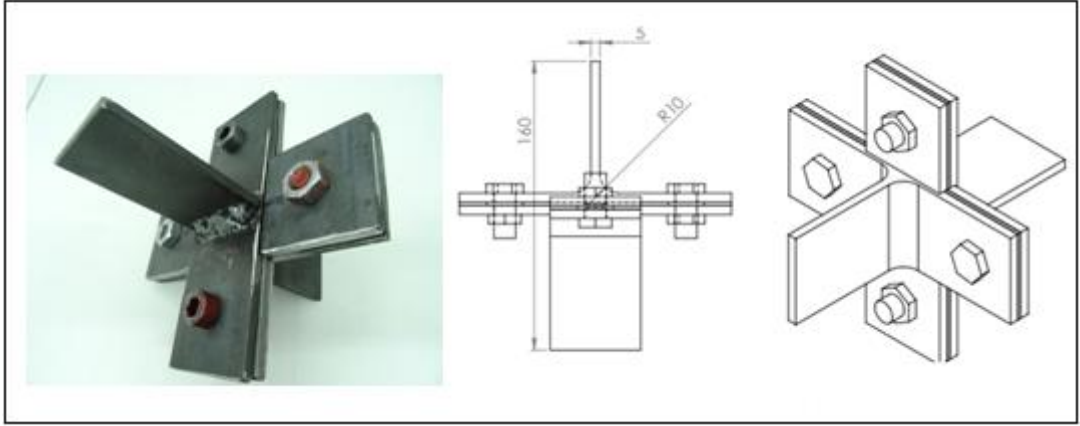
$$SD = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \quad (4.2)$$

SD standart sapma değerini, n test edilen numune sayısını, x numunelerin çekme-makaslama değerleri ve \bar{x} ise ortalamasını simgelemektedir. Standart sapmanın büyük olması veri noktalarının ortalamadan daha uzak yayıldıklarını; küçük bir standart sapma ise ortalama etrafında daha çok yakın gruplaştıklarını göstermektedir. Genellikle uygun bir deney olarak, 2 ve altı olacak şekilde standart sapma değerleri içeren sonuçlar tercih edilir.

3.10.2. Çapraz-Çekme Deneyi Numunesinin Hazırlığı Ve Deneyi

Nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan temel testlerden bir diğeri olan çapraz-çekme deneyi için seçilen optimum kaynak parametrelerinde, her bir kaynak parametresine ait 3 adet kaynaklı çekme deney numuneleri DIN EN ISO 14272 standardına uygun olarak hazırlanmıştır.

Çapraz çekme testi için Şekil 3.15’de gösterilen şekilde hazırlanan numuneler kalıp kullanılarak 50kN kapasiteli SHIMADZU marka çekme testi cihazında 5 mm/dk çekme hızında çekilerek koparılmıştır (Şekil 3.16).



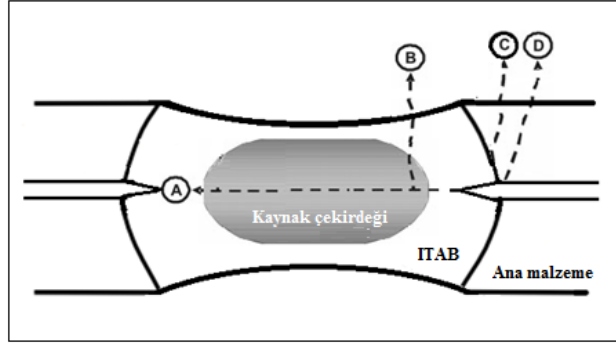
Şekil 3.15. Çapraz-çekme testi numune tutucu kalıbı ve şematik çizimi.



Şekil 3.16. Çekme deneyine tabi tutulan numune.

3.10.3. Kopma Türlerinin İncelenmesi

Genel olarak nokta direnç kaynaklı numunelerin kopma türleri arayüzey ayrılması (Mod A), kısmi arayüzey ayrılması (Mod B) ve düğmelenme (Mod C ve D) olarak üç farklı şekilde meydana geldiği rapor edilmiştir [106-108]. Şekil 3.17’de şematik olarak kopma türleri gösterilmiştir.



Şekil 3.17. Çekme-makaslama ve çapraz-çekme test numunelerinde karşılaşılan kopma türleri.

Arayüzey ayrılması tipi kopmayı gösteren Mod A'da kopmanın kaynak çekirdeği arayüzeyinden orta bölgesindeki çizgi doğrultusunda merkeze doğru ilerleyerek meydana geldiği işaret edilmiştir [109-111]. Arayüzey ayrılması kaynak parametrelerinin yetersiz olduğu, düşük ısı girdisine bağlı olarak meydana gelen yetersiz kaynak bölgesinin oluşturduğu kopma tipidir. Bu tür ayrılma ile sonuçlanan birleştirmelerin çekme-makaslama taşıma yükü kapasitesi düşüktür [111]. Mod B'de kopmanın kaynak çekirdeği arayüzeyinde başladığı ve kaynak çekirdeği orta bölgesindeki çizgiye dik doğrultuda devam ederek kısmi arayüzey ayrılması tipi sergilediği görülmektedir [112].

Dügmelenme tip kopmalar ise genellikle ITAB'ın dış kısmında meydana gelir. Ana malzeme/ITAB ara yüzeyinden Mod C şeklinde veya sadece ana malzemeden Mod D şeklinde meydana gelebilir. Nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin çekme-makaslama testi sonrasında kopma türlerinin dügmelenme tipi olması istenir. Dügmelenme tipi kopma, kaynak parametrelerin uygun olduğunu gösteren kopma türüdür. Daha ziyade kaynak ısı girdisi artışıyla bağımlı çekirdek çapı artışı ve çekme-makaslama taşıma yükü taşıma kapasitesinde yükselmenin görüldüğü kopma türüdür [113].

3.10.4. Sertlik Ölçümü

Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen deney numunelerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden sertlik ölçümü gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümü

metalografik olarak hazırlanan numune üzerinde HMV MİCRO HARDNESS TESTER SHIMADZU marka mikrosertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Deney işlemi sırasında elmas piramit uca 500gr yük uygulanmıştır. Şekil 3.18’de sertlik ölçüm cihazı gösterilmiştir.



Şekil 3.18. Sertlik ölçüm cihazı.

3.11. METALOGRAFİK NUMUNE HAZIRLIĞI VE İNCELEMELERİ

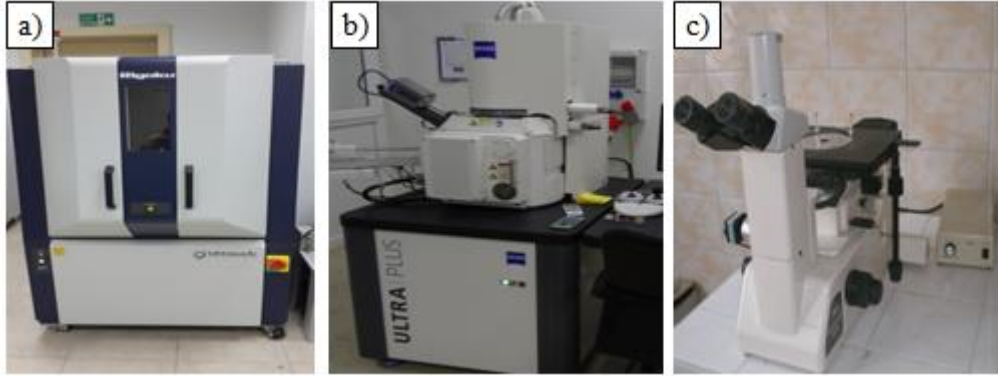
Deneysel çalışmalarda kullanılan TRIP800 çelik sacların mikroyapısının incelenebilmesi için metalografik olarak hazırlanan numunelere (250-2000 mesh zımparalama ve 1-3 mikron parlatma) sırasıyla iki farklı dağlama işlemi uygulanmıştır. İlk olarak numuneler %2 nital ile 5 saniye dağlanmıştır. Diğer dağlama yöntemi ise mikroyapıdaki kalıntı varlığını incelemek için uygulanmıştır. Bu yöntemde numuneler %4 picral ile 15 saniye dağlanmış, ardından %1’lik sodyum meta bisülfid-su çözeltisinde 30 saniye dağlanmıştır. Bu dağlama işleminde kalıntı östenit/martenzit rengi açık parlak maviye, beynit rengi kaHV erengiye ve ferrit rengi ise tan rengine dönüşmektedir [114,115]. Dağlanan numunelerin metalografik görüntüleri, 5X-100X büyütme kapasiteli MEISI marka ML7100 model optik mikroskop vasıtasıyla incelenmiştir. Kaynaklı deney numunelerinin kaynak bölgesi profillerinin elde edilebilmesi için NIKON marka optik stereoskop vasıtasıyla makroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde bulunan Zeiss Ultra Plus marka elektron mikroskobunda

gerçekleştirilmiştir. EDS + MAPPING element analizleri SEM cihazına bağlı IXRF model elektron dağılım spektroskopisinden (EDS) yararlanılmıştır.

X ışını difraksiyonu (XRD) ile yapı karakterizasyon incelemeleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde gerçekleştirilmiştir. Ana malzeme ve kaynak çekirdeğinde oluşan fazları karakterize edebilmek amacıyla $30^{\circ} <2\theta < 90^{\circ}$ aralığında, 40kV gerilim ve 30mA akım değerlerinde, Cu $K\alpha$ radyasyon ışınımı kullanılarak $2^{\circ}/dk$ tarama hızı ile XRD karakterizasyonu, Rigaku Ultima IV XRD marka cihaz ile gerçekleştirilmiştir.

Deneylerin gerçekleştirildiği XRD, SEM ve optik mikroskop cihazlarının resimleri Şekil 3.19'da gösterilmiştir.



Şekil 3.19. Deneylerde kullanılan cihazlar a) XRD, b) SEM, c) optik mikroskop.

BÖLÜM 4

DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRİLMESİ

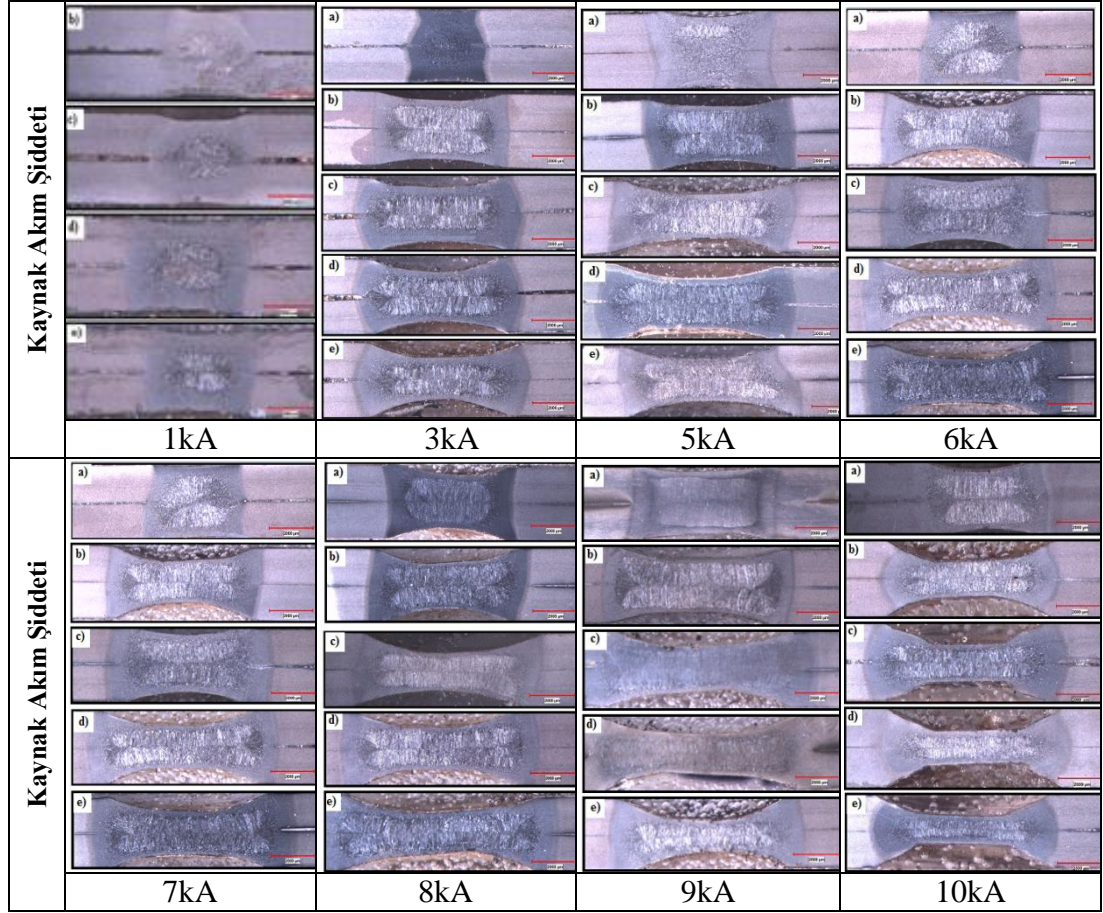
4.1. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MAKRO İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin dayanımında kaynak çekirdek çapı veya çekirdek yüksekliği değişimi tek başına etkili değildir. Kaynak parametreleriyle değişen ısı girdisi ve buna bağlı olarak elektrot dalma derinliği, kaynak çekirdeği yükseklik/genişlik oranını değiştirecektir. Kaynak çekirdek yüksekliğinin, kaynak çekirdek çapına oranının da dayanımını etkilediği bilinmektedir [98,116]. Bu sebeple çalışmada elde edilen deney numunelerinin çekirdek geometrisine kaynak parametrelerinin etkisi incelenmiştir.

4.1.1. Kaynak Çekirdek Geometrisinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

Çalışmada temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinin birleşme bölgesi enine kesitinden numuneler çıkarılarak soğuk reçine ile kalıba alınmış ve metalografik olarak hazırlanmıştır. Birleştirilen numunelerin Şekil 4.1’de gösterilen makrografları üzerinden kaynak çekirdek çapı, d_n , çekirdek yüksekliği, d_h , ve elektrot dalma derinliği, i_e ölçülmüştür. Değişen kaynak parametrelerinin çekirdek çapı ve kaynak çekirdek yüksekliği ve çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı oranına etkisi de incelenmiştir.

Çizelge 4.1’de, TRIP800 çelik çiftlerinin, farklı kaynak parametrelerinde, nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin çekirdek boyut ölçümü verilmiştir.



Şekil 4.1. 1 kA-10 kA akım şiddetinde farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numune makro görüntüsü, a) 5 çevrim, b) 10 çevrim, c) 15 çevrim, d) 20 çevrim, e) 25 çevrim.

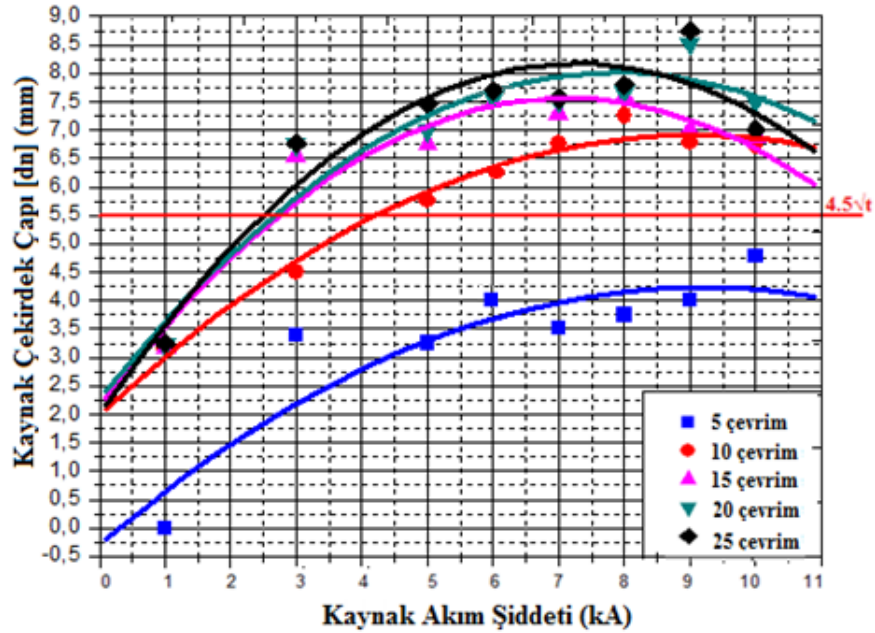
Çizelge 4.1. Farklı akım şiddetinde ve kaynak zamanlarında birleştirilen deney numunelerinin çekirdek boyut ölçümü sonuçları.

Kaynak akım şiddeti (kA)	Kaynak çekirdek çapı (mm)					Kaynak çekirdeği yüksekliği (mm)				
	Kaynak zamanı (çevrim) (1çevrim=0.02sn)					Kaynak zamanı (çevrim) (1çevrim=0.02sn)				
	5	10	15	20	25	5	10	15	20	25
1	0	3.15	3.18	3.22	3.25	0.00	2.13	2	1.77	1.7
3	3.4	4.5	6.55	6.75	6.77	1.58	2.00	1.8	1.52	1.43
5	3.25	5.76	6.75	7	7.46	1.62	1.85	1.66	1.45	1.4
6	3.5	5.85	7.5	7.55	7.61	1.70	1.88	1.59	1.39	1.3
7	3.51	6.76	7.3	7.5	7.56	1.78	1.90	1.5	1.41	1.38
8	3.75	7.25	7.6	7.68	7.8	1.83	1.92	1.42	1.4	1.35
9	4	6.77	7.01	8.52	8.75	1.91	1.8	1.4	1.32	1.3
10	4.78	6.73	6.9	7.5	7.01	1.88	1.14	1.15	1.12	0.9

Şekil 4.1 ve Çizelge 4.1'den görüldüğü gibi birleştirmelerin kaynak çekirdek çapı kaynak parametrelerinden, artan kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak artmakta, kaynak çekirdeği yüksekliği ise azalmaktadır (10 kA hariç).

4.1.1.1. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Çekirdek Çapına Etkisi

Ticari olarak temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numuneler üzerinde, çekirdek çapı, d_n , ölçülerek ortalama değeri hesaplanmıştır. Şekil 4.2 'de farklı kaynak zamanı ve akım şiddetlerinde birleştirilen numuneler için çekirdek çapı, d_n , değişimi grafiksel olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.2. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen deney numunelerinin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek çapı değişimi grafiği.

Şekil 4.2'de görüldüğü gibi, artan kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme çekirdek çapı değişmektedir. En büyük çekirdek çapı 9 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanı parametreleriyle birleştirilen numunede tespit edilmiştir. 1 kA kaynak akım şiddeti ve 5 çevrim kaynak zamanı çok düşük ısı girdisine sahip olduğundan çekirdeğin oluşması için yeterli gelmemiş ve birleşme oluşmamıştır. 5 çevrim üzerindeki kaynak zamanlarında birleştirmelerde akım şiddeti

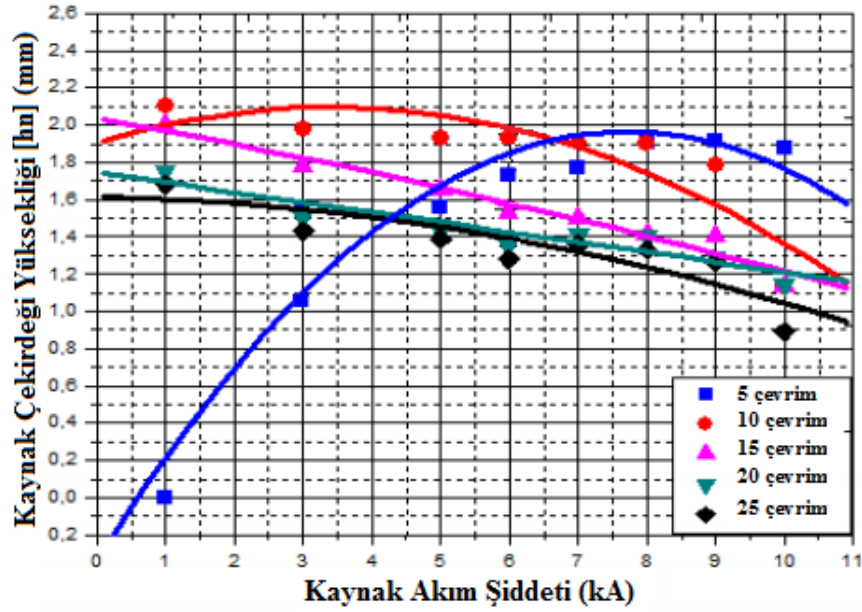
ve kaynak zamanı artışına bağı olarak kaynak çekirdek çapı artmıştır. Ancak her bir kaynak zamanı için kritik bir akım şiddetinin üzerinde çekirdek çapı tekrar azalma eğilimine girmiştir. 5 çevrim üzerindeki tüm kaynak zamanları için 7-8 kA akım şiddetine kadar çekirdek çapı artış gösterirken, 8 kA üzeri akım şiddetlerinde aşırı ergime ve fişkırmayla azalma eğilimi göstermektedir. Benzer şekilde yapılan çalışmalarda, artan kaynak parametrelerine bağı olarak artan ısı girdisiyle büyüyen çekirdek çapının belirli bir değerin üzerinde aşırı ergime ve fişkırmayla tekrar küçüldüğü rapor edilmiştir [58-62].

Genel olarak değerlendirildiğinde düşük akım şiddetinde farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerde, kaynak çekirdek çapı üzerinde kaynak zamanının etkiliyken; yüksek akım şiddeti ve farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin çekirdek çapında akım şiddetinin etkisi daha belirgin olarak görülmektedir. Aslanlar ve diğerlerinin [99] yürüttüğü çalışmada da benzer şekilde düşük akım şiddetlerinde kaynak çekirdek boyutunda kaynak zamanının, yüksek akım şiddetlerinde ise akım şiddetin etkili olduğı rapor edilmiştir.

Ayrıca çalışmada nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin kabul edilebilir dayanımını sağlayan ayrılma biçimi olan düğmelenme şeklinde yırtılmaların meydana geldiğı minimum çekirdek boyutunun $4.5\sqrt{t}$ (t = sac kalınlığı) ve üzeri değerlerde elde edildiğı tespit edilmiş ve Şekil 4.2'deki grafikte bu sınır değer kırmızı çizgi ile belirtilmiştir.

4.1.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Kaynak Çekirdek Kesiti Yüksekliğine Etkisi

Temin edildiğı şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numuneler üzerinde çekirdek yüksekliği, h_n , ölçülerek ortalama değeri tespit edilmiştir (Bkz. Çizelge 4.1). Şekil 4.3'te farklı akım şiddetlerinde ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin çekirdek yükseklikleri değişimi grafiksel olarak gösterilmiştir.



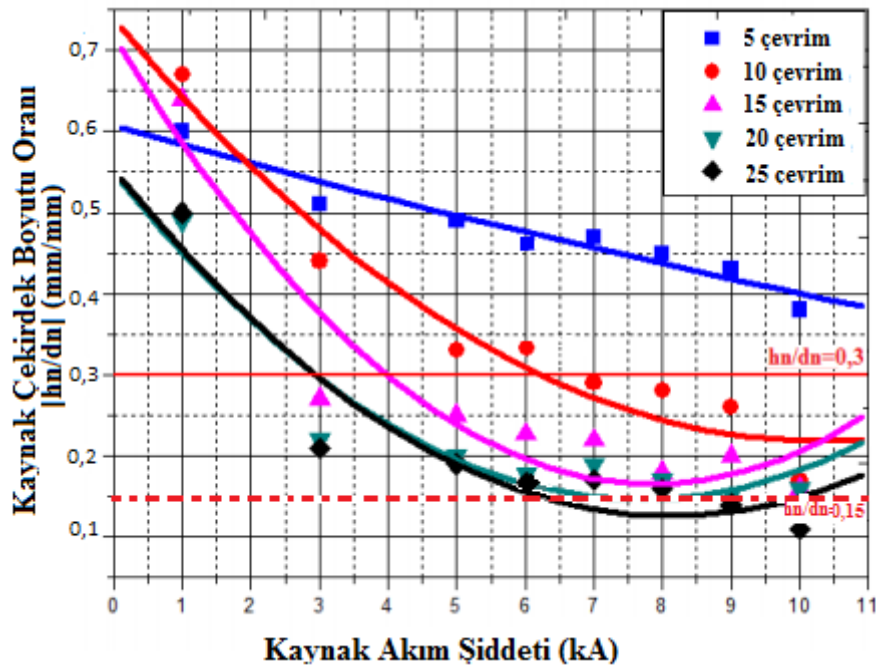
Şekil 4.3. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin akım şiddetine bağlı çekirdek kesit yüksekliği değişimi grafiği.

Şekil 4.3'ten görüldüğü gibi, 5 çevrim kaynak zamanı dışında artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme kaynak çekirdek yüksekliği, h_n , azalmaktadır. Kaynak çekirdek yüksekliğinin en fazla olduğu birleştirme 1 kA akım şiddeti, 10 çevrim kaynak zamanı parametresiyle elde edilmiştir. En küçük kaynak çekirdek yüksekliği ise 10 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanında elde edilmiştir. 1 kA akım şiddeti ve 5 çevrim kaynak zamanı çok düşük ısı girdisine sahip olduğu için kaynak çekirdeğinin oluşması için yeterli gelmemiş ve kaynak oluşmamıştır. Bu sebeple 5 çevrim kaynak zamanı için 8 kA akım şiddetine kadar çekirdek kesitinde bir inceleme söz konusu değilken, bu akım şiddetinin üzerindeki ısı girdilerinde çekirdek kesitinde bir daralma belirlenmiştir.

Kaynak çekirdek kesit yüksekliğinde etkili olan hususlardan birisi de elektrot baskı kuvvetidir. Bu tezde, sabit elektrot baskı kuvveti kullanıldığı için tüm kaynak parametrelerinde birleştirilen numuneler için homojen baskı kuvveti uygulanması sebebiyle çekirdek kesit yüksekliğindeki değişim kaynak parametrelerine bağlı ısı girdisi artışıyla ilişkilendirilebilir. Çalışmada küresel başlı elektrot kullanıldığı için elektrot uç geometrisindeki değişim de ihmal edilebilir.

4.1.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Kaynak Çekirdek Boyutu Oranına Etkisi

Çizelge 4.1'deki verilerden yararlanarak temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numuneler üzerinde, çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı, h_n/d_n , ölçülerek ortalama çekirdek boyutu oranı belirlenmiştir. Şekil 4.4'de farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numune çekirdek boyutu oranı değişimi grafiksel olarak gösterilmiştir.



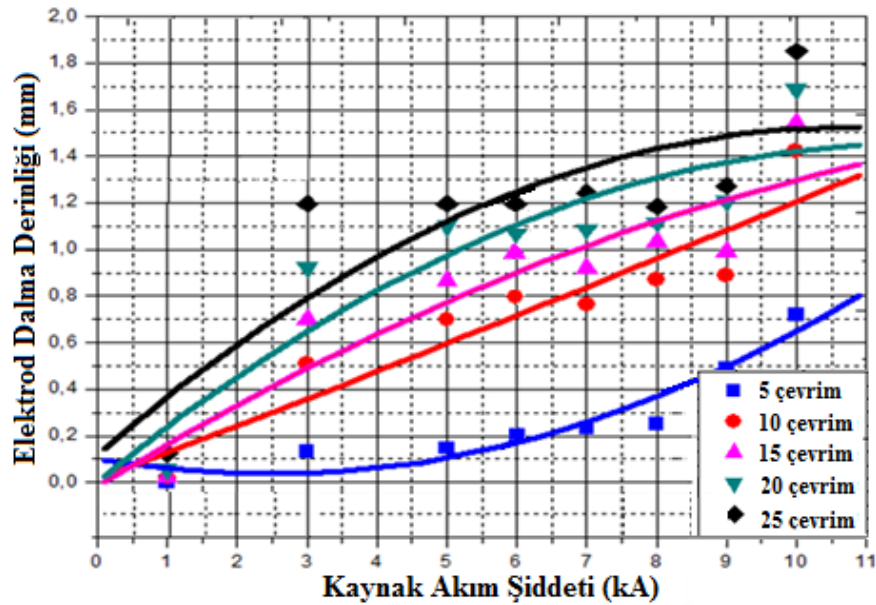
Şekil 4.4. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin akım şiddetine bağlı çekirdek boyutu oranı değişimi grafiği.

Şekil 4.4 'den görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme kaynak çekirdek boyutu oranı azalmaktadır. İstenilen kaynaklı birleştirme mukavemeti ve birleştirme yüzey kalitesi elde edebilmek için çekirdek boyut oranının belirli bir değer arasında olması tercih edilir. Bu oran sınırının üst limiti Şekil 4.2'de gösterilen çekirdek çapı-akım şiddeti değişim grafiğindeki kritik kaynak çekirdek çapı ($4,5\sqrt{t}$) değerinin üzerindeki kaynak parametrelerini kapsayacak şekilde $h_n/d_n=0,3$ değeri olarak sınırlandırılmış ve kırmızı çizgi ile belirtilmiştir (Şekil 4.4). Alt limit ise aşırı ergime ve fişkırmaların meydana geldiği, kaynak

çekirdeği yüksekliği ve dolayısı ile kesit kalınlığının aşırı incelendiği (toplam kalınlığın %30'unu geçmeyecek şekilde) kaynak parametrelerinin altında olacak şekilde hesaplanarak $h_n/d_n=0,15$ değer olarak sınırlandırılmış ve Şekil 4.4 'de kesikli kırmızı çizgi ile belirtilmiştir. Sonuç olarak, istenilen birleştirme özellikleri elde edebilmek için çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı, h_n/d_n , oranının 1.5 mm kalınlığındaki TRIP800 çeliği için 0.15-0.3 aralığında olması gerektiği anlaşılmaktadır.

4.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğine Etkisi

Kaynaklı birleştirmelerin dayanımı, kaynak parametrelerine (kaynak akım şiddeti, kaynak zamanı, elektrot baskı kuvveti vb.) bağlı olarak kaynak çekirdek geometrisi; kaynak çekirdek yüksekliği ve kaynak çekirdek çapının yanı sıra, elektrot dalma derinliğinin de önemli derecede etkili olduğu bilinmektedir [99]. Temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numuneler üzerinde elektrot dalma derinliği hesaplanmıştır. Şekil 4.5'de farklı akım şiddetlerinde ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinliği değişimi grafiksel olarak gösterilmiştir.

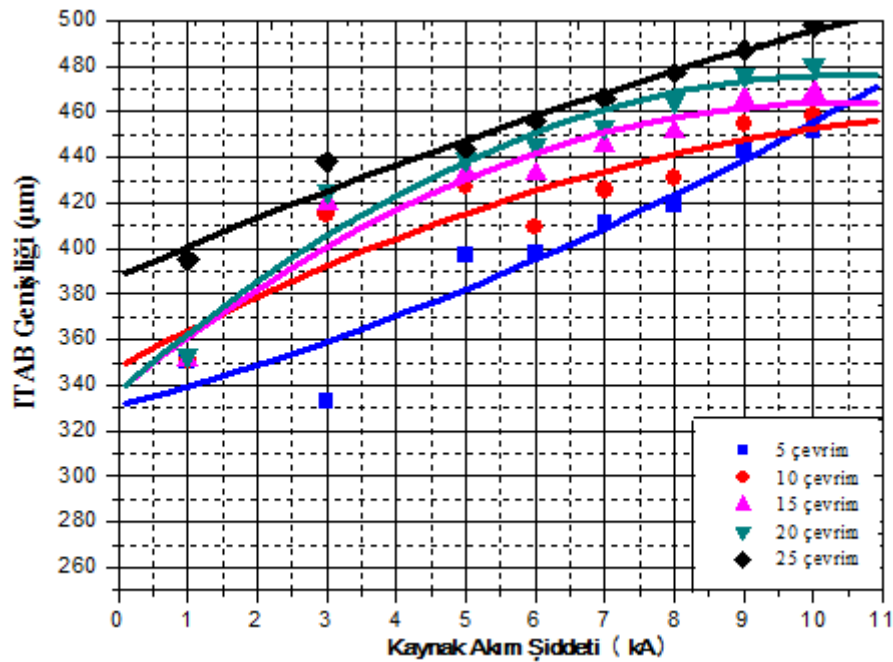


Şekil 4.5. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerinin akım şiddetine bağlı elektrot dalma derinliği değişimi grafiği.

Şekil 4.5’den görüldüğü gibi, artan kaynak parametrelerinden akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak elektrot dalma derinliği, i_e , artmaktadır. 1 kA akım şiddetinde yapılan birleştirmelerde kaynak zamanı değişimi elektrot dalma derinliğinde belirgin bir farklılık yaratmazken, artan akım şiddetlerinde kaynak zamanı artışına bağlı olarak elektrot dalma derinliği de belirgin bir artış göstermiştir. En yüksek elektrot dalma derinliği değeri 10 kA akım şiddetinde, 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede ortalama 1.85 mm olarak tespit edilmiştir. Isı girdisi üzerindeki etkisi olan kaynak parametrelerinin artışı ve elektrot-iş parçası temas yüzey alanı artışıyla batma derinliğinin artması beklenen bir sonuçtur [116-118].

4.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Numune ITAB Genişliğine Etkisi

Temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numuneler üzerinde ITAB genişliği ölçülmüştür. Şekil 4.6’da farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarının numunelerin ITAB genişliğine etkisi grafiksel olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.6. Temin edildiği şekliyle farklı akım şiddetinde ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerinin akım şiddetine bağlı ITAB genişliği değişimi grafiği.

Şekil 4.6 'dan görüldüğü gibi, artan kaynak parametrelerinden akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak ITAB genişliği de artmaktadır. En yüksek ITAB genişliği 10 kA akım şiddetinde, 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede 498 μm olarak tespit edilmiştir. En düşük ITAB genişliği ise 351 μm ölçümü ile 1 kA akım şiddetinde 10 çevrim kaynak zamanında elde edilen numunede tespit edilmiştir. Artan kaynak zamanı ve akım şiddetine bağlı olarak artan ısı girdisi ile çekirdeğe komşu bölgenin belirgin şekilde etkilendiği görülmektedir. Burada aynı zamanda birleştirilen malzemenin termal karakteristiklerinden ısı iletim katsayısı ve termal genleşme katsayısı da göz ardı edilmemelidir. Düşük ısı iletim katsayısına sahip çeliklerin birleştirilmesinde kaynak termal çevriminin etkisi ana malzeme üzerinde daha geniş bölgede görülürken, ısı iletimi yüksek malzemelerde tam tersi durum yaşanır. Aynı zamanda parça geometrisi de ısı transferinde etkili olan diğer bir husustur. Bu çalışmada yalnızca aynı boyutlarda ve kalınlıkta TRIP800 çeliği kullanıldığı için kaynak termal çevriminin ana malzemede bilhassa ITAB genişliğindeki etkisi yalnızca kaynak parametreleriyle ilişkilendirilmesi doğru olur. Daha önce de belirtildiği gibi artan kaynak parametrelerine bağlı olarak ısı girdisi artışı elektrod-iş parçası temas yüzey alanını arttıracığından, daha geniş bir bölgede meydana gelen ısı değişimi ITAB genişlemesine neden olmaktadır.

4.2. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKİLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmada temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen deney numunelerinin statik bir kuvvet etkisi altındaki davranışları çekme-makaslama ve çapraz-çekme testi ile belirlenmiş ve test sonuçları sırasıyla paylaşılarak bir arada değerlendirilmiştir.

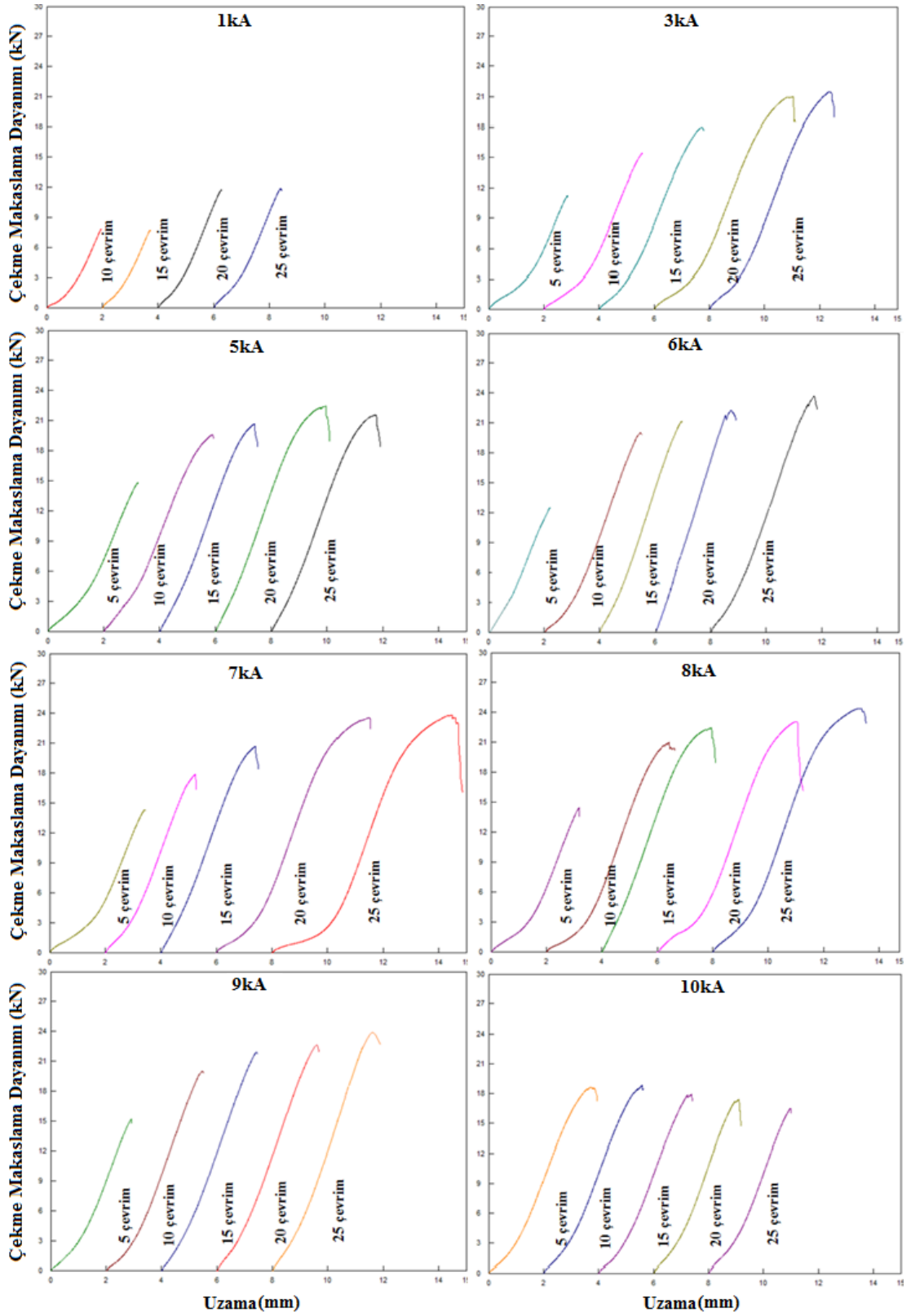
4.2.1. Çekme-Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler Ve Kopma Türleri

Çekme-makaslama testi sonucunda numunelerin maksimum, minimum, ortalama çekme-makaslama taşıma yükleri, standart sapma (SD), K_p katsayısı ve uzama miktarları ve her bir test parametresi için ağırlıklı olan kopma türü belirlenerek

Çizelge 4.2’de verilmiştir. Her bir akım şiddeti için farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin ortalama çekme-makaslama uzama grafikleri ise sırasıyla Şekil 4.7’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.2. Temin edildiği şekliyle birleştirilen TRIP800 sacların çekme-makaslama deney sonucu.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak akımı (kA)	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	\bar{F}_{ort} (kN)	K_p (kN)	SD	Uzama (mm)	Kopma türü
6	5	1	0	0	0	0	0	0	Arayüzey
	10		9.3	6.2	7.9	0.39	0.9	1.7	Arayüzey
	15		9.33	6	8	0.41	0.4	1.8	Arayüzey
	20		12.2	11.3	11.7	0.07	0.09	2.3	Arayüzey
	25		12.9	11.9	12.4	0.08	0.3	2.4	Arayüzey
	5	3	13.7	9.5	11	0.25	0.63	3.1	Arayüzey
	10		18	13.7	15.5	0.32	1.37	3.6	Arayüzey
	15		19.7	17	18.8	0.14	0.9	3.6	Kısmi-arayüzey
	20		21.7	20.8	21	0.04	0.35	5	Düğmelenme
	25		22.2	17.9	21	0.2	1.8	5	Düğmelenme
	5	5	15.6	10.2	13.5	0.4	1.6	3	Arayüzey
	10		21	18.8	19.7	0.11	0.6	3.9	Düğmelenme
	15		22	17.7	20	0.21	1.59	3.8	Düğmelenme
	20		24.1	19.8	22.2	0.2	1.6	4.9	Düğmelenme
	25		25.3	19.7	21.3	0.26	1.8	4.9	Düğmelenme
	5	6	14.6	10.2	13.8	0.4	1.37	3.2	Arayüzey
	10		22	18.8	19.5	0.11	0.9	3.5	Düğmelenme
	15		22	18.7	21	0.32	0.35	4.2	Düğmelenme
	20		25.1	22.8	22.3	0.14	1.9	4.9	Düğmelenme
	25		25.3	21.7	23.5	0.04	1.74	5.1	Düğmelenme
	5	7	12.6	12.7	14.2	0.29	1.73	2.95	Arayüzey
	10		21	16.3	19.9	0.26	1.62	3.99	Düğmelenme
	15		23	16.3	20.6	0.33	1.9	4.32	Düğmelenme
	20		27.1	23	23.6	0.08	0.93	4.35	Düğmelenme
	25		29.5	19.1	23.8	0.3	1.9	4.5	Düğmelenme
	5	8	17.3	11.5	14.1	0.41	1.7	3.27	Arayüzey
	10		22.9	17.8	21.1	0.24	1.01	4.2	Kısmi-arayüzey
	15		23.6	20.7	22.4	0.12	1.14	4.35	Düğmelenme
	20		26.6	21.9	24.75	0.19	1.6	5.32	Düğmelenme
	25		27.4	20.6	24.5	0.28	2	5.44	Düğmelenme
	5	9	18.4	12.6	14.28	0.4	1.94	2.29	Arayüzey
	10		22.9	16.6	20.57	0.3	2	3.52	Düğmelenme
	15		24.5	22	23.17	0.1	0.79	4.43	Düğmelenme
	20		25.5	21.5	23.7	0.16	1.2	4.43	Düğmelenme
	25		26.3	20.1	23.9	0.25	2	4.47	Düğmelenme
	5	10	20	17.7	18.3	0.12	0.8	3.5	Düğmelenme
	10		20.3	16.9	18.6	0.18	1.14	3.5	Kısmi arayüzey
	15		21.4	16.4	18	0.27	1.6	3.3	Kısmi arayüzey
	20		18	15.1	17.2	0.14	1.05	2.6	Kısmi arayüzey
	25		17.4	16.2	16.6	0.07	0.46	3.1	Kısmi arayüzey



Şekil 4.7. 1 kA-10 kA akım şiddetinde farklı kaynak zamanlarında birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama grafikleri.

Çizelge 4.2 ve Şekil 4.7'deki çekme-makaslama deneyi sonuçları çalışmada kullanılan her bir akım şiddeti parametresi için incelendiğinde; en yüksek çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi; 1 kA akım şiddeti için 12.4 kN olarak 25 çevrim kaynak zamanında, 3 kA akım şiddeti için 21 kN olarak 25 çevrim kaynak zamanında, 5 kA akım şiddeti için 22.2 kN olarak 20 çevrim kaynak zamanında, 6 kA akım şiddeti için 23.5 kN olarak 25 çevrim kaynak zamanında, 7 kA akım şiddeti için 23.8 kN olarak 25 çevrim kaynak zamanında, 8 kA akım şiddeti için 24.75 kN olarak 20 çevrim kaynak zamanında, 9 kA akım şiddeti için 23.9 kN olarak 25 çevrim kaynak zamanında, 10 kA akım şiddeti için 18.6 kN olarak, 10 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunelerden elde edilmiştir.

Farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin Çizelge 4.2'deki uzama miktarları incelendiğinde en düşük uzama miktarı 1 kA akım şiddetinde 10 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune için 1.7 mm olarak belirlenmiştir. En yüksek uzama miktarı 8 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numuneden 5.44 mm olarak tespit edilmiştir.

Çizelge 4.2'den görüldüğü gibi en yüksek çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi 24.75 kN olarak 8 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede elde edilmiştir. Genel olarak değerlendirildiğinde artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımı ve uzama değerlerinin arttığı, kritik kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanının üzerinde ise tekrar azalma eğilimine geçtiği görülmektedir.

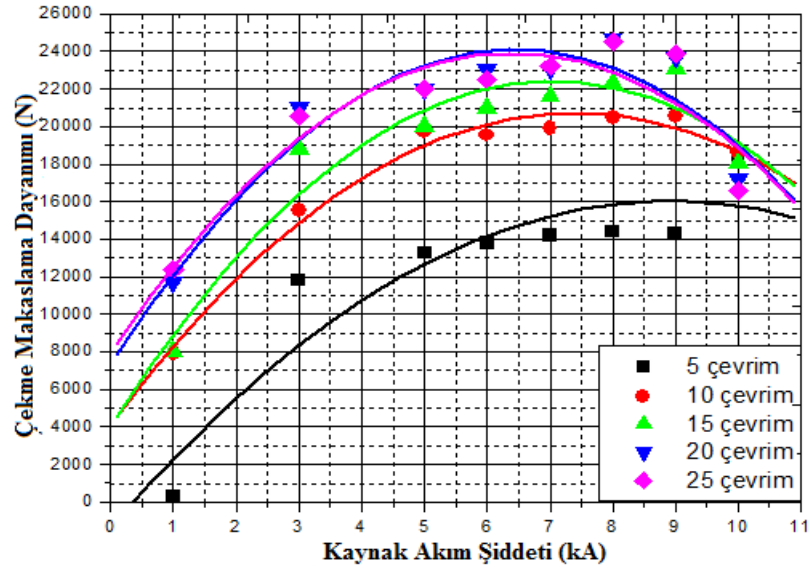
10kA akım şiddetinde ise birleştirmelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi ve uzama miktarının keskin bir düşüş gösterdiği görülmektedir. Bunun sorumlusunun incelen kaynak çekirdek kesiti ve artan ısı girdisine bağlı aşırı ergime ve fişkırama olduğu düşünülmektedir. Nokta direnç kaynağında, kaynak bölgesindeki ısı girdisi $Q = I^2 \cdot R \cdot t$ formülü ile hesaplandığı bilinmektedir. Burada I iş parçasından geçen akımı, R toplam direnci ve t, kaynak zamanını ifade etmektedir. Artan kaynak zamanı ve akım şiddetine bağlı olarak ısı girdisi artışı nedeniyle kaynak çekirdek çapının artması birleştirmelerin dayanımlarının artmasına sebep olmaktadır. Fakat belirli bir akım şiddeti ve kaynak zamanı üzerinde aşırı ısı girdisi dolayısı ile kaynak

çekirdeğinde oluşan ergime, fişkıma ve kesit daralması söz konusu olduğundan birleştirmelerin dayanımlarında azalma meydana geldiği benzer şekilde bazı araştırmacılar tarafından yürütülen çalışmalarda da rapor edilmektedir [89,116-122].

Ayrıca Çizelge 4.2'den görüldüğü gibi değişen akım şiddeti ve kaynak zamanı parametrelerine bağlı olarak farklı ayrılma biçimlerinin meydana geldiği görülmektedir. Birleştirmelerin kırılma biçimleri detaylı olarak alt bölümde incelenmiştir.

4.2.1.1. Kaynak Akım Şiddetinin Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına akım şiddetinin etkisi Şekil 4.8'de grafiksel olarak gösterilmektedir.



Şekil 4.8. Kaynak akım şiddetinin birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımlarına etkisi.

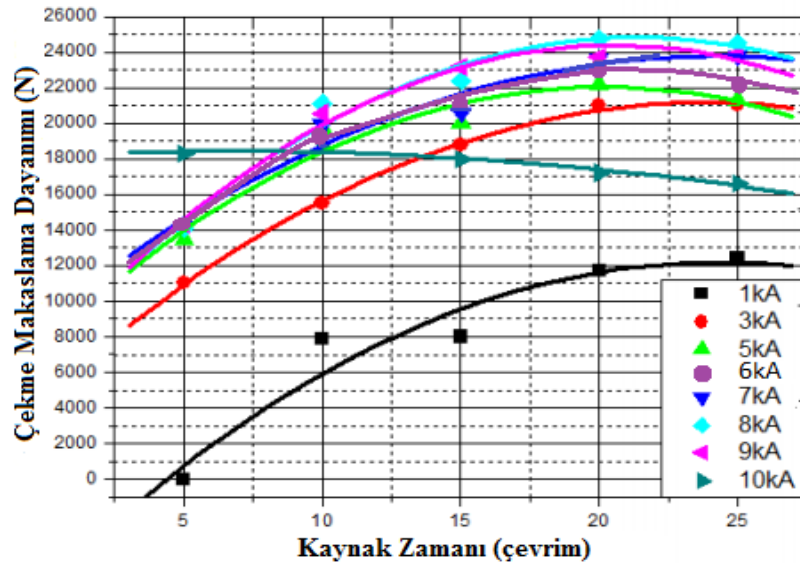
Şekil 4.8'den görüldüğü gibi kaynaklı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımları, kaynak zamanı sabit olmak üzere akım şiddeti artışına bağlı olarak artmaktadır. Ancak belirli bir akım şiddetinden sonra azalma eğilimi göstermektedir. Genel olarak tüm birleştirmeler için 7-8 kA akım şiddeti aralığında en yüksek

çekme-makaslama yükü taşıma kapasitelerine ulaşılmıştır. Daha yüksek akım şiddeti ile birleştirilen numunelerin taşıma yükü kapasitelerinde azalma eğilimi göstermiştir.

Kaynak akım şiddeti artışına bağlı olarak artan çekirdek boyutu, çekme-makaslama dayanımının artışının ana sorumlusu olduğu düşünülmektedir. Anık [116], artan akım şiddetinin birleştirmelerin dayanımını olumlu etkilediğini bildirmiştir. Diğer araştırmacılar da akım şiddetiyle bağlantılı olarak artan ısı girdisinin, ergime bölgesi boyutunu arttırdığı, buna bağlı olarak dayanımın arttığını rapor etmişlerdir [117-1119]. Vural ve Akkuş [120], akım şiddeti artışıyla kritik bir değere kadar çekirdek çapının arttığı, dolayısıyla çekme-makaslama dayanımının arttığı, ancak kritik akım şiddeti değeri geçildikten sonra, ara yüzeyde aşırı metal ergimesi ve sıçramasından dolayı kaynak çekirdek çapı ve dolayısıyla dayanımın azaldığını rapor etmişlerdir.

4.2.1.2. Kaynak Zamanının Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına önemli kaynak parametrelerinden kaynak zamanının etkisi araştırılmış, sonuçlar grafiksel olarak Şekil 4.9'da gösterilmiştir.



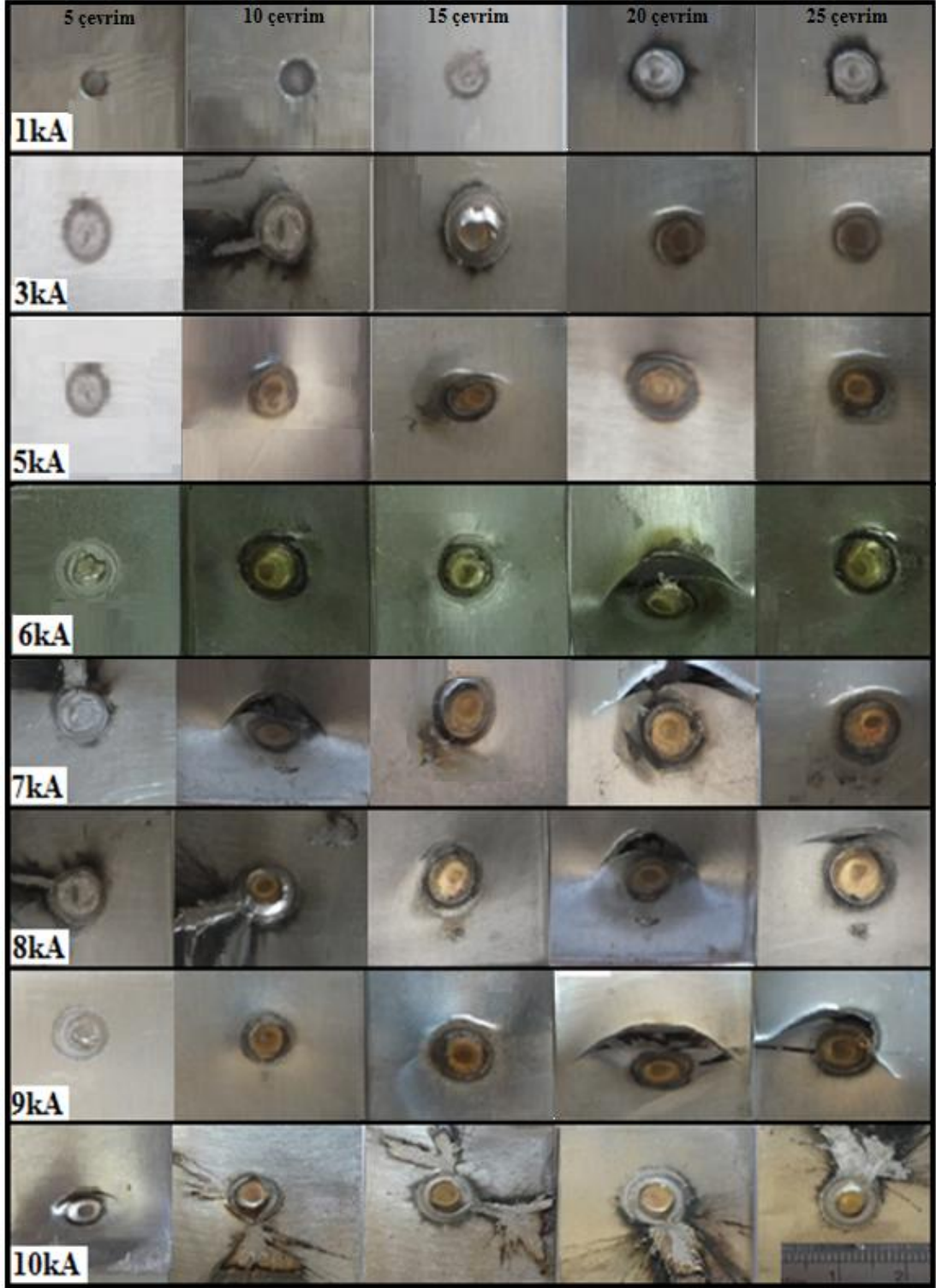
Şekil 4.9. Kaynak zamanının birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımlarına etkisi.

Şekil 4.9 'dan görüldüğü gibi TRIP800 direnç kaynaklı birleştirmelerinin akım şiddeti sabit kalmak üzere kaynak zamanı arttığında çekme-makaslama yükü taşıma kapasitelerinde artış tespit edilmiştir. Ancak belirli bir kaynak zamanı üzerinde ise çekme-makaslama taşıma yükü kapasitelerinde azalma eğilimi gösterdiği görülmektedir.

Genel olarak tüm birleştirmeler için (1 kA ve 10 kA akım şiddetindeki birleştirmeler hariç) 20 çevrim kaynak zamanında en yüksek çekme-makaslama yükü taşıma kapasitelerine ulaşılmış, bu kaynak zamanının üzerinde ise birleştirme taşıma yükü kapasiteleri azalma eğilimi göstermiştir. Benzer şekilde yapılan çalışmalarda artan akım şiddeti ve kaynak zamanıyla çekirdek çapının arttığı ve yassılaştığı, bununla birlikte mukavemetinin arttığını, ancak belirli bir yassılaştıktan sonra nüfuziyetin azaldığı ve mukavemetin düştüğü bildirilmiştir [121-123].

4.2.1.3. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Kopma Türleri

Boyutları ve uygulama biçimi deneysel metot bölümünde açıklanan çekme-makaslama deney numunelerin kırılma biçimleri incelenmiştir. Nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama testi sonrası ayrılma biçimleri sırasıyla Şekil 4.10'da gösterilmiştir. Çekme-makaslama testi sonrası değişen kaynak parametrelerinden akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak her üç (arayüzey yırtılması, kısmi arayüzey yırtılması ve düğmelenme) ayrılma türünün de gerçekleştiği tespit edilmiştir.



Şekil 4.10. 1 kA-10 kA akım şiddetinde ve 5-25 çevrim kaynak zamanında birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri.

Çizelge 4.2 ve Şekil 4.10'dan görüldüğü gibi düşük akım şiddeti ve kaynak zamanlarında (1-3 kA akım şiddeti ve 5 çevrim kaynak zamanında) birleştirilen

numunelerde genellikle arayüzey yırtılması meydana gelirken, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak sırasıyla kısmi arayüzey yırtılması ve düğmelenme şeklinde ayrılmalar meydana gelmektedir. Yapılan araştırmalara göre genel olarak galvanizli TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin çekme-makaslama testi sonrası kopma türleri incelendiğinde, gevrek bir kırılma gerçekleştirdikleri ve genellikle arayüzey yırtılması şeklinde istenmeyen ayrılmaların meydana geldiği rapor edilmektedir [74,124]. Bu durumun sebebi yüksek miktarda alaşım elementi ve karbon içeren bu çeliklerin kaynak sonrasında kaynak bölgesinde meydana gelen sert ve gevrek martenzit fazın sebep olduğu belirtilmektedir [124]. Nokta direnç kaynağının doğası gereği yüksek miktarda karbon ve alaşım elementi içeren TRIP çeliğinin kaynak sonrası kaynak çekirdeği ve etrafındaki içyapıda hızlı soğumadan dolayı martenzitik dönüşüm oluşmaktadır. Bu bölgedeki sert martenzitin mevcudiyeti çatlak oluşumunu kolaylaştırır ve arayüzey tipi ayrılmaları teşvik eder [75,124,125].

Bu tip ayrılmaları engellemek için kaynak sertliğini düşürmek veya kullanılan malzeme cinsine ve kalınlığına bağlı olarak çekirdek çapını arttırmak gerekmektedir [74,75]. Kaynak çekirdek çapını arttırmak için de ısı girdisini arttırmak, yani kaynak zamanı ve kaynak akım şiddeti gibi kaynak parametrelerini arttırmak gerekmektedir.

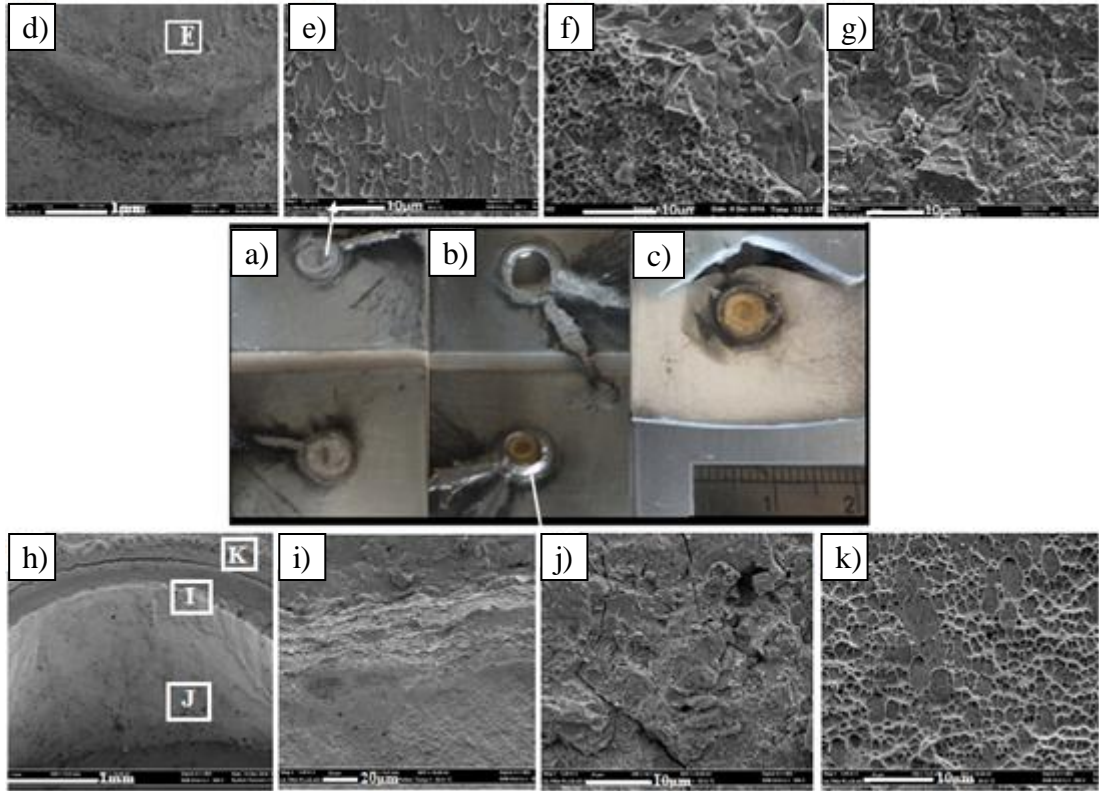
Genel olarak nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin düğmelenme şeklinde ayrılma göstermesi istenir. Bu tür ayrılmanın görülebilmesi için kaynak çekirdek çapının yaklaşık $4\sqrt{t}$ (t =sac kalınlığı, mm) olması istenir [126-128].

Çizelge 4.2 ve Şekil 4.10 incelendiğinde, daha yüksek kaynak parametreleri olan 5-9kA akım şiddeti ve 5 çevrim üzeri kaynak zamanlarında birleştirmelerde genel olarak istenilen düğmelenme şeklinde ayrılmaların görülebilmesi için $4\sqrt{t}$ 'nin yeterli gelmediği, kaynak çekirdek çapının minimum $4.5\sqrt{t}$ olması gerektiği bulunmuştur. Benzer şekilde Sun vd. [126], DP800 ve TRIP800 çeliklerinin nokta direnç kaynaklarında düğmelenme şeklinde kopmaların gerçekleşebilmesi için $4\sqrt{t}$ 'nin yeterli gelmediğini belirtmişlerdir. Kumar Pal ve Bhowmick [127], 1.5 mm'den daha ince olan DP çeliklerinin nokta direnç kaynağında ortalama kaynak çekirdek çapının $4\sqrt{t}$ 'ye eşit veya daha fazla olması gerektiğini vurgulamıştır. Aşırı ergime ve

fişkırmaman meydana geldiği yüksek akım şiddeti olan 10 kA'de birleştirilen numunelerde 5 çevrim üzeri kaynak zamanlarında kısmi arayüzey yırtılması şeklinde ayrılmalar tespit edilmiştir. Aşırı ergime ve fişkırmama ve kesit daralmasıyla birlikte statik çekme-makaslama kuvveti etkisi altında kalan birleştirmede yapısal dönüşüme ve kaynak sonrası soğuma hızına bağlı kaynak çekirdeği arayüzeyinde başlayan çekirdeğin arayüzey çizgisine dik doğrultuda devam ederek kısmi arayüzey ayrılmasının oluşmasının sebebi olarak düşünülmektedir.

4.2.1.4. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Yüzeyi SEM İncelemesi Ve Değerlendirilmesi

Çalışmada ayrıca test numunelerinin farklı kırılma bölgelerinden yüzey görüntüleri alınmış ve Şekil 4.11'de gösterilmiştir.

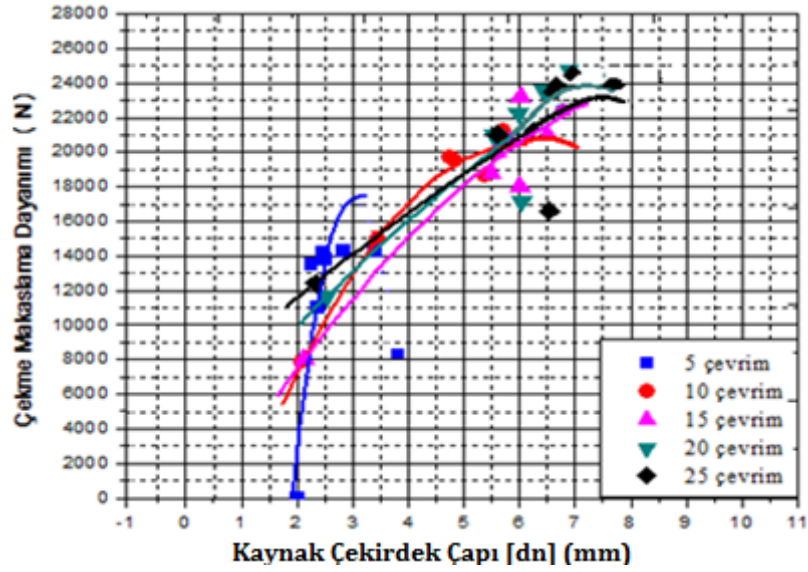


Şekil 4.11. Çekme-makaslama deney sonrası ayrılma biçimi görüntüleri a,d,e) arayüzey, b,h,i,j,k) kısmi arayüzey, c,f,g) düğmelenme.

Şekil 4.11'den görüldüğü gibi birleştirmelerde arayüzey ayrılması şeklindeki kırılmaların kaynak çekirdeği arayüzeyinden merkeze doğru ve genel olarak gevrek bir yüzey morfolojisi sergilemekte olduğu görülmektedir (Şekil 4.11 a,d,e). Kısmi arayüzey şeklindeki ayrılmalarda ise kırılmaların kaynak çekirdeği ve ITAB'dan gevrek bir biçimde meydana geldiği görülmektedir (Şekil 4.11 h,i,j,k). Düğmelenme şeklindeki ayrılmalar ise ana malzemeden gevrek ve yarı sünek-gevrek kırılma biçiminde meydana gelmektedir (Şekil 4.11 c,f,g).

4.2.1.5. Çekirdek Çapının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Çalışmada aynı zamanda kaynak kalitesine etki eden faktörlerden çekirdek geometrisinin; önemli bir üyesi olan çekirdek çapının nokta direnç kaynağı ile birleştirilen TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına etkisi de tespit edilmiştir. Sonuç grafiksel olarak Şekil 4.12'de gösterilmiştir.



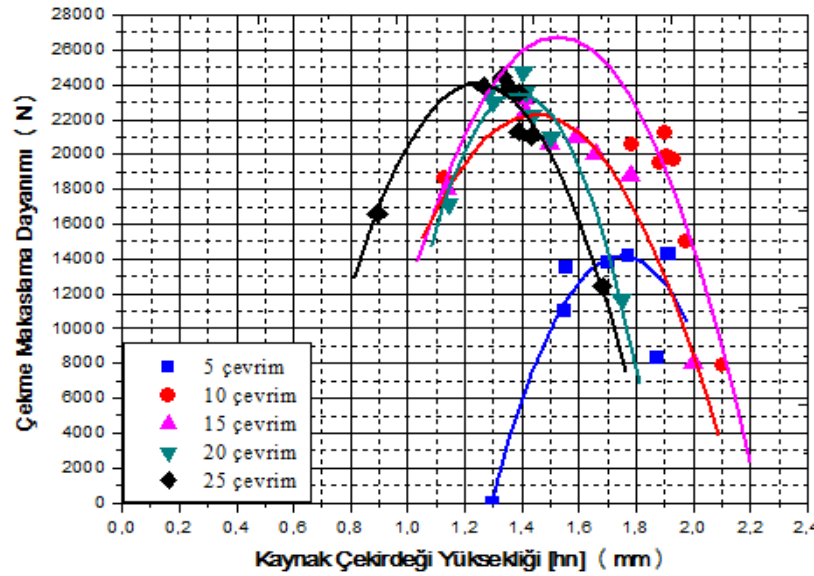
Şekil 4.12. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerinin çekirdek çapı-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.

Şekil 4.12'den görüldüğü gibi kaynak parametreleriyle ilişkili çekirdek çapı artışına bağlı olarak birleştirmelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasiteleri artış göstermiştir. Bu artış 7-8 kA akım şiddeti ve 15 çevrim kaynak zamanı parametreleriyle elde edilen birleştirmelere kadar görülürken, bunun üzerindeki

kaynak parametreleriyle elde edilen birleştirmelerde çekme makaslama dayanımında azalma eğilimi göstermektedir. Buda çekirdek çapı/kesit yüksekliği oranının en optimum aralığa ulaştığının göstergesidir. Çünkü daha yüksek ısı girdisi sağlayan kaynak parametrelerindeki değişim çekirdek çapının artışına sebep olurken diğer taraftan artan elektrot batma derinliğinin artmasıyla kesitte daralmaya sebep olarak kendisinden beklenen taşıma yükünü yerine getiremeyecektir.

4.2.1.6. Çekirdek Yüksekliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Kaynak çekirdek geometrisinin diğer önemli üyesi olan çekirdek yüksekliğinin, h_n , birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımına etkisi belirlenmiş sonuçlar grafiksel olarak Şekil 4.13’de gösterilmiştir.

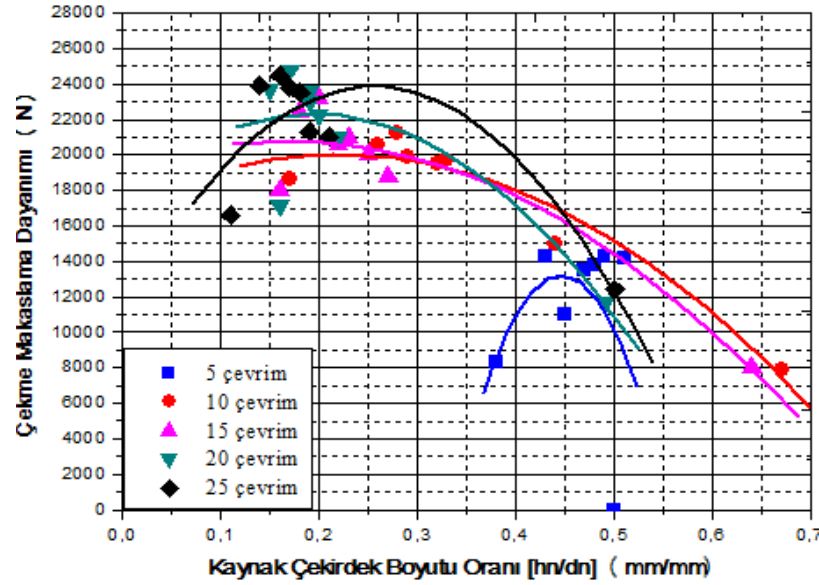


Şekil 4.13. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekirdek yüksekliği-çekme-makaslama dayanımı ilişkisi.

Şekil 4.13’den görüldüğü gibi birleştirmelerin kaynak çekirdeği yüksekliği (5 çevrim üzeri kaynak zamanlarında) 1.25-1.5 mm aralığında çekme-makaslama yükü taşıma kapasiteleri maksimum değere ulaşmıştır. Belirtilen sınır değerlerinden daha ince veya daha kalın kesit yüksekliği sağlayan kaynak parametreleriyle elde edilen birleştirmelerin çekme-makaslama taşıma yükü kapasiteleri azalma eğilimi göstermektedir.

4.2.1.7. Çekirdek Boyutu Oranının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Birleştirme kalitesinde etkili olan çekirdek geometrisinin bir diğer üyesi, kaynak çekirdek boyutu oranının, h_n/d_n , birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımına etkisi tespit edilmiş ve grafiksel olarak Şekil 4.14’de gösterilmiştir.

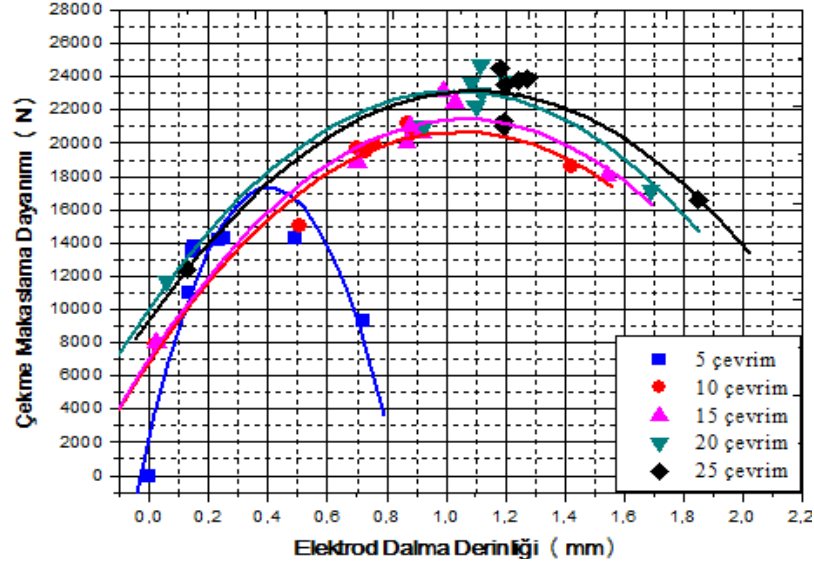


Şekil 4.14. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekirdek boyut oranı-çekme-makaslama dayanımı ilişkisi.

Şekil 4.14’de birleştirmelerin (5 çevrim üzeri kaynak zamanı hariç) çekirdek boyut oranı arttıkça çekme-makaslama taşıma yükü kapasitelerinin azalma eğilimi gösterdiği görülmektedir. Maksimum çekme-makaslama yükü değerleri ağırlıklı olarak 0.15-0.3 arası kaynak çekirdek boyutu oranlarında elde edilmiştir. 0.3 üzeri çekirdek boyut oranlarında birleştirme çekme-makaslama dayanımları düşüş göstermektedir.

4.2.1.8. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Birleştirme kalitesi üzerine etkili olan unsurlardan bir diğeri olan kaynak çekirdeğinde elektrot dalma derinliğinin, birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımına etkisi Şekil 4.15’de grafiksel olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.15. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinliği-çekme-makaslama dayanımı ilişkisi.

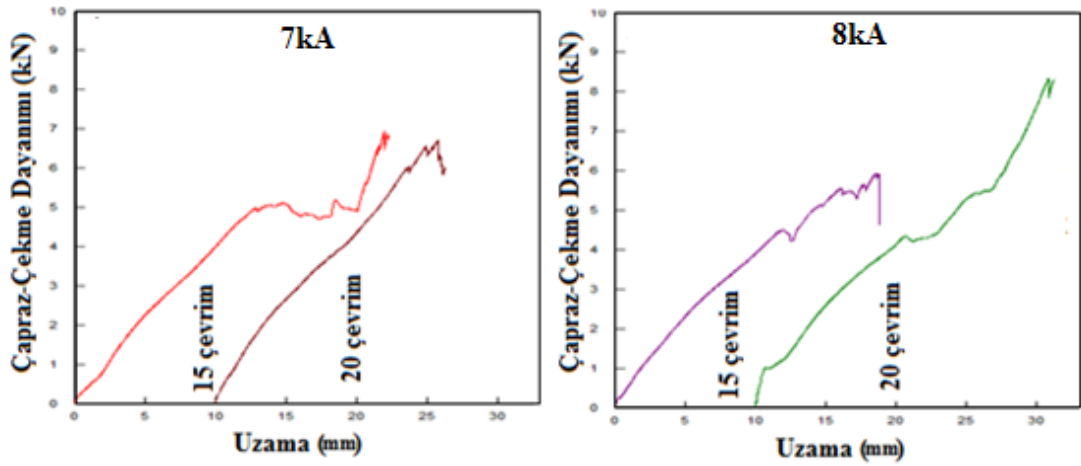
Şekil 4.15'den görüldüğü gibi, birleştirmelerin elektrot dalma derinliği, (5 çevrim kaynak zamanı hariç) 1-1.2 mm aralığına kadar arttıkça birleştirmelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasitelerinin arttığı tespit edilmiştir. Daha fazla elektrot batma derinliklerinde kaynak kesitinde incelme meydana geldiği için çekme-makaslama yükü taşıma kapasiteleri azalma eğilimine girdiği belirlenmiştir. 5 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numuneler için bu sınır batma derinliği 0.4 mm bulunmuştur.

4.2.2. Çapraz-Çekme Test Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

Nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin statik kuvvet altında davranışını belirlemede yararlanılan test yöntemlerinden birisi de çapraz-çekme testidir. Deney numunelerinin çapraz-çekme dayanımının belirlenebilmesi için, çekme-makaslama testi sonrası optimum çekme makaslama yükü kapasitesine sahip 7 kA ve 8 kA akım şiddetlerinde, 15 ve 20 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilen numunelere çapraz çekme testi uygulanmıştır. Test sonucu elde edilen ortalama çapraz çekme dayanım değerleri Çizelge 4.3'de verilmiş, ortalama çapraz çekme dayanımı-uzama grafiği 7 kA ve 8 kA akım şiddeti için sırasıyla Şekil 4.16'da gösterilmiştir.

Çizelge 4.3. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak akımı (kA)	Çapraz-çekme dayanımı (kN)
6	15	7	5.1
	20		6.7
	15	8	5.9
	20		8.5



Şekil 4.16. Temin edildiği şekliyle 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde iki farklı kaynak zamanında birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu.

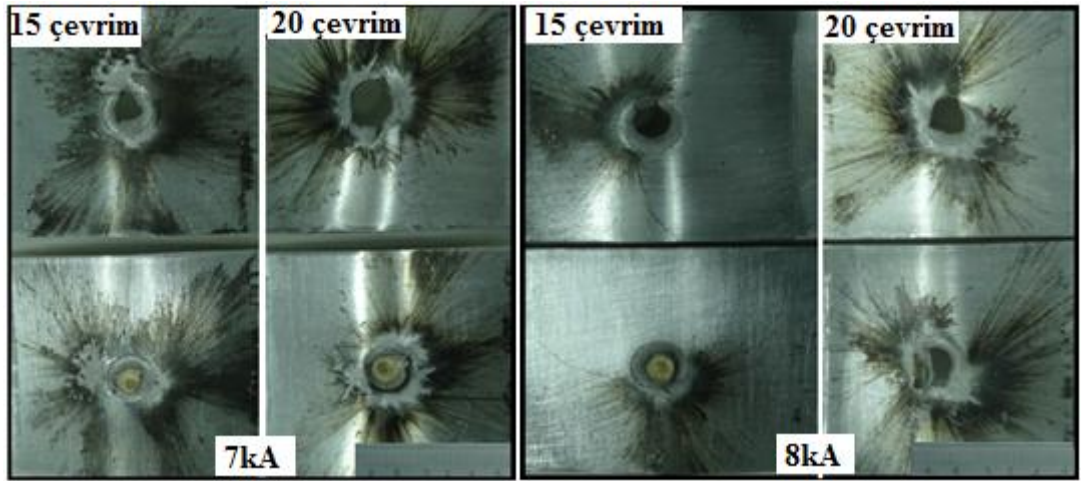
Çizelge 4.3 ve Şekil 4.16'dan görüldüğü üzere birleştirmelerin akım şiddeti ve kaynak zamanı artışına bağlı olarak çapraz çekme dayanımı artış göstermektedir. En yüksek çapraz-çekme dayanımı 8 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunedен 8.5 kN olarak elde edilmiştir. Çapraz-çekme dayanımının artan akım şiddeti ve kaynak zamanıyla artışında ısı girdisine bağlı kaynak çekirdek boyutu artışıyla ilişkili olduğu düşünülmektedir.

4.2.2.1. Çapraz-Çekme Test Numunelerinin Kırılma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

Nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin dayanımlarının belirlenmesi için uygulanan bir diğer mekanik test yöntemi çapraz-çekme testidir. Çapraz-çekme testi endüstride

statik bir kuvvet etkisinde bırakılan nokta direnç kaynaklı birleştirmede ayrılma başlangıç yeri ve biçimini tespit edebilmek için tercih edilmektedir.

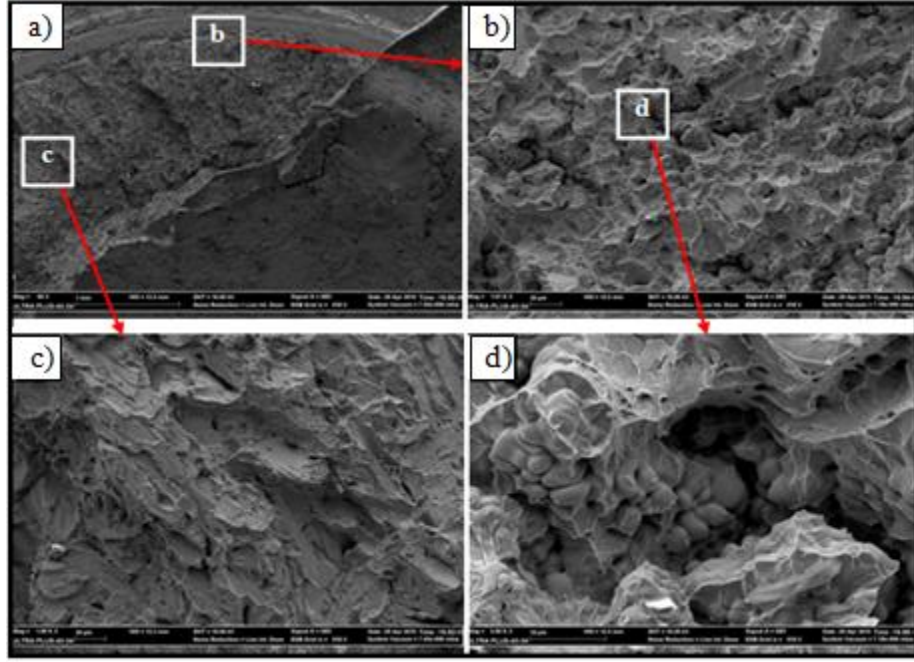
Bu tez çalışmasında, 7 kA ve 8 kA akım şiddetlerinde, 15 ve 20 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin çapraz-çekme testi sonucu elde edilen kopma makro görüntüleri Şekil 4.17’de gösterilmiştir.



Şekil 4.17. Temin edildiği şekliyle 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilen numune çapraz-çekme testi kopma görüntüleri.

Şekil 4.17’den görüldüğü gibi, test sonucunda ayrılmalar düğmelenme şeklinde çekirdek etrafında, ITAB’dan meydana gelmiştir. Düğmelenme şeklinde ayrılma birleştirmenin statik bir kuvvet etkisinde ayrılmaya zorlandığında yeterli direnci göstereceğine işaret etmektedir. Çekme-makaslama deneyi sonucu tespit edilen optimum kaynak parametrelerin doğruluğu böylece çapraz çekme testi sonucu teyit edilmiştir.

Çalışmada ayrıca çapraz-çekme test numunelerinin kırılma bölgeleri SEM ile incelenmiş ve kırılma yüzey görüntüleri detaylarıyla Şekil 4.18’de gösterilmiştir.

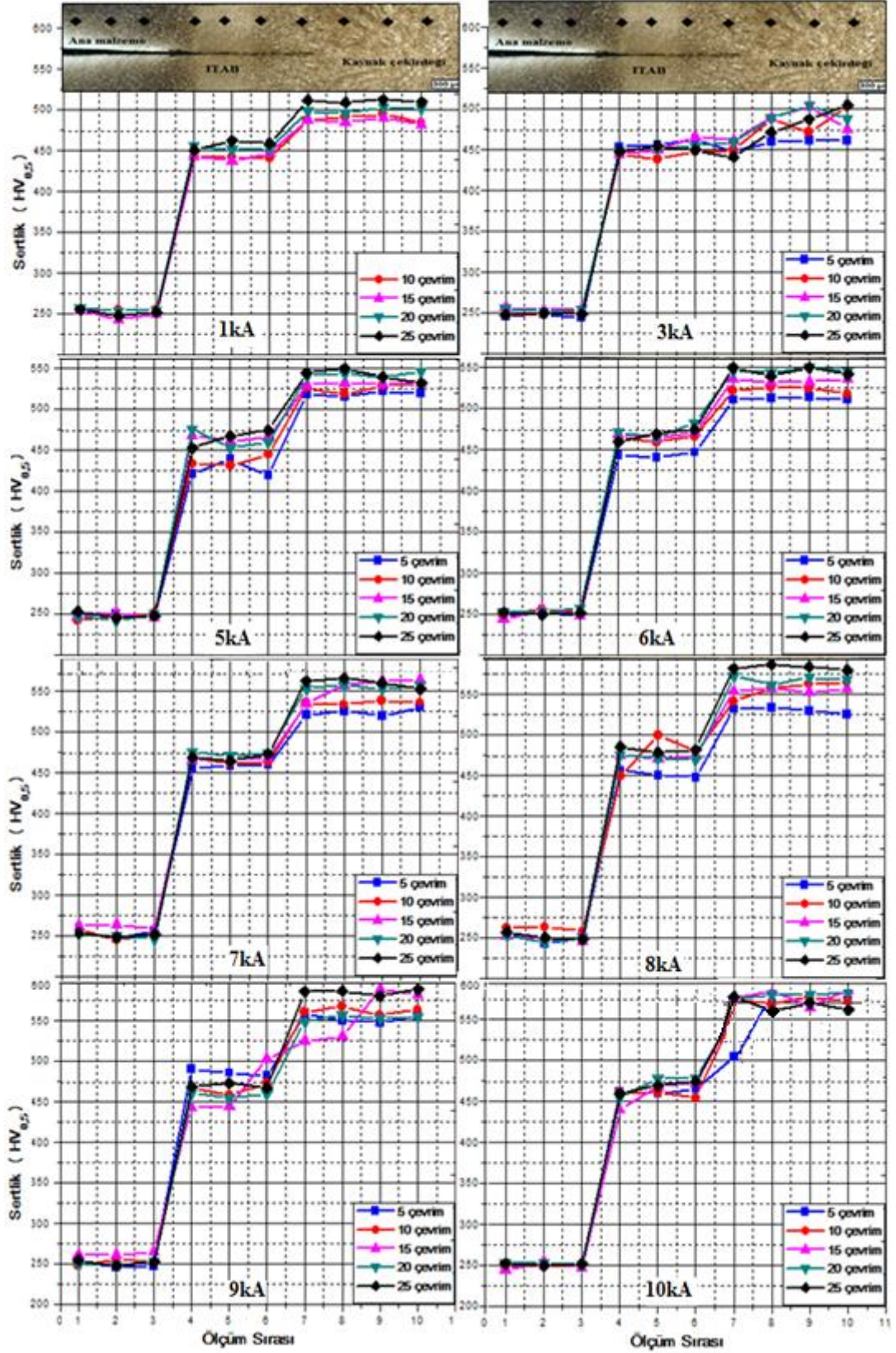


Şekil 4.18. Çapraz-çekme testi sonrası kırılma yüzeyi, a) kırılma makro görüntüsü, b,d) kaynak çekirdeği-ITAB arayüzeyi, c) kaynak çekirdeği.

Şekil 4.18'den görüldüğü gibi kırılma yüzeyi görüntüleri direnç kaynaklı TRIP800 numunelerin çekirdek yapısındaki sert fazlarla ilişkili olarak daha çok klivaj kırılma biçimi sergilemektedir (Şekil 4.18 c). Kaynak çekirdeği-ITAB arayüzeyinde yapısal dönüşümle ilişkili olarak yarı dendritik, yarı gevrek bir kırılma biçimi sergilediği görülmektedir (Şekil 4.18 b,d). Deney numunelerinde test sırasında çatlakın çekirdek etrafından başladığı düşünülmektedir.

4.2.3. Birleştirmelerin Sertlik Ölçümü Sonuçları Ve Değerlendirilmesi

Ticari olarak temin edildiği şekliyle farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen TRIP800 çeliklerinin çekirdek enine kesitinden alınan sertlik ölçüm sonuçları grafiksel olarak Şekil 4.19'da gösterilmiştir.



Şekil 4.19. Temin edildiği şekliyle 1-10 kA akım şiddetinde ve 5-25 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin sertlik grafiği.

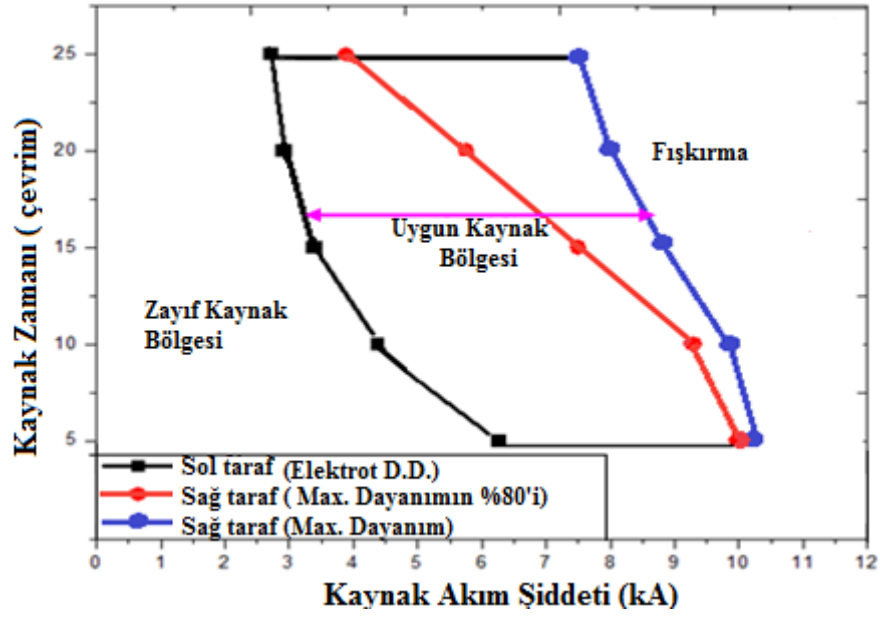
Şekil 4.19'dan görüldüğü gibi sertlik ölçüm sonuçlarına göre genel olarak ana malzemeden ITAB ve kaynak metaline gidildikçe sertliğin artış gösterdiği görülmektedir. Ana malzeme sertliği 250 HV iken, ITAB sertliği ise 450-500 HV arasında, kaynak çekirdeği sertliği 550-580 HV arasında değişmektedir. Sertlik artışının genel sorumlusu kaynak termal çevrimi etkisiyle yapısal dönüşüm yaşanmasıdır. Bu durum kaynak çekirdeğinde TRIP çeliğinin karakteristik yapısının dönüşerek tamamen sert martenzit gibi fazlardan oluştuğuna işaret etmektedir.

Yüksek sertlik; çeliğin kimyasal bileşiminde bulunan sertleşebilirliğini arttıran alaşım elementlerinin kaynak sırasındaki hızlı ısınma ve ani soğuması durumunda martenzit fazına dönüşmesiyle ilişkilendirilebilir. Benzer çalışmalarda da TRIP çeliklerinin karbon içeriğine bağlı olarak kaynak bölgesi sertlik değerlerinin 400 ile 550 HV arasında değiştiği belirtilmektedir [129-130].

Kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanı artışına bağlı olarak kaynak bölgesi sertliklerinde bir miktar artış meydana gelmiştir, bu durumun sebebinin ısı girdisi artışına bağlı olarak dönüşmüş martenzit fazın hacim oranı artışı ile sertliğin arttığı düşünülmektedir.

4.3. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKİLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN KAYNAK KABİLİYETİ DİYAGRAMI ÇİZİMİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Deneysel çalışmalar sonrası elde edilen veriler yardımıyla nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş TRIP800 çelik sacların kaynak kabiliyeti diyagramı (weld-lobe) çıkarılmıştır. Diyagramın sağ tarafı maksimum çekme-makaslama taşıma yükünün %100'ü ve %80'i hesaplanarak yerleştirilmiş, sol tarafı ise elektrot dalma derinliği, malzeme kalınlığının %30'unu geçmeyecek şekilde hesaplanarak çizilmiştir (Şekil 4.20). Birleştirmenin yorulma dayanımı açısından bilhassa elektrot batma derinliğinin malzeme kalınlığının %30'unu geçmemesi istenir.



Şekil 4.20. TRIP800 çelik sac kaynak kabiliyeti diyagramı.

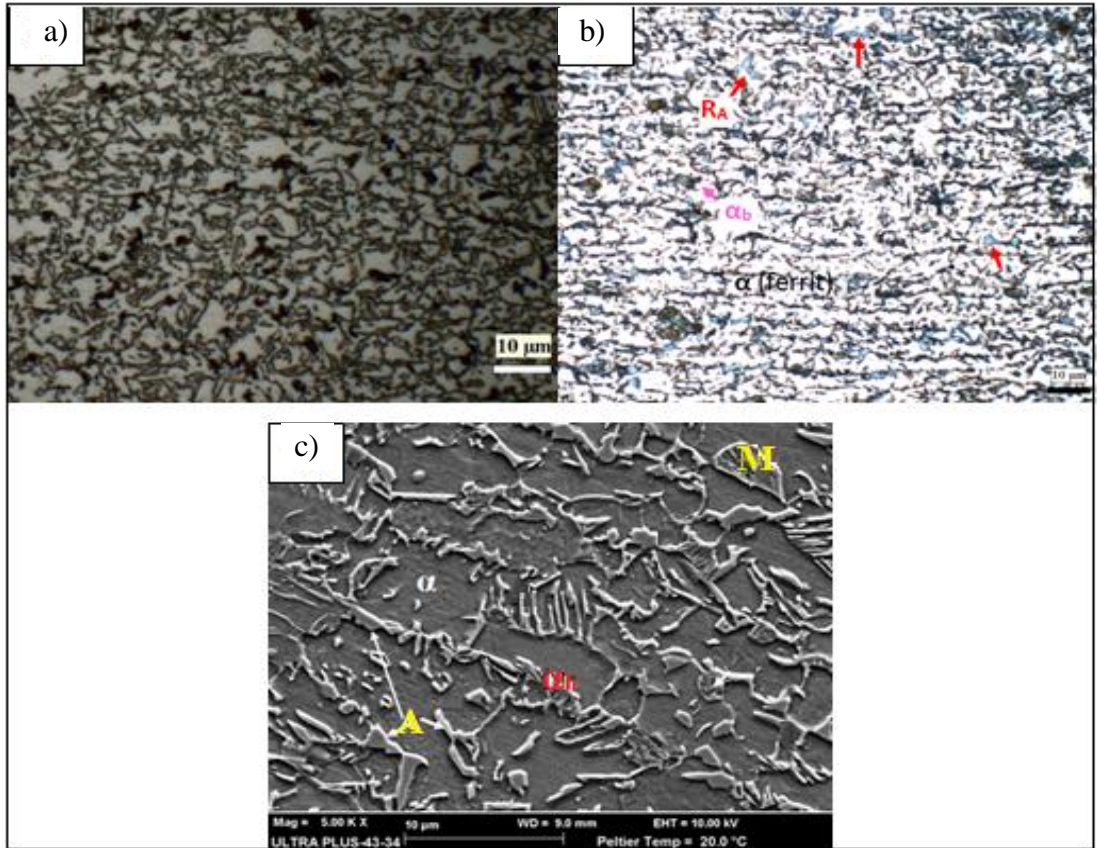
Şekil 4.20'deki grafikte gösterildiği gibi kaynak bölgesi diyagramı birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımı değerlerinin %100 ve kullanım sırasındaki emniyet göz önüne alınarak %80'i oranına göre hesaplanarak belirlenmiştir. Bu durumda temin edildiği şekliyle nokta direnç kaynağı ile birleştirilen TRIP800 saclardan, maksimum dayanım değerleri içermesi gereken durumlarda diyagramın sağ limit içerisindeki kaynak zamanı ve akım şiddeti değerleri seçilebilir. Otomotiv sanayisinde kullanılan bu saclardan istenilen bir diğer özelliğin ise kaynak sonrası boyama işlemi uygulaması için kaynak bölgesi elektrot dalma derinliğinin parçanın %30'unu geçmeyecek şekilde olmasıdır. Bu hususun göz önüne alındığı ve dayanımın daha az önem arz etmesi halinde ise diyagramın sol limiti içerisindeki kaynak zamanı ve akım şiddeti değerleri seçilebilir [99,101].

Kaynak kabiliyeti diyagramından görüldüğü gibi, uygun kaynak edilebilirlik için yüksek akım şiddetlerinde (7-9 kA), düşük kaynak zamanları (10-15 çevrim) gerekirken, düşük akım şiddetlerinde ise (3-6 kA), yüksek kaynak zamanları seçilmesi (20-25 çevrim) gerekmektedir. Uygun kaynak edilebilir bölgenin sol tarafı kaynak çekirdeği oluşumu ve dayanım için yetersiz, dolayısıyla zayıf birleştirmelere neden olurken, sağ tarafında kalan bölgede ise aşırı ergime ve fıskırma meydana gelmektedir.

4.4. TEMİN EDİLDİĞİ ŞEKLİYLE BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMELERİ

4.4.1. TRIP800 Ana Malzeme Mikroyapı İncelemesi Ve Değerlendirilmesi

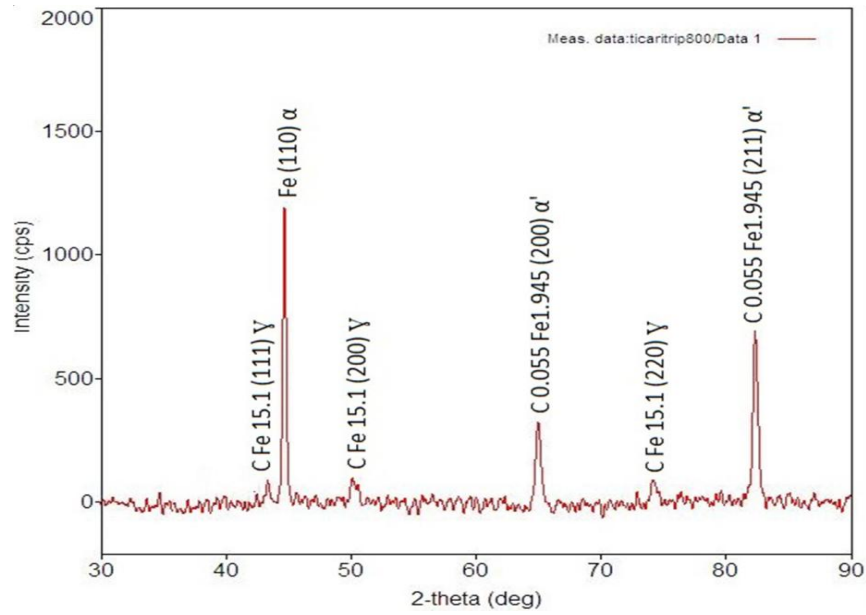
Deneysel çalışmada kullanılan TRIP800 çelik sacların mikroyapı incelemesi için metalografik olarak hazırlanan numunelere deneysel çalışma bölümünde de belirtildiği gibi sırasıyla iki dağlama işlemi uygulanmıştır. İlk olarak numuneler %2 nital ile 5 saniye dağlanmıştır. Diğer dağlama yöntemi ise mikroyapıdaki kalıntı varlığını incelemek için uygulanmıştır. Bu dağlama işleminde kalıntı östenit/martenzit rengi açık parlak maviye, beynit rengi kaHV erengiye ve ferrit rengi ise tan rengine dönüşmektedir [114,115]. Şekil 4.21’de deneysel çalışmalarda kullanılan TRIP800 malzeme mikroyapısı gösterilmiştir.



Şekil 4.21. TRIP800 malzeme mikroyapısı, a) %2’lik nital ile dağlanmış optik mikroskop görüntüsü, b) Le pera yöntemi ile dağlanmış optik mikroskop görüntüsü, c) SEM görüntüsü.

Şekil 4.21'den ferrit (α) matris içerisinde, lameler yapıları beynitik ferrit (α_b), martenzit ve beynitik ferrit etrafındaki kalıntı östenit (A, γ) açıkça görülmektedir. Şekil 4.21 a'da optik mikroskop ile alınan resimlerde açık renkli olan ferrit matris net bir şekilde gözlenirken, kullanılan dağlayıcıdan dolayı beynit, martenzit ve östenit aynı renkte ve çok küçük boyutta olduğundan dolayı tanımlanamamıştır. Şekil 4.21 b'de kullanılan dağlama yöntemi ile kalıntı östenit/martenzit açık mavi renkli ve beynit kahverengi olarak ayırt edilmiştir. Şekil 4.21 c'de kalıntı östenit yapıda dağlanmamış düz parlak taneler şeklinde dağılmaktadır. Martenzit ise pürüzlü yapısından dolayı SEM ile ayırt edilebilmiştir.

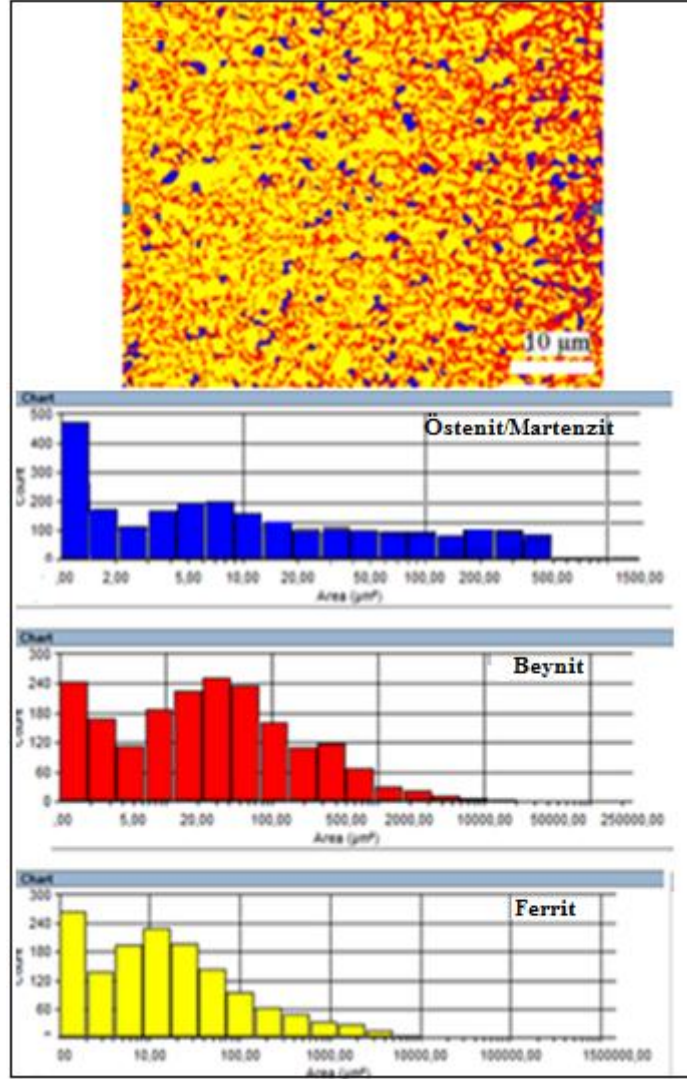
TRIP800 ana malzeme fazlarının tespiti için XRD analizi yapılarak sonuçlar Şekil 4.22'de gösterilmiştir.



Şekil 4.22. TRIP800 ana malzeme XRD paterni.

Şekil 4.22'den görüldüğü gibi gerçekleştirilen XRD karakterizasyon incelemelerinde ana malzemede ferrit (α), östenit (γ) ve beynit ve/veya martenzit (α') fazlarının varlığı tanımlanmıştır.

İlave olarak TRIP800 ana malzeme yapısındaki fazların oranının belirlenmesi amacıyla optik mikroskop görüntüsü üzerinden faz analizi yapılmış ve Şekil 4.23’de gösterilmiştir.

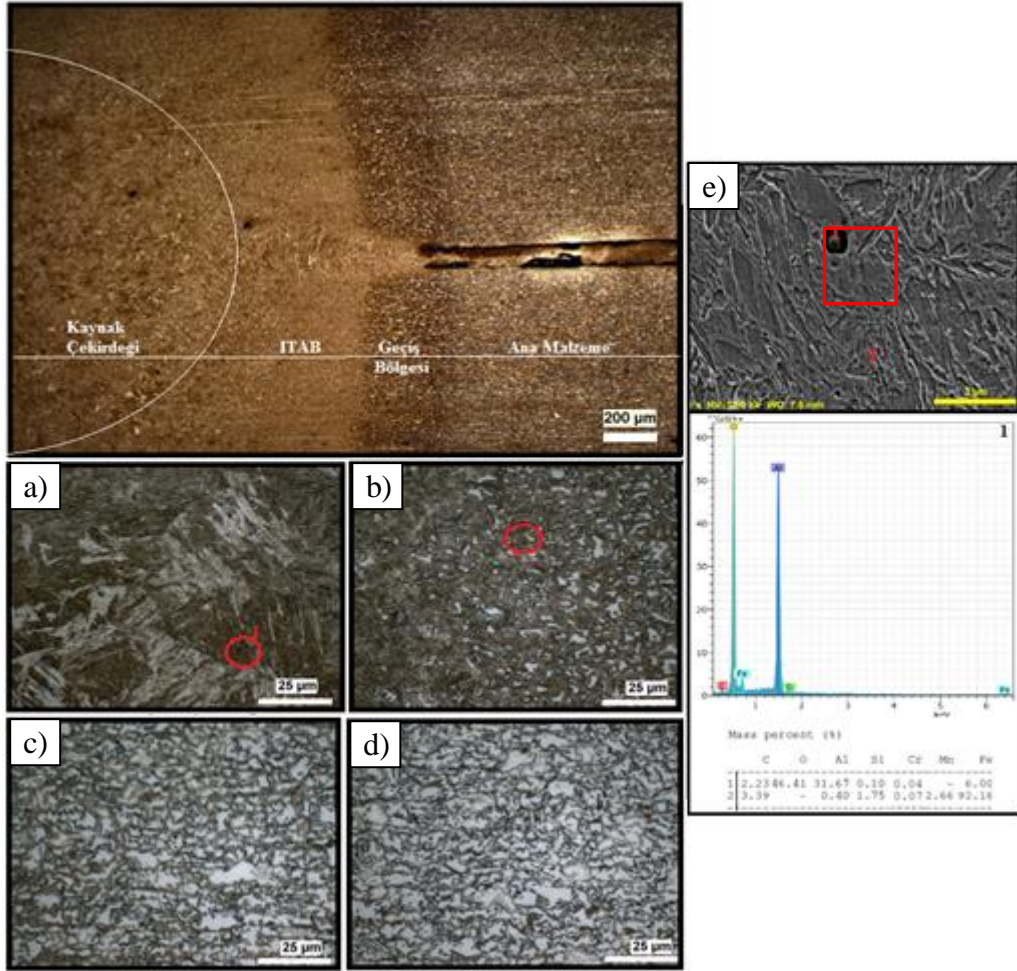


Şekil 4.23. TRIP800 çeliği faz analizi.

Şekil 4.23’den görüldüğü gibi gerçekleştirilen faz analizi sonucunda TRIP800 ana malzeme içerisindeki östenit-martenzit oranının %14, beynit oranının %20 ve ferrit fazı oranının %66 olduğu tespit edilmiştir. Benzer şekilde TRIP çeliklerinin yapısında %60-70 arasında ferrit ve %15-20 oranında dönüşmüş östenit ile beynit fazlarından oluştuğu rapor edilmiştir [129,130].

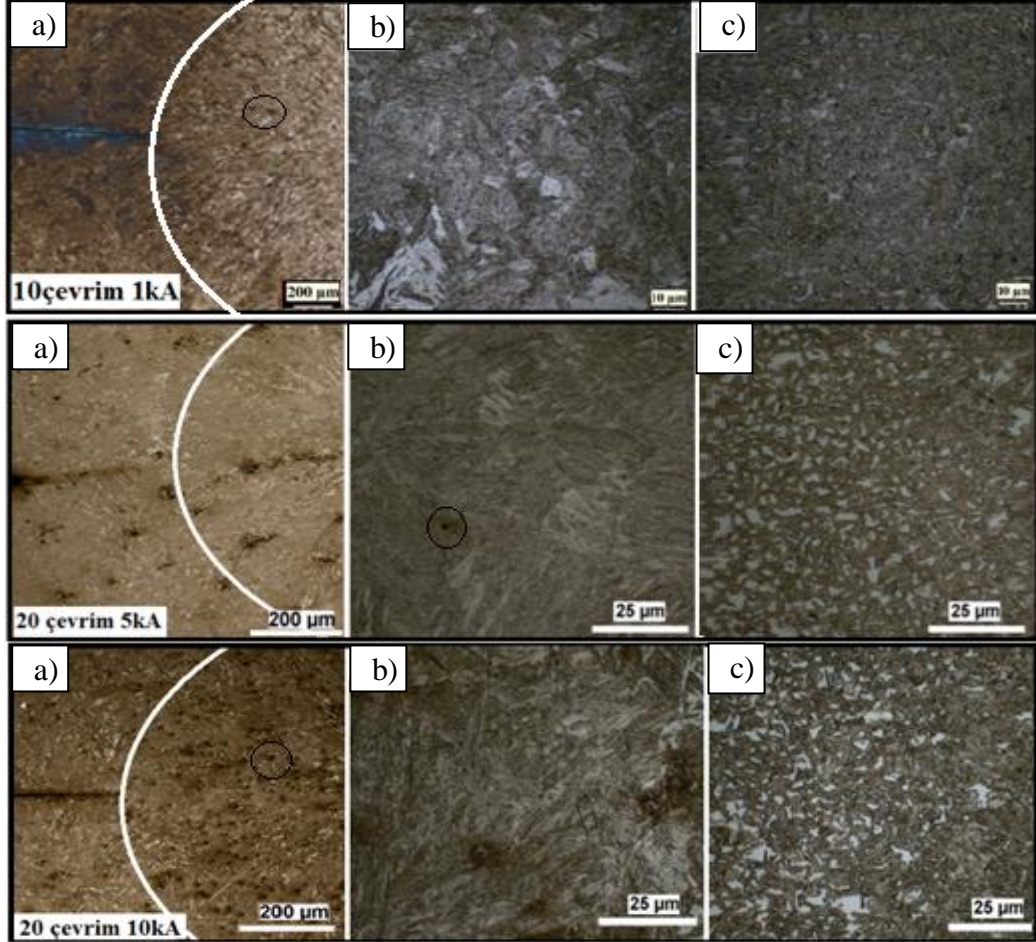
4.4.2. Birleştirmelerin Mikroyapı İncelemesi Ve Değerlendirilmeleri

Çalışmada kaynaklı birleştirmelerin birleşme bölgesi, kaynak çekirdeği ve ITAB'ı kapsayan mikroyapı çalışması tüm kaynak parametreleri için gerçekteşirilmiş ve göze çarpan hususlara değinilmiştir. Genel olarak tüm parametreler için benzer mikroyapısal dönüşüm gerçekteştiğinden çalışmada optimum mekanik özelliklerin elde edildiği 8 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune mikroyapı incelemesi detaylı olarak şekil 4.24'de gösterilmiştir. Düşük, orta ve yüksek kaynak parametrelerinde birleştirilen numune kaynak bölgesi mikroyapısı ise şekil 4.24'de gösterilmiştir.



şekil 4.24. Kaynaklı birleştirme mikroyapısı, a) kaynak çekirdeği, b) ITAB, c) geçiş bölgesi, d) ana malzeme görüntüsü, e) kaynak bölgesinden alınan 1 numaralı inklüzyon SEM ve EDS analizi.

Şekil 4.24'den görüldüğü gibi farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin mikroyapısında kaynak çekirdeği, ITAB (iri taneli ITAB ve ince taneli ITAB), geçiş bölgesi (GB) ve ana malzeme olmak üzere dört farklı bölge tespit edilmiştir.



Şekil 4.25. Düşük, orta ve yüksek kaynak parametrelerinde birleştirilen numune mikroyapıları, a) birleşme bölgesi, b) kaynak çekirdeği, c) ITAB.

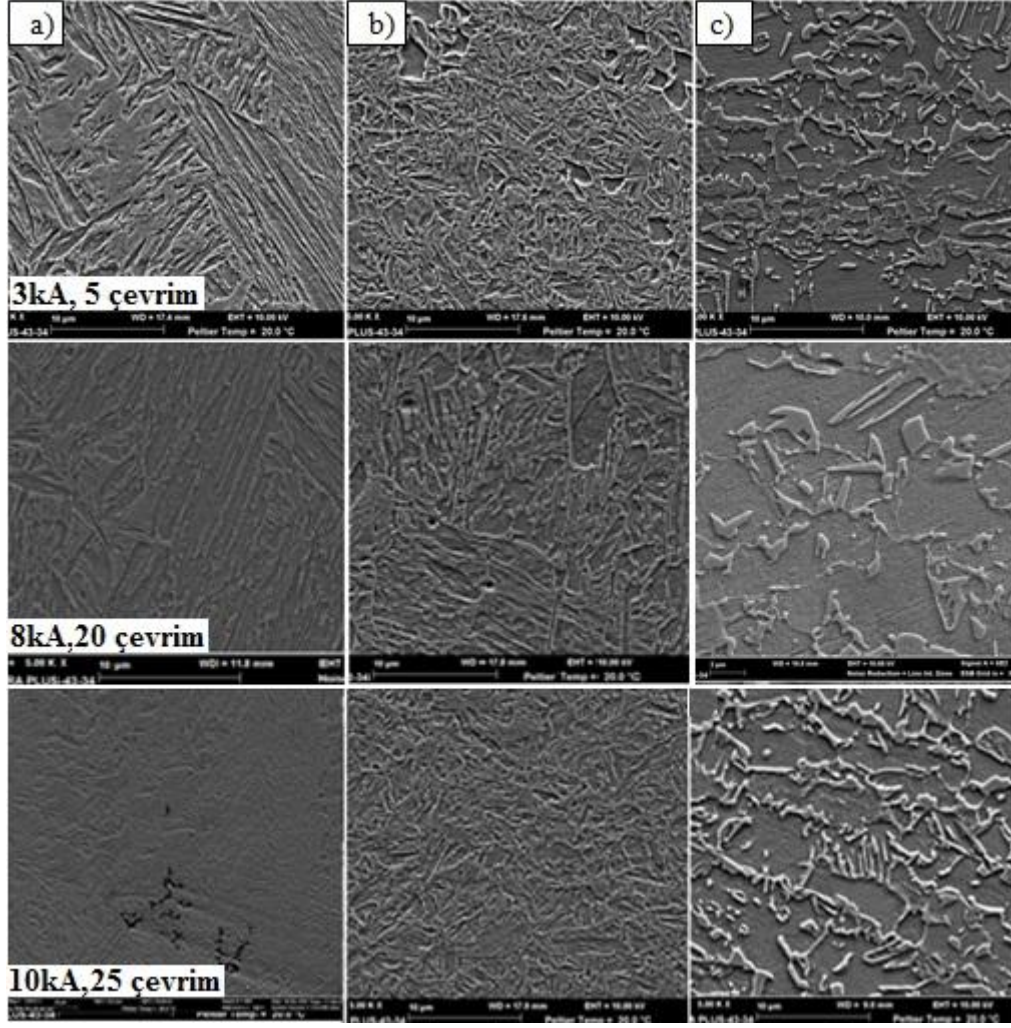
Şekil 4.24 ve Şekil 4.25'den görüldüğü gibi birleştirmelerin kaynak çekirdeği ve ITAB mikroyapısı direnç kaynağının doğası gereği hızlı soğumadan dolayı ağırlıklı olarak martenzit fazından meydana gelmiştir. Birleştirmelerin kaynak çekirdeği ve ITAB bölgesinde rastgele dağılmış inklüzyonlarda göze çarpmaktadır. Literatürde kaynaklı birleştirmenin mikroyapı incelemelerinde kaynak çekirdeğinin martenzit ve az miktarda beynit fazlarından oluştuğu belirtilmektedir. Ancak ITAB yapısının XRD çalışmaları ile martenzit, kalıntı östenit ve beynit fazlarından meydana geldiği

belirtilmiştir [131,132]. ITAB bölgesi iri taneli ve ince taneli iki bölgeden meydana gelmektedir. 1 kA akım şiddetinde ve tüm kaynak zamanları için elde edilen birleştirmelerde düşük ısı girdisine bağlı olarak yeterli kaynak çekirdeği oluşumu gerçekleşmemiştir. Bilhassa 1 kA akım şiddeti ve 5 çevrim kaynak zamanında numunelerde birleşme oluşmamıştır. 10 kA akım şiddetinde ise tüm kaynak zamanları için elde edilen birleştirmelerde çok yüksek ısı girdisine bağlı olarak aşırı ergime ve fişırma meydana gelmiştir. Kaynak termal çevriminin etkisiyle ITAB'da tane büyümesi olduğu ve genişleme meydana geldiği görülmektedir. Sertlik ölçüm sonuçları da buna işaret etmektedir.

Birleştirilen tüm numunelerin kaynak çekirdeğinde ve ITAB'da düzensiz olarak dağılmış, ağırlıklı olarak Al ve Si türevi oksit inklüzyonlarına rastlanılmıştır. Benzer oksit oluşumları daha önce diğer araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir [70,133]. Inklüzyon sıklığı ve dağılımında 8 kA akım şiddetine kadar belirgin bir farklılık gözlenmezken, yüksek kaynak parametrelerinde (8 kA üzeri akım şiddeti, 5-10-15-20-25 çevrim kaynak zamanı) kaynak çekirdeği ve ITAB'da inklüzyon oranı artmıştır. Inklüzyon boyutu tüm kaynak parametreleri için (düşük veya yüksek kaynak parametrelerinde) belirgin bir farklılık göstermemekte ve irili ufaklı olarak değişmektedir. Bu inklüzyonların varlığından çeliğin içeriğindeki alüminyum ve silisyumun yanı sıra yüzeyindeki galvaniz kaplama katmanının sorumlu olduğu düşünülmektedir. Bir diğer bakış açısıyla çelik yüzeyindeki galvaniz katmanının tam anlamıyla zımparalanarak kaldırılmadığı anlamı çıkmaktadır.

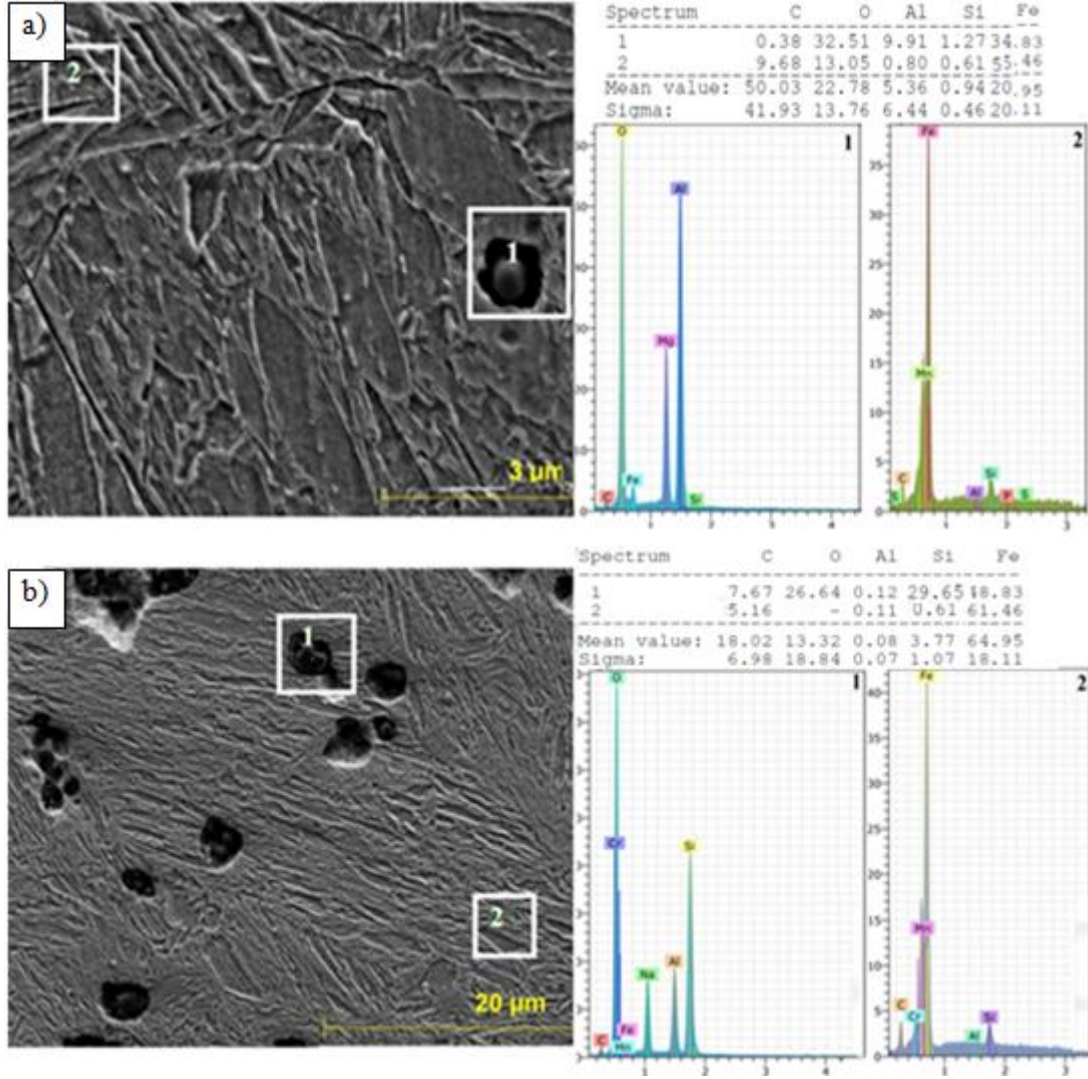
4.4.2.1. Birleştirmelerin SEM İncelemesi Ve EDS Analizi Sonucu Ve Değerlendirilmesi

Farklı kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilen numunelerden, düşük, optimum ve yüksek kaynak parametrelerinde birleştirilen numune SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 4.26'da gösterilmiştir.



Şekil 4.26. Düşük, optimum ve yüksek kaynak parametrelerinde birleştirilen numune SEM görüntüleri, a) kaynak çekirdeği, b) ITAB, c) ana malzeme.

Şekil 4.26'dan görüldüğü gibi farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin ITAB ve kaynak çekirdeğinde, kaynak çevrimine bağlı olarak mikroyapı dönüşümü gerçekleşerek kaynak çekirdeğinde tamamen martenzitik, ITAB'da ise ağırlıklı olarak martenzitik, martenzit-beynitik dönüşümler ve az miktarda kalıntı östenit tespit edilmiştir. Yüksek kaynak akım şiddeti olan 10 kA'de birleştirilen numune SEM incelemesinde ise birleşme bölgesinde mikroboşluk oluşumu görülmüştür. Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin kaynak çekirdeği ve ITAB'da, farklı boyut ve morfolojide Al, Si veya Al-Si oksit inklüzyonlarına rastlanılmıştır. Şekil 4.27'de inklüzyonların noktasal EDS analiz sonuçları gösterilmiştir.



Şekil 4.27. Birleştirme kaynak bölgesi EDS analizleri, a) 8 kA akım şiddeti - 20 çevrim kaynak zamanında, b) 9 kA akım şiddeti - 25 çevrim kaynak zamanında.

Şekil 4.27 a'da birleştirmenin kaynak çekirdeği 1 no'lu noktasal EDS analizine göre Al oksit inklüzyonu oluştuğuna işaret etmektedir. Şekil 4.27 b'de ise 2 no'lu bölgeden alınan EDS analizine göre Al-Si oksit oluşumu meydana geldiği tespit edilmiştir. Sonuçlar inklüzyonların alüminyum ve silisyum oksit karışımı olduğunu göstermektedir. Benzer şekilde Amirhalingam vd [70] ve Grajcar vd. [133], TRIP çeliklerinin kaynak bölgesinde inklüzyon oluştuğunu ve alüminyumun oksijene karşı afinitesinin silisyumdan daha yüksek olmasından dolayı, çoğu inklüzyonun küresel şekilli alüminyum oksit olduğunu rapor etmişlerdir.

BÖLÜM 5

DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde; direnç kaynağı öncesi TRIP800 çeliğine uygulanan soğuk şekil değiştirme işleminin birleştirmenin özelliklerine ve kaynak kabiliyeti diyagramına etkisinin araştırılması amaçlanmıştır. Bu sebeple ticari olarak temin edilen çelik sac numuneler boyuna doğrultuda %10 oranında öndeformasyon işlemi uygulandıktan sonra 1-3-5-6-7-8-9-10 kA farklı akım şiddetinde ve 5-10-15-20-25 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilmiştir. Birleştirmelerin kalitesine kaynak parametrelerinin etkisi deneysel olarak araştırılmıştır.

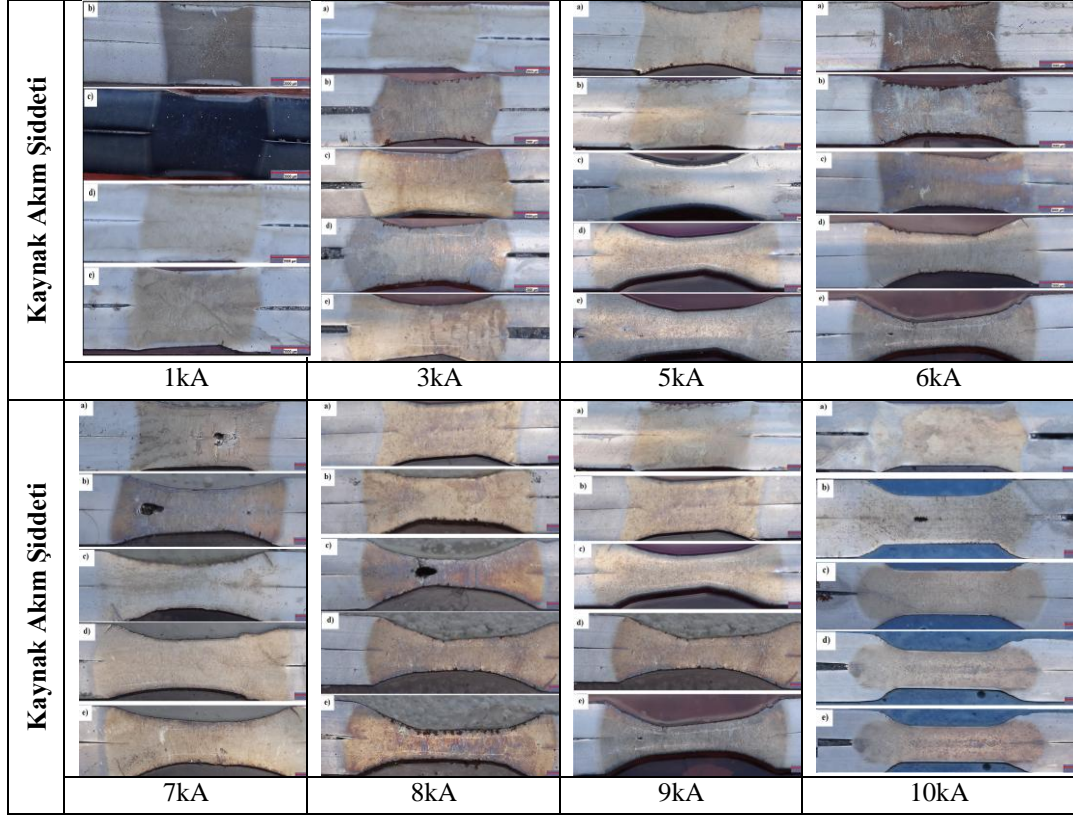
5.1. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MAKROYAPI İNCELEMESİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

5.1.1. Kaynak Çekirdek Geometrisinin İncelemesi Ve Değerlendirilmesi

%10 deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinin birleşme bölgesi enine kesitindeki makrograf görüntüleri üzerinden çekirdek boyutu enine ve boyuna ölçülerek; ortalama çekirdek çapı, d_n , çekirdek kesit yüksekliği, h_n , ve elektrot dalma derinliği, i_c , ölçülmüştür. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmiş numunelerin makroyapı görüntüsü Şekil 5.1'de gösterilmiştir.

Ayrıca çalışmada kullanılan farklı kaynak parametrelerinin çekirdek çapı ve kaynak çekirdek yüksekliğinin yanı sıra çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı, h_n/d_n , oranına etkisi de incelenmiştir.

Çizelge 5.1’de, %10 deforme edildikten sonra direnç kaynak yöntemiyle birleştirilen TRIP800 çelik çiftlerinin çekirdek boyut ölçümü sonuçları verilmiştir.



Şekil 5.1. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş numunelerin makroyapı görünümü a) 5 çevrim, b) 10 çevrim, c) 15 çevrim, d) 20 çevrim, e) 25 çevrim.

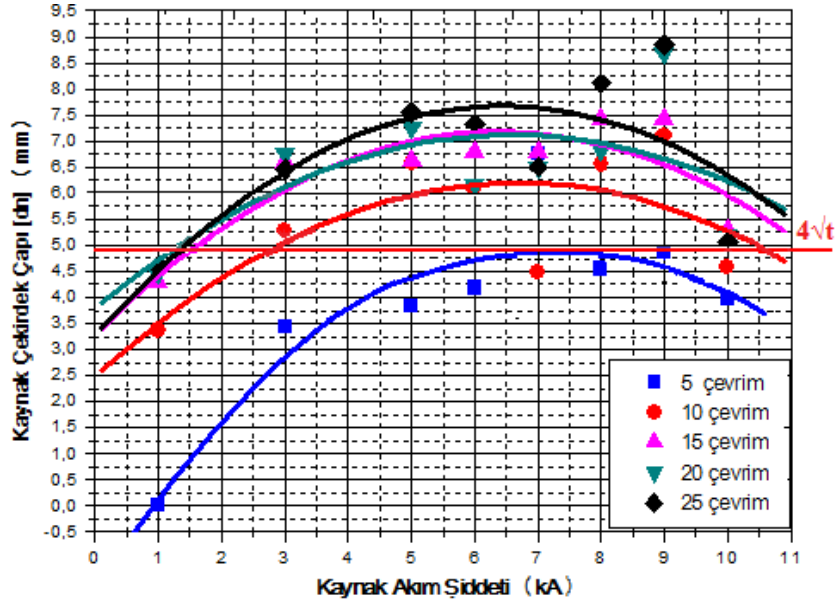
Çizelge 5.1. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin çekirdek boyut ölçümü sonuçları.

Kaynak akım şiddeti (kA)	Kaynak çekirdek çapı (mm)					Kaynak çekirdeği yüksekliği (mm)				
	Kaynak zamanı (çevrim) (1çevrim=0.02s)					Kaynak zamanı (çevrim) (1çevrim=0.02s)				
	5	10	15	20	25	5	10	15	20	25
1	0	3.37	4.29	4.47	4.6	0	2.1	1.98	1.72	1.68
3	3.44	5.28	6.6	6.76	6.46	2.1	2.02	1.93	1.68	1.41
5	3.83	6.57	6.62	7.26	7.55	2.04	1.67	1.92	1.44	1.78
6	4.18	6.08	6.8	6.17	7.33	2.02	1.7	1.62	1.32	1.13
7	6.75	4.49	6.8	6.5	6.5	2	1.91	1.76	1.17	1.12
8	4.52	6.56	7.43	6.83	8.11	2	1.64	1.63	1.68	1.7
9	4.97	7.1	7.43	8.68	8.86	1.9	1.98	1.42	1.1	1.1
10	3.98	4.57	5.29	5.2	5.05	1.79	1.29	1.32	1.01	0.9

Çizelge 5.1'den görüldüğü gibi birleştirmelerin kaynak çekirdek çapı kaynak parametrelerine bağlı olarak artan ısı girdisiyle artmakta, kaynak çekirdeği yüksekliği ise azalmaktadır. Çalışmada elektrot baskı kuvveti sabit tutulduğu için çekirdek geometrisi üzerindeki değişim tamamen kaynak parametrelerinden akım şiddeti ve kaynak zamanı ile ilişkilendirilebilir. Göze çarpan önemli bir husus, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde %10 deforme edildikten sonra aynı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin çekirdek çapı; daha düşük ısı girdisi oluşturan parametreler için daha büyük bulunmuştur. Ancak yüksek ısı girdisi oluşturan parametrelerle birleştirilenlerde genel olarak daha küçük çekirdek boyutu oluşumu tespit edilmiştir.

5.1.1.1. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Çekirdek Çapına Etkisi

Soğuk deformasyon işleminden sonra farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin çekirdek çapı, d_n , değişimi grafiksel olarak Şekil 5.2'de gösterilmiştir.



Şekil 5.2. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek çapı değişimi.

Şekil 5.2'de görüldüğü gibi deformasyon sonrası birleştirilen numunelerinde artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme çekirdek çapı artmaktadır.

En büyük çekirdek çapı 9 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede elde edilmiştir. Sabit bir kaynak zamanı için akım şiddeti artışına bağlı olarak çekirdek çapı artmış; fakat kritik bir akım şiddeti değerinin üzerinde ise tekrar azalma eğilimine girdiği tespit edilmiştir. Genel olarak; 5 çevrim üzerindeki tüm kaynak zamanları için 6-7 kA akım şiddeti değerine kadar çekirdek çapı artış gösterirken, 7 kA üzeri akım şiddetinde azalma eğilimi görülmektedir. Kaynak çekirdek geometrisinin önemli bir unsuru olan çekirdek çapı artışında kaynak parametrelerinden akım şiddeti, kaynak zamanı, elektrot baskı kuvveti ve elektrot geometrisinin etkisi olduğu rapor edilmiştir [102,103]. Ancak çalışmada elektrot geometrisi ve baskı kuvveti sabit olduğu için, ısı girdisi üzerinde etkili olan kaynak parametreleri akım şiddeti ve kaynak zamanı olarak değerlendirilmelidir. Normal şartlarda artan ısı girdisi ile elektrodun malzeme yüzeyine dalma derinliği artarken, ulaşılan kritik ısı girdisinden sonra (7kA) tatbik edilen kuvvetle elektrot uç geometrisinin maksimum değerine ulaşıldığı için kaynak çekirdek çapında beklenildiği gibi daha fazla büyüme olmamıştır.

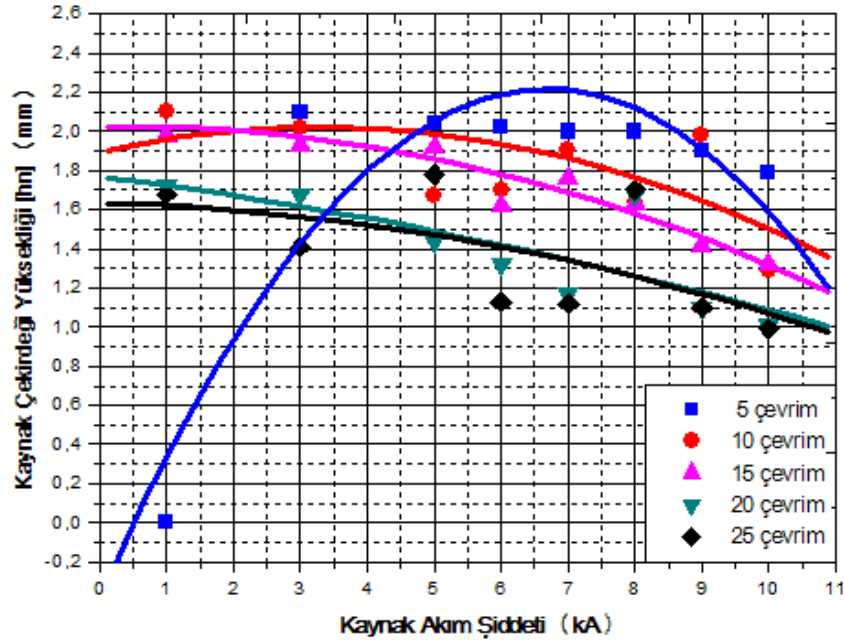
Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin istenilen çekme-makaslama dayanımını veren çekirdek çapına, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere oranla daha düşük ısı girdisiyle ulaşılmıştır. Bunda kaynak öncesi deformasyon sırasında çarpılan kafes yapısı elektrik iletimine engel çıkararak, malzemenin elektrik akımına direnç göstermesine dolayısıyla daha fazla ısının kaynak bölgesinde depolanmasına sebebiyet vermesinin etkili olduğu düşünülmektedir. Deformasyona bağlı artan dislokasyon yoğunluğu ve nano ölçekte kaba taneli yapının incelenerek tane sınırlarının çoğalmasına bağlı olarak elektron saçılımının artması ile elektriksel özdirenç artacaktır [134,135]. Malzeme R, direncinin artışı nokta direnç kaynağı sırasında oluşacak ısı girdisini ($Q= I^2Rt$) arttıracığından birleşme ara yüzeyinde daha fazla ısı artışı meydana getirecektir [136,137]. Kaynak bölgesinde aşırı ergime ve fişkırmaları geçmeyecek şekilde elde edilen ısı girdisi kaynak birleşme alanını arttırdığından kaynak çekirdek çapını arttırmaktadır [134,136,137].

Deney numunelerinin istenilen kabul edilebilir dayanımı sağlayan ayrılma biçimi düğmelenme şeklinde ayrılmanın olduğu çekirdek çapı sınırının $4\sqrt{t}$ ve üzerindeki değerlerde elde edildiği tespit edilmiştir. Şekil 5.2'deki grafikte bu sınır değer

kırmızı çizgi ile belirtilmiştir. İstenilen özelliklerin elde edildiği çekirdek çapı sınırı ($4.5\sqrt{t}$ ve üzeri) temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde deformasyondan sonra birleştirilen numunelerde daha küçük çekirdek çapı ($4\sqrt{t}$ ve üzeri) sınırına sahip olduğu tespit edilmiştir.

5.1.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Kaynak Çekirdek Kesiti Yüksekliğine Etkisi

Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin önemli bir çekirdek geometrisi üyesi olan, kesit yüksekliği, h_n , ölçülerek, sonuçlar grafiksel olarak Şekil 5.3’de gösterilmiştir.



Şekil 5.3. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek yüksekliği değişimi.

Şekil 5.3’den görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme kaynak çekirdek kesit yüksekliği azalmaktadır (5 çevrim kaynak zamanındaki birleştirmeler hariç). En yüksek kaynak çekirdek kesit kalınlığı 1kA akım şiddetiyle 10 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede elde edilmiştir. En küçük çekirdek kesit kalınlığı ise 10kA akım şiddetiyle 25 çevrim kaynak zamanında elde edilmiştir. Bu durumun yüksek ısı girdisi ile ilişkili olduğu

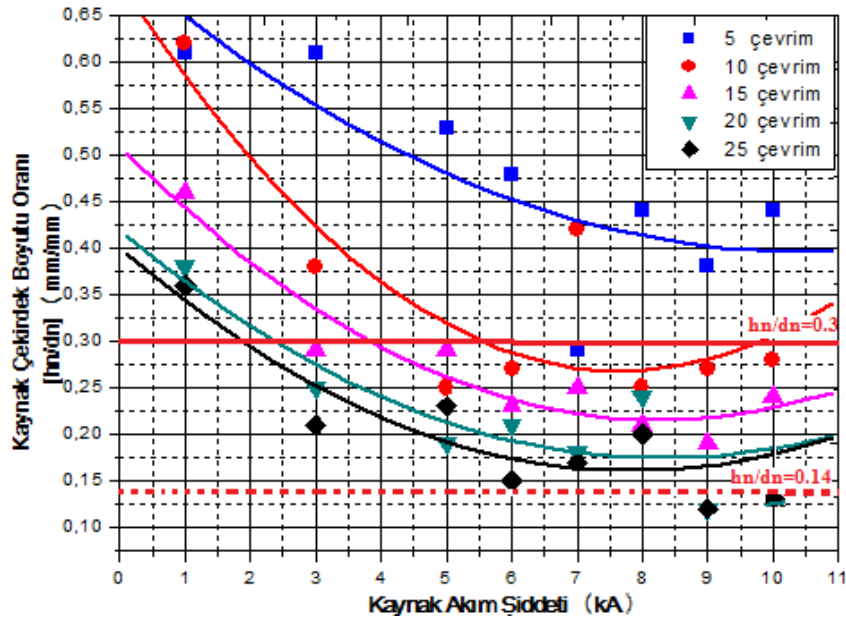
düşünülmektedir. Bilindiği üzere; kaynak çekirdek kesit yüksekliğinde etkili olan hususlardan birisi de elektrot baskı kuvvetidir. Bu çalışmada sabit elektrot baskı kuvveti kullanıldığı için homojen baskı kuvveti uygulanması sebebiyle çekirdek kesit yüksekliğindeki değişim yalnızca kaynak parametrelerine bağlı ısı girdisi artışıyla ilişkilendirilebilir. Çalışmada küresel başlı elektrot kullanıldığı için elektrot uç geometrisindeki değişim de ihmal edilebilir.

Temin edildiği şekliyle ve deformasyon sonrası birleştirilen numuneler mukayese edildiğinde, deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin çekirdek kesit yükseklikleri (5 çevrim 8 kA'e kadar kaynak parametrelerinde birleştirilen numuneler hariç) ticari olarak temin edildiği şekli ile birleştirilen numunelerden daha ince bulunmuştur. Bu durumun sebebi, daha önce de belirtildiği gibi öndeformasyonun aynı kaynak parametrelerinde kaynak sırasında daha fazla ısı girdisi oluşumuna neden olması dolayısıyla oluşacak ergiyik metal miktarını arttırarak kaynak çekirdek çapını arttırmakta ve çekirdek yüksekliği hemen hemen kaynak bölgesindeki sac kalınlığına ulaşmaktadır. Kaynak bölgesindeki daha fazla ısı oluşumu sabit elektrot kuvveti altında daha fazla plastik deformasyon oluşturarak elektrodun daha fazla batmasıyla kaynak çekirdeği kesit kalınlığını inceltmektedir. Benzer şekilde Mukhopadhyay vd.[138], nokta direnç kaynaklı birleştirmelere kaynak öncesi deformasyonun etkisini incelemişler ve artan deformasyon miktarına bağlı olarak kaynak sonrası birleştirme kaynak çekirdeği kesit yüksekliğinin azaldığını rapor etmişlerdir.

Plastik deformasyonun oluşumu için en düşük kaynak zamanı olan 5 çevrim yetersiz kalmaktadır. Bu nedenle, öndeformasyonun sebep olduğu kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ve kafes yapısının distorsiyonu sonucu sertleşen malzeme yüzeyinin gösterdiği dirence bağlı olarak elektrotların daha az dalması sonucu 5 çevrim kaynak zamanında birleştirilen öndeformasyonlu numunelerin kaynak çekirdek kesit yüksekliği, ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerden daha kalın bulunmuştur.

5.1.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Çekirdek Boyutu Oranına Etkisi

Deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin diğer önemli çekirdek geometrisi üyesi olan çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı, h_n/d_n , ölçülerek ortalama çekirdek boyutu oranı değeri hesaplanmıştır. Sonuçlar grafiksel olarak Şekil 5.4’de gösterilmiştir.



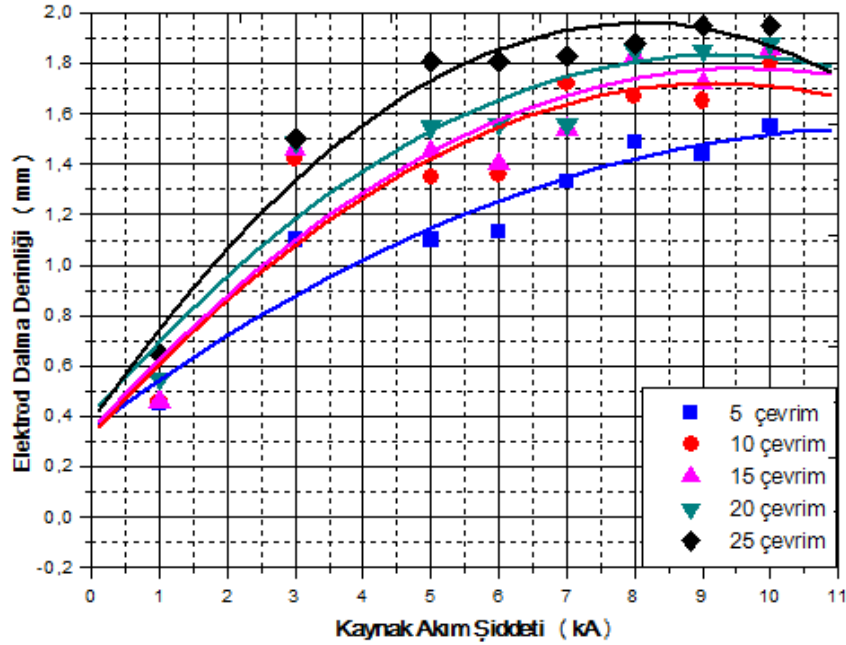
Şekil 5.4. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı çekirdek boyutu oranı değişimi.

Şekil 5.4'ten görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme çekirdek boyutu oranı azalmaktadır. Çekirdek yüksekliği/kaynak çapı arasındaki oran farkının artması küçük kaynak çekirdek çapı oluşumu anlamına gelir. Çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı oranının düşük olması ise çok ince kesit kalınlığı anlamına gelir. Bu sebeple h_n/d_n oranının belirli bir değer arasında olması tercih edilmektedir. Bu orantı sınırının üst limiti Şekil 5.1’de gösterilen çekirdek çapı-akım şiddeti değişim grafiğindeki kritik çekirdek çapı ($4\sqrt{t}$) değerinin üzerindeki kaynak parametrelerini kapsayacak şekilde $h_n/d_n=0.3$ olarak sınırlandırılmış ve kırmızı çizgiyle belirtilmiştir. Alt limit ise aşırı ergime ve fişkırmının meydana geldiği, çekirdek yüksekliği ve dolayısı ile kesit kalınlığının aşırı incelendiği (toplam kalınlığın %30’unu geçmeyecek şekilde) kaynak parametrelerinin altında olacak şekilde hesaplanarak $h_n/d_n=0.14$ olarak sınırlandırılmış ve Şekil 5.4’te kesikli kırmızı

çizgiyle belirtilmiştir. Kaynak parametrelerinin h_n/d_n oranına etkisi her iki grup için ayrı ayrı mukayese edildiğinde; temin edildiği şekliyle birleştirilen numune içinde üst sınır, $h_n/d_n=0.3$, bulunurken alt sınır $h_n/d_n=0.15$ olarak tespit edilmiştir. Alt sınırdaki bu farklılık çeliğe birleştirme öncesi uygulanan soğuk deformasyonun etkileri ile alakalı olduğu düşünülmektedir. Kaynak öncesi uygulanan soğuk deformasyon bu aralığın alt limitini 0.01 mm/mm değerinde daha aşağı çekerek aralığı genişletmiştir.

5.1.2. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğine Etkisi

Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinliği de i_e , ölçülerek belirlenmiş ve sonuçlar Şekil 5.5’de grafiksel olarak gösterilmiştir.



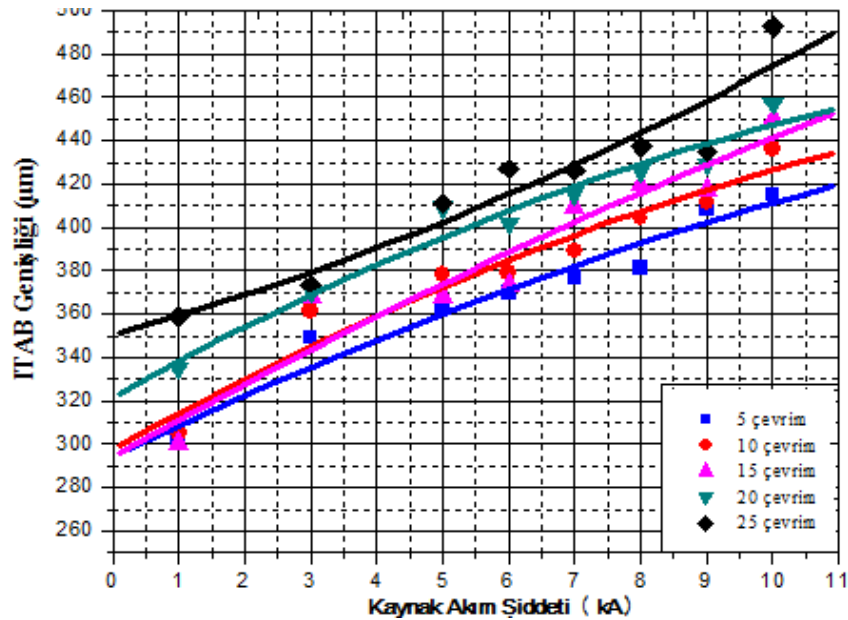
Şekil 5.5. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı elektrot dalma derinliği değişimi.

Şekil 5.5’den görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak elektrot dalma derinliği artmaktadır. 1 kA akım şiddetinde elde edilen birleştirmelerde kaynak zamanı artışı elektrot dalma derinliğinde belirgin bir farklılık

oluşturmazken, artan akım şiddetlerinde kaynak zamanı artışına bağlı olarak elektrot dalma derinliğinde belirgin bir artış göstermiştir. En yüksek elektrot dalma derinliği 10kA akım şiddetinde 20 ve 25 çevrim kaynak zamanında elde edilen numunelerde ortalama 1.9mm olarak tespit edilmiştir. Kaynak parametreleriyle ilişkili olarak artan ısı girdisiyle elektrot dalma derinliği artarken, numunede çekirdek kesit daralması en üst seviyesine çıkmıştır. Genel olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinlikleri ile kıyaslandığında deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin dalma derinliklerinin daha fazla olduğu görülmektedir. Benzer şekilde, nokta direnç kaynağı öncesi uygulanan öndeformasyonun birleştirmelerin elektrod dalma derinliklerini arttırdığı yapılan çalışmalarda rapor edilmiştir [134,135].

5.1.3. Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının ITAB Genişliğine Etkisi

Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerinde kaynak termal çevriminin etkisiyle, çekirdeğe komşu olan ITAB'ın genişliği de ölçülmüştür. Sonuçlar grafiksel olarak Şekil 5.6'da gösterilmiştir.



Şekil 5.6. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak parametrelerine bağlı ITAB genişliği değişimi.

Şekil 5.6’da görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak ITAB’ın genişliği de artmaktadır. En yüksek ITAB genişliği 10 kA akım şiddetinde 25 çevrim kaynak zamanında elde edilen numunede, 492 µm olarak tespit edilmiştir. En düşük ITAB genişliği ise 300 µm ile 1 kA akım şiddetinde, 15 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede elde edilmiştir. Kaynak parametreleriyle ilişkili olarak birleştirme bölgesine sağlanan ısının bir kısmı malzeme özellikleriyle ve geometrisiyle ilgili olarak birleştirme bölgesinden uzaklaşırken, çekirdeğe komşu olan ana malzeme yapısının değişimine neden olmaktadır. Yapısal dönüşümün yaşandığı bu bölge aralığı düşük ısı girdileriyle birleştirilen numunelerde dar, yüksek ısı girdisi ile birleştirilenlerde ise en geniş haline ulaşır.

Bu çalışmada temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle kıyaslandığında, deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin ITAB genişliklerinin daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Öndeformasyonun malzeme ısı girdisini arttırması dolayısıyla deformasyon sonrası birleştirilen numunelerde daha geniş bir ITAB meydana gelmiştir.

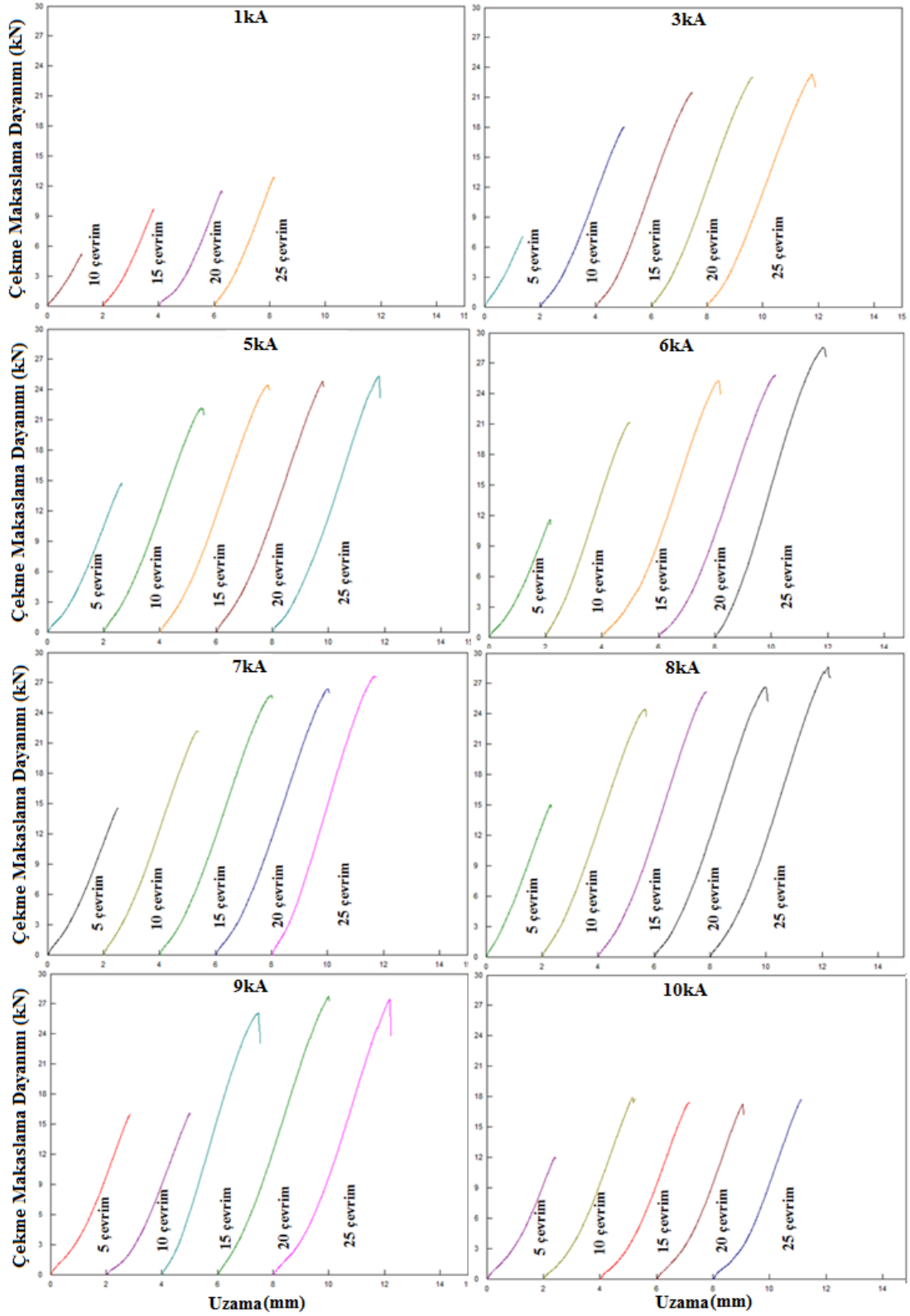
5.2. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MEKANİK TEST SONUÇLARININ İNCELENMESİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

5.2.1. Çekme Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler Ve Kopma Türleri

Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonucunda maksimum F_{max} , minimum F_{min} , ortalama F_{ort} , çekme-makaslama taşıma yükleri, Standart sapma (SD), K_p ($K_p=(F_{max}-F_{min})/F_{ort}$) katsayısı, uzama miktarları ve her bir test parametresi için ağırlıklı olan kopma türü belirlenerek Çizelge 5.2’de verilmiş, ortalama çekme makaslama-uzama grafikleri ise Şekil 5.7’de gösterilmiştir.

Çizelge 5.2. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama deney sonuçları.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak akımı (kA)	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	\bar{F}_{ort} (kN)	K_p (kN)	SD	Ortalama Uzama (mm)	Kopma türü
6	5	1	0	0	0	0	0	0	Arayüzey
	10		6,9	3,7	5,2	0,64	1,41	1,44	Arayüzey
	15		10,95	9,3	9,76	0,16	0,88	1,9	Arayüzey
	20		14,2	9,7	11,5	0,39	2,19	2,23	Arayüzey
	25		15,05	10,2	12,9	0,41	2	2,6	Arayüzey
	5	3	9,22	6,84	7,09	0,33	1,1	1,5	Arayüzey
	10		18,55	17,45	18,08	0,06	0,45	3,03	Arayüzey
	15		21,65	21,37	21,53	0,01	0,11	3,5	Düğmelenme
	20		23,61	18,18	23,08	0,23	2,4	3,65	Düğmelenme
	25		24,03	19,95	23,3	0,17	1,81	3,89	Düğmelenme
	5	5	13,55	10,02	11,26	0,01	1,52	2,64	Arayüzey
	10		22,74	19,55	21,4	0,14	1,72	3,56	Kısmi arayüzey
	15		25,04	23,49	24,47	0,06	0,78	3,91	Düğmelenme
	20		25,39	20,04	24,88	0,21	2,6	3,81	Düğmelenme
	25		25,91	22,69	25,39	0,12	2,5	3,81	Düğmelenme
	5	6	16,06	10,93	14,12	0,36	1,12	2,58	Arayüzey
	10		22,02	21,2	21,74	0,03	0,46	2,98	Arayüzey
	15		26,25	24,7	25,33	0,06	0,65	4,19	Düğmelenme
	20		27,31	22,33	25,44	0,19	2,16	4,46	Düğmelenme
	25		28,8	27,43	25,50	0,04	0,63	3,94	Düğmelenme
	5	7	17,96	12,88	15,26	0,34	1,3	2,5	Arayüzey
	10		24,10	20,36	22,22	0,16	1,87	3,38	Kısmi-arayüzey
	15		25,78	25,01	25,2	0,02	0,44	4,03	Düğmelenme
	20		25,7	23,78	25,78	0,14	2	4,06	Düğmelenme
	25		25,19	25,37	25,7	0,13	1,8	4,02	Düğmelenme
	5	8	15,96	11,48	15,06	0,29	1,3	2,32	Arayüzey
	10		24,8	24,2	24,5	0,02	0,11	3,55	Kısmi arayüzey
	15		26,97	22,19	24,7	0,22	2,9	3,89	Düğmelenme
	20		26	19,7	25,8	0,27	2,5	4,05	Düğmelenme
	25		26,9	25,7	26,6	0,11	1,9	4,2	Düğmelenme
	5	9	16,08	12,88	16,08	0,19	2,1	3,02	Arayüzey
	10		20,08	11,47	24,00	0,53	1,3	3,4	Kısmi arayüzey
	15		27,82	23,28	26,18	0,17	1,65	3,54	Kısmi arayüzey
	20		28,88	27,83	27,53	0,03	0,56	4,01	Düğmelenme
	25		28,76	25,8	27,12	0,1	1,4	4,35	Kısmi arayüzey
	5	10	14,12	8,42	11,53	0,49	1,13	2,6	Arayüzey
	10		21,02	16,33	18,46	0,25	0,46	3,36	Kısmi arayüzey
	15		18,1	17,09	17,56	0,05	0,19	3,7	Kısmi arayüzey
	20		18,03	17,23	17,56	0,19	0,23	3,8	Kısmi arayüzey
	25		18,24	14,7	16,88	0,2	0,53	3,5	Arayüzey



Şekil 5.7. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin çekme-makaslama grafikleri.

Çizelge 5.2 ve Şekil 5.7'deki çekme-makaslama yükü sonuçları incelendiğinde, her bir akım şiddeti parametresi kendi içerisinde değerlendirildiğinde en yüksek çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi; 1 kA akım şiddeti için 12.9 kN olarak 25 çevrim kaynak zamanında bulunmuştur. 3 kA akım şiddeti 25 çevrim kaynak zamanında en yüksek taşıma yükü kapasitesi 23.3 kN olarak tespit edilmiştir. Sırasıyla 5 kA, 6 kA, 7 kA ve 8 kA akım şiddetleri içinde aynı kaynak zamanlarında maksimum taşıma yükü kapasitesine ulaşılmış ve veriler sırasıyla 25.39 kN, 25.5 kN, 25.78 kN ve 26.6 kN olarak tespit edilmiştir. Birleştirmelerde maksimum taşıma yükü 9 kA akım şiddeti için 27.53 kN olarak 20 çevrim kaynak zamanında elde edilen numunede tespit edilmiştir. Bunun üzerindeki kaynak parametreleriyle birlikte taşıma yükü kapasitelerinde bir azalma eğilimi başlamıştır. 10 kA kaynak akım şiddeti için en yüksek taşıma yükü 18.46 kN olarak 10 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunelerden elde edilmiştir.

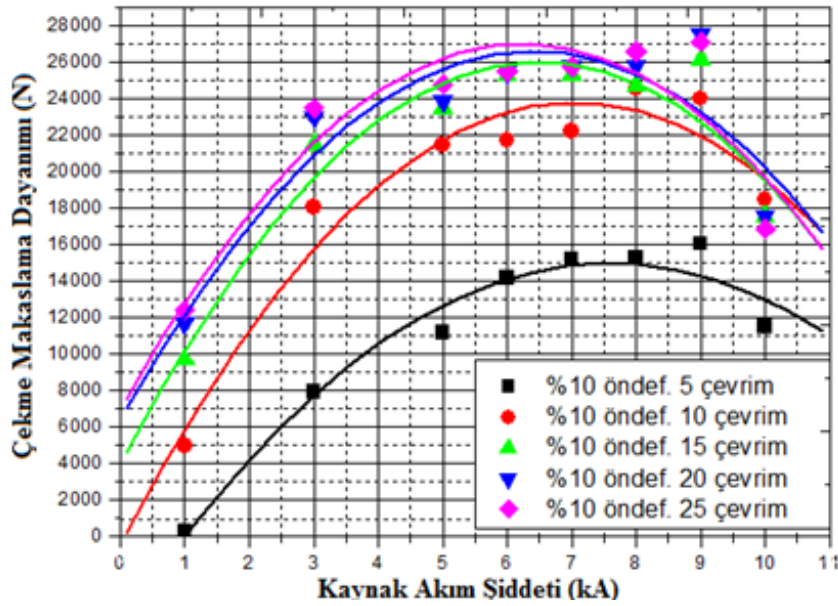
Farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin test sonrası uzama miktarları incelendiğinde en düşük uzama 1 kA akım şiddeti için 1.44 mm olarak 10 çevrim kaynak zamanında bulunmuştur. En yüksek uzama (4.46 mm olarak) 6 kA kaynak akım şiddetiyle 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numuneden elde edilmiştir.

Çizelge 5.2'den görüldüğü gibi, soğuk deformasyon sonrası nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelerde en yüksek çekme-makaslama taşıma yükü, 27.53 kN olarak, 9 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında elde edilmiştir. Sonuçlar değerlendirildiğinde artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi ve uzama değerlerinin arttığı, ancak kritik bir ısı girdisinden sonra tekrar azalma eğilimine girdiği görülmektedir. Birleştirmelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasiteleri artışında belirli bir ısı girdisine kadar artan çekirdek boyutu ile açıklanırken, o kritik ısı girdisinin üzerinde ise birleşme ara yüzeyindeki aşırı ergime ve fışkırmaya bağlı kesit daralmasıyla taşıma yükündeki azalmanın sorumlusu olarak değerlendirilir. Kaynak termal çevriminin birleştirilen malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklara ulaşılan bölgelerinde oluşabilecek ince taneli yapı boyuna doğrultuda statik yük altında bir miktar daha fazla uzama göstermiş olabilir. Ayrıca Çizelge 5.2'de görüldüğü gibi

deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonrası farklı kaynak zamanı ve akım şiddeti kaynak parametrelerine bağlı olarak kopma türlerinin farklılık gösterdiği belirlenmiştir. Kopma türleri incelemeleri alt bölümlerde detaylı olarak incelenmiştir.

5.2.1.1. Kaynak Akım Şiddetinin Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Deformasyon sonrası birleştirilen TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına akım şiddetinin etkisi incelenmiştir. Çalışmada kullanılan kaynak parametreleriyle ilişkili sonuçlar grafiksel olarak Şekil 5.8’de gösterilmiştir.



Şekil 5.8. Deformasyon sonrası birleştirilen TRIP800 çelik sacların akım şiddetine bağlı çekme-makaslama dayanımı değişimi grafiği.

Şekil 5.8’den görüldüğü gibi, birleştirmelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasiteleri kaynak parametrelerinden kaynak zamanı sabit olmak üzere akım şiddeti artışına bağlı olarak artarken, kritik bir ısı girdisine ulaşıldıktan sonra artan akım şiddetine rağmen taşıma yükü azalma eğilimine girdiği belirlenmiştir.

Kritik ısı girdisine kadar artan çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesinde çekirdek çapı sorumlu iken, kritik ısı girdisinin üzerindeki parametrelerle birleştirilen numunelerin taşıma yükü düşüşünde aşırı ergime ve fişkırmaya bağlı kesit daralmasının sorumlu olduğu düşünülmektedir. 5 ve 10 çevrim gibi düşük kaynak zamanlarındaki birleştirmeler için 7-8 kA akım şiddeti aralığında en yüksek çekme-makaslama taşıma yüküne ulaşılırken, 15, 20 ve 25 çevrim kaynak zamanlarında elde edilen birleştirmeler için ise 6-7 kA akım şiddeti aralığında en yüksek çekme-makaslama dayanımına ulaşılmıştır.

Düşük kaynak zamanları kullanılarak elde edilen birleştirmelerin istenilen dayanımın elde edilmesi için gerekli ısı girdisi daha yüksek seçilen akım şiddeti parametresi ile tolere edilirken, düşük akım şiddeti ile yapılan birleştirmelerde bu açık, artan kaynak zamanı ile tolere edilebilir. Çalışmada en yüksek taşıma kapasitesi 9 kA akım şiddetinde ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede 27.53 kN, olarak tespit edilmiştir.

Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle kıyaslandığında, deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin taşıma yükü kapasitelerinin düşük akım şiddeti ve kaynak zamanları için daha düşük, yüksek akım şiddeti ve kaynak zamanları için (3 kA ve 5 çevrim üzeri) daha yüksek oluşu göze çarpmaktadır. Ancak bu durum aşırı ergime ve fişkırmaların yaşandığı 10kA akım şiddetinde birleştirilen numuneler için tam tersi olup deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin taşıma yükü kapasitelerinin, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu duruma deformasyonun etkisiyle TRIP çeliğinin yapısındaki kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü ve kaynak çekirdeğinde yapının daha fazla sert fazlardan oluşmasının etkili olduğu düşünülmektedir.

Genel olarak ele alındığında deforme edildikten sonra birleştirilen numunede istenilen mekanik özelliklere 15-25 çevrim kaynak zamanı aralığı içerisinde ve 6-7 kA akım şiddeti aralığında ulaşılırken, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunede 7-8 kA aralığında ulaşıldığı görülmektedir. Bu durum deformasyon sırasında distorsiyona uğrayan kristal kafes yapısı ile dislokasyon yoğunluk artışının elektronların saçılımını arttırıp, dolayısıyla malzeme elektriksel öz direncini

arttıracığından, malzemenin birleşme arayüzeyinde daha fazla ısı girdisi oluşturacaktır. Böylece daha düşük akım şiddetinde yine istenilen mekaniksel özelliklerin elde edilmesine yardımcı olacaktır.

Khodabakhshi vd. otomobil sanayinde kullanılan düşük karbonlu çeliklere farklı oranlarda öndeformasyon uyguladıktan sonra uygulanan deformasyona bağlı olarak malzeme elektriksel direncinin artış gösterdiğini rapor etmişlerdir. Bu durumun sebebinin; elektron yayılımında tane sınırlarının ve dislokasyonların etkili olduğu rapor edilmektedir [135,136].

Deformasyona bağlı artan dislokasyon yoğunluğu ve nano ölçekte kaba taneli yapının incelenerek tane sınırlarının çoğalmasına bağlı olarak elektron saçılımının artması ile elektriksel özdirenç artacaktır. Malzeme R, direncinin artışı nokta direnç kaynağı sırasında oluşacak ısı girdisini ($Q= I^2Rt$) arttıracığından birleşme arayüzeyinde daha fazla ısı artışı meydana getirecektir [137].

Kaynak bölgesinde aşırı ergime ve fişkırmaları geçmeyecek şekilde elde edilen ısı girdisi, uygun kaynak çekirdek çapını oluşturarak kaynak birleşme alanını arttırdığından çekme-makaslama dayanımını arttırmaktadır. Böylelikle temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere oranla, deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama taşıma yükü kapasiteleri artacaktır.

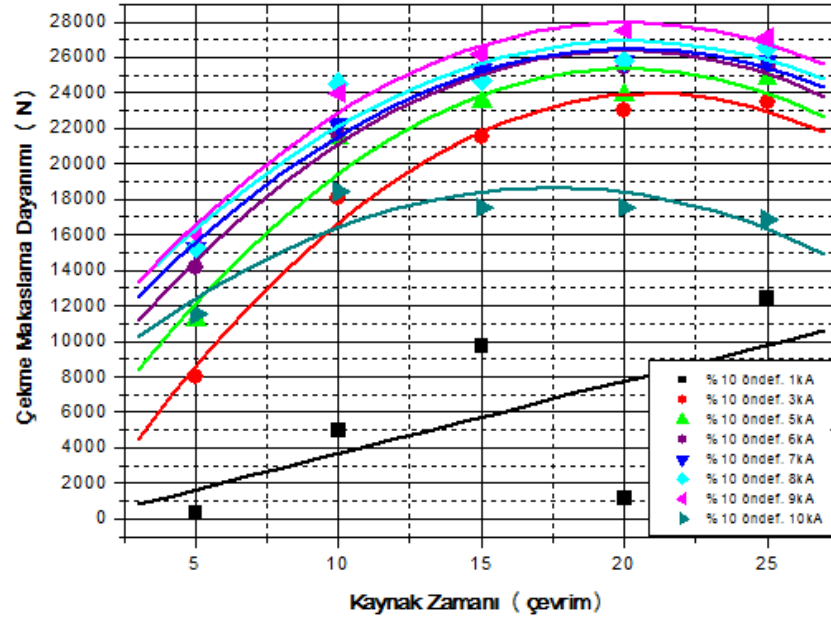
Mukhopadhyay vd., temin edildiği şekliyle ve %5 öndeformasyon (pre-strain) uygulanmış BH (Bake Hardening- Fırın Sertleşmeli) çeliklerinin nokta direnç kaynağı sonrası çekme-makaslama dayanımlarını incelemiştir. Öndeformasyon uygulanan numunelerin çekme-makaslama taşıma yükü kapasitelerinin temin edilmiş şekliyle birleştirilen numunelere göre daha yüksek olduğunu ve bu durumun sebebinin hem deformasyona bağlı dislokasyon yoğunluğunun artışı, hem de kaynak sırasında ITAB/ana malzeme arayüzeyinde Cottrell atmosferinin oluşumunun etkili olduğunu rapor etmiştir [138].

Mukhopadhyay vd. başka bir çalışmalarında, AHSS çelik sınıfı olan IF çeliklerinin öndeformasyon sonrası nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin çekme makaslama

taşıma yükü kapasitelerinin deforme edilmemişlere oranla daha yüksek olduğunu tespit etmişlerdir. IF çeliklerinde deformasyon sırasında sadece dislokasyon yoğunluğunun artışı, BH (bake hardened) çeliklerinde ise hem dislokasyon yoğunluğu hem de Cottrell atmosferi oluşumu ile çift etki nedeniyle, BH çeliklerinde daha yüksek çekme-makaslama dayanımı artışı tespit edilmiştir [139].

5.2.1.2. Kaynak Zamanının Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama dayanımına kaynak zamanının etkisi de incelenmiş ve sonuçlar Şekil 5.9'da gösterilmiştir.



Şekil 5.9. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak zamanının çekme-makaslama dayanımına etkisi.

Şekil 5.9 'dan görüldüğü gibi, deformasyon sonrası birleştirilen deney numunelerinin akım şiddeti sabit kalmak üzere, kaynak zamanı kritik bir değere kadar arttığında çekme-makaslama yükü taşıma kapasiteleri artarken, bu kritik değer üzerinde ise azalma eğilimine girdiği görülmektedir.

Genel olarak tüm birleştirmeler için (1 kA ve 10 kA akım şiddetindeki birleştirmeler hariç) 20 çevrim kaynak zamanında en yüksek çekme-makaslama taşıma yükü

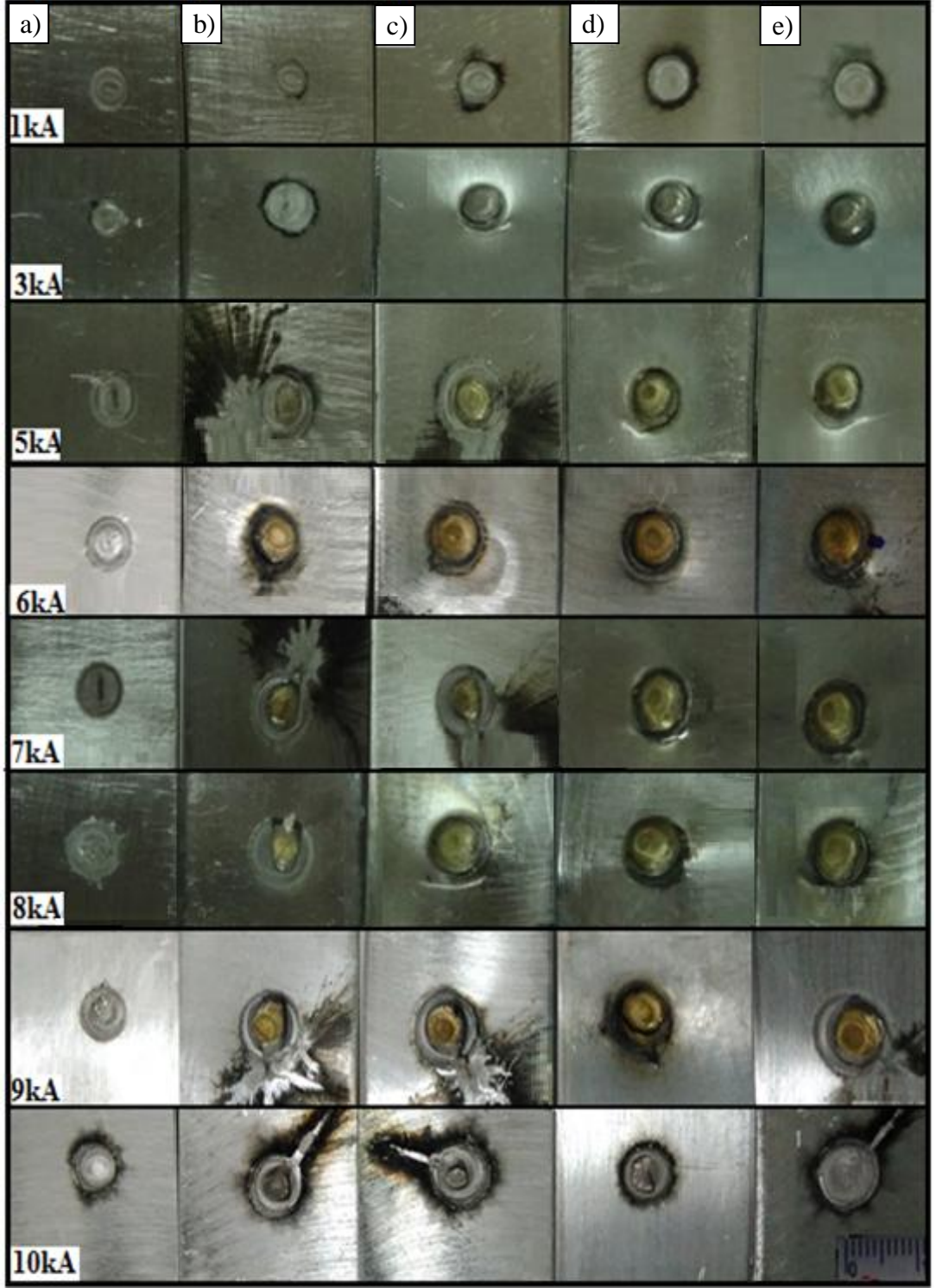
kapasitesine ulaşılmıştır. Bu sınır kaynak zamanı 10 kA akım şiddeti için yaklaşık 17.5 çevrim olarak bulunmuştur. 1 kA akım şiddeti için 25 çevrim kaynak zamanına kadar taşıma yükü düzenli bir artış göstermektedir. Diğer bir ifadeyle çalışmada belirlenen kaynak zamanı parametreleri içerisinde sınır değere henüz ulaşılmadığı görölmektedir. Literatür araştırmalarında kaynak parametrelerinde artan akım şiddeti ve kaynak zamanıyla çekirdek çapının arttığı ve yassılaştığı, bununla birlikte mukavemetin arttığını ancak belirli bir kesit daralmasından ve yassılaşmadan sonra nüfuziyetin azaldığı ve mukavemetin düştüğü bildirilmiştir [103-105].

Optimum taşıma yükü kapasitesine (1 kA ve 10 kA akım şiddeti hariç) düşük akım şiddeti (3-5 kA) parametresinde 25 çevrim kaynak zamanında ulaşılırken, (6-9 kA akım şiddetlerinde) ise 20 çevrim kaynak zamanında ulaşılmaktadır.

Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde, genel olarak istenilen mekanik özelliklerin elde edildiği (6-9 kA) akım şiddeti kaynak parametresi için yaklaşık 5 çevrim daha düşük kaynak zamanlarında ulaşılmıştır. Bunun sorumlusu olarak deformasyon sonrasında malzeme öz direncinin artması ile ticari olarak temin edilen numunelere kıyasla nokta direnç kaynağı sırasında aynı kaynak parametrelerinde deformasyonlu numunelere daha fazla ısı girdisi meydana gelmesidir. Yüksek ısı girdisinin olduğu 10 kA akım şiddeti için yaklaşık 18 çevrim kaynak zamanında ulaşılmasının sebebi ise aşırı ısı girdisinin meydana getirdiği fişkırma ve kesit daralmasıdır.

5.2.1.3. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçiminin İncelenmesi ve Değerlendirilmesi

Deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonrası ayrılma tipleri tüm kaynak parametreleri için Şekil 5.10 'da gösterilmiştir.



Şekil 5.10. Deformasyon sonrası 1 kA-10 kA akım şiddetinde birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri, a) 5 çevrim, b) 10 çevrim, c) 15 çevrim, d) 20 çevrim e) 25 çevrim.

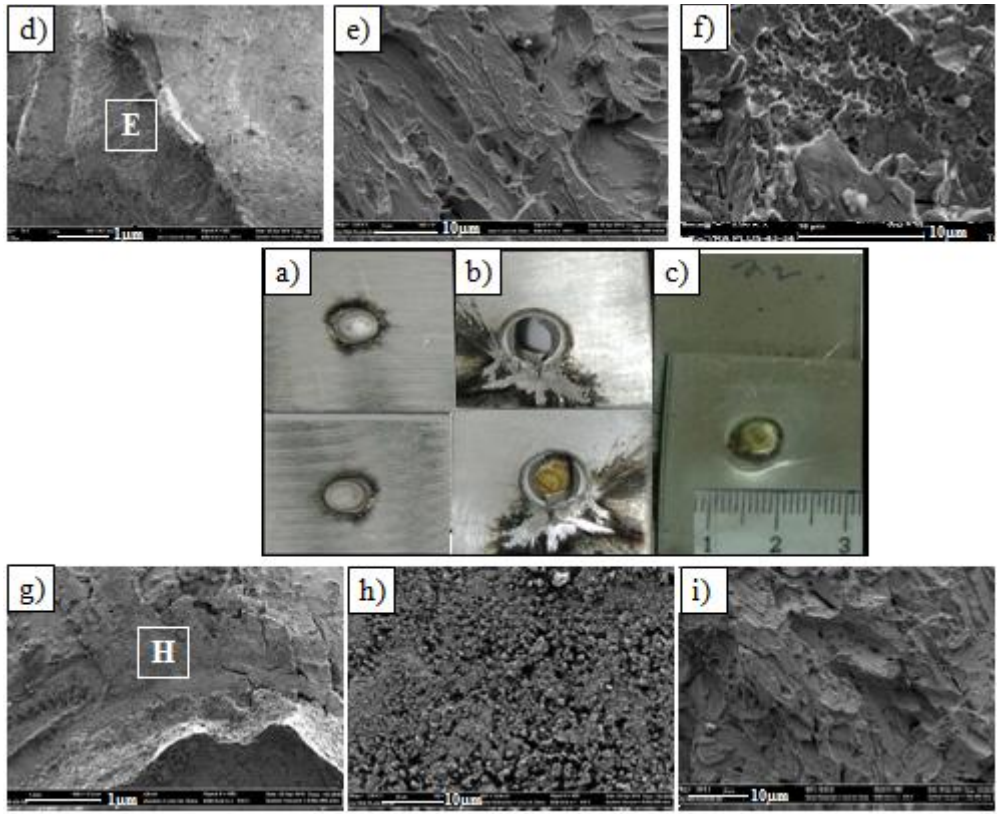
Çizelge 5.2 ve Şekil 5.10'dan görüldüğü gibi deney numunelerinde çekme-makaslama testi sırasında değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak arayüzey, kısmi arayüzey ve düğmelenme şeklinde her üç tip ayrılma biçiminin de gerçekleştiği belirlenmiştir. Düşük ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerde genelde arayüzey ayrılma biçimi meydana gelirken, artan kaynak parametreleriyle sırasıyla kısmi arayüzey yırtılması ve düğmelenme şeklinde ayrılma oluşmaktadır. TRIP çeliğinin kaynak sonrası kaynak çekirdeği ve etrafındaki içyapıda hızlı soğumadan ve kaynak öncesi uygulanan deformasyondan dolayı martenzitik dönüşüm oluşmaktadır. Sert martenzitin oluşumu çatlak oluşumunu kolaylaştırır ve arayüzey tipi ayrılmaları teşvik eder [64,124]. Düşük akım şiddeti ve kaynak zamanı, arayüzey şeklinde ayrılmalara sebep olan önemli kaynak parametrelerindedir. Bu tip ayrılmaları engellemek için kaynak sertliğini düşürmek veya kullanılan malzeme cinsine ve kalınlığına bağlı olarak çekirdek çapını arttırmak gerekmektedir [64]. Çekirdek çapını arttırmak için de, ısı girdisini arttırmak yani kaynak zamanı ve kaynak akım şiddeti gibi kaynak parametrelerini arttırmak gerekir. Aşırı ergime ve fişkırmamanın meydana geldiği yüksek kaynak parametreleriyle (10 kA) birleştirilen numunelerde ise tekrar arayüzey ve kısmi arayüzey yırtılması şeklinde ayrılmalar tespit edilmiştir.

Deformasyon sonrası 3-8 kA akım şiddeti aralığında ve 5 çevrim üzeri kaynak zamanlarında elde edilen numunelerde düğmelenme şeklinde ayrılmalar oluşmuştur. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde ise istenilen düğmelenme şeklinde ayrılmaların 5-9 kA akım şiddeti ve 10 çevrim üzeri kaynak zamanlarında elde edildiği görülmektedir. Öndeforme edilmiş numunelerde daha düşük kaynak parametrelerinde optimum kaynak kalitesi olan düğmelenme şeklinde ayrılmalar sağlanmıştır. Ayrılma biçimleri otomotiv sektöründe kaynak güvenilirliğini sağlayan önemli parametrelerden birisidir. Dolayısı ile numunelere deformasyon uygulanması daha düşük kaynak parametrelerinde optimum kaynak kalitesi sağlayacağından, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere göre daha düşük kaynak parametrelerinde malzeme nokta direnç kaynak kabiliyetini iyileştirmektedir. Nitekim bu durum deformasyona uğramış numunelerde aşırı ergime ve fişkırmaların meydana geldiği kaynak parametreleri olan 9 kA ve 10 kA akım şiddetindeki

birleştirmeler için ayrılma biçimlerini tekrar olumsuz yönde etkileyerek arayüzey ve kısmi arayüzey biçiminde meydana gelmiştir.

5.2.1.4. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Yüzeyi Mikroskop İncelemesi Ve Değerlendirilmesi

Çalışmada test numunelerinin farklı ayrılmanın başladığı kırılma bölgelerinden yüzey görüntüleri alınmış ve Şekil 5.11’de gösterilmiştir.



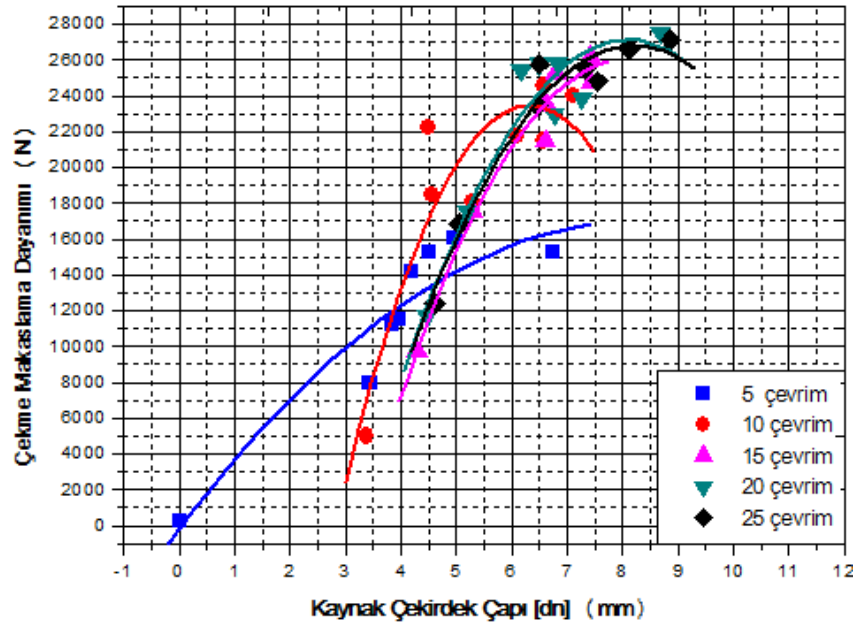
Şekil 5.11. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama deney sonrası ayrılma görüntüleri a,d,e) arayüzey, b,g,h,i) kısmi arayüzey, c,f) düğmelenme.

Şekil 5.11’den görüldüğü gibi birleştirmelerde arayüzey yırtılması şeklindeki kırılmaların başladığı kaynak çekirdeği ve etrafındaki bölge genel olarak gevrek bir yüzey morfolojisi sergilemektedir. Bu duruma kaynak çekirdeğinde meydana gelen gevrek yapıdaki, martenzit fazının sebep olduğu düşünülmektedir (Şekil 5.11 a,d,e). Kısmi arayüzey şeklindeki yırtılmalarda ise kırılmaların ITAB’dan gevrek/yarisünek

bir biçimde ve taneler arasından meydana geldiği görülmektedir. Bu durumun sebebinin kaynak öncesi deformasyona bağlı olarak martenzitik dönüşüm gösteren fazın nokta direnç kaynağı sonrasında ITAB'daki ısı değişimi etkisi ile temperlendiği ve dolayısı ile gevrek/yarı sünek bir form aldığı düşünülmektedir (Şekil 5.11 b,g,h,i). Düğmelenme şeklindeki yırtılmalar ise ana malzeme üzerinden sünek veya yarı sünek-gevrek kırılma biçiminde meydana gelmektedir (Şekil 5.11 c,f).

5.2.1.5. Çekirdek Çapının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Çekirdek geometrisinin önemli bir unsuru olan çekirdek çapının, d_n , deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama dayanımına etkisi belirlenmiştir. Sonuçlar grafiksel olarak Şekil 5.12'de gösterilmiştir.



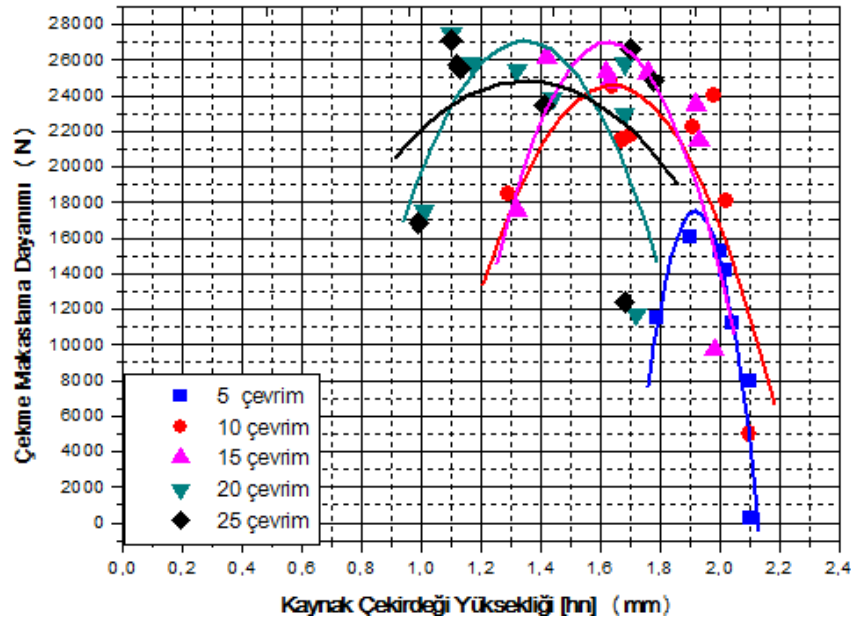
Şekil 5.12. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerinin çekirdek çapı-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.

Şekil 5.12'den görüldüğü gibi kaynak parametreleriyle ilişkili çekirdek çapı, d_n , artışına bağlı olarak birleştirmelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasiteleri artış göstermiştir. Genel olarak; değerlendirildiğinde her bir kaynak parametresi için birleştirme çekirdek çapının $4\sqrt{t}$ ve üzerinde oluşumunu sağlayan ısı girdisini veren kaynak parametreleriyle elde edilen birleştirmelerde istenilen çekme-makaslama

yükü kapasitesine ulaşıldığı belirlenmiştir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde ise istenilen çekme-makaslama dayanımına birleştirme çekirdek çapının $4.5\sqrt{t}$ ve üzerinde oluşumunu sağlayan ısı girdisini veren kaynak parametreleriyle elde edilen birleştirmelerde ulaşılmıştır. Çekirdek çapı sınır değerleriyle ilgili farkın birleştirmenin kaynak öncesi deformasyon sürecindeki yapısal dönüşüme bağlı sertlik artışının etkili olduğu düşünülmektedir. Ancak aşırı ergime, fişırma ve kesit daralmasını oluşturan yüksek kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerde taşıma yükü kapasitelerinde azalma meydana gelmektedir. Kritik bir ısı girdisinden sonra birleştirme çekirdek boyutu artışından daha fazla çekirdek kesit yüksekliğinde daralma meydana gelmesi beklenir. Bu durum çekme-makaslama dayanımını olumsuz etkiler.

5.2.1.6. Kaynak Çekirdek Yüksekliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Kaynak çekirdek yüksekliğinin, nokta direnç kaynağı ile birleştirilen TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına etkisi, Şekil 5.13'de verilen grafiklerden görülmektedir.

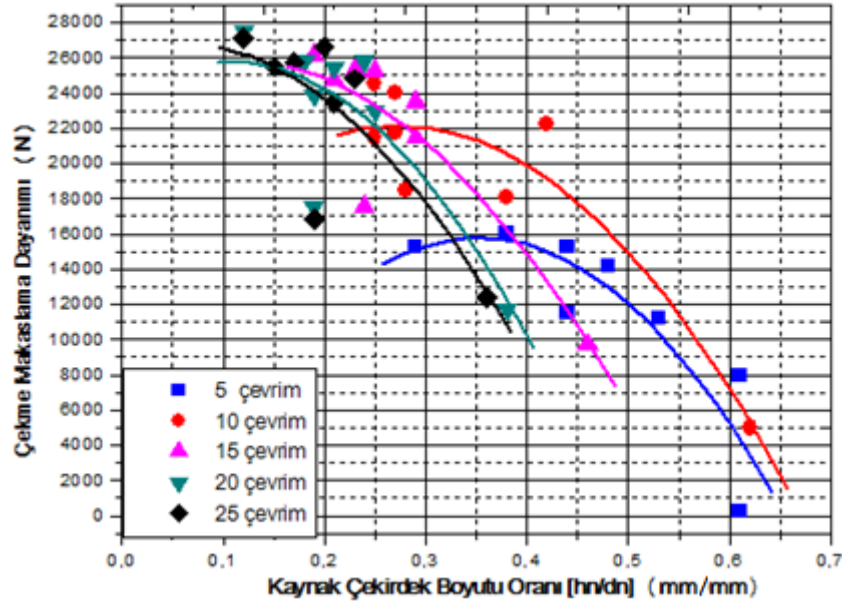


Şekil 5.13. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerinin çekirdek kesit yüksekliği-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.

Şekil 5.13'ten görüldüğü gibi birleştirmelerin kaynak çekirdeği yüksekliği, h_n , (5 çevrim üzeri kaynak zamanlarında) 1.3-1.7 mm aralığına kadar numunelerin taşıma yükü kapasitelerini olumlu etkilerken, 1.7 mm üzeri ve 1.3 mm altındaki kesit kalınlıklarında çekme-makaslama taşıma yükü azalma eğilimi göstermektedir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde istenilen mekanik özelliklerin elde edildiği çekirdek kesit yüksekliği sınır aralığı 1.25-1.5 mm ile kıyaslandığında deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin daha fazla elektrot batma derinliğini tolere edebileceği anlamına da gelmektedir.

5.2.1.7. Kaynak Çekirdek Boyutu Oranının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Kaynak çekirdek geometrisinin diğer önemli üyesi olan çekirdek boyut oranının, h_n/d_n , deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesine etkisi grafiksel olarak Şekil 5.14'de gösterilmiştir.



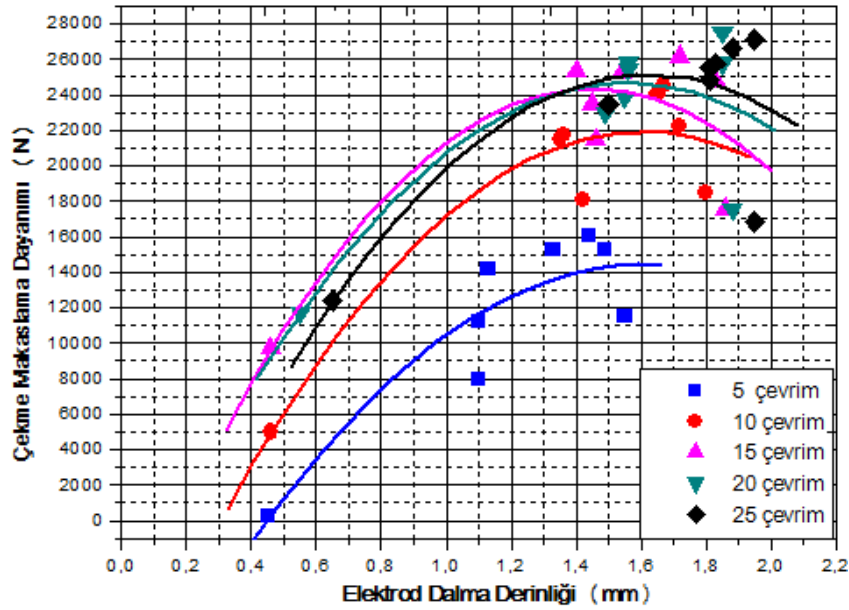
Şekil 5.14. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekirdek boyut oranı-çekme makaslama dayanımı ilişkisi.

Şekil 5.14'ten görüldüğü gibi birleştirmelerin çekirdek boyut oranı arttıkça çekme makaslama yükü taşıma kapasiteleri azalmaktadır. Maksimum çekme-makaslama

yükü ağırlıklı olarak 0.20 kaynak çekirdek boyutu oranında elde edilmiştir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekirdek boyut oranının çekme-makaslama yükü ilişkisiyle mukayese edildiğinde deformasyondan sonra birleştirilen numunenin ağırlıklı çekirdek boyut oranının 0.15-0.3 aralığında maksimum çekme-makaslama dayanım değeri verdiği tespit edilmiştir. Bu durum birleştirme öncesi uygulanan soğuk deformasyon ile alakalıdır. Göze çarpan en önemli hususlardan biriside; düşük kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin çekirdek boyut oranı arttıkça çekme makaslama yükü taşıma kapasitesi azalmaktadır.

5.2.1.8. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Elektrot dalma derinliğinin, deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesine etkisi grafiksel olarak Şekil 5.15’de gösterilmiştir.



Şekil 5.15. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinliği-çekme makaslama dayanımı değişimi.

Şekil 5.15'te birleştirmelerin elektrot dalma derinliği 1.3-1.6 mm aralığına kadar arttıkça numunelerin çekme makaslama yükü kapasitelerinin de arttığı tespit

edilmiştir. 1.6 mm üzerinde elektrot dalma derinliğine sahip birleştirmelerde taşıma yükü kapasitelerinde azalma eğilimi göstermektedir. Elektrot dalma derinliğinin 1.3 mm altında olması numunelerin düşük ısı girdisi ile birleştirildiğine, 1.6 mm üzerinde ise yüksek kaynak parametreleriyle birleştirildiğine işaret etmektedir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde kabul edilebilir çekme-makaslama dayanımı veren elektrot dalma derinliği aralığının 1.1-1.2'den 1.3-1.6 aralığına kaydığı görülmektedir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde istenilen mekanik özelliklerin elde edildiği elektrot dalma derinliği sınır aralığı ile kıyaslandığında deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin daha fazla elektrot dalma derinliğini tolere edebileceği anlamına gelmektedir.

Öndeformasyonun malzeme direncini (R) arttırması dolayısı ile ısı girdisini ($Q=RI^2t$) arttırması, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere göre aynı kaynak parametrelerinde deformasyonlu numuneler için nokta direnç kaynağı sırasında elektrot baskı kuvveti altında elektrotla-sac arasındaki sıcaklığı arttıracığından daha fazla plastik deformasyon oluşumuna sebep olacaktır. Bu nedenle deformasyonlu numunelerde elektrot dalma derinliği daha fazladır. Elektrot dalma derinliğinin artması, içi su soğutmalı bakır elektrot yüzeyinin kaynak çekirdeği ile daha fazla temas etmesini sağladığından, öndeforme edilmiş numunelerde soğuma hızı daha fazladır. Bu da kaynak çekirdeği ve ITAB mikroyapısının daha ince taneli olmasına ve daha yüksek sertlikte olmasına neden olur. Mikroyapıdaki tane incilmesi kaynak dayanımının daha yüksek olmasına sebep olur ve dolayısı ile birleştirmelerin çekme-makaslama taşıma yükü kapasitelerini arttırır. Benzer sonuçlar otomotiv endüstrisinde kullanılan deforme edilmiş düşük karbonlu çeliklerin nokta direnç kaynağı incelemelerinde de elde edilmiştir [140].

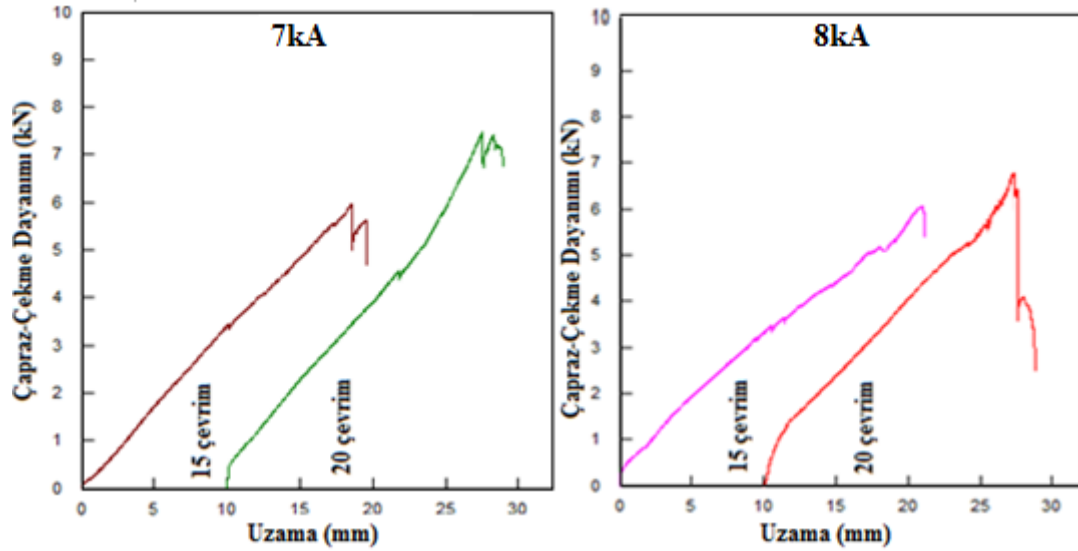
5.2.2. Çapraz-Çekme Test Sonuçları

Deforme edildikten sonra birleştirilen deney numunelerinin çapraz-çekme dayanımı da belirlenmiştir. Çekme-makaslama testi sonrası optimum mekanik özelliklerin elde edildiği 7 kA ve 8 kA akım şiddeti, 15 ve 20 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilen numunelere çapraz çekme testi uygulanmıştır. Test sonucu Çizelge 5.3'te

verilmiş, ortalama çapraz-çekme ile uzama eğrisi 7 kA ve 8 kA akım şiddeti için Şekil 5.16'da gösterilmiştir.

Çizelge 5.3. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak Akım şiddeti (kA)	Çapraz-çekme dayanımı (kN)
6	15	7	6,1
	20		7,5
	15	8	6,1
	20		6,8



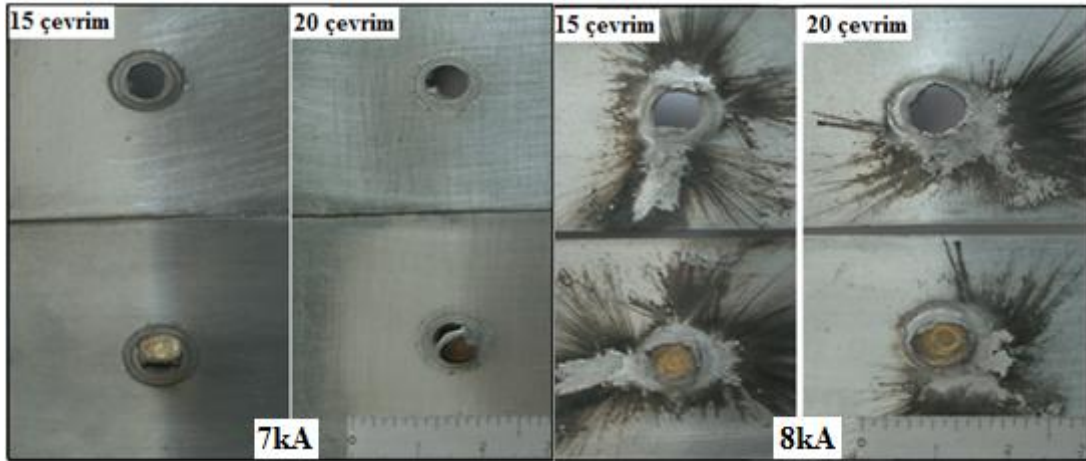
Şekil 5.16. Deformasyon sonrası 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilen numunelerin çapraz-çekme deneyi sonucu.

Çizelge 5.3 ve Şekil 5.16'dan görüldüğü üzere birleştirmelerin çapraz-çekme dayanımı kaynak parametrelerinden; akım şiddeti ve kaynak zamanı artışına bağlı olarak artış göstermektedir. En yüksek çapraz-çekme dayanımı 7 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunelerden, 7.5 kN olarak elde edilmiştir. Çapraz-çekme dayanımının artan akım şiddeti ve kaynak zamanıyla artışında; ısı girdisine bağlı çekirdek boyutu artışının ilişkili olduğu düşünülmektedir. Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde en yüksek çapraz-çekme dayanımı 8 kA akım şiddeti 20 çevrim kaynak zamanında 8.5 kN olarak elde edilirken,

deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerde en yüksek dayanım 8 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında 7.5 kN olarak elde edilmiştir. Deformasyon sonrası birleştirilen numunede maksimum dayanımın daha düşük ısı girdisi veren kaynak parametreleriyle elde edilmesi; kafes yapısı deformasyondan dolayı çarpılan ve içyapısı martenzitik dönüşüme uğrayan çeliğin elektrik akımına karşı göstereceği zorluk sebebiyle daha düşük kaynak parametreleriyle bile istenilen özelliklerin sağlanabileceğine işaret etmektedir.

5.2.2.1. Çapraz-Çekme Test Numunelerinin Kırılma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

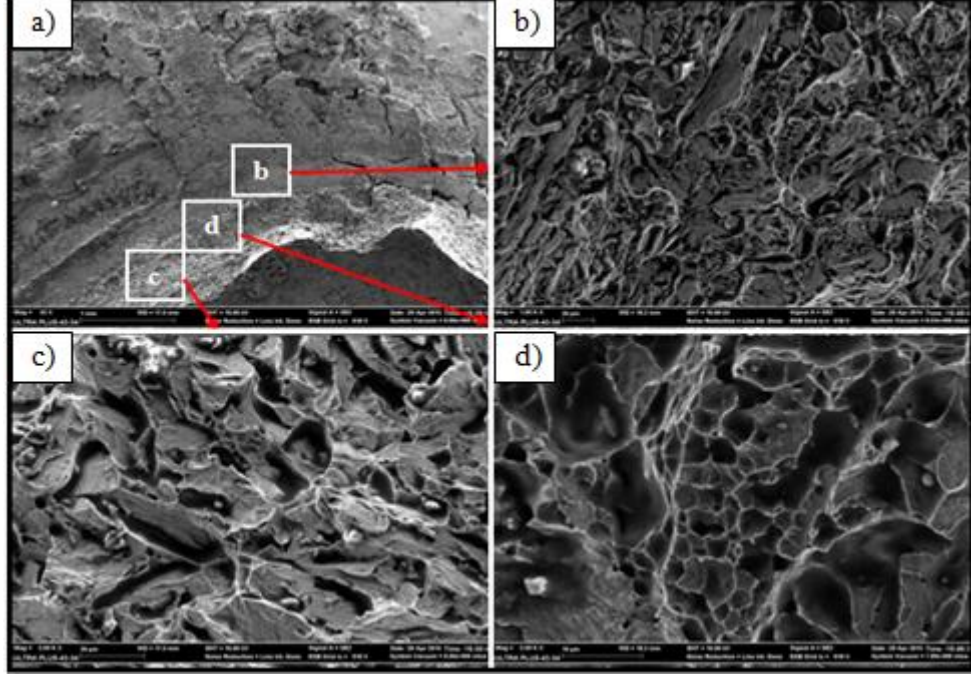
Deformasyon sonrası birleştirilen numunelere uygulanan çapraz-çekme testi sonucu oluşan ayrılma biçimleri Şekil 5.17 'de gösterilmiştir.



Şekil 5.17. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numune çapraz-çekme testi ayrılma biçimi.

Şekil 5.17'den görüldüğü gibi, deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerde test sonrasında ayrılmalar düğmelenme şeklinde çekirdek etrafından, yani ITAB'dan meydana gelmiştir. Daha önce de belirtildiği gibi düğmelenme şeklinde ayrılma birleştirmenin statik bir kuvvet etkisinde ayrılmaya zorlandığında yeterli direnci göstereceğine işaret etmektedir. Böylece yeterli çekme-makaslama deneyi sonucu tespit edilen optimum kaynak parametrelerinin doğruluğunu, çapraz-çekme testi sonucu teyit etmektedir. Çalışmada ayrıca çapraz-

çekme test numunelerinin kırılma bölgeleri SEM ile incelenmiş ve kırılma yüzey görüntüleri detaylarıyla Şekil 5.18’de gösterilmiştir.

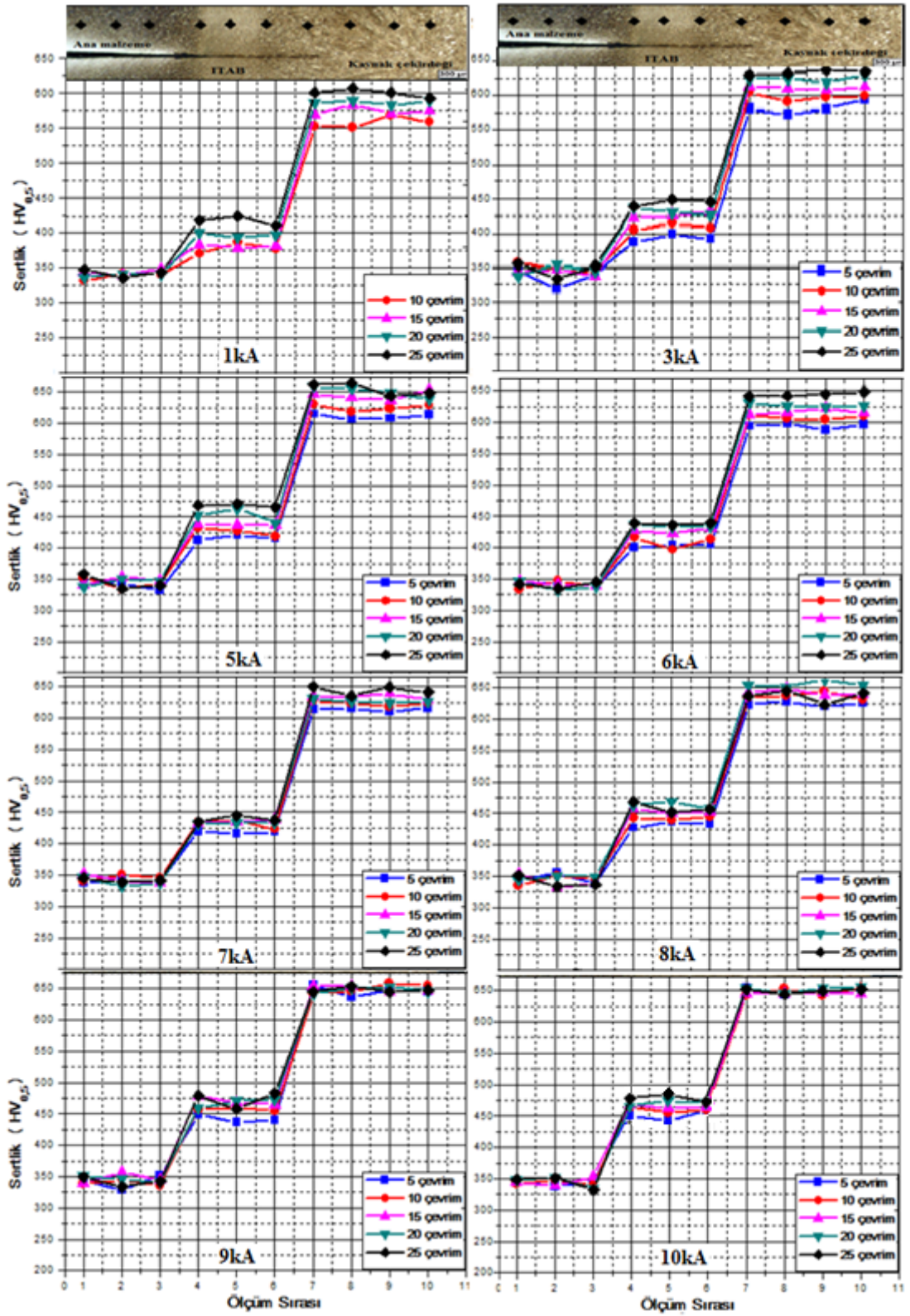


Şekil 5.18. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çapraz-çekme testi sonrası a) kırılma yüzeyi, b) kaynak birleşme arayüzeyi, c,d) ITAB.

Şekil 5.18’den görüldüğü gibi çapraz çekme testi sonucunda ayrılma yarı sünek yarı gevrek kırılma formunda olduğu görülmektedir (Şekil 5.18 c ve d). Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin kaynak arayüzeyinden dışarı doğru taşan fişkırmının çatlak oluşumu başlangıcında etkili olduğu görülmektedir (Şekil 5.18 a ve b). Ayrıca deformasyon ve kaynak termal çevriminin etkisiyle yapısal dönüşüme uğrayan çeliğin çekirdek ve ITAB bölgesinde oluşan sert fazlarda çatlak başlangıcı için önemli yer teşkil eder.

5.2.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Deformasyon sonrası farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen TRIP800 çeliklerinin çekirdek enine kesitinden alınan sertlik ölçüm sonuçları grafiksel olarak Şekil 5.19 ’da gösterilmiştir.



Şekil 5.19. Deformasyon sonrası 1 kA-10 kA akım şiddetinde, farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerinin sertlik dağılımı.

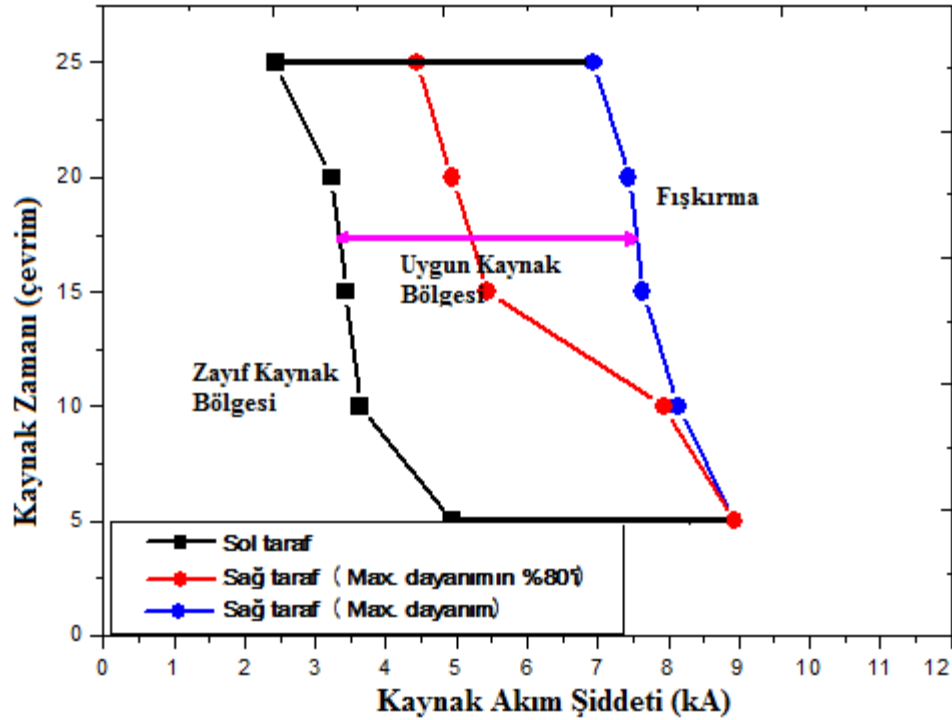
Şekil 5.19'dan görüldüğü gibi deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin sertlik ölçüm sonuçları, ana malzemenin sertliği, deformasyon sürecindeki çalışma sertleşmesi ve kalıntı östenitin martenzite dönüşümünden dolayı yaklaşık 100 HV arttığı tespit edilmiştir. Birleştirmelerin sertliği ana malzemedan ITAB ve kaynak çekirdeğine doğru gidildikçe artış göstermektedir. Kaynak çekirdeğinde kaynak sonrası yüksek soğuma hızının etkisiyle martenzitik dönüşüm meydana gelmesinden dolayı en fazla sertlik bu bölgede ölçülmüş ve genel olarak 600-650 HV civarında tespit edilmiştir.

Çalışmada kullanılan TRIP800 çeliklerinin kaynak öncesi deformasyona bağlı olarak malzeme dislokasyon yoğunluğunun artması ve ayrıca bünyesinde bulunan kalıntı östenitin martenzitik faza dönüşümü ile daha sert bir yapıya sahip olması malzemenin elektrik akımına karşı direncini arttırdığı düşünülmektedir. Dolayısı ile nokta direnç kaynağı sırasında ısı girdisini temsil eden $Q = I^2 R t$ formülündeki, R, direncini arttıracaktır. Elektrot baskı kuvveti altında daha yüksek bir ısı girdisine maruz kalan ve daha fazla plastik deformasyona uğrayarak ardından nokta direnç kaynağının doğası gereği yüksek bir hızla soğuyan malzemenin kaynak çekirdeğinde martenzit hacim miktarının artmasına ve bu bölgede daha ince taneli yapı oluşumuna neden olarak belirtilen bölgelerin sertliğini arttırdığı düşünülmektedir.

Birleştirmenin ITAB sertliği ise yaklaşık olarak 400-480 HV olarak tespit edilmiştir. Sonuçlar değerlendirildiğinde deformasyon sonrası nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelerin ITAB sertliği, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin sertliğinden daha düşük tespit edilmiştir. Bu durum öndeformasyon sırasında TRIP çeliğinin yapısında bulunan mevcut kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi sonucu uygulanan kaynak işleminin ısı etkisiyle temperlenmesi ITAB'da sertliğin düşmesine neden olmaktadır. Ayrıca kaynak öncesi uygulanan öndeformasyon nedeniyle yeniden kristalleşme sıcaklığının düşüşüne bağlı kaynak sonrası ITAB'da tane kabalaşmasına neden olarak sertliği düşürdüğü düşünülmektedir.

5.3. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN KAYNAK KABİLİYETİ DİYAGRAMI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Deneysel çalışmalar sonrası elde edilen veriler yardımıyla deformasyon sonrası farklı kaynak parametreleri kullanarak nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş TRIP800 çelik sacların kaynak kabiliyeti diyagramı (weld-lobe) oluşturulmuştur. Daha önce de ifade edildiği gibi, diyagramın sağ tarafı maksimum çekme-makaslama taşıma yükünün %100'ü ve %80'i hesaplanarak yerleştirilmiş, sol tarafı ise elektrot dalma derinliğinin malzeme kalınlığının %30'unu geçmeyecek şekilde hesaplanarak çizilmiştir (Şekil 5.20).



Şekil 5.20. Deformasyon sonrası birleştirilen TRIP800 çelik sac kaynak kabiliyeti diyagramı.

Şekil 5.20'den görüldüğü gibi uygun kaynak bölgesi diyagramı birleştirmelerin çekme-makaslama yükü taşıma kapasitelerinin %100 ve kullanım sırasındaki emniyet göz önüne alınarak %80'i oranına göre hesaplanarak belirlenmiştir. Bu durumda deforme edildikten sonra birleştirilen numuneler için maksimum dayanım istenildiğinde oluşturulan diyagramın sağ limit içerisindeki kaynak zamanı ve akım şiddeti değerleri seçilmesi önerilir. Otomotiv sanayisinde kullanılan bu çelik

saclardan istenilen bir diğerk özellik ise; kaynak sonrası düzgün boyama işlemini uygulanabilmesi için elektrot dalma derinliğinin sac kesit kalınlığının %30'unu geçmeyecek şekilde ayarlanması istenir. Bu gibi çok iyi yüzey düzgünlüğünün istenildiği, mukavemetin daha az önem arz ettiği durumlarda ise diyagramın sol limit sınırları içerisindeki kaynak zamanı ve akım şiddeti değerlerinin seçilmesi daha doğru olacaktır. Uygun kaynak edilebilir bölgenin sol tarafı kaynak çekirdeğinin oluşumu ve dayanım için yetersiz ve zayıf birleştirmelere neden olurken, sağ tarafında kalan bölgede ise aşırı ergime ve fişkırtma meydana gelmektedir.

Kaynak kabiliyeti diyagramından görüldüğü gibi uygun kaynak edilebilirlik için yüksek akım şiddetlerinde (7-8 kA), düşük kaynak zamanları (10-15 çevrim) gerekirken, düşük akım şiddetlerinde ise (4-6 kA), yüksek kaynak zamanları seçilmesi (20-25 çevrim) gerekmektedir.

Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin kaynak kabiliyeti diyagramıyla mukayese edildiğinde uygun kaynak edilebilirlik için yüksek akım şiddetlerinde (7-9 kA) düşük kaynak zamanları (10-15 çevrim) gerekirken, düşük akım şiddetlerinde ise (3-6 kA), yüksek kaynak zamanları seçilmesi (20-25 çevrim) gerekmektedir.

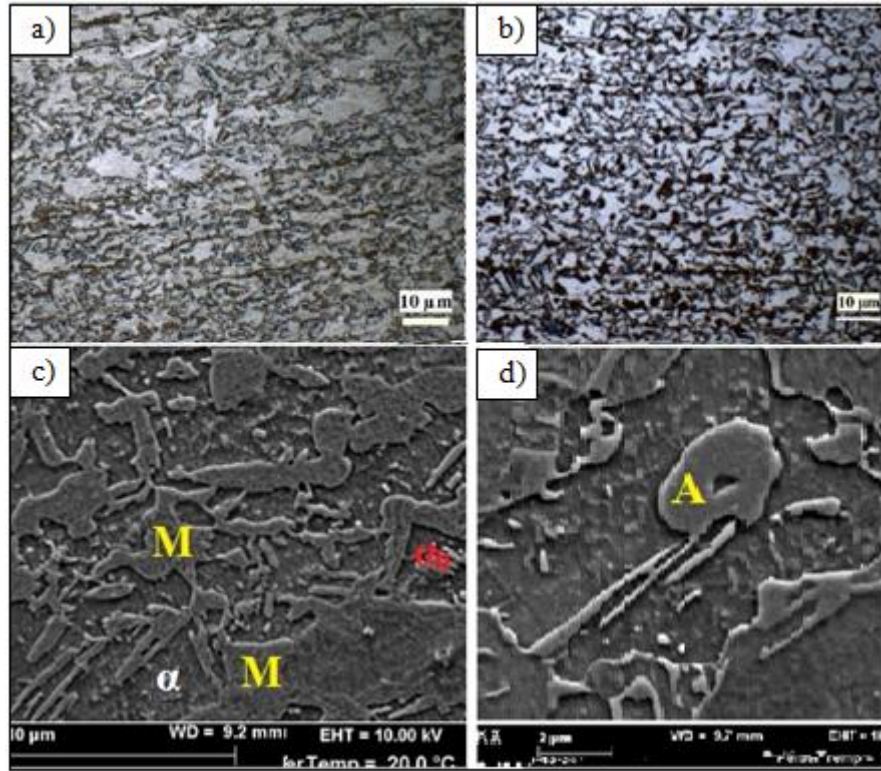
Genel olarak göze batan husus, deformasyon sonrası birleştirilen numunenin kabul edilebilir bağlantı özellikleri veren kaynak parametrelerinin, temin edildiği şekliyle birleştirilen numune için belirlenen kaynak parametrelerinden daha düşük seçilerek elde edilebilmesidir. Bunda deforme edilen malzeme yapısının elektrik akımına göstereceği direnç etkisiyle aynı ısı girdisine daha düşük kaynak parametreleriyle ulaşılabilme imkânının yattığı düşünülmektedir. Daha düşük kaynak parametreleriyle, diğerk bir ifadeyle düşük ısı girdisiyle kaynak yapılması iş parçası üzerinde daha az distorsiyona neden olur bu da ayrı bir avantaj olarak değerlendirilebilir.

5.4. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN NUMUNELERİN MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Uygulama alanındaki şartları simule edebilmek amacıyla birleştirme öncesi %10 oranında boyuna doğrultuda soğuk deforme edilen TRIP800 çelik sac malzeme ve kaynaklı birleştirmelerinin mikroyapısı da incelenmiş ve değerlendirilmiştir.

5.4.1. Deformasyon sonrası TRIP800 Ana Malzeme Mikroyapısı

Deformasyon sonrası TRIP800 çeliğin SEM ve optik mikroskop mikroyapısı Şekil 5.21'de gösterilmiştir.

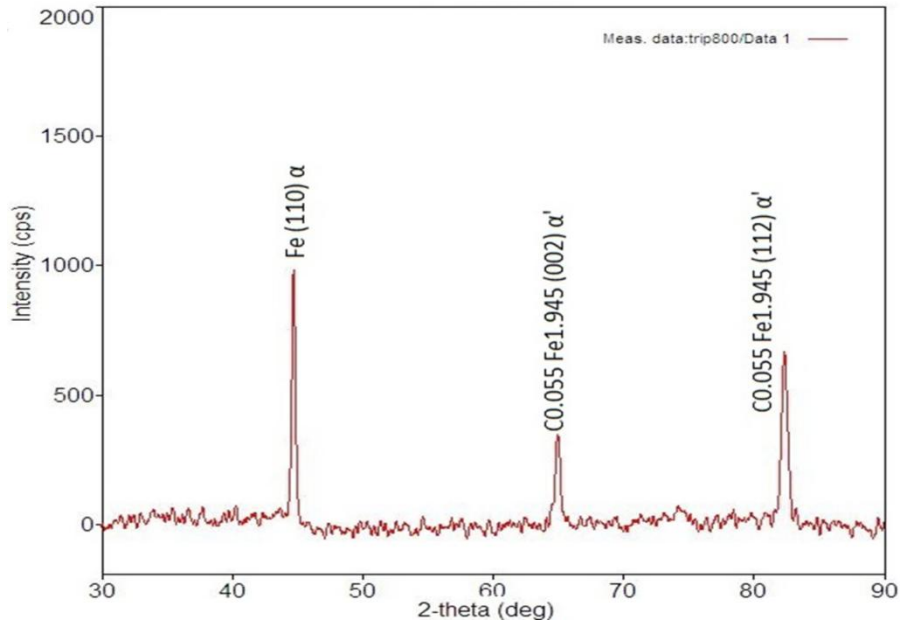


Şekil 5.21. Deformasyon sonrası TRIP800 çeliğin mikroyapısı, a) %2'lik nital, b) Le pera yöntemi ile dağlanmış mikroyapı, c,d) SEM görüntüsü.

Şekil 5.21 a'da soğuk deforme edilmiş TRIP800 çeliğin deformasyon doğrultusunda kesitinden, Şekil 5.21 b'de deformasyona dik doğrultudaki kesitinden alınan mikroyapısı görülmektedir. Şekil 5.21 c'de ise ferrit (α) matris içerisinde, beynit ve martenzit fazları açıkça görülmektedir. Şekil 5.21 d'de ise yüksek büyütme ile

görüntülenen kalıntı östenit tespit edilmiştir. Soğuk deformasyon işlemi içyapıda bulunan kalıntı östenitin bir kısmının martenzite dönüşmesine yardım ederek miktarının azalmasına neden olmuştur.

Deforme edilen ana malzeme yapısını oluşturan fazların tespiti için XRD analizi yapılmış ve sonuçlar Şekil 5.22’de gösterilmiştir.



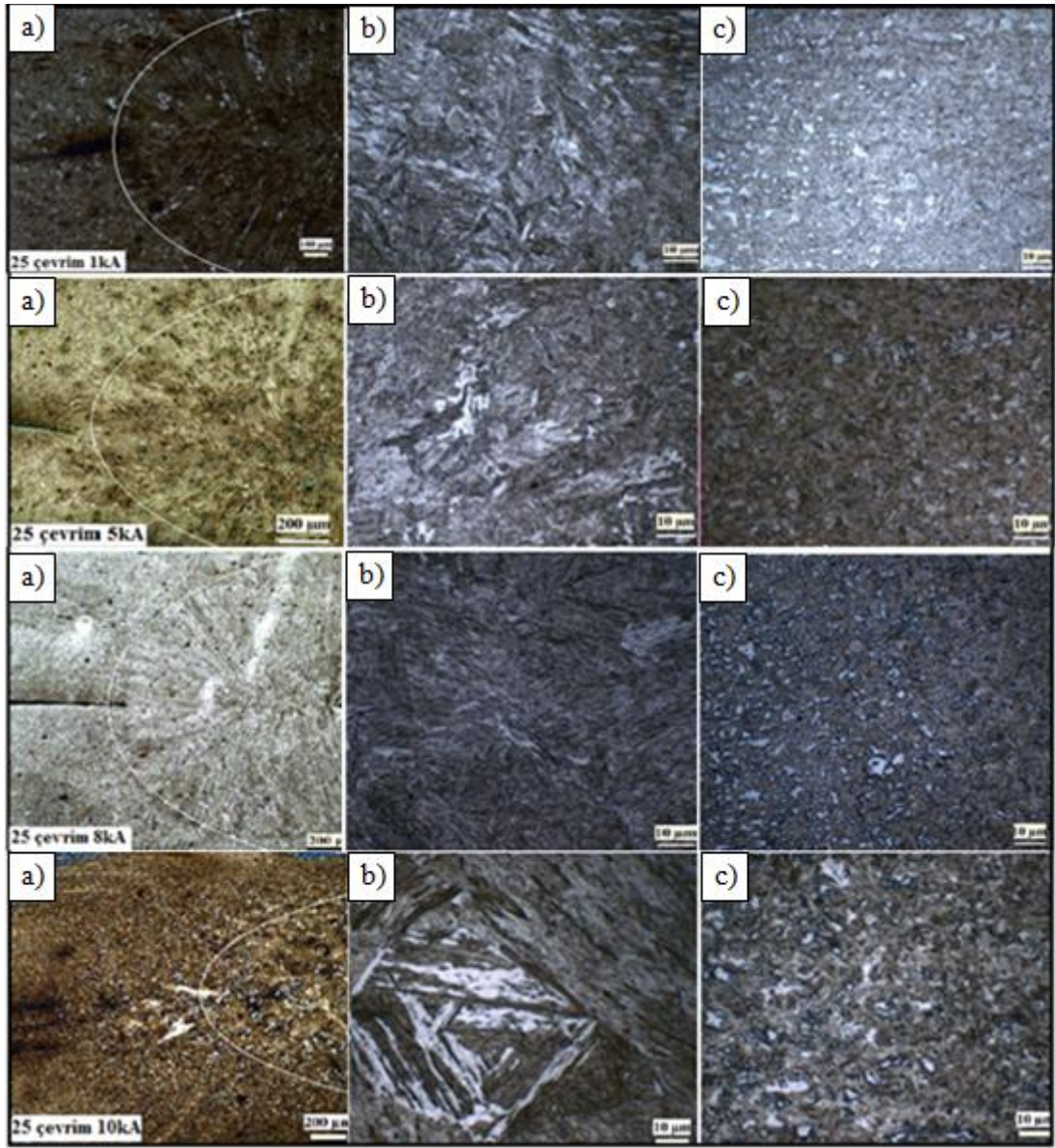
Şekil 5.22. TRIP800 ana malzeme XRD paterni.

Şekil 5.22’den görüldüğü gibi gerçekleştirilen XRD karakterizasyon incelemelerinde ana malzemede ferrit (α) ve martenzit (α') fazlarının varlığı tespit edilmiştir. Yapıdaki östenit tane boyutunun, östenitin kararlılığı üzerinde etkisi literatürde sıkça vurgulanmaktadır [141-144]. Tane boyutu kısmen karbon içeriğine bağlıdır ve küçük taneler genellikle daha fazla karbon içerirler. Beynitik ferrit arasındaki ince östenit taneleri nispeten yüksek karbon miktarına sahiptir ve bu nedenle oldukça kararlıdır. Bu taneler gerinim etkisi altında martenzite dönüşmeyecek kadar kararlıdır ve TRIP etkisi oluşturmazlar [144,145]. Bu durumda gerinim sonrası birçok östenit tanesi dönüşmeden kalırken, iki veya daha fazla ferrit tanesi ile çevrili olan östenitin genellikle martenzit fazına dönüşmesi beklenir. Östenitin kararlılığında östenit tanelerinin yanındaki beynitik ferritin konumu da önemli bir rol oynamaktadır. Beynit dönüşürken hemen yanındaki östenit tanelerinin karbon

içeriğini zenginleştireceğinden östenit taneleri yüksek kararlılığa sahip olacaktır [146].

5.4.2. Birleştirmelerin Optik Mikroskop Mikroyapı İncelemeleri ve Değerlendirilmesi

Deformasyon sonrası düşük, orta, optimum ve yüksek kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin mikroyapı görüntüleri Şekil 5.23’de gösterilmiştir.



Şekil 5.23. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numune mikroyapısı, a) kaynak bölgesi, b) kaynak çekirdeği, c) ITAB.

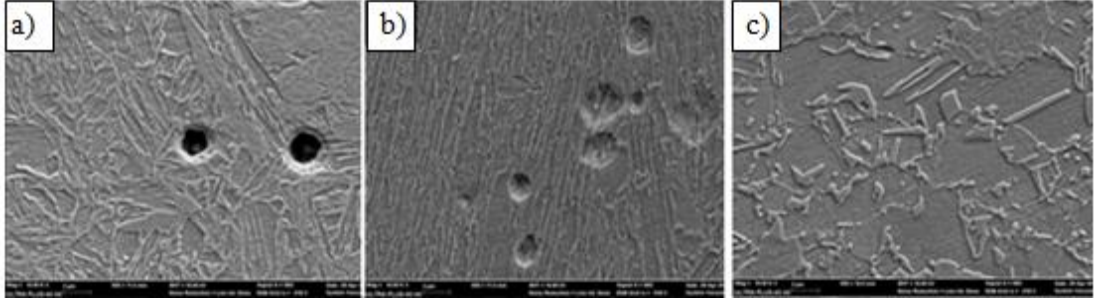
Şekil 5.23'ten görüldüğü gibi farklı kaynak parametreleriyle deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin mikroyapı incelemelerinde kaynak çekirdeğinde termal çevrimin etkisiyle martenzitik dönüşüm gerçekleştiği görülmektedir. 1 kA akım şiddetiyle elde edilen birleştirmelerde düşük ısı girdisine bağlı olarak yeterli kaynak çekirdeği oluşumu gerçekleşmemiş ve 1 kA kaynak akım şiddeti ve 5 çevrim kaynak zamanında numunelerde birleşme meydana gelmemiştir. 10 kA akım şiddetinde farklı kaynak zamanlarında çok yüksek ısı girdisiyle elde edilen birleştirmelerde ergime ve fişkırtma meydana gelmiştir.

Birleştirme kaynak parametrelerinden kaynak zamanı ve akım şiddeti artışına bağlı olarak kaynak bölgesindeki martenzit hacim oranında artış meydana gelmiştir. Birleştirme ITAB mikroyapısı ağırlıklı olarak temper martenzit, bunun yanı sıra beynit, ferrit ve az miktarda kalıntı östenitten meydana gelmektedir. Artan akım şiddeti ve kaynak zamanı parametrelerine bağlı olarak ITAB genişleme göstermiştir.

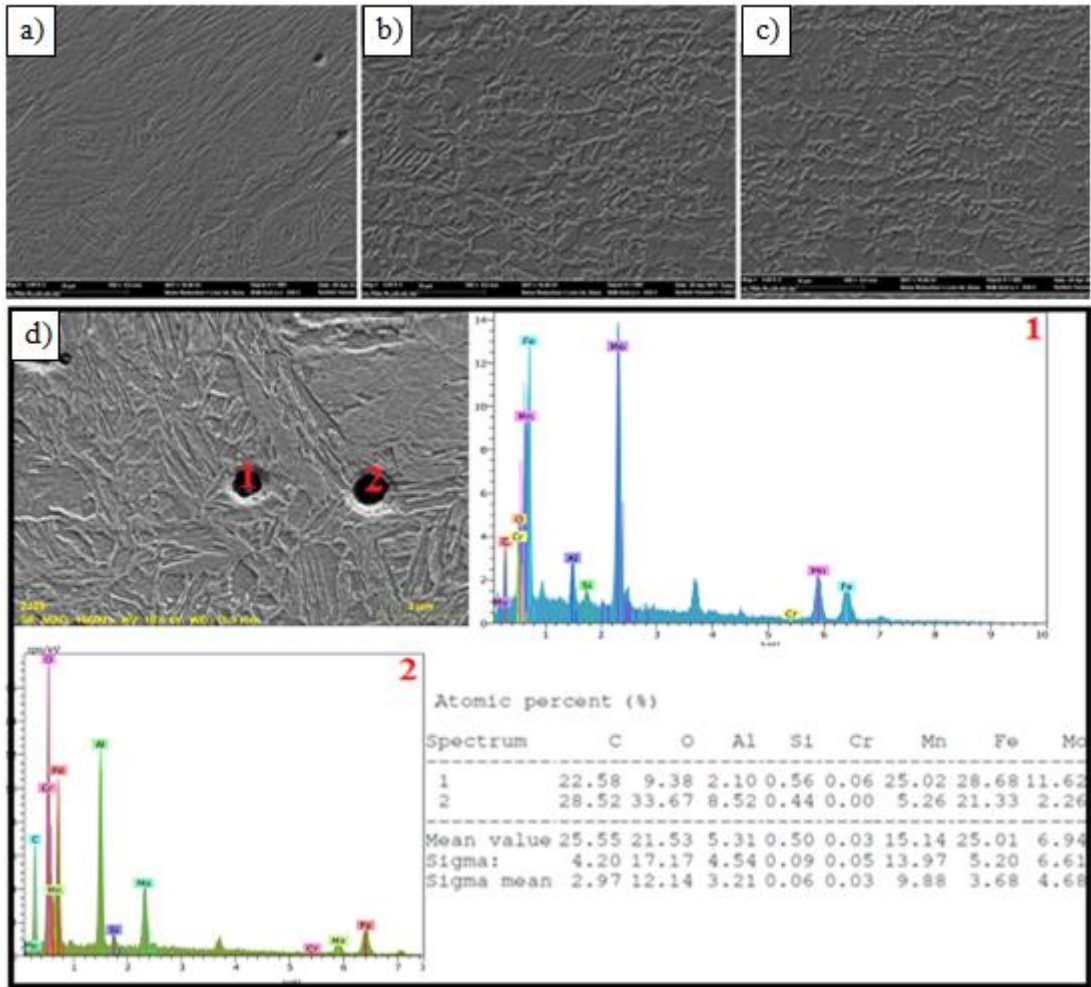
Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerde, ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere benzer şekilde düzensiz olarak dağılmış inklüzyonlara rastlanılmaktadır. Bu inklüzyonların kaynağı çeliğin yüzeyindeki tam olarak temizlenemeyen galvaniz kaplama kalıntıları olduğu düşünülmektedir. Ayrıca çelik bileşimindeki alüminyum ve silisyum oksijene karşı afinitesi yüksek olan elementlerdir. Bu sebeple ortamdaki oksijenle reaksiyona girerek oksit inklüzyonlarına sebep olabilir. Inklüzyon boyutu tüm kaynak parametreleri için belirgin bir farklılık göstermemekte ve irili ufaklı olarak değişmektedir.

5.4.2.1. Birleştirmelerin SEM İncelemesi, EDS Analizi Ve Değerlendirilmesi

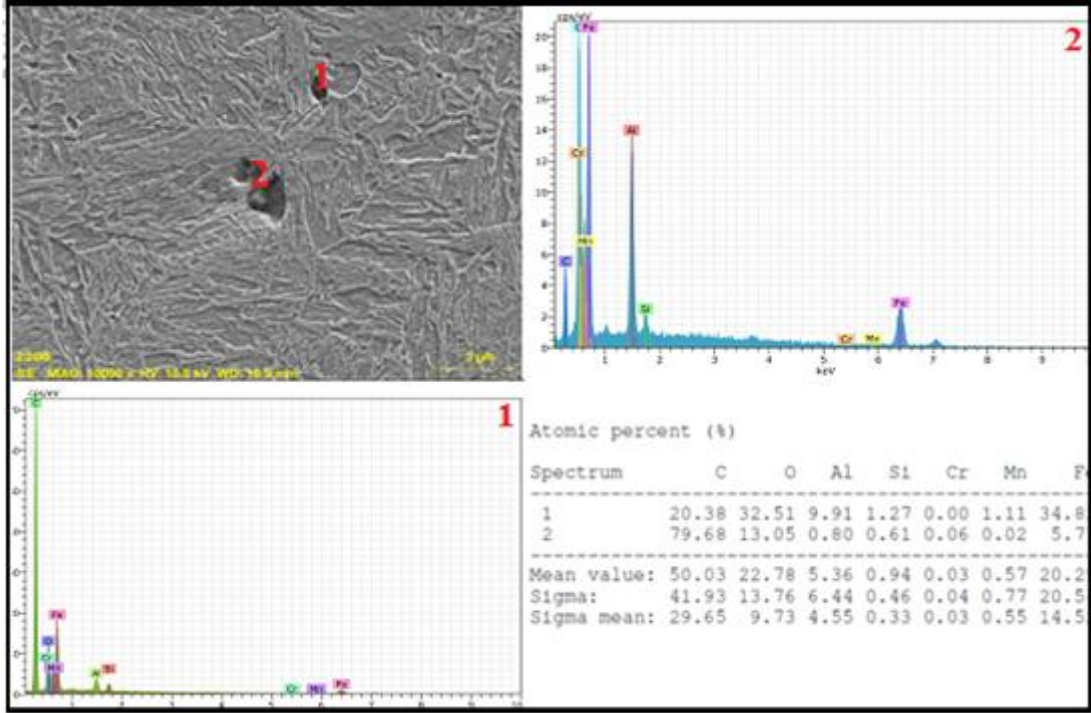
Deforme edildikten sonra farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları Şekil 5.24-5.27 arasında gösterilmiştir.



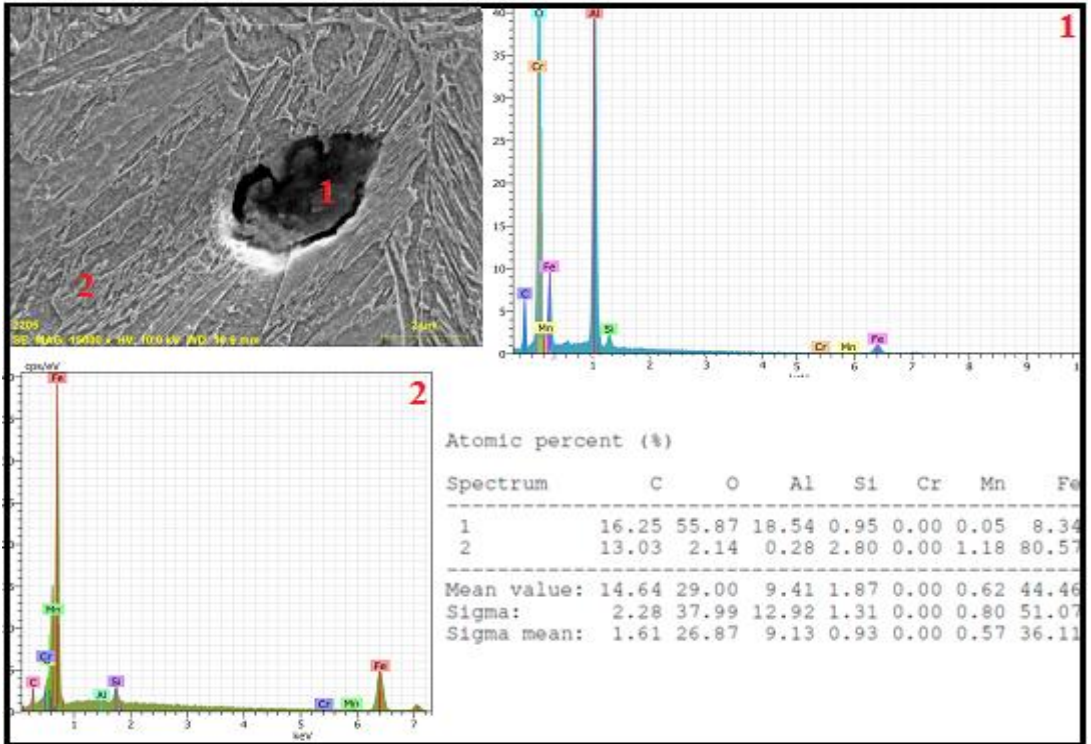
Şekil 5.24. Deformasyon sonrası 3 kA akım şiddetinde, 5 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune mikroyapısı, a) kaynak çekirdeği, b) ITAB, c) ana malzeme.



Şekil 5.25. Deformasyon sonrası 5 kA akım şiddetinde, 15 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune mikroyapısı, a) kaynak çekirdeği, b) ITAB, c) ana malzeme, d) kaynak çekirdeği EDS analizi.



Şekil 5.26. Deformasyon sonrası 8 kA akım şiddetinde, 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune, kaynak çekirdeğindeki inklüzyon SEM görüntüsü (1 ve 2 nolu EDS analizleri).



Şekil 5.27. Deformasyon sonrası 9 kA akım şiddetinde 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune EDS analizleri.

Şekil 5.24-5.27'den görüldüğü gibi deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin kaynak çekirdeğinin tamamen martenzit fazından oluştuğu tespit edilmiştir. ITAB ve kaynak çekirdeğinde farklı oran ve dağılımlarda inklüzyonlar tespit edilmiştir. Bu inklüzyonların ağırlıklı olarak Al oksit olduğu tespit edilmiştir. Alüminyumun oksijene karşı afinitesinin silisyumdan daha yüksek olmasından dolayı, çoğu inklüzyonun küresel şekilli alüminyum oksitten oluşması muhtemeldir. Benzer oksit oluşumlarına temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde de rastlanmıştır.

BÖLÜM 6

GALVANİZ KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN DENEYSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde ticari olarak temin edildiği şekli ile geniş aralıktaki kaynak parametrelerinde (farklı kaynak zamanları ve farklı kaynak akım şiddetleri) birleştirilen numunelerin deneylerinden elde edilerek oluşturulan uygun kaynaklanabilme aralığını veren kaynak kabiliyeti diyagramından yararlanılmıştır.

Galvaniz kaplamalı TRIP800 çelik saclar optimum parametreler olan 6 kA, 7 kA ve 8 kA akım şiddetlerinde, 15, 20 ve 25 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilmiştir. Ayrıca öndeforme edilmiş ve temin edildiği şekliyle birleştirilen numuneler için aşırı ergime ve fişkırmaların yaşandığı 9 kA akım şiddeti için paralel özellikleri gösterip göstermediğini tespit etmek için 9 kA akım şiddetinde 15, 20 ve 25 çevrim kaynak zamanlarında birleştirilmiş ve deneysel olarak incelenmiştir.

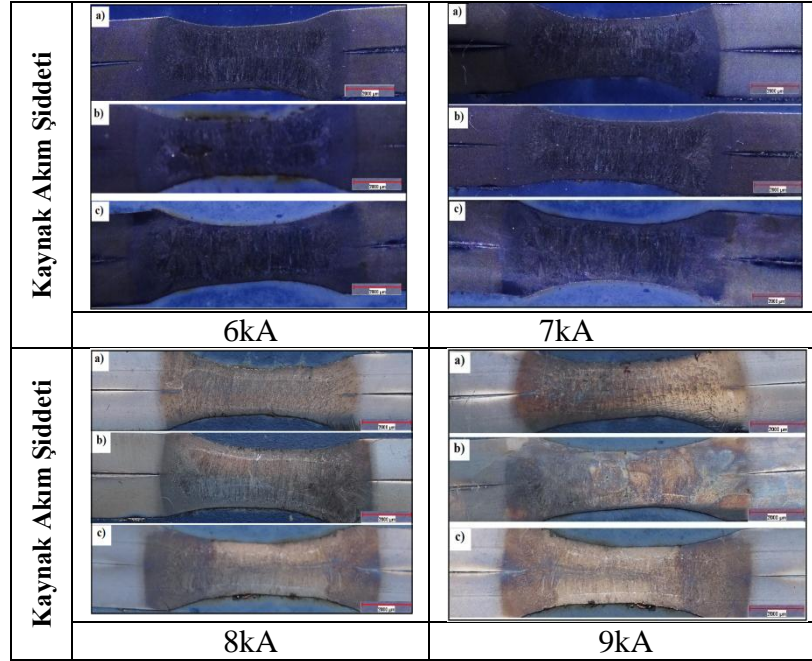
6.1. KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN MAKRO İNCELEMELERİ

6.1.1. Kaynak Çekirdek Geometrisinin İncelenmesi

Çalışmada galvaniz kaplı TRIP800 çelik sacların farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinin makro görüntüleri üzerinden kaynak çekirdek çapı, d_n , çekirdek yüksekliği, h_n , ve elektrot dalma derinliği, i_e ölçülerek ortalama değeri hesaplanmıştır. Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmiş kaplamalı numunelerin makroyapı görüntüsü Şekil 6.1'de gösterilmiştir.

Ayrıca, değişen kaynak parametrelerinin kaynak çekirdek çapı, d_n , kaynak kesiti çekirdek yüksekliği, h_n ve çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı, h_n/d_n , oranına etkisi incelenmiştir.

Çizelge 6.1’de, galvaniz kaplı TRIP800 çelik çiftlerinin, farklı kaynak parametrelerinde, nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin çekirdek boyut ölçümü verilmiştir.



Şekil 6.1. Kaplamalı birleştirmelerin makroyapı görünümü a) 15 çevrim, b) 20 çevrim, c) 25 çevrim.

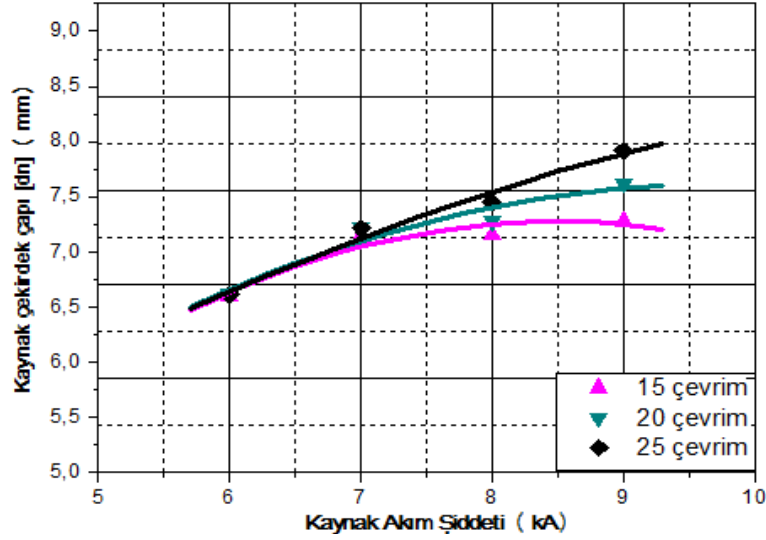
Çizelge 6.1. Farklı akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen kaplamalı deney numunelerinin çekirdek boyut ölçümü sonuçları.

Kaynak akım şiddeti (kA)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak çekirdeği çapı (mm)			Kaynak çekirdeği yüksekliği (mm)		
		15	20	25	15	20	25
6		6.6	6.61	6.61	1.48	1.39	1.35
7		7.14	7.22	7.21	1.46	1.45	1.38
8		7.15	7.28	7.45	1.41	1.4	1.37
9		7.28	7.62	7.92	1.4	1.3	1.3

Çizelge 6.1 ’den kaplamalı birleştirmelerin kaynak çekirdek çapı ısı girdisini arttıran başlıca kaynak parametrelerinden olan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak artmakta, kaynak çekirdeği yüksekliği ise artan elektrot batma derinliğiyle azalmaktadır.

6.1.1.1. Kaynak Çekirdek Çapına Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi

Şekil 6.2’de farklı akım şiddetlerinde ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin çekirdek boyutları değişimi grafiksel olarak gösterilmiştir.



Şekil 6.2. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı çekirdek çapı değişimi grafiği.

Şekil 6.2’de görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak çekirdek çapı artmaktadır. En yüksek kaynak çekirdek çapı 9 kA akım şiddetinde, 25 çevrim kaynak zamanında, 7.92 mm, olarak elde edilmiştir. Seçilen tüm parametrelerdeki galvaniz kaplı birleştirmelerin kaynak çekirdek çapları ticari olarak temin edildiği şekliyle (kaplamasız) (Şekil 4.2) ve öndeforme edildikten sonra birleştirilen (Şekil 5.2) numunelerde oluşan çekirdek çaplarıyla mukayese edildiğinde kaplamalı birleştirmelerin çekirdek çaplarının daha küçük olduğu tespit edilmiştir.

Seçilen tüm parametreler için kaplamalı birleştirmeler, Bölüm 4’deki ticari olarak temin edildiği şekli (Şekil 4.2) ile birleştirilen numunelerin çekirdek ölçüm grafiğinden elde edilen ve nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin kabul edilebilir dayanımı sağlayan ayrılma biçimi olan düğmelenme şeklinde kopmaların meydana geldiği çekirdek boyutu sınır değeri olan $4.5\sqrt{t}$ (5.5 mm)’nin üzerinde olduğu tespit edilmiştir.

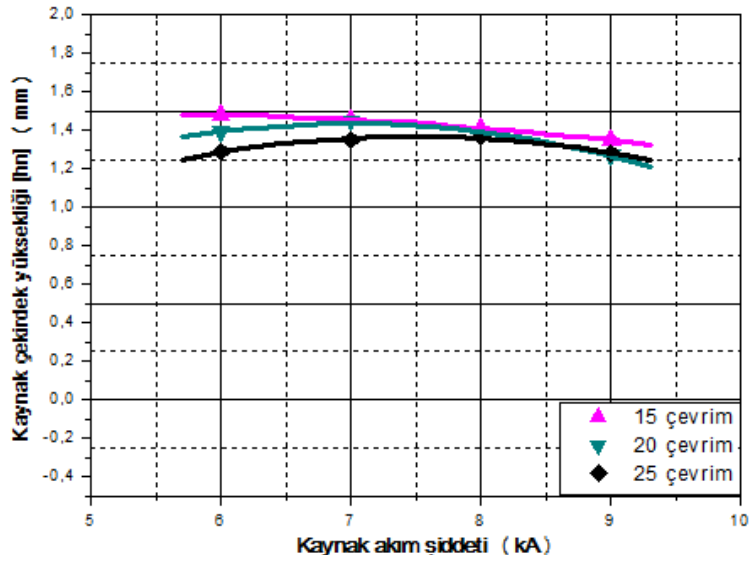
Nokta direnç kaynağında ısıyı yoğunlaştırma etkisinin oluşabilmesi için belirli bir başlangıç direncine ihtiyaç vardır. Malzeme sıcaklığının artmasıyla direnç artar, bu ısınmayı hızlandırır ve dolayısıyla sıcaklık çok kısa bir sürede kaynak noktasında malzemenin ergime sıcaklığına kadar yükselerek çekirdek oluşumu gerçekleşir. Ancak, yüzeydeki çinko tabakası iyi bir ergime için gerekli olan başlangıç direncini düşürür. Buna ilave olarak, galvanizli çeliklerde, çinko tabakasının yanması, elektrotların yüzey kalitesini kötüleştirerek sabit akım geçişinin bozulmasına sebep olabilmektedir [59,61-65].

Raelison vd. [147] kaplamasız numunelerde akımın %100'ünün elektrotlar arasındaki birleştirilecek olan iki metalden de geçebildiğini, fakat çinko kaplamalı numunelerde ise ancak %80'inin geçebildiğini rapor etmektedir. Dolayısı ile temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere uygulanan aynı kaynak parametrelerinde galvaniz kaplamalı birleştirmelerin kaynağı sırasında az ısı girdisi oluşacağından daha küçük çekirdek çapları oluşumu söz konusudur.

Benzer şekilde kaplamalı ve kaplamasız farklı çeliklerin nokta direnç kaynaklarında kaplamanın çekirdek çapına olumsuz etkisi olduğu ve kaplamalı numunelerin çekirdek çaplarının daha küçük olduğu belirtilmektedir [147-149].

6.1.1.2. Kaynak Çekirdek Yüksekliğine Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi

Şekil 6.3'de farklı kaynak zamanı ve akım şiddetlerinde birleştirilen numune çekirdek yükseklikleri değişimi grafiksel olarak gösterilmiştir.



Şekil 6.3. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı çekirdek yüksekliği değişimi grafiği.

Şekil 6.3'te görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme kaynak çekirdek yüksekliği azalmaktadır. Kaynak çekirdek kesit yüksekliğinin en fazla olduğu birleştirme, 1.48 mm olarak, 6kA akım şiddeti, 15 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede elde edilmiştir. Ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin 6kA akım şiddeti, 15 çevrim kaynak zamanındaki kaynak çekirdek yüksekliği ise 1.59 mm elde edilmiştir.

Sonuçlar; temin edildiği şekliyle (Şekil 4.3) ve deformasyon sonrası birleştirilen numuneler (Şekil 5.3) ile mukayese edildiğinde çinko kaplamalı numunelerde kısa kaynak zamanıyla (15 çevrim) elde edilen birleştirmelerde kaynak çekirdek kesit yüksekliğinin daha ince olduğu görülmektedir. Çinko kaplamanın sahip olduğu yüksek ısı iletkenlik, yüksek kaynak akım şiddetlerinde ve kısa kaynak sürelerinde etkin olmasıyla, R direncin düşmesine ve ısı girdisinin azalmasına neden olmaktadır. Bunun sonucunda düşük kaynak parametrelerinde daha az bir ergiyik metal oluşumu dolayısıyla daha küçük boyutta çekirdek oluşumuna neden olacağından kaynak çekirdek yüksekliğinin de daha ince olmasına neden olmaktadır [147-149].

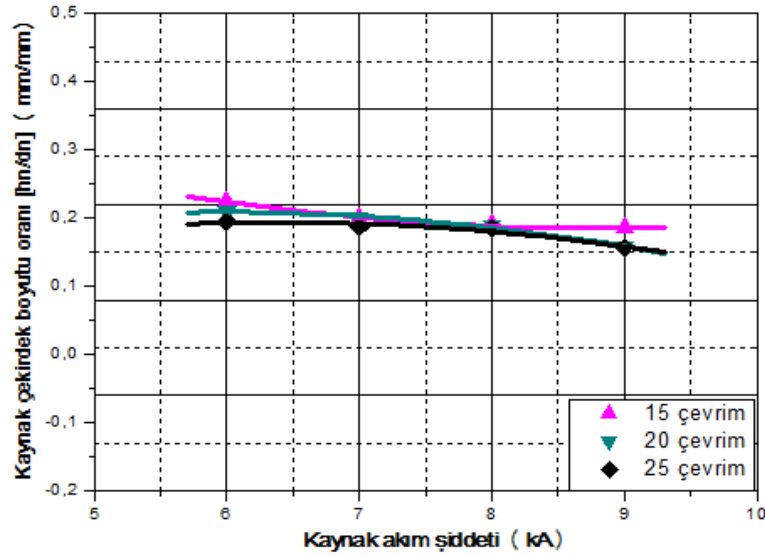
Diğer taraftan daha yüksek kaynak zamanlarında (20 çevrim ve üzeri) kaplamalı birleştirmelerde elektrod dalma derinliğinin daha az olmasına bağlı çekirdek kesit

yüksekliği, temin edildiği şekliyle birleştirilen numuneler ile aynı veya çok az (0.02 mm) farkla daha kalın tespit edilmiştir.

Sonuç olarak kaplama düşük kaynak parametrelerinde kaynak çekirdeği kesit yüksekliğini azaltırken, yüksek kaynak parametrelerinde (farklı kaynak akım şiddetleri için belirli bir kaynak zamanı üzerinde) çekirdek yüksekliğinde belirgin bir değişim meydana getirmemektedir.

6.1.1.3. Kaynak Çekirdek Boyutu Oranına Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi

Şekil 6.4'te farklı kaynak zamanı ve akım şiddetlerinde birleştirilen numunelerin çekirdek boyutu oranı değişimi grafiksel olarak gösterilmiştir.



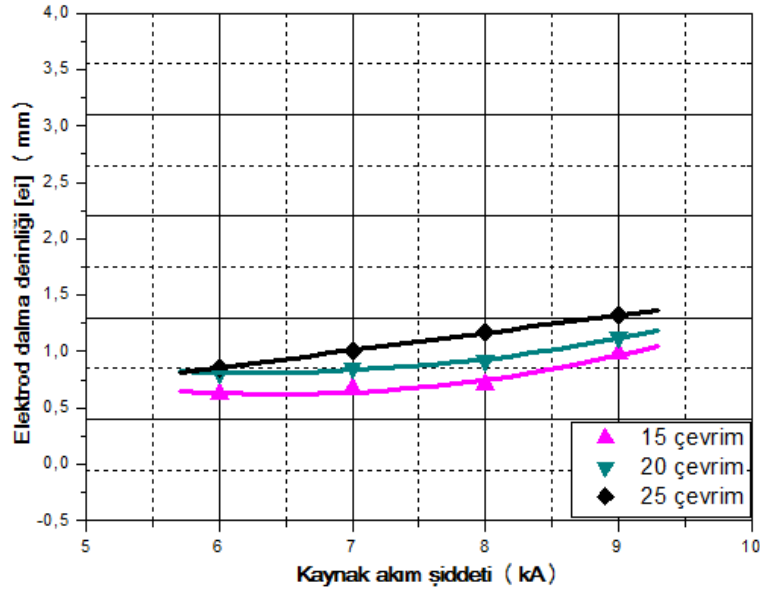
Şekil 6.4. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı çekirdek boyutu oranı değişimi grafiği.

Şekil 6.4'te görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak birleştirme kaynak çekirdek boyutu oranı azalmaktadır. 9 kA kaynak akım şiddeti, 20 ve 25 çevrim kaynak zamanı hariç, seçilen tüm parametrelerde birleştirilen kaplamalı numuneler, ticari olarak elde edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekirdek boyut oranı aralığı olan $hn/dn = 0.15-0.3$ değerleri arasındadır. Çekirdek boyutu oranı genelde ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen (Şekil 4.4) numunelerle

paralellik arz etmekte, dolayısı ile kaplamanın numune kaynak çekirdek boyutu oranına belirgin bir etkisi tespit edilmemiştir.

6.1.2. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğine Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi

Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların, elektrot dalma derinliği ölçülerek ortalama değeri hesaplanmıştır. Şekil 6.5'te farklı kaynak zamanı ve farklı akım şiddetlerinde birleştirilen tüm parametreler için elektrot dalma derinliği değişimi grafiksel olarak verilmiştir.



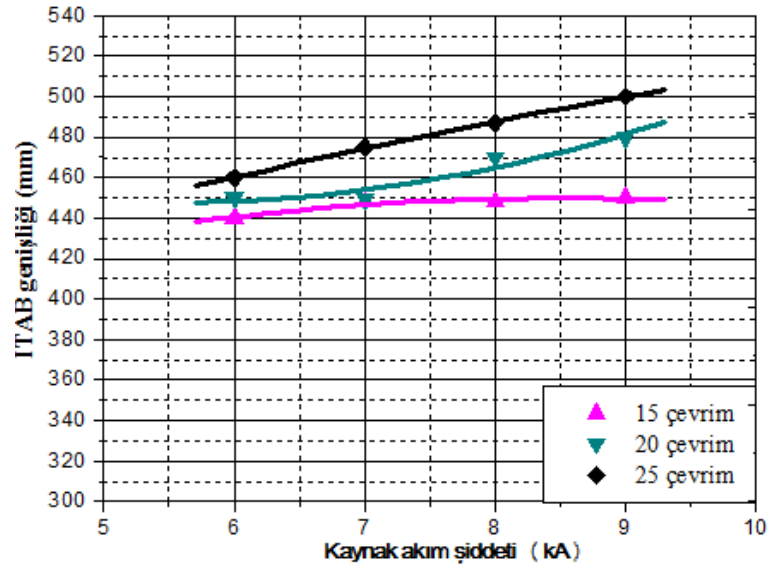
Şekil 6.5. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine ve kaynak zamanına bağlı elektrot dalma derinliği değişimi grafiği.

Şekil 6.5'te görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak elektrot dalma derinliği artmaktadır. En yüksek elektrot dalma derinliği değeri 9kA akım şiddetinde, 25 çevrim kaynak zamanında, 1.25 mm olarak elde edilmiştir. Ticari olarak temin edildiği şekliyle ve benzer şekilde deformasyon sonrası birleştirilen numunelerde 9 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune elektrot dalma derinliği 1.9 mm olarak elde edilmiştir.

Kaplamalı deney numunelerinin elektrot dalma derinliklerinin temin edildiği şekliyle (Şekil 4.5) ve deformasyon sonrası birleştirilen numunelerden (Şekil 5.5) daha küçük olduğu tespit edilmiştir. Benzer şekilde Sevim vd. [149] kaplamalı ve kaplamasız DP600 çeliklerinin nokta direnç kaynağında kaplamasız numunelerin dalma derinliklerinin kaplamalılarına göre yarı yarıya daha fazla olduğunu rapor etmiştir. Bu durum çinko kaplamanın sahip olduğu yüksek ısıl iletkenliğin kısa kaynak sürelerinde etkin olması ile R direncin düşmesine ve ısının hızlı transferi ile kaynak bölgesinden uzaklaşması ile elektrot batma derinliğinin zayıflaması ile açıklanabilir [62,150].

6.1.3. ITAB Genişliğine Akım Şiddeti Ve Kaynak Zamanının Etkisi

Kaplamalı birleştirmelerin tüm parametreler için ITAB genişliği değerleri Şekil 6.6'da grafiksel olarak verilmiştir.



Şekil 6.6. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı ITAB genişliği değişimi grafiği.

Şekil 6.6'da görüldüğü gibi, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak ITAB genişliği artmaktadır. En yüksek ITAB genişliği 9 kA akım şiddetinde, 25 çevrim kaynak zamanında, 500 μm , olarak ölçülmüş, en düşük ITAB genişliği ise 440 μm ile 6 kA akım şiddetinde, 15 çevrim kaynak zamanında elde edilmiştir. Kaplamalı numunelere kıyasla, temin edildiği şekliyle (Şekil 4.6) ve deformasyon

sonrası birleştirilen (Şekil 5.6) numunelerde ITAB genişliği daha dar tespit edilmiştir. Kaplama, nokta direnç kaynağı sırasında malzeme ısı iletkenliğini artırmaktadır. Yapılan literatür araştırmasında kaplamanın küresel uçlu elektrod ile malzeme temas açısını azalttığı, dolayısıyla birleştirme sırasında elektrot temas yüzeyini arttırdığı belirtilmektedir [147]. Bundan dolayı kaplamalı birleştirme ITAB'nın daha geniş oluşmasına neden olabileceği düşünülmektedir.

Çinko yaklaşık olarak çeliğin 1,5 katı bir ısı iletkenliğe ve 2/3'ü oranında bir elektrik direncine sahiptir [149]. Nokta direnç kaynaklarında elektrotlar arasında meydana gelen ısı girdisi Joule kanununa göre Q (kalori) = $I^2 \times R \times t$ 'deki gibi ifade edilmektedir. Eşitlikte görüldüğü gibi oluşan ısı akım şiddetinin (I), malzemelerin direncinin (R) ve zamanın (t) bir fonksiyonu olarak ortaya çıkmaktadır. Bu ifadeden direnç nokta kaynağında kaynak kabiliyetinin, malzemenin cinsine bağlı olduğu görülür. Kaynak bölgesinde ısı oluşumu ve yayılımının oluşabilmesi için R direncinin yeteri kadar büyük olması gerekir. Bir malzemenin içerisinde elektrik akımının geçişine gösterdiği direnç, o malzemenin elektriği iletme kabiliyeti ile ters orantılı olduğundan, malzemenin elektrik iletkenliği ne kadar yüksek ise, o malzemenin nokta direnç kaynak kabiliyetinin o kadar kötü olduğu anlaşılır [62,150].

6.2. KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

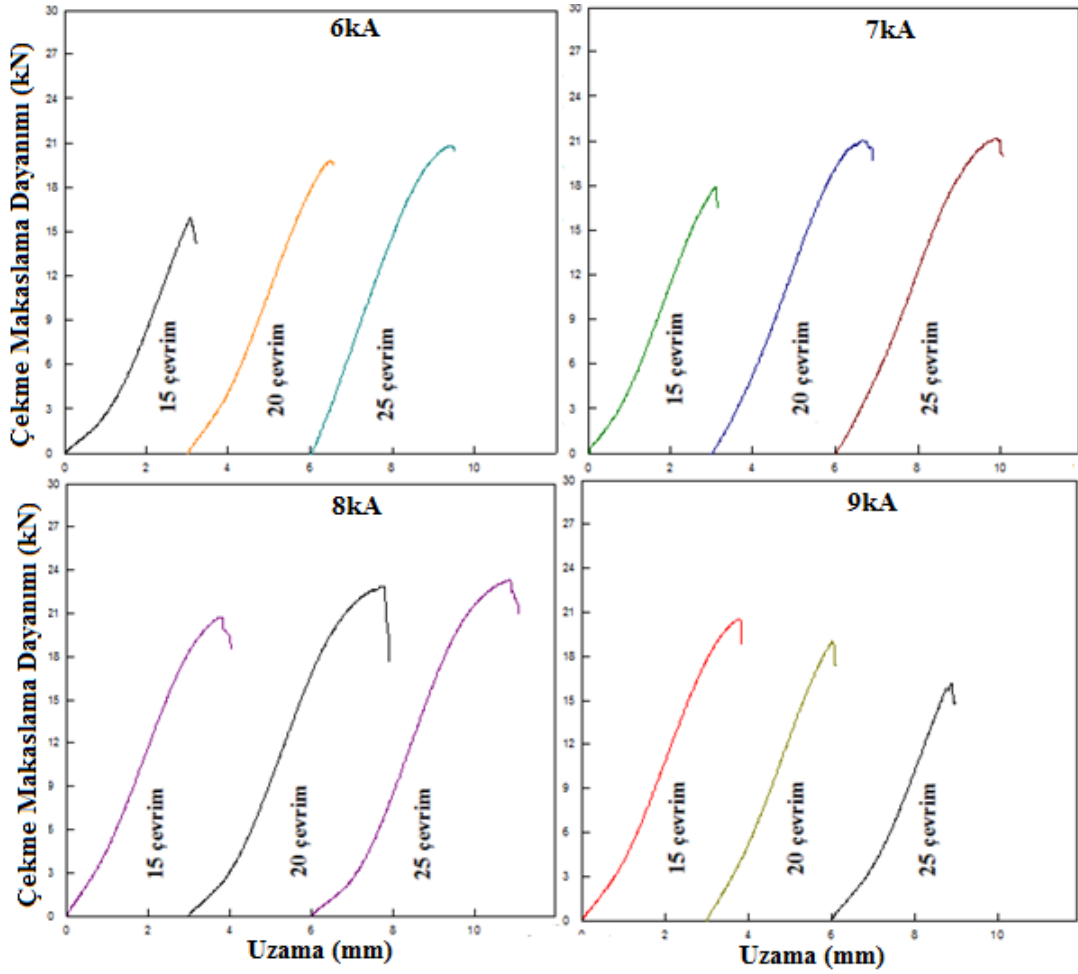
Galvaniz kaplı nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelerin mekanik özellikleri belirlenerek temin edildiği ve deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin özellikleriyle sırasıyla alt bölümlerde mukayese edilmiş ve birlikte değerlendirilmiştir.

6.2.1. Çekme-Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler ve Kopma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

Çekme-makaslama testi sonucunda numunelerin çekme-makaslama taşıma yükleri ve ağırlıklı kopma türü belirlenerek Çizelge 6.2'de verilmiştir. Ortalama çekme-makaslama uzama grafikleri ise Şekil 6.7'de gösterilmiştir.

Çizelge 6.2. Kaplamalı TRIP800 birleştirmelerinin çekme-makaslama deney sonucu.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak akımı (kA)	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	\bar{F}_{ort} (kN)	Uzama (mm)	Kopma türü
6	15	6	20,3	10,15	16,3	3,44	Arayüzey
	20		20,3	18,8	19,77	3,45	Arayüzey
	25		22,8	17,94	20,7	4,1	Arayüzey
	15	7	21,59	12,9	17,7	3,3	Arayüzey
	20		24,11	17,7	21,7	4,2	Kısmi arayüzey
	25		23,3	18,6	21,65	4,25	Düğmelenme
	15	8	22,96	20,02	21,3	4,25	Düğmelenme
	20		23,7	18,7	22,3	4,33	Düğmelenme
	25		24,5	18,8	23,3	4,46	Düğmelenme
	15	9	22,24	20,01	20,7	4,12	Kısmi arayüzey
	20		22,2	16,2	19,42	3,56	Kısmi arayüzey
	25		20,8	13,2	18,79	3,39	Arayüzey



Şekil 6.7. Kaplamalı birleştirmelerin 6-7-8-9 kA akım şiddetinde, 15-20-25 çevrim kaynak zamanında çekme-makaslama grafikleri.

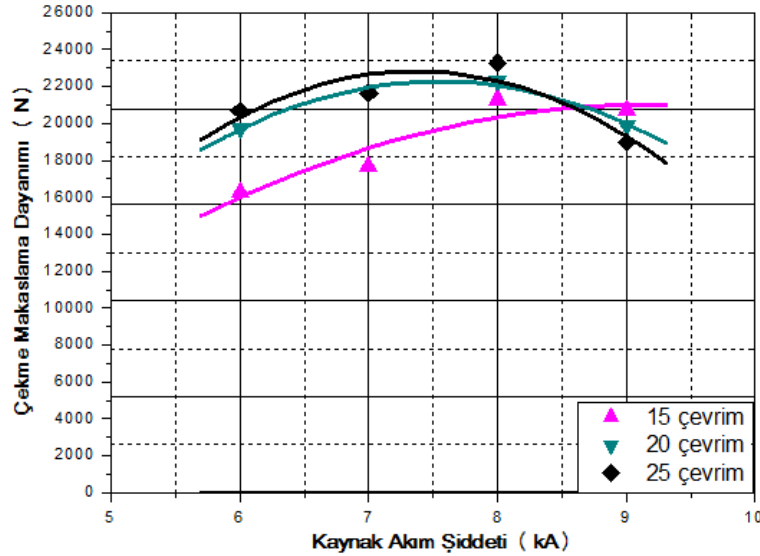
Çizelge 6.2 ve Şekil 6.7’deki çekme-makaslama sonuçları incelendiğinde, kaplamalı birleştirmelerde en yüksek çekme-makaslama yükü; 8 kA akım şiddetinde 25 çevrim kaynak zamanında 23.3 kN olarak tespit edilmiştir. En düşük çekme-makaslama dayanımı ise 6 kA akım şiddetinde 15 çevrim kaynak zamanında 16.3 kN olarak belirlenmiştir. Yüzde uzama miktarları incelendiğinde, en düşük uzama 6 kA akım şiddeti için 3.44 mm olarak 15 çevrim kaynak zamanında bulunmuştur. En yüksek uzama (4.46 mm olarak) 8 kA akım şiddetiyle 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numuneden elde edilmiştir. Sonuç olarak, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak çekme-makaslama dayanımı ve uzama değerlerinin arttığı, belirli bir akım şiddeti ve kaynak zamanının üzerinde ise düşüşe geçtiği görülmektedir. Çekme-makaslama testi sonucu düğmelenme şeklinde istenilen kopma türüne 7 kA akım şiddetinde 25 çevrim kaynak zamanında ve 8 kA akım şiddetinde tüm kaynak zamanlarında ulaşıldığı görülmektedir.

Ticari olarak temin edilen numunelerin (Şekil 4.7) ve deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin (Şekil 5.7) çekme-makaslama dayanımlarına kıyasla kaplamalı numunelerin dayanımlarının daha düşük olduğu ve benzer şekilde uzama miktarlarının daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Dayanımda görülen düşüklük kaplamanın bir sonucu olarak ısı yoğunluğunun yetersizliği ile aynı kaynak parametrelerinde daha düşük ısı girdisi oluşumu sonucu daha küçük kaynak çekirdeği çapı oluşumu ve birleşme arayüzeyinde çinko tabakasının varlığı ile yeterli birleşmenin sağlanamamasının bir sonucu olarak değerlendirilebilir.

Düşük kaynak parametrelerinde kaplama elektrik akımının kararlı geçişini engellemekte ve ısı girdisinin yetersiz seviyelerde kalmasına sebep olabilmektedir. Yüksek kaynak parametrelerinde ise kaplamanın engel teşkili, çinkonun daha düşük ergime sıcaklığına bağlı olarak kaynak sırasında ergime ve buharlaşması ile ortadan kalkmakta ve dayanım artmaktadır. Fakat bu sefer de yüksek ısı girdisine bağlı olarak aşırı ergime ve fişkırmaya meydana geldiğinden tekrar (9 kA kaynak akım şiddeti için) düşmektedir.

6.2.1.1. Kaynak Akım Şiddetinin Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına, akım şiddetinin etkisi, Şekil 6.8'de gösterilmektedir.



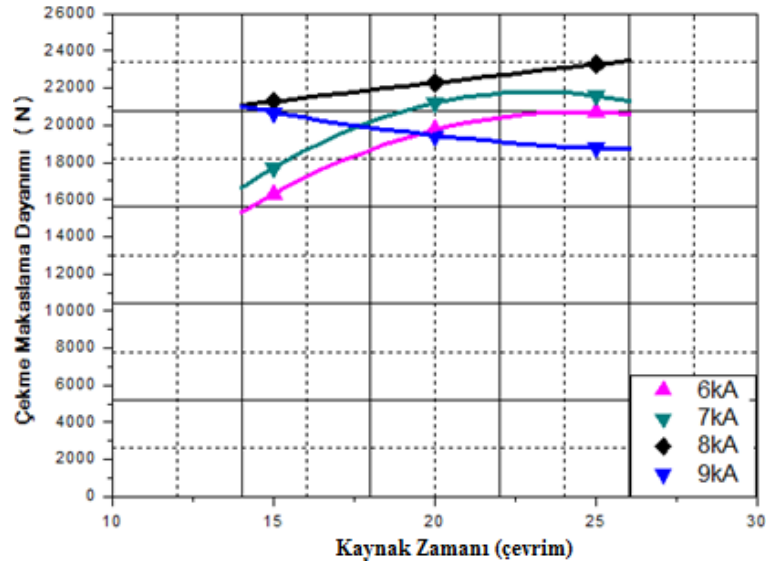
Şekil 6.8. Kaplamalı birleştirmelerin akım şiddetine bağlı çekme-makaslama dayanımı değişimi grafiği.

Şekil 6.8'den görüldüğü gibi nokta direnç kaynaklı kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımları, akım şiddeti artışına bağlı olarak artmaktadır. 8 kA akım şiddeti üzerindeki değerlerde ise azalmaktadır. En yüksek çekme-makaslama taşıma yüküne 8 kA akım şiddetinde, 25 çevrim kaynak zamanında ulaşılmıştır.

Sonuçlara bakıldığında kaplamalı numunede istenilen mekanik özelliklere daha dar bir alanda (8 kA) ulaşılrken, temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde 7-8 kA akım şiddeti aralığında (Şekil 4.8) ve deformasyon sonrası birleştirilen numunelerde istenilen mekanik özelliklere ise 6-7 kA akım şiddeti aralığında (Şekil 5.8) ulaşılmıştır. Bu durum kaplamanın elektrik akımının kararlı geçişini engelleyerek aynı kaynak parametrelerinde daha düşük ısı girdisi oluşturduğundan daha yüksek akım şiddetinde yine istenilen mekaniksel özelliklerin elde edilmesine yardımcı olacaktır.

6.2.1.2. Kaynak Zamanının Birleştirme Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına kaynak zamanının etkisi, Şekil 6.9'da gösterilmektedir.

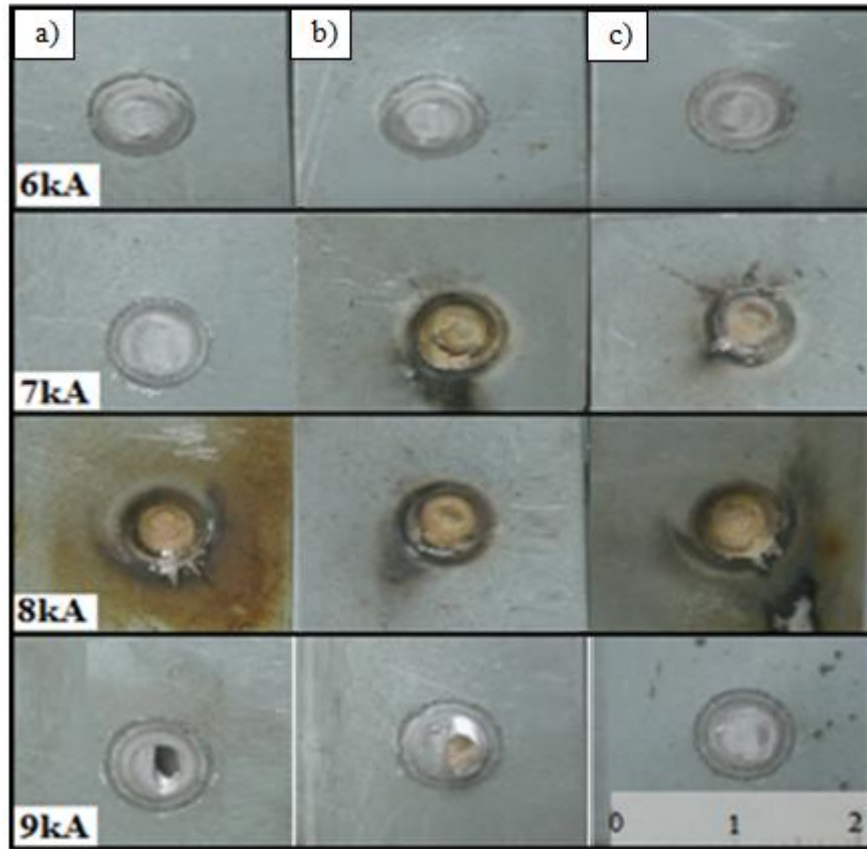


Şekil 6.9. Kaplamalı birleştirmelerin kaynak zamanına bağlı çekme-makaslama dayanımı değişimi grafiği.

Şekil 6.9'dan görüldüğü gibi TRIP800 çelik sacların nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinde 25 çevrim kaynak zamanına kadar arttıkça çekme- makaslama dayanımlarının da arttığı görülmektedir (9 kA hariç). Ticari olarak temin edildiği şekliyle (Şekil 4.9) ve deformasyon sonrası birleştirilen (Şekil 5.9) numunelerde 20 çevrim kaynak zamanında maksimum çekme-makaslama dayanımına ulaşılmaktadır. Kaplamalı numuneler için, temin edildiği şekliyle birleştirilen ve deformasyon sonrası birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde, istenilen mekanik özelliklerin elde edildiği kaynak parametresine 5 çevrim daha düşük kaynak zamanlarında ulaşılmıştır. Çinko yaklaşık olarak çeliğin 1,5 katı bir ısı iletkenliğe ve 2/3'ü oranında bir elektrik direncine sahiptir [149]. Bilindiği gibi elektrik iletkenliğin yüksek oluşu ve direncin düşük oluşu kaynak işlemini bir dezavantaj olarak etkiler. Kaplama birleştirme çekme-makaslama taşıma yükü kapasitesini düşürmektedir.

6.2.1.3. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Kopma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

Kaplamalı birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımının belirlenebilmesi için boyutları ve uygulama biçimi deneysel metot bölümünde anlatılan deney numunelerine çekme-makaslama testi uygulanmıştır. Daha sonra numunelerin kırılma yüzeyleri incelenmiştir. Çekme-makaslama deneyi sonucunda kırılma resimleri Şekil 6.10'da gösterilmiştir.

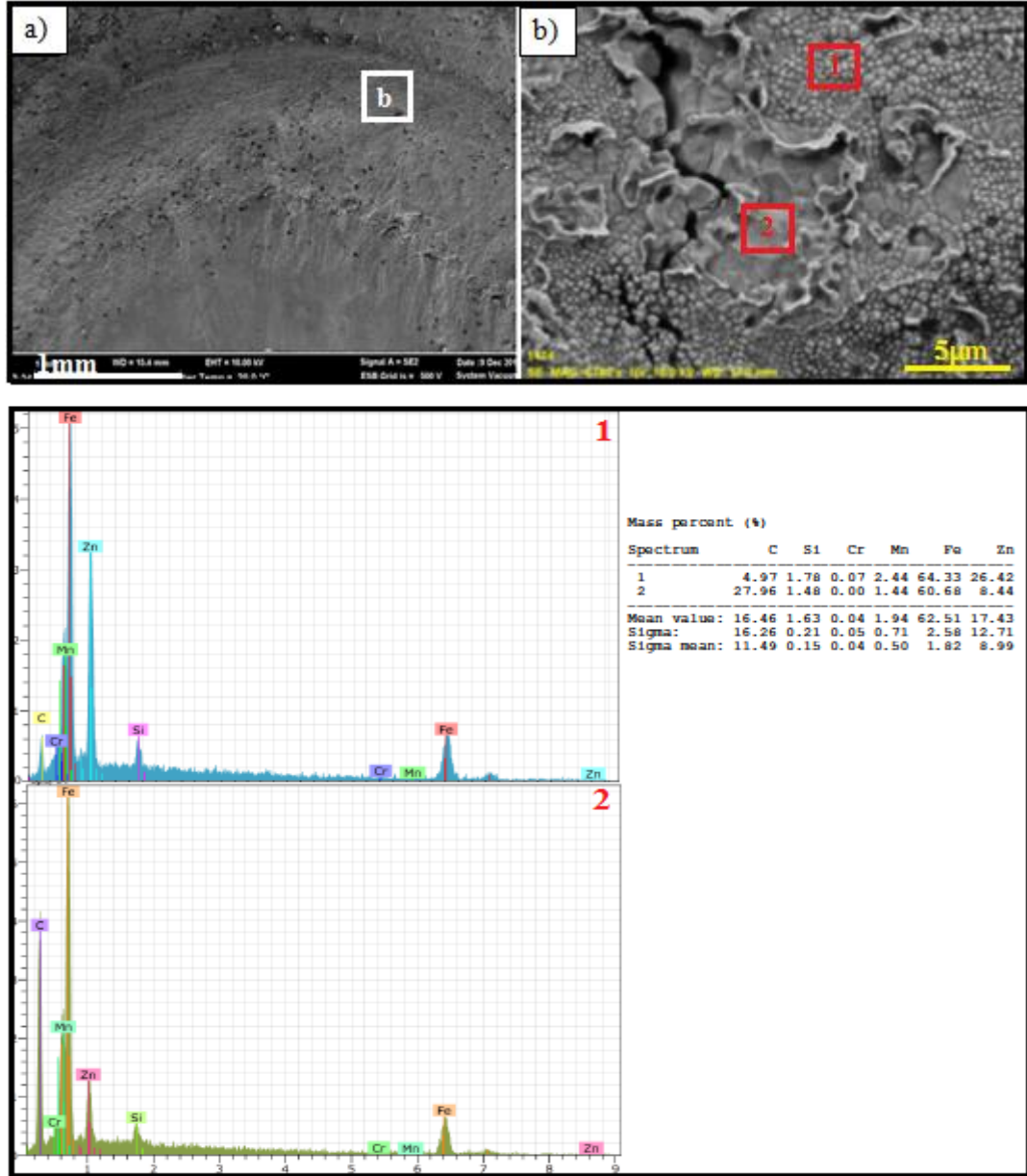


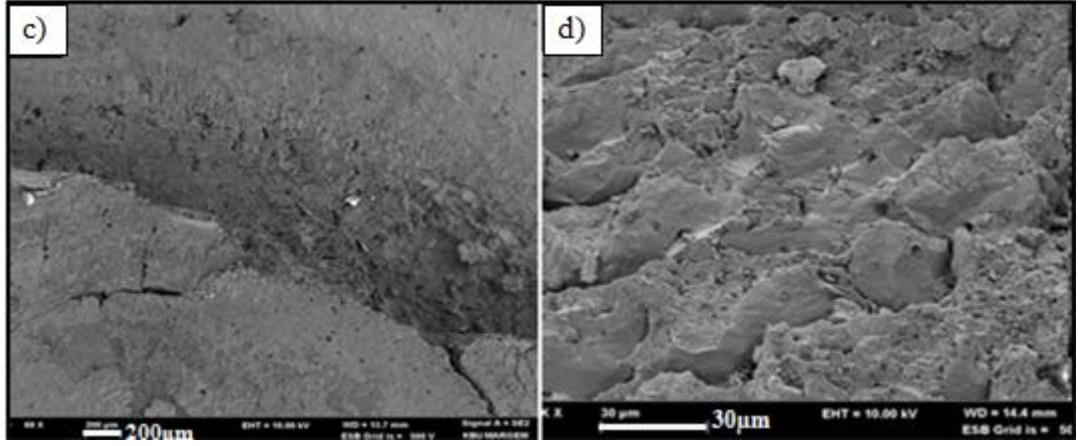
Şekil 6.10. Kaplamalı birleştirmelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri, a) 15 çevrim, b) 20 çevrim, c) 25 çevrim.

Çizelge 6.3 ve Şekil 6.10'dan görüldüğü gibi, nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama testi sonrası, değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak her üç (arayüzey, kısmi arayüzey ve düğmelenme) kopma türünün de gerçekleştiği görülmüştür. Kaplamamın birleştirme çekme-makaslama testi sonrası ayrılma biçimlerini olumsuz yönde etkilediği söylenebilmektedir.

6.2.1.4. Çekme Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Yüzeyi SEM İncelemesi Ve Değerlendirilmesi

Çalışmada, ayrıca test numunelerinin farklı ayrılma biçimlerinin başladığı kırılma bölgelerinden, SEM yüzey görüntüleri alınmış ve noktasal EDS analizleri yapılarak sonuçlar Şekil 6.11’de gösterilmiştir.



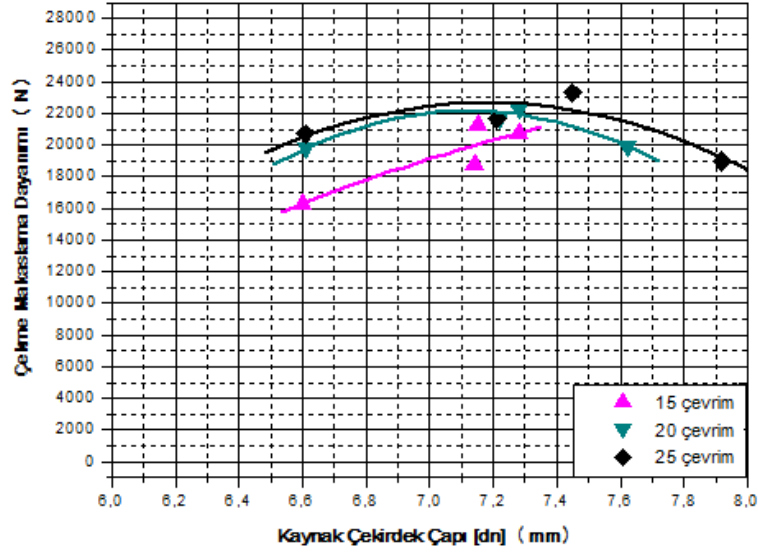


Şekil 6.11. Kaplamalı birleştirmelerin çekme-makaslama deneyi sonrası ayrılma yüzeyleri, a,b) arayüzey c,d) kısmi arayüzey (1 ve 2 no'lu bölgelerden alınmış EDS analizi).

Şekil 6.11'den görüldüğü gibi birleştirmelerde arayüzey yırtılması şeklindeki kırılmaların başladığı kaynak çekirdeği ve etrafındaki bölge genel olarak gevrek bir yüzey morfolojisi sergilemekle beraber bu bölgeden alınan EDS analizleri sonucu birleşme arayüzeyinde çinko kaplamanın mevcudiyeti bu bölgedeki ayrılmalarda kaplamanın da etkili olduğunun göstergesidir. Kısmi arayüzey şeklindeki yırtılmalarda ise kırılmaların ITAB'dan genel olarak gevrek biçimde ve taneler arasından meydana geldiği görülmektedir. Kaplamalı numunelerdeki ITAB'da tanelerin çekme doğrultusunda uzayarak kırıldığı görülmektedir. (Şekil 6.11 c,d). Kırılma başlangıcında kaynak termal çevrimine bağlı yapısal dönüşümle ilişkili sert fazların da etkili olabileceği göz ardı edilmemelidir.

6.2.1.5. Çekirdek Çapının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Kaynak çekirdek çapının, nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına etkisi, Şekil 6.12'de verilen grafiklerden görülmektedir.

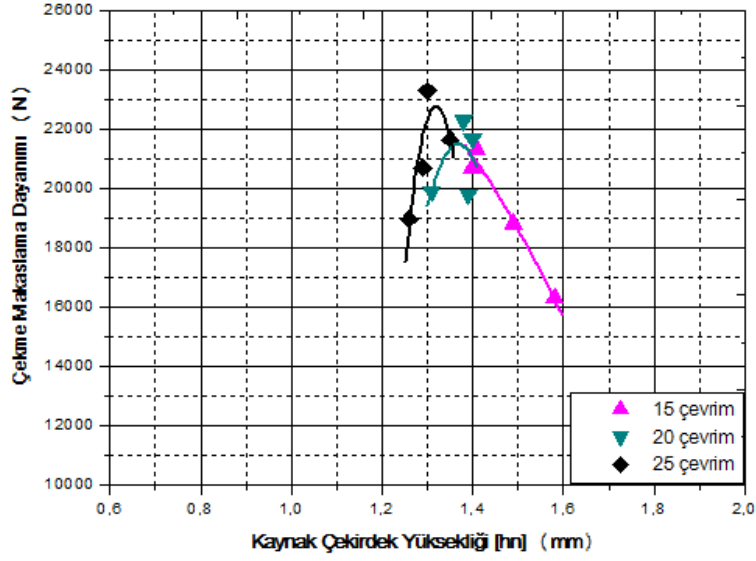


Şekil 6.12. Kaplamalı birleştirmelerin çekirdek çapı-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.

Şekil 6.12'den görüldüğü gibi, kaynak çekirdek çapı artışına bağlı olarak birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımları artış göstermiştir. 15 çevrim kaynak zamanında elde edilen birleştirmeler hariç, 20 ve 25 çevrim kaynak zamanlarında elde edilen 7.3 mm çekirdek boyutuna kadar çekme-makaslama dayanımı artarken, bunun üzerindeki çekirdek boyutlarında ise çekme-makaslama dayanımları tekrar azalma eğilimi göstermektedir. Kaplamalı birleştirmeler için seçilen optimum kaynak parametrelerinde, ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon sonrası birleştirilen numuneler için belirlenen uygun kaynak çekirdek boyutu olan $4\sqrt{t}$ ve $4.5\sqrt{t}$ değerlerini sağlayan kaynak çekirdek boyutlarına ulaşıldığı görülmektedir. Fakat bu çekirdek çaplarında daha düşük çekme-makaslama dayanımı elde edilmiştir. Bunda birleştirme arayüzündeki kaplamanın olumsuz etkisi olduğuna inanılmaktadır.

6.2.1.6. Kaynak Çekirdek Yüksekliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Kaynak çekirdek yüksekliğinin, nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına etkisi, Şekil 6.13'te grafiksel olarak gösterilmiştir.



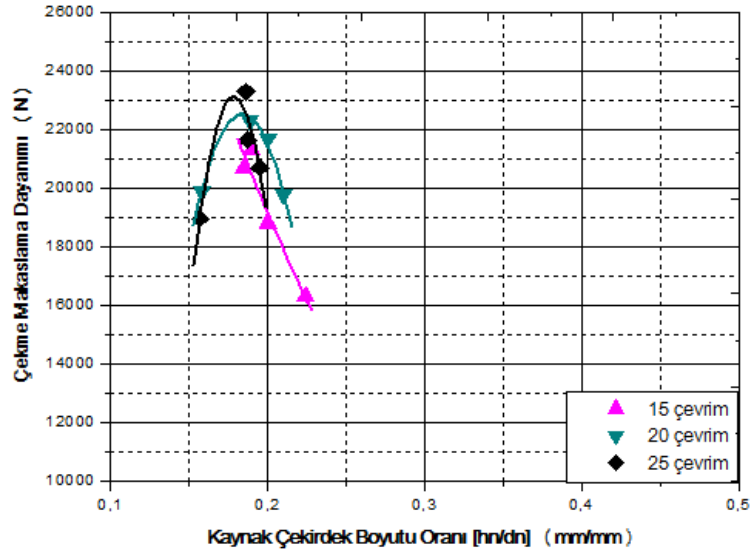
Şekil 6.13. Kaplamalı birleştirmelerin çekirdek yüksekliği-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.

Şekil 6.13'ten görüldüğü gibi, birleştirmelerin kaynak çekirdek kesit yüksekliği, h_n , 1.3-1.4 mm aralığında maksimum çekme makaslama yükü taşıma kapasitesine ulaşmıştır. Belirtilenden daha ince veya daha kalın kesit yüksekliği sağlayan kaynak parametreleriyle elde edilen birleştirmelerin taşıma yükü kapasiteleri azalma eğilimi göstermektedir.

Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde, istenilen mekanik özelliklerin elde edildiği çekirdek kesit yüksekliği 1.25-1.5 mm aralığında olduğu belirlenmiştir (Şekil 4.13). Deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin çekirdek kesit yüksekliği ise 1.3-1.7 mm aralığındadır (Şekil 5.13). Bu değerlerle, istenilen maksimum çekme-makaslama dayanımını veren kaplamalı birleştirmelerin kaynak çekirdek kesit yüksekliği aralığı (1.3-1.4 mm) kıyaslandığında, bu aralığın daha dar olduğu göze çarpmaktadır.

6.2.1.7. Kaynak Çekirdek Boyutu Oranının Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Kaynak çekirdek boyutu oranının, nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına etkisi, Şekil 6.14'te grafiksel olarak gösterilmiştir.

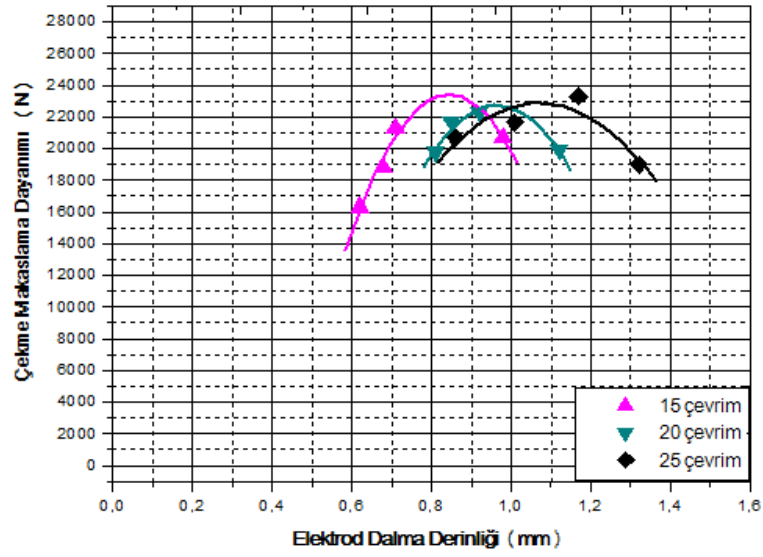


Şekil 6.14. Kaplamalı birleştirmelerin çekirdek boyut oranı-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.

Şekil 6.14'ten görüldüğü gibi, birleştirmelerin kaynak çekirdek boyut oranı arttıkça çekme-makaslama dayanımının azalma eğilimi gösterdiği görülmektedir. Maksimum çekme-makaslama yükü ağırlıklı olarak 0.18-0.2 mm aralığındaki kaynak çekirdek boyutu oranında elde edilmiştir. Ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon uygulandıktan sonra birleştirilen numuneler ile kıyaslandığında çekirdek boyutu aralığı belirgin bir değişiklik göstermemekle birlikte aralık daralmıştır.

6.2.1.8. Birleştirme Elektrot Dalma Derinliğinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi

Elektrot dalma derinliğinin, nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaplamalı TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımına etkisi Şekil 6.15'te grafiksel olarak gösterilmiştir.

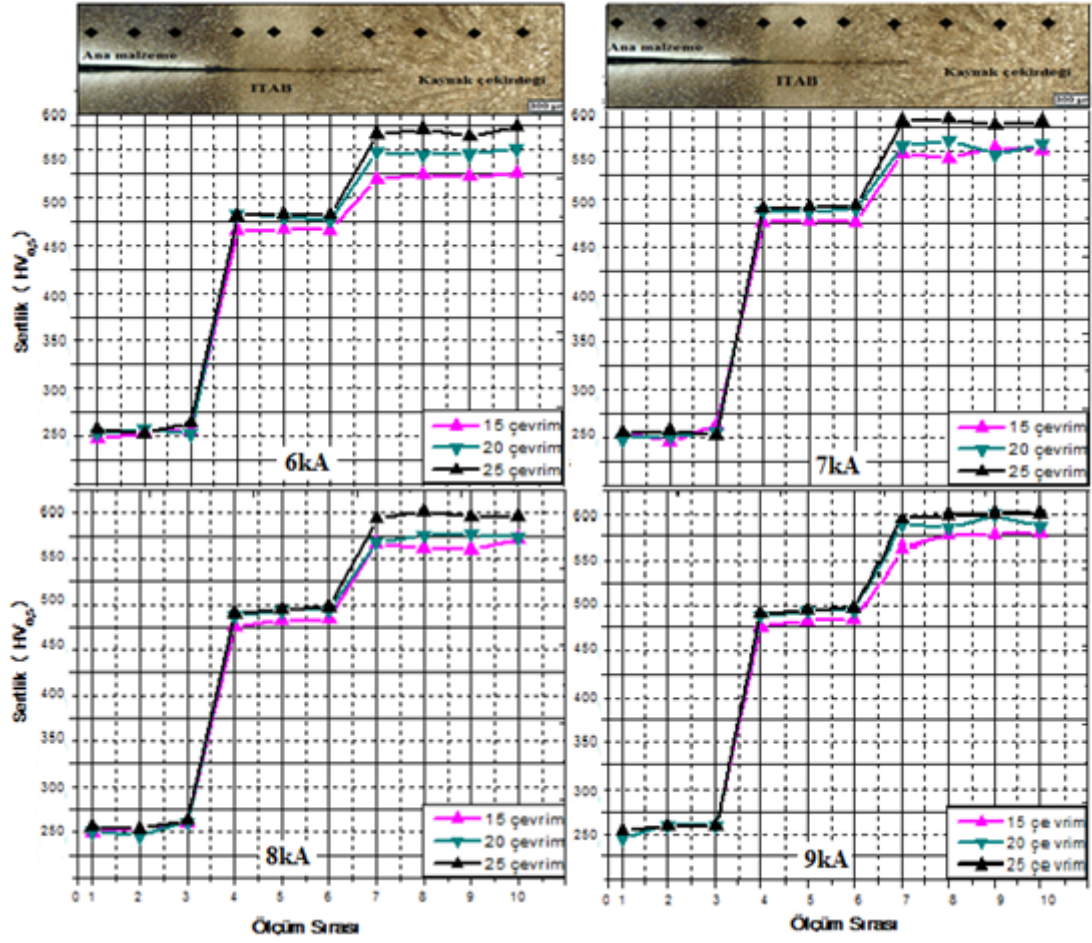


Şekil 6.15. Kaplamalı birleştirmelerin elektrot dalma derinliği-çekme makaslama dayanımı değişimi grafiği.

Şekil 6.15'ten birleştirmelerin elektrot dalma derinliği belirli bir değere kadar arttıkça çekme-makaslama dayanımının da arttığı, bu değer üzerinde ise tekrar azalma eğilimi gösterdiği görülmektedir. Örneğin 25 çevrim kaynak zamanında 1.1 mm elektrot dalma derinliği değerine kadar çekme-makaslama dayanımı artarken, bu değer üzerinde azalma eğilimi göstermektedir. Kabul edilebilir çekme-makaslama dayanımı veren elektrot dalma derinliği aralığının sırasıyla temin edildiği şekliyle (Şekil 4.15) birleştirilen numuneler için 1-1.2 mm ve deformasyon sonrası (Şekil 5.15) birleştirilen numuneler için 1.3-1.6 mm'den, kaplamalı numuneler için daha küçük değerlerdeki 0.9-1.1 mm aralığına kaydığı görülmektedir.

6.2.2. Sertlik Ölçümü Sonuçlarının İncelenmesi ve Değerlendirilmesi

Kaplamalı TRIP800 birleştirmelerinin enine kesitinden alınan sertlik ölçüm grafikleri Şekil 6.16'da gösterilmiştir.



Şekil 6.16. Kaplamalı deney numunelerinin 6-7-8-9kA akım şiddeti ve farklı kaynak zamanlarında elde edilen birleştirilmelerinin sertlik ölçüm grafiği.

Şekil 6.16’da gösterilen sertlik ölçüm sonuçlarına göre genel olarak ana malzemeden ITAB ve kaynak metaline doğru gidildikçe sertliğin artış gösterdiği görülmektedir. Ana malzeme sertliği ortalama 250 HV olarak ölçülmüştür. Genel olarak akım şiddeti ve kaynak zamanının artmasıyla beraber birleştirme ITAB ve kaynak çekirdeği sertliklerinde artış meydana geldiği görülmektedir. Kaynak çekirdeğinde kaynak termal çevriminin, çeliğin yüksek karbon içeriğinin ve kaynak sonrası soğuma oranının etkisiyle martenzitik dönüşüm meydana gelmesinden dolayı en fazla sertlik bu bölgede ölçülmüş ve genel olarak 550-600 HV civarında tespit edilmiştir. Kaynak çekirdeği sertliğinde belirgin bir değişim tespit edilmezken, ITAB sertliği ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere kıyasla 25 HV daha fazla ve kaynak çekirdeği sertliğine daha yakın tespit edilmiştir. Bunda galvaniz kaplamanın ısıyı hızlı transfer etmesinden dolayı ITAB tane büyümesinin daha sınırlı kalmasının ve aynı zamanda ITAB’da daha fazla martenzitik dönüşümüne neden

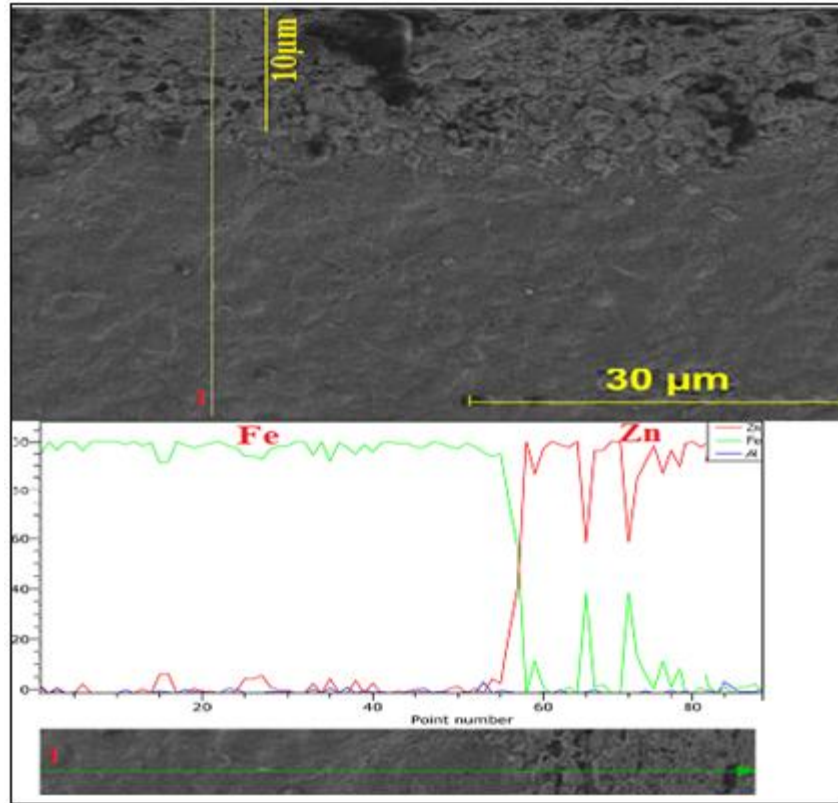
olması dolayısıyla sertliğin daha fazla artığı düşünülmektedir. Sertlik artışı aynı zamanda ITAB’da meydana gelen martenzit fazının morfolojisiyle de ilişkili olabilir.

6.3. KAPLAMALI BİRLEŞTİRMELERİN MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmada galvaniz kaplı TRIP800 çelik nokta kaynaklı birleştirmelerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak çekirdeği mikroyapısı incelenmiş ve kaynaklı bağlantıların bölümleri için ayrı alt bölümlerde değerlendirilmiştir.

6.3.1. Kaplamalı Ana Malzeme İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

TRIP800 ana malzeme kaplama kalınlığı ve kaplama kimyasal bileşim içeriği çizgisel EDS analiz yöntemiyle SEM ile incelenmiştir. Kaplamalı numune görüntüsü ve EDS analizi Şekil 6.17’ de gösterilmiştir.

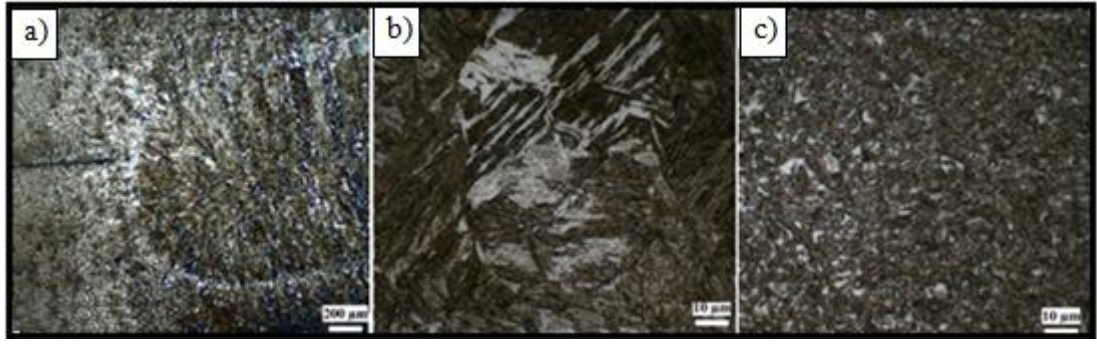


Şekil 6.17. Kaplamalı TRIP800 ana malzeme (1 no’lu çizgiden EDS analizi alınmıştır).

Şekil 6.17'den görüldüğü gibi kaplama kalınlığı yaklaşık 10µm bulunmuştur. Kaplamalı numune üzerinden alınan 1 no'lu çizgisel EDS analiz grafiği incelendiğinde kaplama bölgesindeki demir ve çinko değişimi açıkça görülmektedir.

6.3.2. Birleştirmelerin Optik Mikroskop Mikroyapı İncelemeleri Ve Değerlendirilmesi

Şekil 6.18'de optimum kaynak parametresinde birleştirilen galvaniz kaplı numunelerin optik mikroskop resimleri görülmektedir.

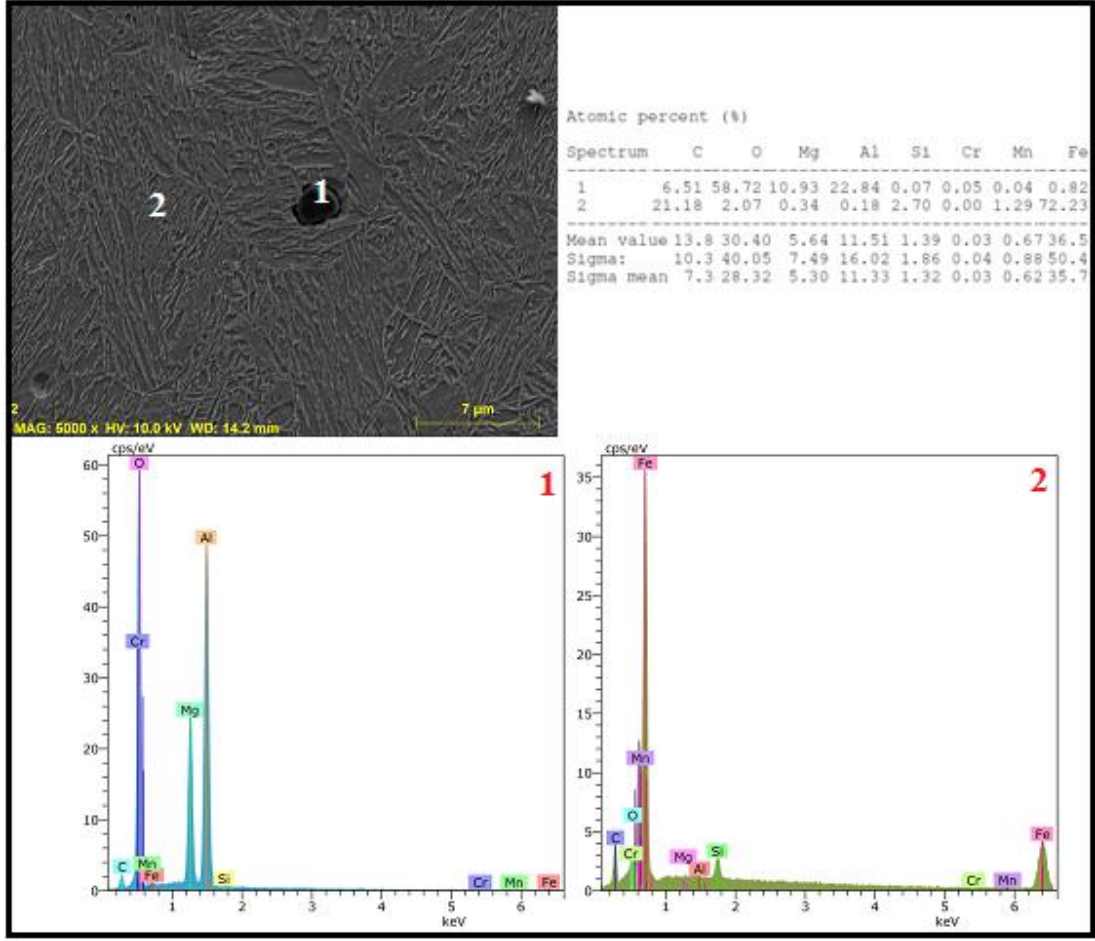


Şekil 6.18. Kaplamalı deney numunelerinin 8 kA akım şiddetinde 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen mikroyapı görüntüleri, a) birleşme bölgesi, b) kaynak çekirdeği, c) ITAB.

Şekil 6.18'den görüldüğü gibi, kaplamalı birleştirmelerin kaynak çekirdeği yapısı martenzitik dönüşüm göstermiştir. Kaplamanın nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş TRIP800 çeliklerinin mikroyapısına herhangi bir etkisinin olmadığı ve kaplamasız olarak birleştirilen malzeme mikroyapısına paralel özellikler sergilediği tespit edilmiştir.

6.3.2.1. Birleştirmelerin SEM İncelemesi Ve EDS Analizi

Optimum kaynak parametrelerinde birleştirilen kaplamalı deney numuneleri üzerinde SEM incelemeleri ve EDS analizleri yapılmıştır. Şekil 6.19 'da, SEM görüntüsü ve EDS analizleri gösterilmiştir.



Şekil 6.19. Kaplamalı deney numunelerinin 8 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilmiş kaynak çekirdeği SEM ve EDS analiz görüntüsü (1 ve 2 no'lu bölgeler sırasıyla inklüzyon ve ana malzeme üzerinden alınan EDS analiz grafikleri).

EDS analizleri kaynak çekirdeğinde oluşan inklüzyonların bol miktarda alüminyum ve oksijen ihtiva etmesi sebebiyle bunların alüminyum oksit inklüzyonu olduğuna işaret etmektedir. Benzer şekilde silisyum çökeltilerine ve silisyum oksit inklüzyonlarına da rastlanılmıştır.

BÖLÜM 7

BİRLEŞTİRMELERE ISIL İŞLEM UYGULANMASI

Çalışmanın bu bölümünde servis şartları göz önünde bulundurularak direnç kaynak işlemi sonrasında ısıtıl işlem uygulanan nokta direnç kaynaklı TRIP çeliklerin özellikleri belirlenmeye çalışılmıştır. Bu sebeple bölüm kendi içerisinde üç ana başlık olarak sınıflandırılmıştır. Birinci alt başlıkta, ticari olarak temin edilen numunelere kaynak sonrası gerilmeleri gidermek amacı ile uygulanan 600°C sıcaklıkta 30 dakika gerilme giderme ısıtıl işleminin birleştirmelerin mekanik özellikleri ve mikroyapısına etkisi deneysel olarak incelenmiş ve sonuçlar ısıtıl işlem uygulanmayan birleştirme sonuçları ile mukayese edilmiştir.

İkinci alt başlıkta ise, TRIP800 nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin otomotiv sanayinde kullanımı göz önünde bulundurularak otomobillere boyama işlemi sonrası uygulanan kurutma işleminin kaynağa etkisinin araştırılması amaçlanmıştır. Bu nedenle birleştirmelere sırasıyla, 170°C sıcaklıkta 20 dakika, 150°C sıcaklıkta 30 dakika ve ardından tekrar 150°C sıcaklıkta 30 dakika ısıtıl işlem uygulanarak havada soğutulmuştur. Kurutma ısıtıl işlemi sonrası kaynağın mekanik ve mikroyapı özellikleri deneysel olarak incelenmiştir. Sonuçlar boyama kurutma ısıtıl işlemi uygulanmayan birleştirme sonuçları ile mukayese edilmiştir

Üçüncü alt başlıkta ise yine servis şartları göz önünde bulundurularak %10 oranında deforme edildikten sonra birleştirilen TRIP800 numunelere boyama kurutma ısıtıl işlemi uygulanarak ısıtıl işlemin birleştirmelerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisi deneysel olarak incelenmiştir. Deformasyon sonrası birleştirilen ve boyama kurutma ısıtıl işlemi uygulanan numunelerin, ısıtıl işlemsiz öndeformasyonlu birleştirmelerle mukayesesi de bu bölümde açıklanmıştır.

7.1. GERİLME GİDERME ISIL İŞLEMLİ BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI VE MİKROYAPI İNCELEMESİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

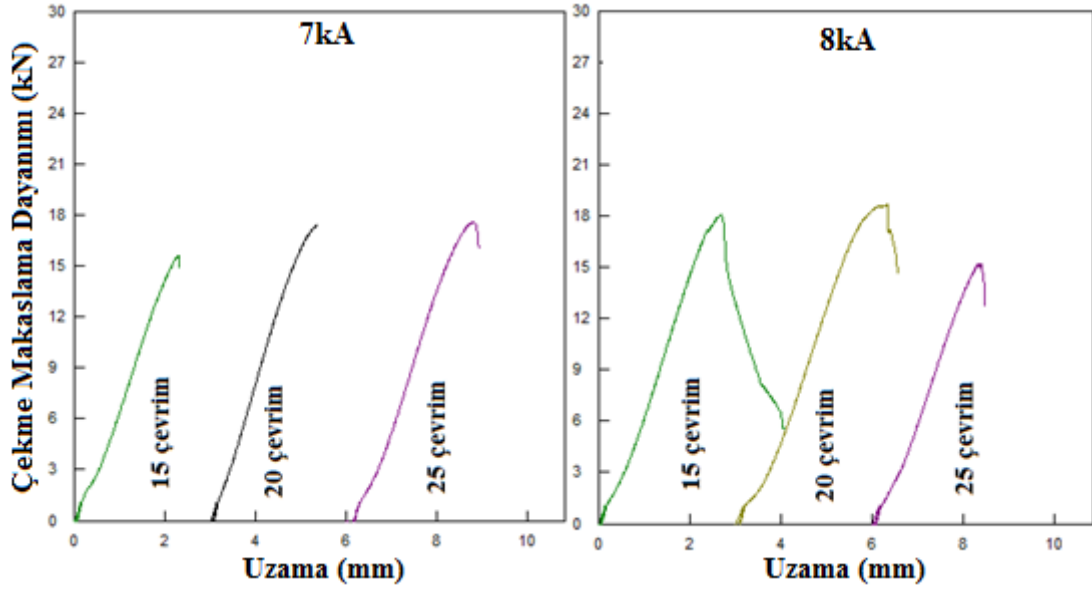
Optimum kaynak parametreleriyle ticari olarak temin edildiği şekliyle nokta direnç kaynağı ile birleştirildikten sonra 600°C sıcaklıkta 30 dakika gerilme giderme ısıl işlemi uygulanan numunelerin çekme-makaslama dayanımına, ayrılma biçimine, birleştirmelerin sertlik dağılımına ve mikroyapısına etkisi sırasıyla alt bölümlerde ele alınmış ve ısıl işlem uygulanmayan numunelerin sonuçları ile mukayese edilmiştir.

7.1.1. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi Ve Değerlendirilmesi

Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonucunda maksimum, minimum, ortalama çekme-makaslama taşıma yükleri ve ağırlıklı kopma türleri belirlenerek Çizelge 7.1’de verilmiş, ortalama çekme-makaslama uzama grafikleri ise Şekil 7.1’de gösterilmiştir.

Çizelge 7.1. Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış TRIP800 birleştirmelerinin çekme-makaslama deney sonucu.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak akımı (kA)	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	\bar{F}_{ort} (kN)	Uzama (mm)	Kopma türü
6	15	7	16.3	15.2	15.7	2.3	Düğmelenme
	20		18.2	16.6	17.4	2.3	Düğmelenme
	25		18.7	16.9	18.0	2.8	Düğmelenme
	15	8	19.5	17.3	18.3	2.8	Düğmelenme
	20		20.7	16.7	18.5	3.3	Düğmelenme
	25		17.1	12.0	15.2	2.3	Düğmelenme

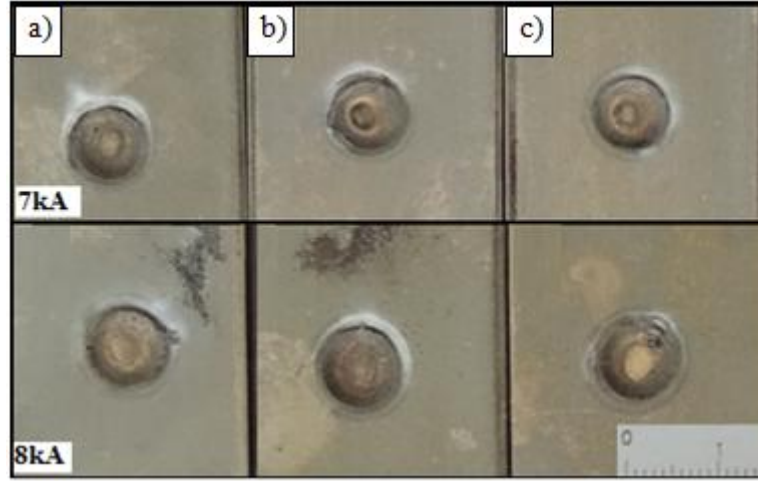


Şekil 7.1. Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde, farklı kaynak zamanlarında birleştirilen TRIP800 numunelerin çekme-makaslama grafikleri.

Çizelge 7.1 ve Şekil 7.1'deki çekme-makaslama sonuçları incelendiğinde, gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerde en yüksek çekme-makaslama dayanımı; 8 kA akım şiddetinde 20 çevrim kaynak zamanında, 18.5 kN olarak tespit edilmiştir. Çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi akım şiddeti ve kaynak zamanı artışına bağlı olarak artış göstermiştir. Genel olarak tüm gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımı temin edildiği, öndeformasyonlu ve kaplamalı şekilde birleştirilen numunelerin çekme-makaslama dayanımlarından düşük bulunmuştur. Bölüm 4.2.1'deki ticari olarak temin edildiği şekilde birleştirilen numunelerin çekme-makaslama dayanımları ile mukayese edildiğinde optimum dayanımı veren 8 kA, 20 çevrim kaynak zamanında elde edilen birleştirme çekme-makaslama dayanımının gerilme giderme ısıl işlemi sonrası 6.25 kN azaldığı tespit edilmiştir. Gerilme giderme ısıl işlemi sonrası birleştirmelerin ITAB ve kaynak çekirdeği bölgesinde oluşan martenzitik fazın temperlenmesine, dolayısıyla sertlik azalmasına bağlı olarak çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesinde azalma beklenen bir durumdur. Gerilme giderme ısıl işlemi sonrası çekme-makaslama dayanımı eğrilerindeki eğimin artışı ve optimum değerden sonraki azalma eğilimi ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numune çekme-makaslama diyagramlarındaki eğrilerle paralellik arz etmektedir.

7.1.1.1. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçimlerine Etkisi Ve Değerlendirilmesi

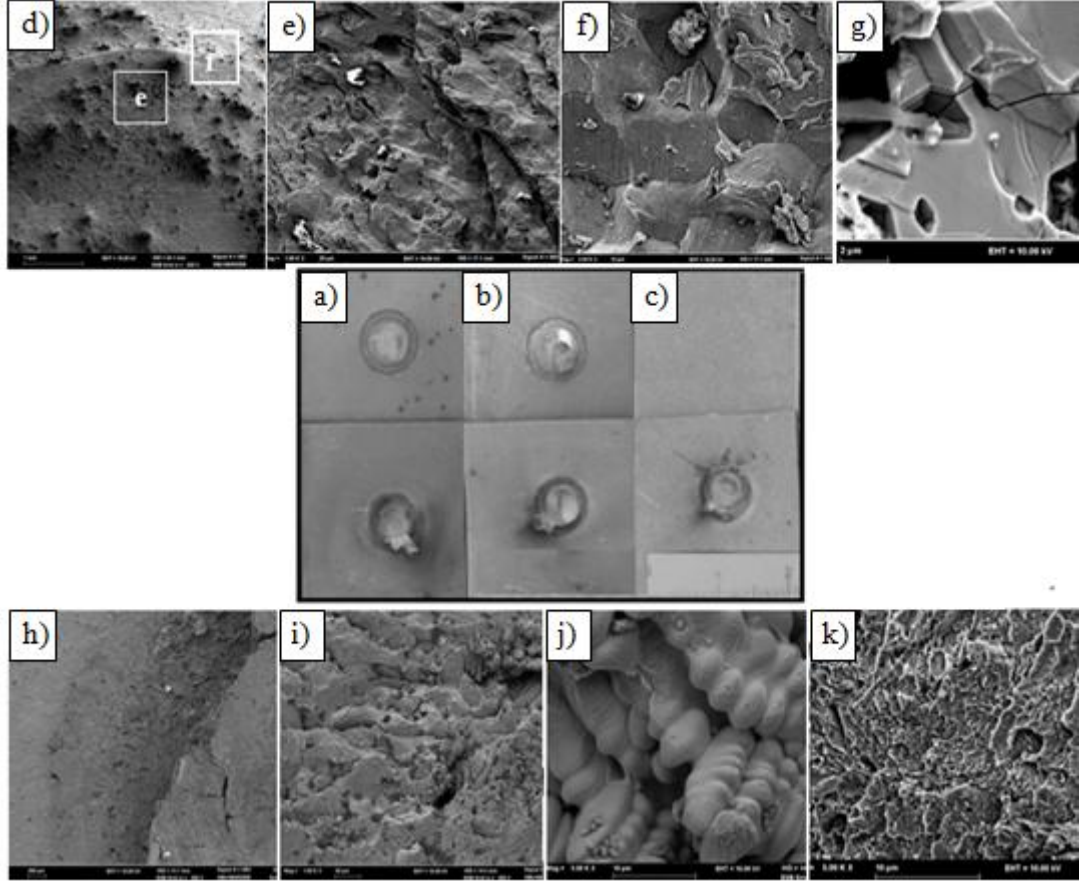
Ticari olarak temin edildikten sonra gerilme giderme ısıl işlemi uygulanan numunelerin çekme-makaslama testi sonrası ayrılma tipleri tüm kaynak parametreleri için sırasıyla Şekil 7.2’de gösterilmiştir.



Şekil 7.2. Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin ayrılma görüntüleri a) 15 çivrim, b) 20 çivrim, c) 25 çivrim.

Deney numunelerinde çekme-makaslama testi sırasında değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak çok nadir arayüzey ve kısmi arayüzey şeklinde (1veya 2 tane) ayrılma gerçekleşmiştir. Genelde ağırlıklı olarak tüm parametreler için düğmelenme şeklinde ayrılmalar oluşmuştur. Dolayısı ile tüm birleştirmelerde kullanılan kaynak parametreleri için Çizelge 7.1 ve Şekil 7.2’den görüldüğü gibi düğmelenme şeklinde ayrılmalar gerçekleşmiştir denilebilir. TRIP çeliğinin, kaynak sonrası kaynak çekirdeği ve ITAB yapısında hızlı soğumadan dolayı martenzitik dönüşüm oluşmaktadır. Sert martenzitin oluşumu çatlak oluşumunu kolaylaştırır ve arayüzey tipi ayrılmaları teşvik eder [64,124]. Bu tip ayrılmaları engellemek için kaynak sertliğini düşürmek veya kullanılan malzeme cinsine ve kalınlığına bağlı olarak çekirdek çapını arttırmak gerekmektedir [64]. Gerilme giderme tavlama sonucu bu sert fazın gerginliklerinin giderilmesi ile ayrılmaların daha ziyade daha kaba taneli ve daha düşük sertlikte olan ITAB’dan meydana geldiği düşünülmektedir.

Çalışmada ayrıca test numunelerinin farklı ayrılmanın başladığı bölgelerden kırılma yüzey görüntüleri alınmış ve Şekil 7.3'te gösterilmiştir.

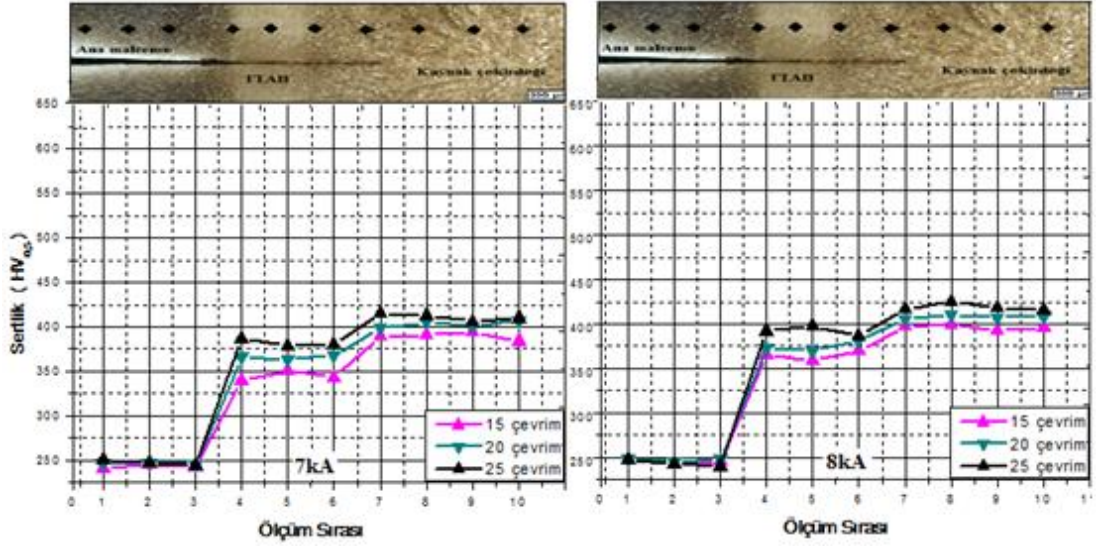


Şekil 7.3. Gerilme giderme ısıl işlemi sonrası çekme-makaslama deneyi kırılma görüntüleri, a,d,e,f,g) arayüzey, b,h,i,j) kısmi arayüzey, c,k) düğmelenme.

Şekil 7.3 a,d,e,f'den görüldüğü gibi, birleştirmelerde arayüzey yırtılması şeklindeki kırılmaların başladığı kaynak çekirdeği ve ITAB genel olarak gevrek kırılma yüzey morfolojisi sergilemektedir. Kırılmaların tane içi klivaj kırılmalar şeklinde meydana geldiği Şekil 7.3g'den açıkça görülmektedir. Kısmi arayüzey şeklindeki yırtılmalarda ise kırılmaların kaynak çekirdeği ve ITAB'dan yarı gevrek, yarı sünek biçimde ve dendiritik bir biçimde taneler arasından meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.3 i,j). Düğmelenme şeklindeki yırtılmalar ise birleştirmenin ITAB'dan başlayarak ana malzeme üzerinden sünek veya yarı sünek-gevrek kırılma biçiminde meydana gelmektedir (Şekil 7.3 c,k).

7.1.2. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Sertlik Ölçümü Sonuçlarına Etkisi Ve Değerlendirilmesi

Gerilme giderme ısıl işlemi sonrası TRIP800 birleştirmelerinin enine kesitinden alınan sertlik ölçüm grafikleri Şekil 7.4'te gösterilmiştir.

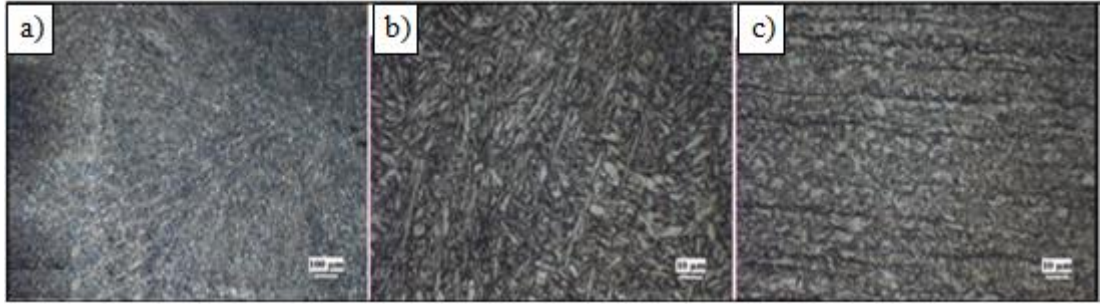


Şekil 7.4. Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış numune sertlik grafikleri.

Şekil 7.4'de gösterilen sertlik ölçüm sonuçlarına göre genel olarak ana malzemedan, ITAB ve kaynak metaline doğru gidildikçe sertliğin artış gösterdiği görülmektedir. Ana malzeme sertliği ortalama 245 HV olarak ölçülmüştür. 5 HV sertlik farkı TRIP800 çeliği ana malzemesi içerisindeki az miktardaki martenzit fazının gerilme giderme ısıl işlemi sonrası temperlenmesine ve kalıntı gerilmelerin giderilmesine bağlı olduğu düşünülmektedir. Genel olarak akım şiddeti ve kaynak zamanının artmasıyla beraber birleştirme ITAB ve kaynak çekirdeği sertliklerinde artış meydana geldiği görülmektedir. Bu durum temin edildiği şekliyle, öndeformasyon uygulandıktan sonra ve kaplamalı olarak birleştirilen numune sertliklerine paralellik sergilediğini göstermekle beraber, sertlik gerilme giderme ısıl işlemi ile düşmüştür. Kaynak çekirdeği sertliği 375-420 HV arasında, ITAB sertliği ise 325-400 HV arasında değişmektedir. Göze çarpan bir diğer husus da ITAB sertliği ile kaynak çekirdeği sertliğinin birbirine yaklaşmasıdır.

7.1.3. Gerilme Giderme Isıl İşleminin Birleştirme Mikroyapısına Etkisi ve Değerlendirilmesi

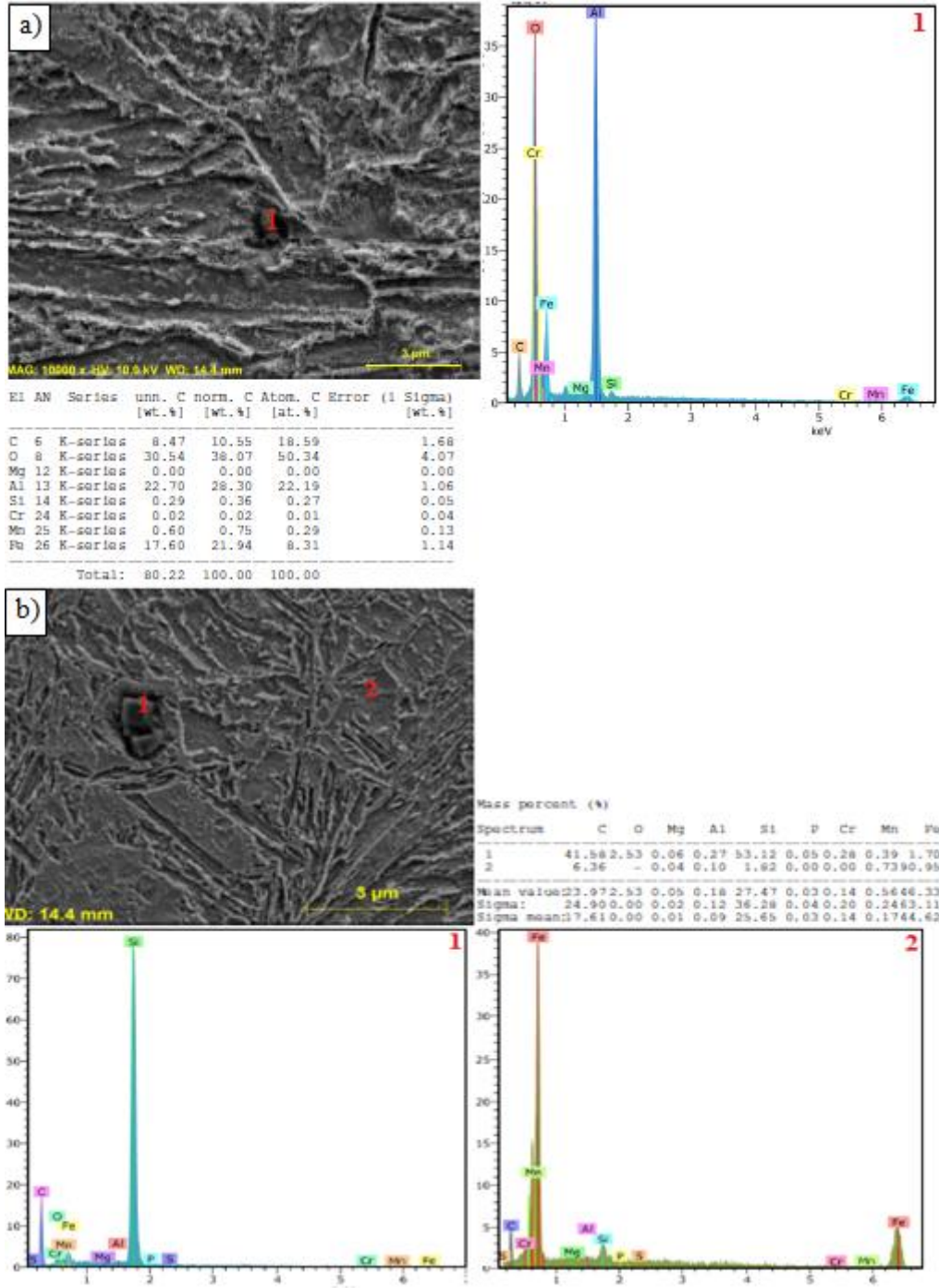
Ticari olarak temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin gerilme giderme ısıl işlemi sonrası kaynak bölgesi, kaynak çekirdeği ve ITAB mikroyapıları incelenmiştir. Şekil 7.5'te optimum çekme-makaslama dayanımını veren kaynak parametreleriyle birleştirilmiş gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış numune mikroyapı resimleri gösterilmiştir.



Şekil 7.5. Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış 8 kA akım şiddetinde 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune a) birleşme bölgesi, b) kaynak çekirdeği, c) ITAB mikroyapıları.

Şekil 7.5'ten görüldüğü gibi farklı kaynak parametreleriyle birleştirildikten sonra gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapı incelemelerinde ısıl işlem uygulanmamış numunelere kıyasla beklenildiği gibi mikroyapısal bir değişim meydana gelmemekle beraber martenzit fazının ısıl işlemle temperlenmiş olduğu düşünülmektedir. Sertlik ölçüm sonucu da bu sonucu desteklemektedir.

Ayrıca numuneler SEM ile incelenerek noktasal EDS analizleri yapılmıştır. Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış numunelerde de kaynak çekirdeği ve ITAB'da alüminyum (Şekil 7.6 a) ve silisyum (Şekil 7.6 b) türevli inklüzyon varlığı tespit edilmiştir.



Şekil 7.6. Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış 8 kA akım şiddeti, 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilmiş numune kaynak bölgesi a) alüminyum oksit inklüzyon, b) silisyum oksit inklüzyon EDS analizi.

Şekil 7.6'dan görüldüğü gibi gerilme giderme ısıl işlemi uygulanan birleştirmelerin kaynak bölgesinde çeşitli boyut ve dağılımlarda Al ve Si türevi oksit inklüzyonları tespit edilmiştir.

7.2. BOYA KURUTMA ISIL İŞLEMLİ BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK VE MİKROYAPI DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde nokta direnç kaynaklı TRIP800 çeliklerinin boyama işlemi sonrası uygulanan kurutma işleminin kaynağa etkisinin araştırılması amacıyla, birleştirmelere sırasıyla, 170°C sıcaklıkta 20 dakika, 150°C sıcaklıkta 30 dakika ve ardından tekrar 150°C sıcaklıkta 30 dakika ısıl işlem uygulanarak ardından havada soğutma işlemi uygulanmıştır. Böylece ısıl işlem sonrası kaynağın mekanik ve mikroyapı özellikleri deneysel olarak incelenmiştir.

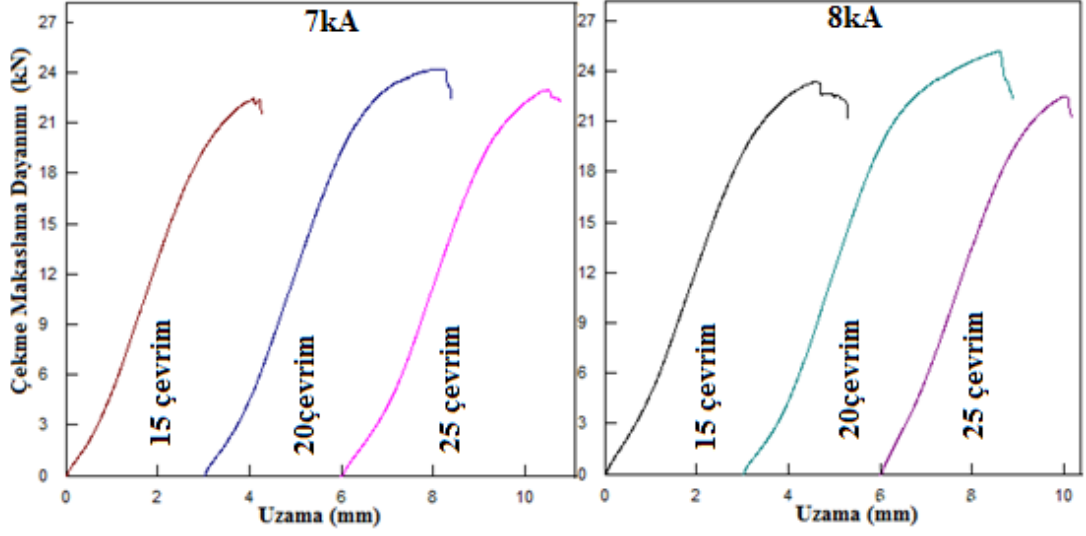
7.2.1. Boya Kurutma Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi Ve Değerlendirilmesi

Çekme-makaslama testi sonucunda numunelerin maksimum, minimum, ortalama çekme-makaslama taşıma yükleri ve ağırlıklı kopma türü belirlenerek Çizelge 7.2’de verilmiş, ortalama çekme-makaslama uzama grafikleri ise Şekil 7.7’de gösterilmiştir.

Çizelge 7.2. Boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış TRIP800 birleştirmelerinin çekme makaslama deney sonucu.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak akımı (kA)	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	\bar{F}_{ort} (kN)	Uzama (mm)	Kopma türü
6	15	7	24.2	20.1	22.5	4.3	Kısmi Arayüzey
	20		24.8	22.8	24.2	4.9	Düğmelenme
	25		24.1	22.4	23.04	5.2	Düğmelenme
	15	8	25.17	21.01	23.4	4.4	Düğmelenme
	20		25.2	22.5	25.2	4.9	Düğmelenme
	25		25.8	20.05	22.5	5.7	Düğmelenme

Çizelge 7.2’deki çekme-makaslama sonuçları incelendiğinde, boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerde en yüksek çekme-makaslama dayanımı; 8 kA akım şiddetinde 20 çevrim kaynak zamanında, 25.2 kN, olarak tespit edilmiştir. Çekme-makaslama testi sonrası kopma türleri ağırlıklı olarak düğmelenme şeklinde meydana gelmiştir.



Şekil 7.7. Boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddeti için farklı kaynak zamanlarında birleştirilmiş numunelerin çekme-makaslama grafiği.

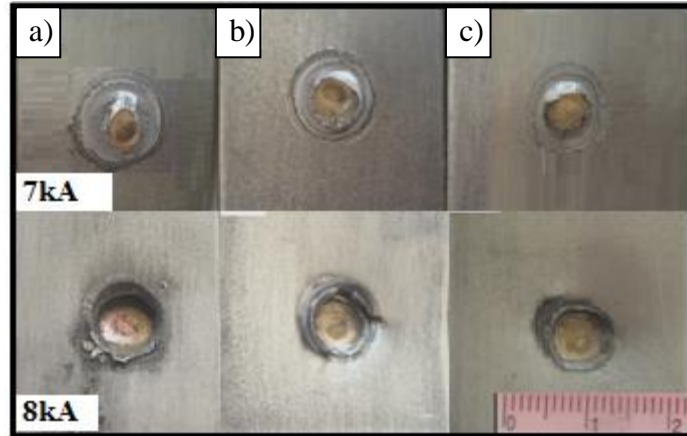
Çizelge 7.2 ve Şekil 7.7'deki çekme-makaslama sonuçları incelendiğinde, boyama kurutma ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımı, 7-8 kA akım şiddeti, 25 çevrim kaynak zamanı hariç, ticari olarak temin edildiği şekliyle ve kaplamalı olarak birleştirilen numune çekme dayanımlarından az da olsa yüksek bulunmuştur. Bu artış genel olarak 0.5-1 kN arasında değişmektedir. Bu durum boyama kurutma ısıl işleminin nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin çekme-makaslama dayanımını arttırdığına işaret etmektedir. Birleştirmelerin uzama değerlerinde de ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle kıyaslandığında az miktarda artış tespit edilmiştir.

Benzer şekilde Mukhopadyay vd.[139] çalışmalarında, ultra düşük karbonlu fırın sertleşmeli çeliklerin nokta direnç kaynağı sonrası boyama kurutma işleminin çekme-makaslama dayanımlarını arttırdığını rapor etmişlerdir. Tumuluru [146], DP ve TRIP780 çeliklerine nokta direnç kaynağı sonrası boyama kurutma ısıl işlemi uygulamış ve her iki birleştirmede de ısıl işlem sonrası kaynak bölgesi ve ITAB'da ikiz martenzit bölgelerinde epsilon karbür (ϵ) oluşumu tespit etmiştir. Boya kurutma ısıl işleminin dislokasyonlar ve tane sınırları etrafında Cottrell atmosferi oluşturmakta ve dolayısıyla bölgesel akma dayanımını artırarak birleştirmenin çekme makaslama dayanımlarını az miktarda arttırdığı düşünülmektedir [147]. Yapılan literatür araştırmalarında, boyama kurutma ısıl işleminin, birinci aşama Cottrell kilitlemesi

oluşumu ve ikinci aşama koherent karbür partiküllerinin oluşumu ile iki aşamaya bağlı olarak dayanımı arttırdığı belirtilmektedir [152-154]. De vd [154] ile Leslie ve Rauch[155] düşük karbonlu çeliklerde koherent karbür oluşumlarının oluşmadığını tespit etmişlerdir.

7.2.1.1. Boya Kurutma Isıl İşleminin Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçimine Etkisi Ve Değerlendirilmesi

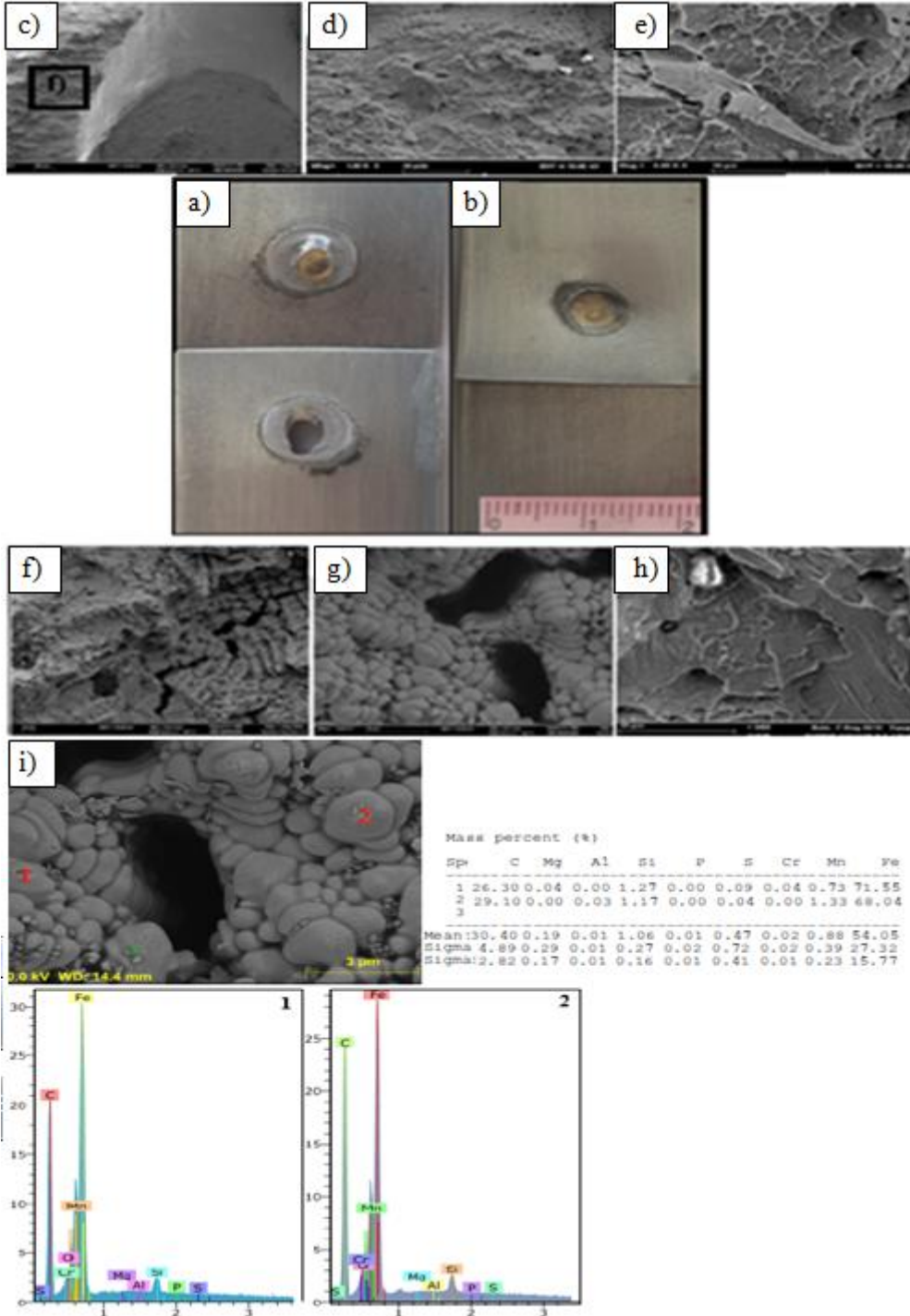
Ticari olarak temin edildikten sonra boya kurutma ısıl işlemi uygulanan numunelerin çekme-makaslama testi sonrası ayrılma tipleri tüm kaynak parametreleri için sırasıyla Şekil 7.8’de gösterilmiştir.



Şekil 7.8. Boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri a) 15 çevrim, b) 20 çevrim c) 25 çevrim.

Çizelge 7.2 ve Şekil 7.8’den görüldüğü gibi, deney numunelerinde çekme makaslama testi sırasında değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak ayrılmalar kısmi arayüzey ve düğmelenme şeklinde gerçekleştiği belirlenmiştir. Ayrılmalar genel olarak tüm kaynak parametreleri için ITAB-ana malzeme arayüzeyinden meydana gelmiştir.

Çalışmada ayrıca test numunelerinin farklı ayrılmanın başladığı kırılma bölgelerinden yüzey görüntüleri ve EDS analizi alınmış ve Şekil 7.9’da gösterilmiştir.



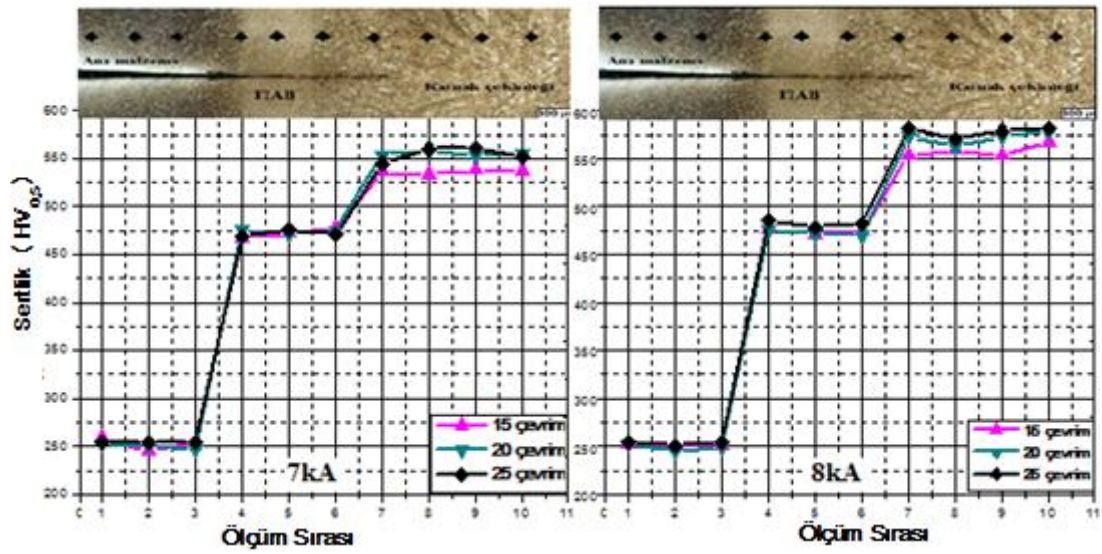
Şekil 7.9. Boya kurutma ısı işleme sonrası birleştirme çekme-makaslama testi sonrası ayrılma biçimi SEM görüntüsü a,c,f,g,h) kısmi arayüzey, b,d,e,) düğmelenme, i) EDS analizi.

Şekil 7.9'dan görüldüğü gibi kısmi arayüzey ayrılmasında kırılma ITAB-kaynak arayüzeyinden gevrek veya dendiritik şekilde taneler arasından meydana gelmiştir.

Düğümlenme şeklinde kırılmalar ITAB-ana malzeme arayüzeyinden gevrek-sünek yapıda oluştuğı düşünölmektedir.

7.2.2. Boya Kurutma Isıl İşleminin Sertlik Ölçümü Sonuçlarına Etkisi Ve Değerlendirilmesi

Boya kurutma ısııl işleminin sonrası TRIP800 birleştirmelerinin enine kesitinden alınan sertlik ölçüm grafikleri Şekil 7.10'da gösterilmiştir.



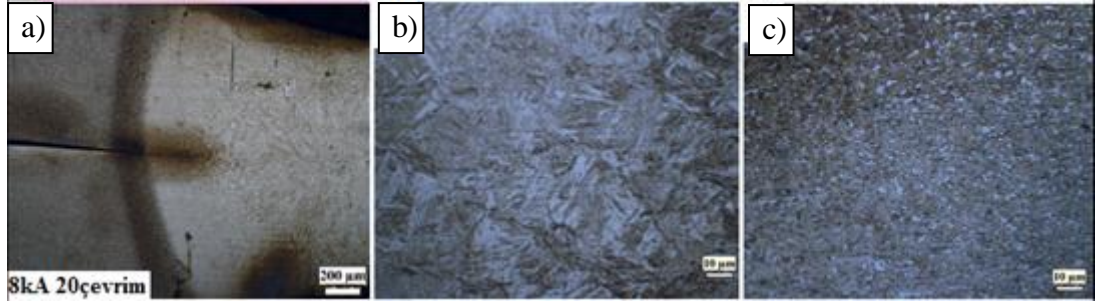
Şekil 7.10. Boya kurutma ısııl işleminin uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde ve farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numune sertlik ölçüm grafiğı.

Şekil 7.10'de gösterilen sertlik ölçüm sonuçlarına göre genel olarak ana malzemenin ITAB ve kaynak metaline doğru gidildikçe sertliğı artışı gösterdiği görölmektedir. Ana malzeme sertliğı ortalama 250 HV olarak ölçölmüştür. ITAB sertliğı ortalama 470-480 HV arasında değişirken kaynak çekirdeğı sertliğı ise 525-575 HV arasında değişmektedir.

Sertlik ölçümleri ticari olarak temin edildiğı şekliyle birleştirilen numune sertlikleri ile paralellik sergilemektedir. Genel olarak değerlendirildiğinde boya kurutma işleminin birleştirme sertliğini değıştirmediğı ifade edilebilir.

7.2.3.Boya kurutma Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkisi Ve Değerlendirilmesi

Ticari olarak temin edildiği şekliyle farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin boya kurutma ısıl işlemi sonrası kaynak bölgesi, kaynak çekirdeği ve ITAB mikroyapıları incelenmiştir. Maksimum çekme-makaslama dayanımını veren kaynak parametreleriyle elde edilen numuneye boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış ve içyapısı incelenen numunenin mikroyapı resimleri gösterilmiştir (Şekil 7.11).



Şekil 7.11. Boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış, 8 kA akım şiddetinde ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune a) birleşme bölgesi, b) kaynak çekirdeği, c) ITAB mikroyapıları.

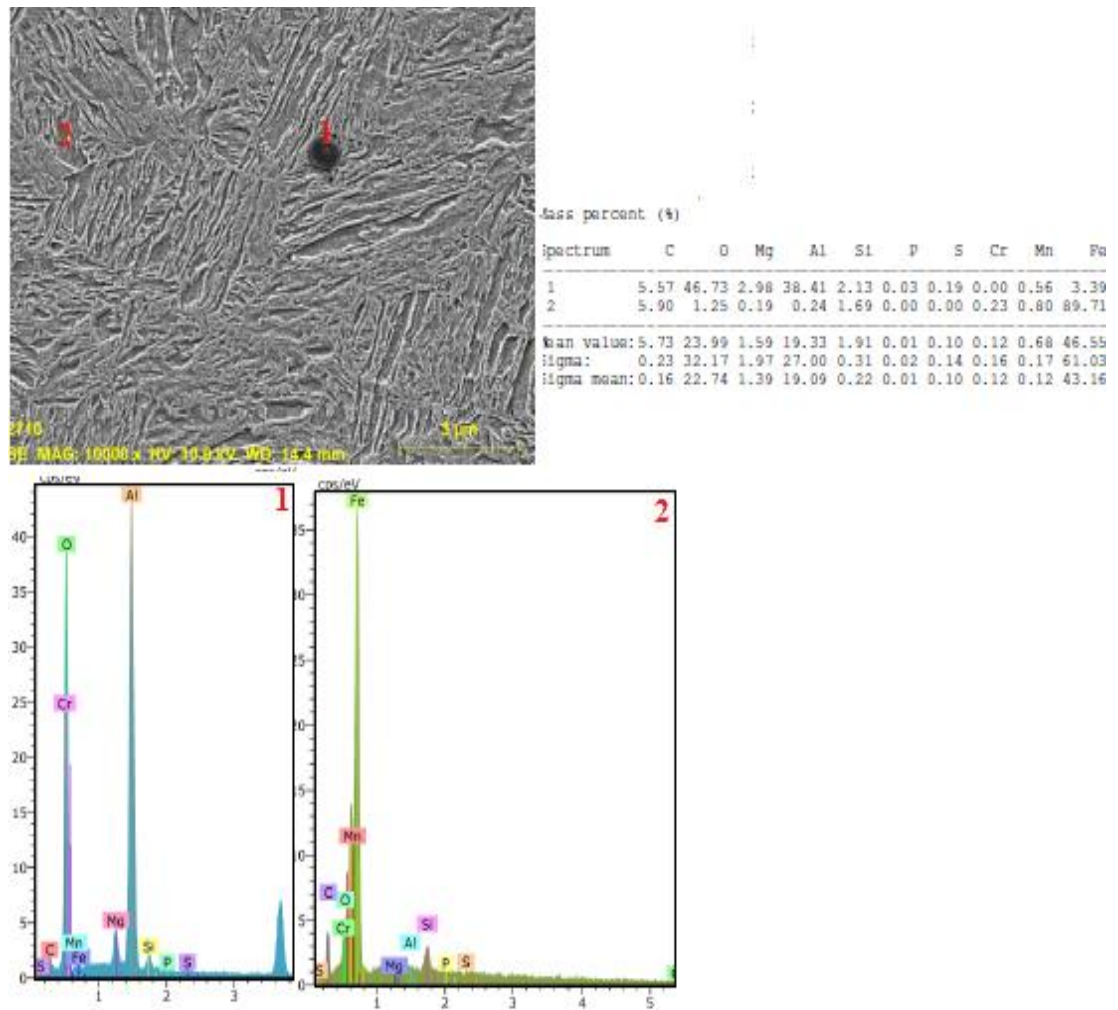
Şekil 7.11'den görüldüğü boya kurutma işlemi uygulanmış numune kaynak bölgesi ve ITAB mikroyapısında ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numune kaynak bölgesinde ağırlıklı olarak martenzit fazı, ITAB'da ise martenzit yanı sıra ferrit, az miktarda kalıntı östenit, beynit ve temperlenmiş martenzit görülmektedir. Nokta direnç kaynaklı TRIP çelikleri için benzer mikroyapı sonuçları Khan vd [78] tarafından rapor edilmiştir.

Farklı kaynak parametreleriyle birleştirildikten sonra boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapı incelemelerinde ısıl işlem uygulanmamış numunelere kıyasla beklenildiği gibi mikroyapısal bir değişim meydana gelmediği görülmektedir. Sertlik ölçüm sonucu da bu durumu desteklemektedir.

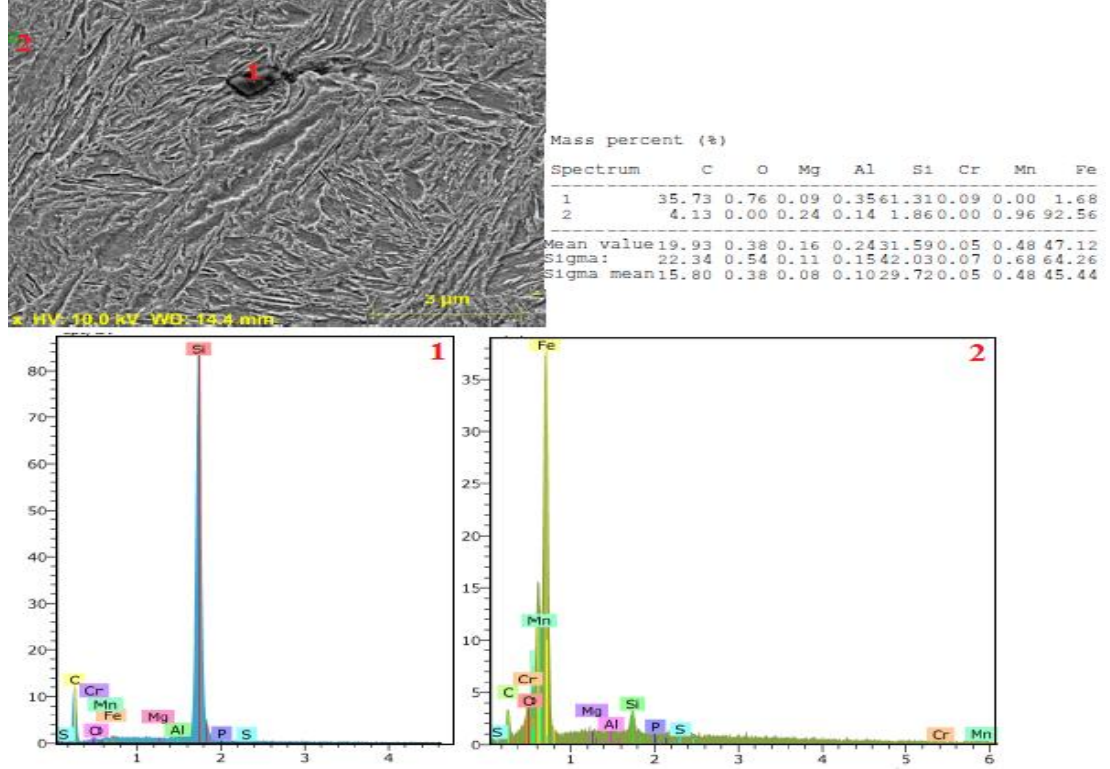
Benzer şekilde, Tumuluru [146] TRIP780 çeliklerine nokta direnç kaynağı sonrası boyama kurutma ısıl işlemi uygulayarak, birleştirme kaynak bölgesi ve ITAB mikroyapısını SEM ve TEM ile incelemiş ve ısıl işlem sonrası mikroyapının herhangi bir değişim göstermediğini rapor etmiştir. 150°C ve 170°C uygulama

sıcaklığı ısıtıl işlem için düşük sıcaklıklar olduğundan dolayı boyama kurutma ısıtıl işlemi mikroyapıdaki kalıntı östeniti değiştirmesi beklenemez. Çünkü kalıntı östenit ancak 200°C üzerindeki sıcaklıklarda ayrışım (dekompozisyon) gösterir [156,157]. Temper martenzitte 150°C ve 170°C sıcaklıkta herhangi bir değişim görülmemektedir. Çünkü düşük olan bu sıcaklıklarda karbür büyümesi beklenmez.

Boya kurutma ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde de kaynak çekirdeği ve ITAB'da inklüzyonların varlığı tespit edilmiştir (Şekil 7.12 ve Şekil 7.13).



Şekil 7.12. Boya kurutma ısıtıl işlemi uygulanmış, 7 kA akım şiddetinde ve 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune kaynak bölgesi EDS analizi.



Şekil 7.13. Boya kurutma ısıl işlemleri uygulanmış, 8 kA akım şiddetinde ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numune kaynak bölgesi EDS analizi.

EDS analiz sonuçları bu inklüzyonların da alüminyum ve silisyum oksit ve/veya silisyum türevli inklüzyonlar olduğuna işaret etmektedir.

7.3. DEFORMASYON SONRASI BİRLEŞTİRİLEN BOYA KURUTMA ISIL İŞLEMLİ NUMUNELERİN MEKANİK VE MİKROYAPI DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde, otomotiv imalatı sırasında uygulanan işlemleri simule etmek adına kaynak öncesi soğuk deformasyon sonrası nokta direnç kaynağı ile birleştirilen TRIP800 çeliklerinin boyama işlemi sonrası uygulanan kurutma işleminin birleştirmenin özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla %10 öndeformasyonlu birleştirmelere sırasıyla, 170°C sıcaklıkta 20 dakika, 150°C sıcaklıkta 30 dakika ve ardından tekrar 150°C sıcaklıkta 30 dakika ısıl işlem uygulanarak havada soğutma işlemi uygulanmış ve ısıl işlem sonrası kaynağın mekanik ve mikroyapı özellikleri deneysel olarak incelenmiştir. Teknolojik olarak şekillendirilmiş ve boyanmış sacın

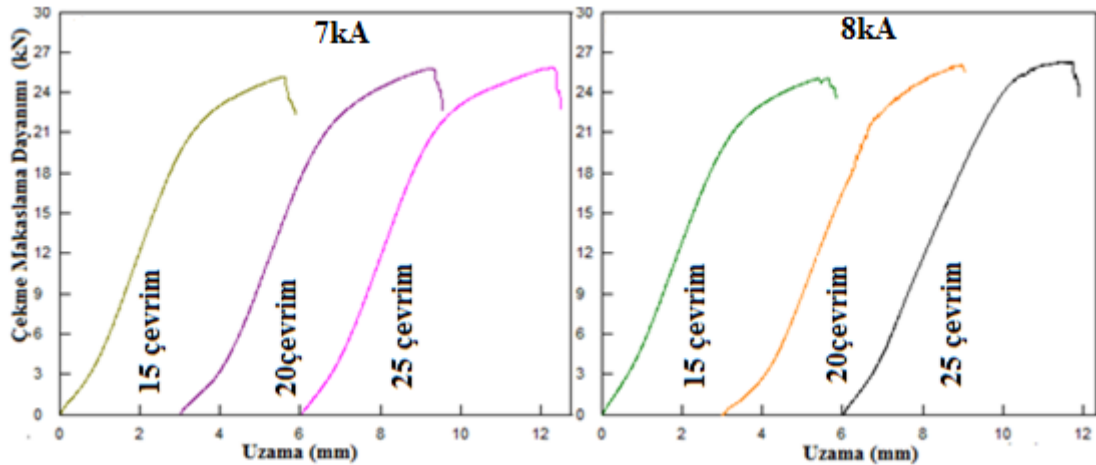
boya pişirme işlemi sırasında akma mukavemetinde görülen artış (fırınlama serleşmesi) deformasyon yaşanması mekanizması ile açıklanmaktadır [157-159].

7.3.1. Çekme-Makaslama Dayanımına Etki Eden Parametreler Ve Kopma Türlerinin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

Boya kurutma ısıl işlemi uygulanan deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonucunda maksimum, minimum, ortalama çekme-makaslama taşıma yükleri ve ağırlıklı kopma türleri belirlenerek Çizelge 7.3’de verilmiş, ortalama çekme-makaslama uzama grafikleri ise Şekil 7.14’te gösterilmiştir.

Çizelge 7.3. Boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış deformasyon sonrası birleştirilmiş TRIP800 çeliklerinin çekme-makaslama deney sonucu.

Elektrot kuvveti (kN)	Kaynak zamanı (çevrim)	Kaynak akımı (kA)	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	\bar{F}_{ort} (kN)	Uzama (mm)	Kopma türü
6	15	7	24.2	20.1	25.2	4.59	Kısmi arayüzey
	20		24.2	20.8	25.7	5.2	Düğmelenme
	25		24.1	22.4	25.9	5.2	Düğmelenme
	15	8	25.17	21.01	25.17	4.6	Düğmelenme
	20		25.2	22.5	25.9	5.4	Düğmelenme
	25		25.8	20.05	26.6	5.5	Düğmelenme



Şekil 7.14. Boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilmiş deformasyonlu numune çekme-makaslama dayanımı.

Çizelge 7.3 ve Şekil 7.14'teki çekme-makaslama sonuçlarına göre, boyama kurutma ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerde en yüksek çekme-makaslama yükü; 8 kA akım şiddetinde 25 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunede, 26.6 kN olarak tespit edilmiştir. Çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi birleştirmelere uygulanan akım şiddeti ve kaynak zamanı artışına bağlı olarak artış göstermiştir.

Genel olarak değerlendirildiğinde öndeformasyon uygulandıktan sonra birleştirilen ve sonrasında boya kurutma ısıl işlemi uygulanan numunelerin çekme-makaslama dayanımı yalnızca öndeformasyon uygulandıktan sonra birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde bazı kaynak parametreleri için hemen hemen aynı veya dikkate alınmayacak kadar küçük farkla (0.2 kN-0.3 kN) yüksek çıkmıştır.

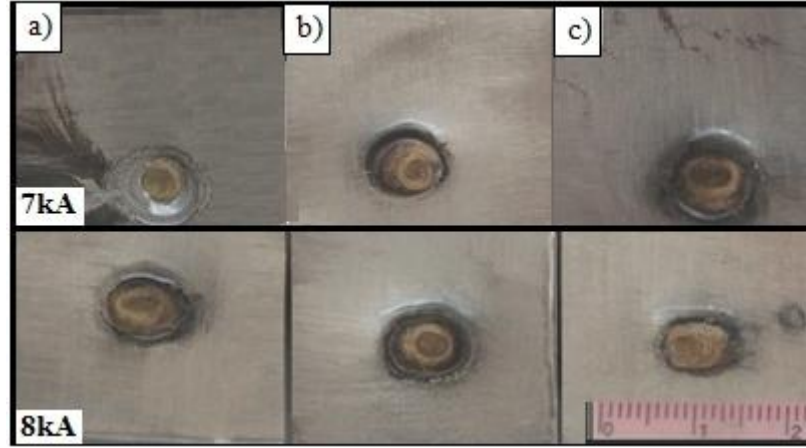
Bu durum boyama kurutma ısıl işleminin, deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin çekme-makaslama dayanımını belirgin bir şekilde etkilemediğine işaret etmektedir. Benzer şekilde birleştirmelerin uzama değerleri de belirgin bir farklılık göstermemiştir.

Sonuç olarak; çalışma kapsamında uygulanan boya kurutma ısıl işlemi öncesi birleştirilen numuneler değerlendirildiğinde, öndeformasyonun TRIP800 çeliklerinin nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin çekme-makaslama dayanımını arttırdığı ifade edilebilir.

Fakat uygulanan boya kurutma ısıl işleminin birleştirme çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesine belirgin bir etkisinin olmadığı düşünülebilir. Nokta direnç kaynağı öncesi uygulanan öndeformasyonun, birleştirme çekme-makaslama dayanımını arttırmasındaki sebebi deformasyona bağlı mikroyapısal dönüşüm, artan dislokasyon yoğunluğu ve aynı zamanda Cottrell atmosferi oluşumu ile ilişkilendirilebilir [146].

7.3.1.1. Çekme-Makaslama Deneyi Sonucu Ayrılma Biçiminin İncelenmesi Ve Değerlendirilmesi

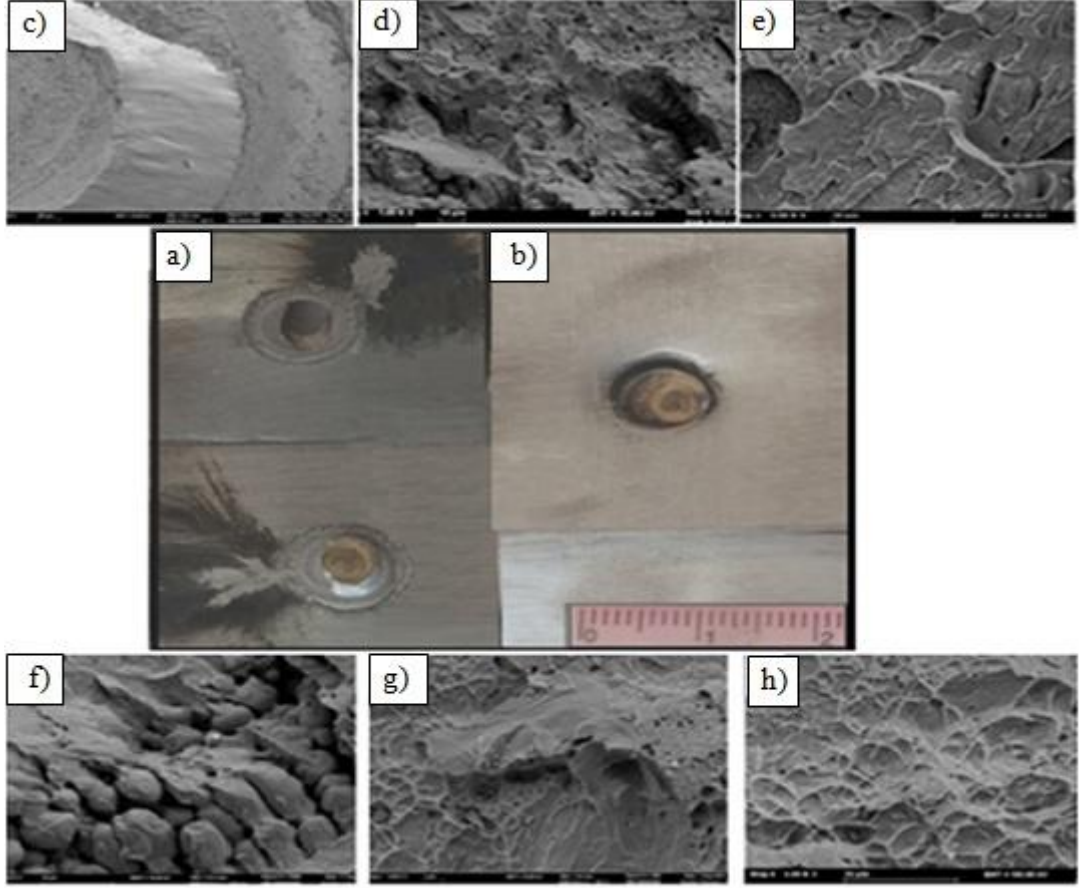
Deformasyon sonrası boya kurutma ısıl işlemi uygulanan numunelerin çekme-makaslama testi sonrası ayrılma tipleri tüm kaynak parametreleri için sırasıyla Şekil 7.15'te gösterilmiştir.



Şekil 7.15. Deformasyon sonrası 7 kA ve 8 kA akım şiddetinde birleştirilmiş boya kurutma ısıl işlemli numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri a) 15 çevrim, b) 20 çevrim, c) 25 çevrim.

Çizelge 7.3 ve Şekil 7.15'ten görüldüğü gibi deney numunelerinde çekme makaslama testi sonucunda kaynak parametrelerine bağlı olarak ayrılmalar kısmi arayüzey ve düğmelenme şeklinde gerçekleştiği belirlenmiştir. Ayrılmalar genel olarak tüm kaynak parametreleri için ITAB-ana malzeme arayüzeyinden gelmiştir.

Çalışmada ayrıca test numunelerinin farklı ayrılmanın başladığı bölgelerinden yüzey görüntüleri, kırılma yüzey görüntüleri alınmış ve Şekil 7.16'da gösterilmiştir.

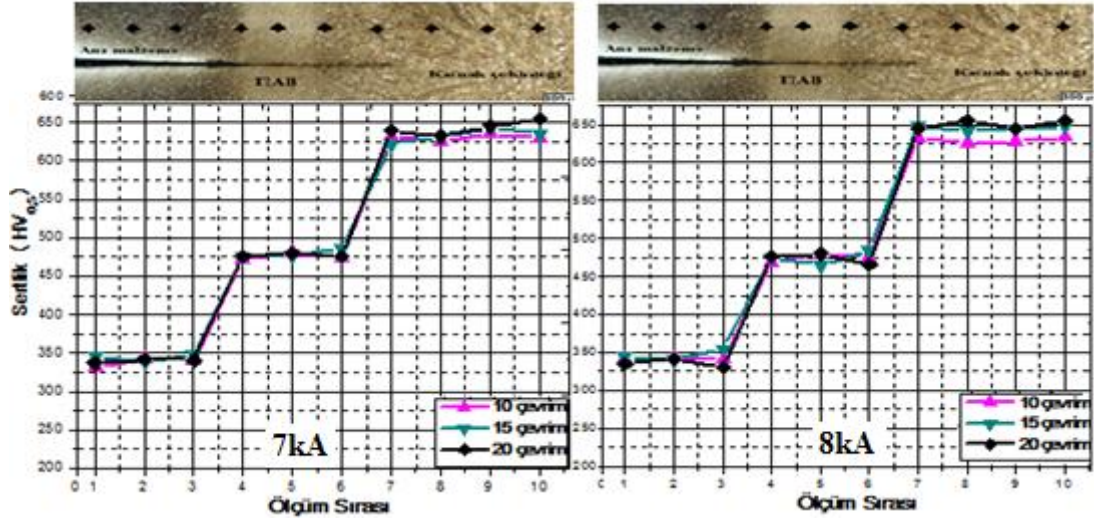


Şekil 7.16. Deformasyon sonrası birleştirilmiş boya kurutma ısı işlemi numunelerin ayrılma biçimleri SEM görüntüsü a,c,d,e,f) kısmi arayüzey, b,g,h) düğmelenme.

Şekil 7.16'dan görüldüğü gibi, kısmi arayüzey ayrılmalar ITAB-kaynak arayüzeyinden yarı gevrek ve yarı dendiritik bir şekilde taneler arasından meydana gelmiştir. Düğmelenme şeklinde kırılmalar ise ITAB-ana malzeme arayüzeyinden gevrek-sünek yapıda meydana gelmiştir.

7.3.2. Boya Kurutma Isıl İşleminin Sertlik Ölçümü Sonuçlarına Etkisi Ve Değerlendirilmesi

Boya kurutma ısı işlemi sonrası öndeforme edilen TRIP800 birleştirmelerinin enine kesitinden alınan sertlik ölçüm grafikleri Şekil 7.17'de gösterilmiştir.



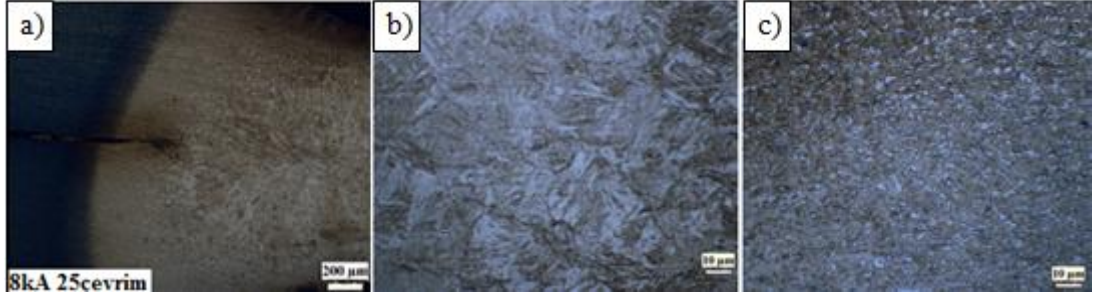
Şekil 7.17. Deformasyon sonrası farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış numune sertlik ölçüm grafikleri.

Şekil 7.17'de gösterilen sertlik ölçüm sonuçlarına göre; genel olarak ana malzemeden, ITAB ve kaynak metaline doğru gidildikçe sertliğin artış gösterdiği görülmektedir. Ana malzeme sertliği ortalama 350HV ölçülmüştür. ITAB sertliği 450-480HV arasında değişirken, kaynak çekirdeği sertliği ise 600-650 HV arasında değişmektedir. Deforme edildikten sonra birleştirilen ısıl işlemsiz numunelere kıyasla birleştirme sonrası boya kurutma ısıl işlemi uygulanan numune sertlikleriyle birlikte değerlendirildiğinde kaynak metali ve ITAB sertliğinde belirgin bir sertlik değişimi meydana gelmemiştir.

Sertlik ölçüm sonucu deforme edildikten sonra birleştirilen ısıl işlemsiz numune sertlikleri ile paralellik sergilemektedir. Genel olarak değerlendirildiğinde boya kurutma işleminin birleştirme sertliğini değiştirmedığı söylenebilir.

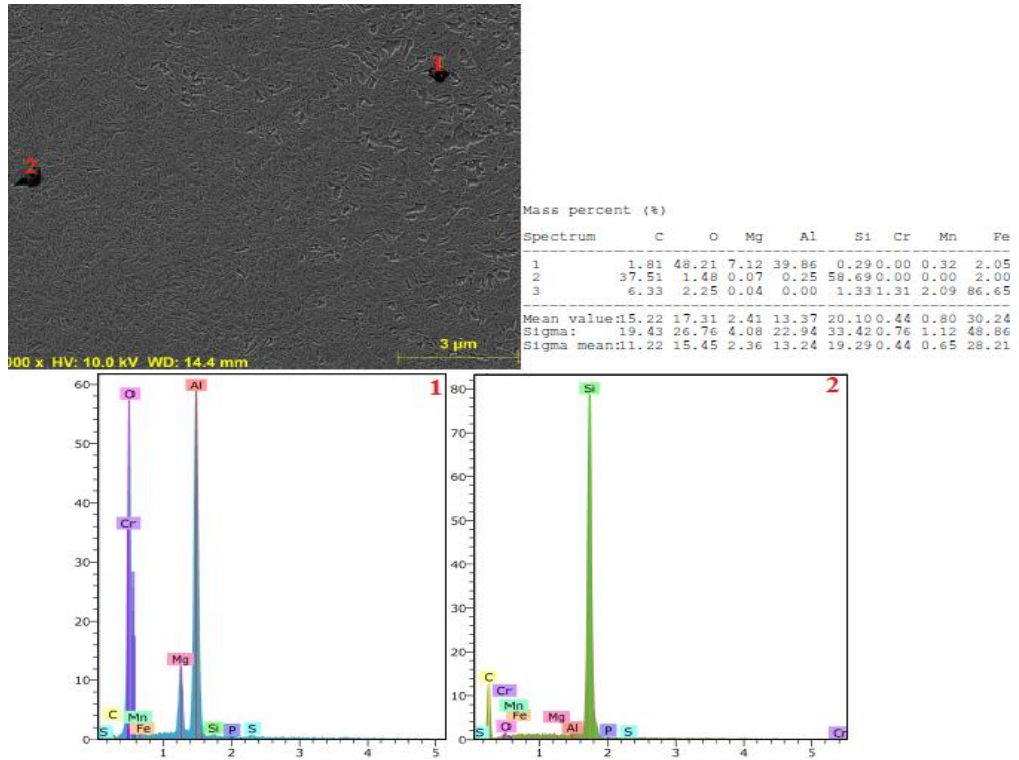
7.3.3.Boya Kurutma Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkisi Ve Değerlendirilmesi

Deforme edildikten sonra farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin boya kurutma ısıl işlemi sonrası kaynak çekirdeği ve ITAB mikroyapıları incelenmiştir. Maksimum çekme-makaslama dayanımını veren kaynak parametreleriyle elde edilen boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış öndeyformasyon sonrası birleştirilen numune mikroyapı resimleri gösterilmiştir (Şekil 7.18).



Şekil 7.18. Deformasyon sonrası boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma görüntüleri.

Şekil 7.18'den görüldüğü deforme edildikten sonra birleştirilen boya kurutma işlemi uygulanmış numune kaynak çekirdeğinde martenzit, ITAB'da temper martenzit yanı sıra ferrit, az miktarda kalıntı östenit, beynit görülmektedir. Boya kurutma ısıl işleminin deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin mikroyapılarında belirgin bir değişim oluşturmadığı görülmektedir. Boya kurutma ısıl işlemi uygulanmış numunelerde de kaynak çekirdeğinde inklüzyonların varlığı optik mikroskop ve SEM incelemelerinde tespit edilmiştir (Şekil 7.19).



Şekil 7.19. Deformasyon sonrası kurutma ısıl işlemi uygulanmış numune kaynak bölgesi EDS analizi.

EDS analizi sonuçları ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyonlu olarak birleştirilen numunelere benzer şekilde kaynak bölgesi ve ITAB'da oluşan inklüzyonların alüminyum ve silisyum oksit veya silisyum türevi inklüzyonlar olduğuna işaret etmektedir. Boya kurutma ısıl işleminin kaynak bölgesi ve ITAB'da meydana gelen inklüzyon boyut dağılım ve miktarında herhangi bir değişim meydana getirmediği görölmektedir.

BÖLÜM 8

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, ağırlıklı olarak otomotiv sektöründe kullanılan 1.5 mm sac kalınlığında TRIP800 çeliğinin nokta direnç kaynak kabiliyeti araştırılmıştır. Bu amaçla farklı kaynak parametrelerinde kaynak edilecek malzemenin imalat sürecinde karşılaşacağı durumlar göz önünde bulundurularak, ticari olarak temin edildiği şekliyle, öndeformasyon uygulandıktan sonra ve galvaniz kaplı şekliyle birleştirilmiştir. Geniş bir aralıkta seçilen kaynak parametreleriyle; temin edildiği ve öndeformasyon uygulanmış şekliyle birleştirilen numunelerin testlerinden elde edilen verilerle kaynak kabiliyeti diyagramı oluşturulmuştur. Belirlenen optimum kaynak parametreleri seçilerek elde edilen birleştirmelere gerilme giderme ısıl işlemi (600°C sıcaklıkta 30 dakika) ve otomotiv endüstrisinde boyama işlemi sonrası uygulanan 170°C sıcaklıkta 20 dakika ve 150°C sıcaklıkta 30 dakika kurutma işleminin etkisinin araştırılması amacıyla ısıl işlem uygulanmıştır. Kaynaklı birleştirmelerden elde edilen numunelerin mekanik özellikleri belirlenmiş, mikroyapı incelemeleri ve karakterizasyonu da gerçekleştirilmiştir. Çalışmada elde edilen bulgular aşağıda özetlenmiştir;

Ticari olarak temin edildiği şekli ile birleştirilen numuneler için genel sonuçlar;

- Kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanı değişiminin kaynak geometrisi; çekirdek çapı, çekirdek kesit yüksekliği, çekirdek çapı/çekirdek kesit yüksekliği oranı ve elektrot dalma derinliği üzerinde belirgin bir etkisi bulunmaktadır. Genel olarak değerlendirildiğinde düşük kaynak akım şiddetinde farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerde kaynak çekirdek çapı üzerinde kaynak zamanının etkisi daha belirgin bulunurken yüksek akım şiddeti ve farklı kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerin çekirdek çapında akım şiddetinin etkisi daha belirgin olarak görülmektedir.

- Akım şiddeti ve kaynak zamanı artışıyla ilişkili olarak ısı girdisi artışı ve elektrot-iş parçası temas yüzeyi alanının artışına bağlı, çekirdek çapı, d_n , ve elektrot dalma derinliği, e_i artmıştır. Kaynak çekirdek çapı, 5 çevrim üzerindeki tüm kaynak zamanları için 8 kA akım şiddetine kadar artış gösterirken, 8 kA üzeri akım şiddetlerinde aşırı ergime ve fişkırmayla azalma eğilimi göstermektedir. 5 çevrim kaynak zamanı dışında artan kaynak parametrelerine bağlı olarak çekirdek kesit yüksekliği, h_n , azalmaktadır. Elektrot dalma derinliği artışına bağlı olarak kaynak çekirdek kesit daralması ile çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı oranı azalmıştır.
- Akım şiddeti ve kaynak zamanı parametreleri birleştirme ITAB boyutunu da etkilemektedir. Kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanı artışına bağlı olarak ITAB genişliği artmaktadır. Özetle kaynak parametreleriyle artan ısı girdisiyle kaynak termal çevriminden çekirdeğe komşu ana malzeme belirgin şekilde etkilenmektedir.
- Kaynak çekirdek geometrisinin çekme-makaslama dayanımı üzerinde belirgin etkisi bulunmaktadır. Düşük akım şiddetlerinde yetersiz ısı girdisine bağlı olarak küçük çekirdek çapı elde edildiğinden dayanım düşük bulunmuştur.
- Temin edildiği şekliyle birleştirilen TRIP800 çelik sacların çekme-makaslama dayanımları, kaynak zamanı sabit olmak üzere, akım şiddeti artışına bağlı olarak artmaktadır. Ancak belirli bir akım şiddetinden (7-8 kA) sonra azalma eğilimi göstermektedir. Benzer durum sabit akım şiddetinde, artan kaynak zamanına bağlı olarak incelendiğinde yine kritik bir kaynak zamanı (20 çevrim) üzerinde birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımlarının da azaldığı tespit edilmiştir. Bu da çekirdek çapı/çekirdek kesit yüksekliği oranının optimum aralığa ulaştığının göstergesidir. Daha yüksek ısı girdisi sağlayan kaynak parametrelerindeki değişim çekirdek çapının artışına sebep olurken diğer taraftan artan elektrot batma derinliğiyle kesitte daralmaya sebep olarak kendisinden beklenen taşıma yükünü yerine getirmesine engel olmaktadır. 8 kA üzerindeki akım şiddetiyle elde edilen birleştirmelerde,

elektrot dalma derinliği artmaya devam ederken, aşırı ergime ve fişkirmaya bağlı olarak çekirdek çapı azalmış ve buna bağlı olarak birleştirme çekme-makaslama dayanımının azaldığı tespit edilmiştir.

- Ticari olarak temin edildiği şekli ile birleştirilen numunelerde, $4.5\sqrt{t}$ ve üzeri çekirdek çapı boyutunda istenilen düğmelenme şeklinde ayrılma biçimi oluşturacak çekirdek çapı değerine ulaşılmıştır. Birleştirmeden istenilen kabul edilebilir dayanım 7-8 kA akım şiddeti, 1.25-1.5 mm çekirdek kesit yüksekliği sınır aralığı, 1-1.2 mm elektrot dalma derinliği, 0.15-0.3 çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı oranı aralıklarında elde edilmektedir. Bu sınır aralık değerlerin altında istenilen çekirdek geometrisine ulaşamadığı için, üzerinde ise aşırı ergime ve fişkirmadan dolayı yetersiz dayanım elde edilmektedir.
- Çekme-makaslama testi sonrası değişen kaynak parametrelerinden akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak her üç (arayüzey yırtılması, kısmi arayüzey yırtılması ve düğmelenme) ayrılma türünün de gerçekleştiği tespit edilmiştir. Düşük akım şiddeti ve kaynak zamanlarında birleştirilen numunelerde genellikle arayüzey yırtılması meydana gelirken, artan akım şiddeti ve kaynak zamanına bağlı olarak sırasıyla kısmi arayüzey yırtılması ve düğmelenme şeklinde ayrılmalar oluşmaktadır. Aşırı ergime ve fişkırmanın meydana geldiği yüksek akım şiddeti olan 10 kA'de birleştirilen numunelerde 5 çevrim üzeri kaynak zamanlarında kısmi arayüzey yırtılması şeklinde ayrılmalar tespit edilmiştir. Aşırı ergime, fişkırmaya ve kesit daralmasıyla birlikte statik çekme-makaslama kuvveti etkisi altında kalan birleştirmede yapısal dönüşüme ve kaynak sonrası soğuma hızına bağlı kaynak çekirdeği arayüzeyinde başlayan arayüzey çizgisine dik doğrultuda devam eden çatlak kısmi arayüzey ayrılmasının sebebi olabilir.
- Arayüzey yırtılması şeklindeki kırılmaların kaynak çekirdeği arayüzeyinden merkeze doğru ve genel olarak gevrek bir yüzey morfolojisi sergilediği, kısmi arayüzey şeklindeki yırtılmalarda ise kırılmaların kaynak çekirdeği ve ITAB'dan gevrek bir biçimde ve taneler arasından meydana geldiği

görülmektedir. Düğmelenme şeklindeki yırtılmalar ise ana malzemedeki gevrek ve yarı sünek-gevrek kırılma biçiminde oluşmaktadır.

- Birleştirmelerin akım şiddeti ve kaynak zamanı artışına bağlı olarak çapraz çekme dayanımı artmaktadır. En yüksek çapraz çekme dayanımı 8 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numuneden 8.5 kN olarak elde edilmiştir. Çapraz çekme dayanımının artan akım şiddeti ve kaynak zamanıyla artan ısı girdisine bağlı, kaynak çekirdek boyutu artışının etkili olduğu düşünülmektedir.
- Genel olarak ana malzemedeki ITAB ve kaynak metaline gidildikçe sertliğin arttığı tespit edilmiştir. Ana malzeme sertliği 250 HV iken, kaynak çekirdeği sertliği 550-580 HV, ITAB sertliği ise 450-500 HV arasında değişmektedir. Sertlik artışının genel nedeni kaynak termal çevrimi etkisiyle yapısal martenzitik dönüşüm yaşanmasıdır. Yüksek sertlik; çeliğin kimyasal bileşiminde bulunan sertleşebilirliği arttıran alaşım elementlerinin kaynak sırasındaki hızlı ısınma ve ani soğuması durumunda martenzit fazına dönüşmesiyle ilişkilendirilebilir.
- Geliştirilen kaynak kabiliyeti diyagramından uygun kaynak edilebilirlik için yüksek kaynak akım şiddetlerinde (7-9 kA), düşük kaynak zamanları (10-15 çevrim) gerekirken, düşük akım şiddetlerinde ise (3-6 kA), yüksek kaynak zamanları seçilmesi (20-25 çevrim) gerekmektedir. Uygun kaynak edilebilir bölgenin sol tarafı kaynak parametreleri kaynak çekirdeği oluşumu ve dayanım için yetersiz ve zayıf birleştirmelere neden olurken, sağ tarafında kalan bölgedeki parametreler ise aşırı ergime ve fişkırmaya neden olmaktadır.
- Birleştirilen numunelerin mikroyapısında kaynak çekirdeği, ITAB (iri taneli ITAB ve ince taneli ITAB), geçiş bölgesi (GB) ve ana malzeme olmak üzere dört farklı bölge tespit edilmiştir. TRIP800 ana malzeme ferrit matris içerisinde, beynit, kalıntı östenit ve martenzit fazlardan oluşmaktadır. ITAB ve kaynak çekirdeğinde, kaynak çevrimine bağlı olarak mikroyapı dönüşümü gerçekleşerek kaynak çekirdeğinde tamamen martenzit, ITAB'da ise ağırlıklı

olarak martenzit, beynit, az miktarda kalıntı östenit tespit edilmiştir. Birleştirilen tüm numunelerin kaynak çekirdeğinde ve ITAB'da düzensiz olarak dağılmış inklüzyonlara rastlanılmakla beraber, inklüzyon oranı, yüksek kaynak parametrelerinde (8 kA akım şiddeti ve üzeri) artmıştır. Bu inklüzyonların alüminyum ve silisyumun oksitten oluştuğu belirlenmiştir.

Deformasyon sonrası birleştirilen numuneler için genel sonuçlar;

- Akım şiddeti ve kaynak zamanı değişiminin %10 deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin çekirdek geometrisine etkisi araştırılmıştır. Kaynak parametrelerinin çekirdek çapı ve kaynak çekirdek kesit yüksekliğinin yanı sıra çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı, h_n/d_n , oranına etkisi de belirlenmiştir. Kaynak çekirdek çapı artan ısı girdisiyle artmakta, kaynak çekirdeği kesit yüksekliği ise azalmaktadır. Normal şartlarda artan ısı girdisi ile elektrodun malzeme yüzeyine dalma derinliği artarken, ulaşılan kritik ısı girdisinden sonra (7kA) tatbik edilen kuvvetle elektrot uç geometrisinin maksimum değerine ulaşıldığı için kaynak çekirdek çapında daha fazla büyüme beklenemez. Çekirdek yüksekliği/kaynak çapı arasındaki oran farkının artması küçük kaynak çekirdek çapına, bu oranın düşük olması ise çok ince kesit kalınlığına sahip olduğu anlamına gelir. Bu sebeple h_n/d_n oranının belirli bir değer arasında olması istenir.
- Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerde, $4\sqrt{t}$ ve üzeri çekirdek çapı boyutunda istenilen düğmelenme şeklinde ayrılma biçimi oluşturacak çekirdek çapı değerine ulaşılmıştır. Kabul edilebilir dayanım 6-7 kA akım şiddeti, 1.3-1.7 mm çekirdek kesit yüksekliği, 1.3-1.6 mm elektrot dalma derinliği ve 0.14-0.3 çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı oranı aralığında elde edilmektedir. Bu sınır aralık değerlerinin altında istenilen çekirdek çapına ulaşılmadığı için, üzerinde ise aşırı ergime ve fişkırmadan dolayı yetersiz dayanım elde edilir.
- Artan ısı girdisiyle elektrot dalma derinliği artarken, numunede çekirdek kesit yüksekliği daralması en üst seviyesine çıkmıştır. Genel olarak temin edildiği

şekliyle birleştirilen numunelerin elektrot dalma derinliğiyle kıyaslandığında deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin dalma derinliklerinin daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Çekirdek yüksekliği/çekirdek çapı oranının ise ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere göre 0.01 oranında daha fazla genişlediği tespit edilmiştir.

- Deformasyonun malzeme direncini (R) arttırması dolayısı ile ısı girdisini ($Q=RI^2t$) arttırması temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere göre aynı kaynak parametrelerinde deformasyonlu numuneler için nokta direnç kaynağı sırasında elektrot baskı kuvveti altında elektrotla-sac arasındaki sıcaklığı arttıracığından daha fazla plastik deformasyon oluşumuna sebep olduğu düşünülmektedir. Bu nedenle deformasyonlu numunelerde elektrot dalma derinliği daha fazladır.
- Elektrot dalma derinliğinin artması, içi su soğutmalı elektrot uç yüzeyinin kaynak çekirdeği ile daha fazla temas etmesini sağladığından, öndeforme edilmiş numunelerde soğuma hızı daha fazladır. Bu da kaynak çekirdeğinin daha ince taneli ve daha yüksek sertlikte olmasına neden olur. Yapıdaki tane incelmesinin, dayanımın daha yüksek olmasına sebep olması dolayısı ile birleştirmelerin çekme-makaslama taşıma yükü kapasitesini arttırdığı düşünülmektedir.
- Kaynak zamanı ve kaynak akım şiddetinin artışına bağlı olarak deforme edildikten sonra birleştirilen numune ITAB genişlikleri ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere kıyasla daha fazla bulunmuştur.
- Kaynak çekirdek geometrisinin, değişen akım şiddeti ve kaynak zamanı parametrelerine bağlı çekme-makaslama dayanımı üzerindeki etkileri de incelenmiştir. Deformasyon sonrası birleştirilen numuneler için kabul edilebilir dayanımı sağlayan istenilen ayrılma biçimi olan düğmelenme şeklinde ayrılmanın oluştuğu çekirdek çapı sınırının $4\sqrt{t}$ ve üzerindeki değerlerde elde edildiği tespit edilmiştir. Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin istenilen çekme-makaslama dayanımını veren çekirdek çapına,

temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere oranla daha düşük ısı girdisiyle ulaşılmıştır. Bunda kaynak öncesi deformasyon sırasında çarpılan kafes sistemi elektrik akımına daha fazla direnç göstererek ısının kaynak bölgesinde depolanmasının etkili olduğu düşünülmektedir.

- En yüksek çekme-makaslama dayanımına deformasyon sonrası birleştirilen numunelerde 6-7 kA akım şiddeti aralığında ulaşılrken temin edildiği şekliyle birleştirilen numunede 7-8 kA aralığında ulaşıldığı görülmektedir. Deformasyon sırasında distorsiyona uğrayan kristal kafes sistemiyle dislokasyon yoğunluk artışı ve nano ölçekte kaba taneli yapının incelenerek tane sınırlarının çoğalmasına bağlı olarak elektrik akımına daha fazla zorluk çıkarması beklenir. Bu durumda malzemenin birleşme arayüzeyinde daha fazla ısı artışı oluşturarak böylece daha düşük akım şiddetinde yine istenilen mekaniksel özellikleri sağladığı düşünülmektedir.
- Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonrası kopma türleri incelendiğinde ticari olarak birleştirilen numunelere paralel kaynak parametrelerinin artışına bağlı arayüzey ayrılma türünden, kısmi arayüzey ve düğmelenme şekline doğru iyileşme gösterdiği belirlenmiştir. Öndeforme edilmiş numunelerde daha düşük kaynak parametrelerinde optimum kaynak dayanımına ulaşıldığının göstergesi olan düğmelenme şeklinde ayrılma biçimi elde edilmiştir.
- Deformasyon sonrası birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonrası arayüzey yırtılması şeklindeki kırılmaların başladığı kaynak çekirdeği ve etrafındaki bölge genel olarak gevrek bir yüzey morfolojisi sergilemektedir. Buna kaynak çekirdeğinde meydana gelen sert martenzit fazının sebep olduğu düşünülmektedir. Kısmi arayüzey şeklindeki yırtılmalarda ise kırılmaların ITAB'dan gevrek/yarisünek bir biçimde ve taneler arasından meydana geldiği belirlenmiştir. Buna kaynak öncesi deformasyona bağlı olarak dönüşümle oluşan martenzitin termal çevrimin etkisiyle temperlenmesinin etkili olduğu düşünülmektedir. İstenilen

düğmelenme şeklindeki ayrılma ise ana malzeme üzerinden sünek veya yarı sünek-gevrek kırılma biçiminde meydana geldiği belirlenmiştir.

- En yüksek çapraz-çekme dayanımı 7 kA akım şiddeti ve 20 çevrim kaynak zamanında birleştirilen numunelerden, 7.5 kN, olarak elde edilmiştir. Çapraz-çekme dayanımı artışının ısı girdisine bağlı çekirdek boyutu artışıyla ilişkili olduğu düşünülmektedir. Deformasyon sonrası birleştirilen numunede maksimum dayanımın daha düşük ısı girdisi veren kaynak parametreleriyle elde edilmesi kafes yapısı deformasyondan dolayı çarpılan ve iç yapısı martenzitik dönüşüme uğrayan çeliğin elektrik akımına karşı göstereceği zorlukla ilişkili olduğuna inanılmaktadır.
- Deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin sertlik ölçüm sonuçları, ana malzemenin sertliği deformasyon sürecindeki kalıntı östenitin martenzite dönüşümünden dolayı yaklaşık 100 HV arttığı tespit edilmiştir. Birleştirmelerin sertliği ana malzemeden ITAB ve kaynak çekirdeğine doğru gidildikçe artış göstermektedir. Kaynak çekirdeğinde kaynak termal çevriminin ve kaynak sonrası soğuma oranının etkisiyle martenzitik dönüşüm meydana gelmesinden dolayı en fazla sertlik bu bölgede ölçülmüş ve genel olarak 600-650 HV civarında tespit edilmiştir. Kaynak öncesi plastik deformasyona uğrayan ardından nokta direnç kaynağının doğası gereği yüksek bir hızla soğuyan malzemenin kaynak çekirdeğinde martenzit hacim miktarının artmasına ve bu bölgede daha ince taneli yapı oluşumu bu bölgelerin sertliğini arttırdığı düşünülmektedir.
- Birleştirmenin ITAB sertliği ise genel olarak yaklaşık 400-480 HV civarında tespit edilmiştir. Deformasyon sonrası nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelerin ITAB sertliği temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin sertliğinden daha düşük bulunmuştur. Bu durum öndeformasyon sırasında TRIP çeliğinin yapısında bulunan mevcut kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi sonucu uygulanan kaynak termal çevriminin etkisi ile ITAB'da tane boyutunu arttırarak ve martenzitin temperlenmesine neden olarak sertliğin düşmesine neden olduğu düşünülmektedir.

- Kaynak kabiliyeti diyagramından yararlanılarak uygun kaynak edilebilirlik için yüksek akım şiddetlerinde (7-8 kA), düşük kaynak zamanları (10-15 çevrim) gerekirken, düşük akım şiddetlerinde ise (4-6 kA), yüksek kaynak zamanları seçilmesi (20-25 çevrim) gerekmektedir. Deforme edildikten sonra birleştirilen numunenin kabul edilebilir bağlantı karakteristiği, ticari olarak temin edildiği şekilde birleştirilen numunelerin kabul edilebilir bağlantı özelliklerini veren parametrelerden yaklaşık 1 kA akım şiddeti daha düşük ve 5 çevrim kaynak zamanı daha düşük ayarlanarak elde edilebilmesidir.
- Deformasyon sonrası ana malzeme mikroyapısının ferrit matris içerisinde, beynit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır. TRIP çeliği özelliğinden dolayı gerinim sonrası kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi beklenir. ITAB mikroyapısı ise ağırlıklı olarak temperlenmiş martenzit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından meydana gelmiştir. Kaynak çekirdeğinde termal çevrimin etkisiyle martenzitik dönüşüm gerçekleştiği görülmektedir. Birleştirilen numunelerde düzensiz olarak dağılmış alüminyum ve silisyum türevli inklüzyonlara rastlanılmaktadır.

Galvaniz kaplamalı birleştirmeler için genel sonuçlar;

- Kaplamalı birleştirmeler için, ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numuneler için geliştirilen kaynak kabiliyeti diyagramından elde edilen optimum parametreler kullanıldığı için çekirdek geometrisi istenilen özellikleri taşımaktadır. Kaplamalı birleştirmelerde en yüksek kaynak çekirdek çapı 9 kA akım şiddetinde, 25 çevrim kaynak zamanında, 7.92 mm, olarak elde edilmiştir. Ticari olarak temin edildiği şekliyle (kaplamasız) ve öndeforme edildikten sonra birleştirilen numunelerde oluşan çekirdek çaplarıyla mukayese edildiğinde kaplamalı birleştirmelerin çekirdek çaplarının daha küçük olduğu tespit edilmiştir.
- Ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerin çekirdek ölçüm sonuçlarından ve birleştirmelerin kabul edilebilir dayanımı sağlayan ayrılma biçimi olan düğmelenme şeklinde yırtılmaların meydana geldiği çekirdek

boyutu sınırı, galvanizli çelik birleştirmeleri için $4.5\sqrt{t}$ (5.5 mm)'nin üzerinde olduğu tespit edilmiştir.

- Kaynak kalitesinde etkili olan hususlardan çekirdek boyut oranı aralığı kaplamalı birleştirmeler için $h_n/d_n = 0.15-0.3$ değerleri arasında bulunmuştur. Çekirdek boyutu oranı ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerle paralellik arz etmektedir. Kaplamanın numune kaynak çekirdek boyutu oranına belirgin bir etkisi tespit edilmemiştir.
- Kaplamalı deney numunelerinin elektrot dalma derinliğinin ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon sonrası birleştirilen numunelerden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu durum, çinko kaplamanın sahip olduğu yüksek ısı iletkenliğinin kısa kaynak sürelerinde malzeme direncinin düşmesine ve ısının hızlı transferiyle kaynak bölgesinden uzaklaşmasıyla elektrot dalma derinliğinin azalmasıyla açıklanabilir.
- Nokta direnç kaynağında ısının yoğunlaşması için belirli bir başlangıç direncine ihtiyaç vardır. Malzeme sıcaklığının artmasıyla direnç artar. Bu ısınmayı hızlandırır ve dolayısıyla sıcaklık çok kısa bir sürede kaynak bölgesinde malzemenin erime sıcaklığına kadar yükselerek çekirdek oluşumu gerçekleşir. Ancak, yüzeydeki çinko tabakası iyi bir erime için gerekli olan başlangıç direncini düşürür. Buna ilave olarak, galvanizli çeliklerde çinko tabakasının yanması elektrotların yüzey kalitesini kötüleştirerek sabit akım geçişinin bozulmasına sebep olabilmektedir. Dolayısı ile temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere uygulanan aynı kaynak parametrelerinde, galvaniz kaplamalı birleştirmelerin kaynağı sırasında daha az ısı girdisine bağlı daha küçük bir ergiyik alan oluşacağından kaynak çekirdek çapının daha küçük olmasına neden olacaktır. Düşük kaynak akım şiddeti ve düşük kaynak zamanlarında çekirdek kesit yüksekliği daha küçük tespit edilmiş, daha yüksek kaynak parametrelerinde çinko kaplamanın etkisinin ortadan kalkması ve elektrot dalma derinliğinin daha az olmasına bağlı ters orantılı olarak kaynak çekirdeği kesit yüksekliğinin daha kalın olmasına neden olmuştur.

- Kaplamalı numunelere kıyasla, ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon sonrası birleştirilen numunelerde ITAB genişliği daha dar tespit edilmiştir. Kaplama, kaynak sırasında malzeme ısı iletkenliğini artırmaktadır. Çinko yaklaşık olarak çeliğin 1,5 katı bir ısı iletkenliğe ve 2/3'ü oranında bir elektrik direncine sahiptir. Bilindiği gibi elektrik ve ısı iletkenliğinin yüksek oluşu kaynak işlemini olumsuz etkiler ve genellikle ITAB'ın daha geniş bir alanda oluşmasına neden olur. Malzemelerin birleştirme sırasında kaplama, elektrot temas yüzeyini arttırmakta ve ITAB'nın daha geniş oluşmasına neden olmaktadır.
- Kaplamalı birleştirmelerde en yüksek çekme-makaslama dayanımı; 8 kA akım şiddetinde 25 çevrim kaynak zamanında, 23.3 kN, olarak tespit edilmiştir. Ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon sonrası birleştirilen numunelerin dayanımlarına kıyasla kaplamalı numunelerin dayanımlarının ve uzama miktarlarının daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Dayanımda görülen düşüklük kaplamanın bir sonucu olarak ısı yoğunluğunun yetersizliği ile aynı kaynak parametrelerinde daha düşük ısı girdisi oluşumu ve daha küçük kaynak çekirdeği çapı oluşumunun bir sonucu olarak değerlendirilebilir. Düşük kaynak parametrelerinde kaplama, elektrik akımının kararlı geçişini engellemekte ve ısı girdisinin yetersiz kalmasına sebep olabilmektedir. Yüksek kaynak parametrelerinde ise kaplamanın engel teşkili çinkonun düşük ergime sıcaklığına bağlı olarak kaynak sırasında ergime ve buharlaşması ile ortadan kalkmakta ve dayanım artmaktadır. Ancak yüksek ısı girdisine (9 kA akım şiddeti) bağlı olarak aşırı ergime ve fişkırmaya meydana geldiğinden dayanım tekrar düşmektedir.
- Ticari olarak temin edildiği şekli ile düğmelenme şeklinde ayrılma gösteren optimum dayanımı sağlayan kaynak parametreleri ile yapılan kaplamalı numune birleştirmelerin çekme-makaslama testi sonrası (7-8 kA akım şiddeti 15-20-25 çevrim kaynak zamanı) dar bir aralıkta düğmelenme şeklinde ayrılma göstermiştir. Ancak birleştirme için seçilen diğer parametrelerde genel olarak arayüzey ve kısmi arayüzey şeklinde bir ayrılma oluşmuştur. Bu

durum kaplamanın birleştirme ayrılma biçimlerini olumsuz yönde etkilediğine işaret etmektedir.

- Kaplamalı birleştirmelerin çekme-makaslama testi sonrasında arayüzey yırtılması şeklindeki kırılmaların başladığı kaynak çekirdeği ve etrafındaki bölge, genel olarak gevrek bir yüzey morfolojisi sergilemektedir. Bu bölgeden alınan EDS analizleri sonucu birleşme arayüzeyinde çinko kaplamanın mevcudiyeti bu bölgedeki ayrılmada kaplamanın da etkili olduğuna işaret etmektedir. Kısmi arayüzey şeklindeki yırtılmalarda ise kırılmaların ITAB'dan genel olarak gevrek biçimde ve taneler arasından oluştuğu tespit edilmiştir. Kaplamalı numunelerdeki ITAB'da tanelerin çekme doğrultusunda uzayarak kırıldığı belirlenmiştir.
- Kaynak çekirdek çapı artışına bağlı olarak birleştirmelerin çekme-makaslama dayanımları artış göstermiştir. 15 çevrim kaynak zamanında elde edilen birleştirmeler hariç, 20 ve 25 çevrim kaynak zamanında elde edilen 7.2-7.4 mm çekirdek boyutuna kadar çekme-makaslama dayanımı artarken, bunun üzerindeki çekirdek boyutlarında ise çekme-makaslama dayanımı azalma eğilimi göstermektedir. Kaplamalı birleştirmeler için seçilen optimum kaynak parametrelerinde, ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon sonrası birleştirilen numuneler için belirlenen uygun kaynak çekirdek boyutu olan $4\sqrt{t}$ ve $4.5\sqrt{t}$ değerlerini sağlayan kaynak çekirdek boyutlarına ulaşıldığı görülmektedir. Fakat bu çekirdek çaplarında daha düşük çekme-makaslama dayanımı elde edilmiştir. Bunda birleştirme arayüzeyindeki kaplamanın olumsuz etkisi olduğu düşünülmektedir.
- Temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelerde istenilen mekanik özelliklerin elde edildiği çekirdek kesit yüksekliği aralığı 1.25-1.5 mm ve deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin çekirdek kesit yüksekliği aralığı olan 1.3-1.7 mm ile kıyaslandığında kaplamalı deney numunelerinin sınır aralığının 1.3-1.4 mm olarak daha dar ve daha düşük olduğu görülmektedir.

- Kaplamalı birleştirmelerin kaynak çekirdek boyut oranı arttıkça çekme makaslama dayanımının azalma eğilimi göstermektedir. Maksimum çekme makaslama yükü; ağırlıklı olarak 0.18-0.20 kaynak çekirdek boyutu oranı aralığında elde edilmiştir. Ticari olarak temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon uygulandıktan sonra birleştirilen numuneler ile kıyaslandığında çekirdek boyutu aralığı belirgin bir değişiklik göstermemekle birlikte aralık daralmıştır.
- Temin edildiği şekliyle ve öndeformasyon sonrası birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde kabul edilebilir çekme-makaslama dayanımı veren elektrot dalma derinliği aralığının sırasıyla 1-1.2 mm ve 1.3-1.6 mm'den kaplamalı birleştirmeler için 0.6-1.3 mm aralığına kaydığı tespit edilmiştir.
- Genel olarak ana malzemedan ITAB ve kaynak metaline doğru gidildikçe sertlik artış göstermektedir. Ana malzeme sertliği ortalama 250 HV bulunmuştur. Akım şiddeti ve kaynak zamanının artmasıyla beraber birleştirme ITAB ve kaynak çekirdeği sertliğinde artış görülmektedir. Kaynak çekirdeğinde martenzitik dönüşüm meydana gelmesinden dolayı en fazla sertlik bu bölgede ölçülmüş ve 550-600 HV civarında tespit edilmiştir. Diğer birleştirmelerle kıyaslandığında kaplamalı çeliğin kaynak çekirdeği sertliğinde belirgin bir değişim tespit edilmezken, ITAB sertlikleri ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numunelere kıyasla 25 HV daha fazla ve kaynak çekirdeği sertliğine yakın bulunmuştur. Bunda galvaniz kaplamanın ısıyı hızlı transfer etmesinden dolayı ITAB tane büyümesinin daha sınırlı kalmasının ve daha fazla martenzitik dönüşümün etkili olduğu düşünülmektedir. Sertlik artışı aynı zamanda ITAB'da meydana gelen martenzitin morfolojisiyle de ilişkili olabilir.
- Kaplamalı birleştirmelerin kaynak çekirdeği martenzitik dönüşüm göstermiştir. Kaplamanın nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş TRIP800 çeliklerinin mikroyapısına herhangi bir etkisinin olmadığı ve kaplamasız olarak birleştirilen malzeme mikroyapısına paralel özellikler sergilediği tespit

edilmiştir. Diğer birleştirmelerle benzer şekilde kaynak çekirdeği ve ITAB'da inkluzyonlara rastlanmıştır.

Isıl işlem uygulanan birleştirmeler için genel sonuçlar;

- Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin dayanımı ticari olarak temin edildiği, öndeformasyonlu ve kaplamalı şekilde birleştirilen numunelerin çekme dayanımlarından daha düşük bulunmuştur. Ticari olarak temin edildiği şekilde birleştirilen numunelerin çekme-makaslama dayanımları ile mukayese edildiğinde birleştirme dayanımı gerilme giderme ısıl işlemi sonrası 6.25 kN azaldığı tespit edilmiştir. Gerilme giderme ısıl işlemi sonrası TRIP çeliği, ITAB ve kaynak çekirdeğinde oluşan martenzitik fazın temperlenmesine bağlı olarak birleştirme çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesinde azalma beklenen bir durumdur.
- Gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış birleştirmelerin çekme-makaslama testi sonrası kırılma türleri incelendiğinde, seçilen kaynak parametrelerindeki tüm birleştirmeler için düğmelenme şeklinde ayrılma gerçekleşmiştir. TRIP çeliğinin ITAB yapısında hızlı soğumadan dolayı oluşan sert martenzitik fazın gerginliklerinin giderilmesi sonucu ayrılmalar, daha ziyade daha düşük sertlikte olan ITAB'dan meydana geldiği düşünülmektedir. Düğmelenme şeklindeki yırtılmalar ise birleştirmenin ITAB'dan başlayarak ana malzeme üzerinden sünek veya yarı sünek-gevrek kırılma biçiminde oluşmaktadır.
- Gerilme giderme ısıl işlemi sonucu ana malzeme sertliği ortalama 245 HV kaynak çekirdeği sertliği 375-420 HV arasında ve ITAB sertliği ise 325-400 HV arasında değişmektedir. Genel olarak ana malzeme, ITAB ve kaynak metali sertliğinin, martenzit fazının gerilme giderme ısıl işlemi sonrası temperlenmesine ve kalıntı gerilmelerin giderilmesine bağlı olarak azaldığı düşünülmektedir. Göze çarpan bir diğer husus da ITAB sertliğiyle kaynak çekirdeği sertliğinin birbirine yaklaşmasıdır.

- Gerilme giderme ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapı incelemelerinde, ısıtma işlemi uygulanmamış numunelere kıyasla beklenildiği gibi mikroyapısal bir değişim meydana gelmemekle beraber martenzit fazının ısıtma işlemiyle temperlenmiş olduğu düşünülmektedir. Sertlik ölçüm sonucu da bu durumu desteklemektedir. Isıtma işlemi öncesi yapıda görüldüğü gibi kaynak bölgesinde benzer inklüzyon varlığı tespit edilmiştir. Inklüzyon boyut ve yapısında ısıtma işlemiyle ilgili bir değişim meydana gelmediği belirlenmiştir.
- Ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirildikten sonra boyama kurutma ısıtma işlemi uygulanmış birleştirmelerin dayanımı, ticari olarak temin edildiği ve kaplamalı şekilde birleştirilen numune çekme dayanımlarından az da olsa yüksek bulunmuştur. Bu artış genel olarak 0.5-1 kN arasında değişmektedir. Bu durum boyama kurutma ısıtma işleminin nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin çekme-makaslama dayanım değerlerini arttırdığına işaret etmektedir. Boyama kurutma ısıtma işlemi dislokasyonlar ve tane sınırları etrafında Cottrell atmosferi oluşturarak bölgesel akma dayanımını arttırarak, çekme-makaslama dayanımlarını az miktarda arttırdığı düşünülmektedir.
- Ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirildikten sonra boyama kurutma ısıtma işlemi sonrası genel olarak tüm kaynak parametreleri için ayrılma ITAB-ana malzeme arayüzeyinden meydana gelmiştir. Kısmi arayüzey ayrılmasında kırılma ITAB-kaynak arayüzeyinden gevrek veya dendiritik şekilde taneler arasından meydana gelmiştir. Düğmelenme şeklinde kırılmalar ITAB-ana malzeme arayüzeyinden gevrek-sünek yapıda oluşmaktadır.
- Ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirildikten sonra boyama kurutma ısıtma işlemi sonrası sertlik ölçüm sonuçlarına göre genel olarak ana malzemeden ITAB ve kaynak metaline doğru gidildikçe sertliğin arttığı görülmüştür. Ana malzeme sertliği ortalama 250 HV olarak ölçülmüştür. ITAB sertliği ortalama 470-480 HV arasında değişirken, kaynak çekirdeği sertliği ise 525-575 HV arasında değişmektedir. Sertlik ölçüm sonuçları ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirilen numune sertlikleri ile paralellik sergilemektedir. Genel

olarak değerlendirildiğinde boyama kurutma işleminin birleştirme sertliği üzerinde belirgin bir etkisinin olmadığı ifade edilebilir.

- Ticari olarak temin edildiği şekliyle birleştirildikten sonra boya kurutma işlemi uygulanmış numune kaynak çekirdeğinde ve ITAB mikroyapısında ağırlıklı olarak martenzit fazı, ITAB'da ise martenzit yanı sıra ferrit, az miktarda kalıntı östenit, beynit ve temperlenmiş martenzit görülmektedir. Genel olarak yapılan SEM ve optik mikroskop çalışmaları doğrultusunda boya kurutma ısıl işleminin birleştirme mikroyapısında belirgin bir değişim meydana getirmedeği görülmekte ve benzer şekilde inkluzyon boyut ve miktarının bu ısıl işleminden etkilenmediği görülmektedir. 150°C ve 170°C uygulama sıcaklığı açısından ısıl işlem için düşük sıcaklıklar ve 20-30 dakika bekleme süresi kısa olduğundan dolayı boya kurutma ısıl işlemi ile mikroyapıda faz dönüşümü düşünülmez.
- Deformasyon sonrası birleştirilmiş ve ardından boya kurutma işlemi uygulanmış numunelerin çekme-makaslama dayanımı, yalnızca öndeformasyon uygulandıktan sonra birleştirilen numunelerle mukayese edildiğinde bazı kaynak parametreleri için hemen hemen aynı veya dikkate alınmayacak kadar küçük farkla (0.2 kN-0.3 kN) yüksek bulunmuştur. Bu durum boya kurutma ısıl işleminin, deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin çekme-makaslama dayanımını belirgin bir şekilde etkilemediğine işaret etmektedir.
- Deformasyon sonrası birleştirilmiş ve ardından boya kurutma işlemi uygulanmış numunelerin çekme-makaslama testi sonrası oluşan kopmalar genel olarak düğmelenme şeklinde ve ITAB-ana malzeme arayüzeyinden gevrek-sünek yapıda meydana gelmiştir.
- Deformasyon sonrası birleştirilmiş ve ardından boya kurutma işlemi uygulanmış numunelerin sertliklerinin genel olarak ana malzemedeki ITAB ve kaynak metaline doğru gidildikçe arttığı görülmektedir. Ana malzeme sertliği ortalama 350 HV ölçülmüştür. ITAB sertliği 400-480 HV arasında

değişirken, kaynak çekirdeği sertliği ise 600-650 HV arasında değişmektedir. Deforme edildikten sonra birleştirilen ısı işlemsiz numune sertlikleri ile boya kurutma ısı işlemlili numunelerin sertlik ölçümü paralellik sergilemektedir. Genel olarak değerlendirildiğinde boya kurutma işleminin öndeformasyonlu birleştirmelerin sertliğini değiştirmediği söylenebilir.

- Deformasyon sonrası birleştirilmiş ve ardından boya kurutma işlemlili uygulanmış numunelerin kaynak çekirdeği ağırlıklı olarak martenzit fazı, ITAB'da ise temper martenzit yanı sıra ferrit, az miktarda kalıntı östenit, beynit ve temperlenmiş martenzit fazlarından oluşmaktadır. Boya kurutma ısı işleminin deforme edildikten sonra birleştirilen numunelerin yapılarında belirgin bir değişim oluşturmadiği görülmektedir. Sertlik ölçüm sonuçları da bu durumu doğrulamaktadır. Aynı zamanda boya kurutma ısı işleminin kaynak bölgesi ve ITAB'da meydana gelen inklüzyon boyut dağılım ve miktarında herhangi bir değişim meydana getirmediği görülmektedir.

KAYNAKLAR

1. Volkan, E. E., Arısoy, C.F. ve Kelami, Ş., “Otomotiv endüstrisinde çelikten vazgeçilebilir mi? ” *Metal Dünyası*, 125: 74-81 (2003).
2. Ushioda, K., “Recent developments in steel sheets”, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 28: 33-39 (1999).
3. Hayat, F., “TRIP çeliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanımının incelenmesi”, *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.* 25 (4): 701-712 (2010).
4. Kou, S., *Welding Metallurgy*, Second Edition, A-wiley interscience publication (2003).
5. Byun, T. S., Hashimoto, N. and Farrell, K., “Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels”, *Acta Materiala* 52: 3889-3892 (2004).
6. Kaçar, R. ve Gündüz, S., “AISI 304-AISI 430 Paslanmaz Çeliklerin Direnç Kaynak Kalitesine Soğuk Deformasyonun Etkisi ” *TMMOB makine mühendisleri odası, IV. Demir Çelik Sempozyumu*, Karabük (2007).
7. Teker, T., “Otomotiv endüstrisinde kullanılan kaporta sacının plazma ark kaynağı”, *Selçuk Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu Teknik-Online Dergi* 9 (1): 67-78 (2010).
8. Satoh, T., Abe, H., Nakaoka, T. and Hayata, Y., “The fatigue life of the spot welded joint under a repeated of R= -1”, *Welding in the World*, 37(1): 12-15 (1996).
9. Carlsson, B., ‘Choice of tool materials for punching and forming of extra- and ultra high strength steel sheet’, *3rd International Conference and Exhibition on Design and Production of Dies and Molds*, Bursa (2004).
10. İnternet: TMMOB Makine Mühendisleri Odası, “Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik Sacların Şekillendirilmesinde Takım Çeliklerinden Beklenen Özellikler”,http://www.mmo.org.tr/resimler/dosya_ekler/e9a7776c9ae8ab7_ek.pdf (2015).
11. Casas, B., Marco, D. and Vals, I., “Tool steels for shaping AHSS”, *7th International Tooling Conference Tooling Materials and Their Applications from Research to Market*, 2, Politecnico di Torino (2006).
12. Zeytin, H. K., Güven, G. and Berme B., “Geleneksel ve modern yassı çelikler”, *International Iron & Steel Symposium*, Karabük, 434-447 (2012).

13. Zeytin, H. K., Aydın H. and Kubilay C., “Otomotiv endüstrisi ve çelik: ileri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler”, *TMMOB Makine Mühendisleri Odası X. Otomotiv ve Yan Sanayi Sempozyumu*, Bursa, 27-28 Mayıs (2007).
14. Aydın, H., “Çelik saclarının çift fazlı ısıl işlem sonrası mekanik ve mikro yapı özelliklerinin değişimi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği*, 10-95 (2006).
15. Callister, W. D., “Materials science and engineering an introduction”, *John Wiley & Sons Inc.*, 500-501 (2000).
16. Drucker, D. C., “A more fundamental approach to plastic stress-strain relations”, *Proceedings of 1st U.S. Congr. Appl. Mech.*, ASM, New York, p. 487- 491 (1991).
17. Hanyalıoğlu, C. ve Önel K., “Düşük karbonlu çeliklerde yüksek mukavemet ve duktilite için uygun mikro yapı araştırması”, *3. Denizli Malzeme Sem.*, Denizli, 157-162 (1989).
18. Çetinel H., “Çift fazlı çelik saclarda şekil alabilirlik”, *Deü Mühendislik Fakültesi Fen ve Mühendislik Dergisi*, 6 (2): 73-80 (2004).
19. Hofmann, H., Mattissen, D. and Schaumann, T. W., “Advanced cold rolled steels for automotive applications”, *Steel Research International*, 80(1):22-28 (2009).
20. Internet: International Iron & Steel Institute Committee on Automotive Applications, “Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines”, <https://www.steel.org> (2005).
21. Zuidema, B. K., “Advanced High Strength Steel Application Guidelines”, *Arcelor Mittal- USA Research & Development*, September (2007).
22. Zeytin, H. K., “İleri Teknoloji Ürünü Otomotiv Çelikleri”, *Teknoloji Tanıtım Konferansı*, Tübitak MAM (2006).
23. Krizan, D., “Structure-Properties Relationship in 1 GPa Micro-Alloyed Trip Steel”, Doktora tezi, *Universiteit GENT Metallurgie en materiaalkunde*, September (2005).
24. Sakuma, Y., Kimura, N., Itami, A., Hiwatashi, S., Kawano, O., Sakata, K., “Next Generation High-Strength Sheet Steel Utilizing Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Effect”, *Nippon Steel Technical Report*, 64: 20-25 (1995).
25. Parish, C. M., “Fundamental Study of Phase Transformations in Si-Al TRIP Steels”, *Bs in Material Science and Engineering A, NCS University*, (2000).
26. Andrew, K. W., “Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 203: 721-727 (1965).

27. Topbaş, M. A., “Isıl İşlemler”, Yıldız Teknik Üniversitesi, *Prestij Yayıncılık*, İstanbul, (1993).
28. Wasilkowska, P., Tsipouridis, E., Werner, A., Pichler A. and Traint S. “Microstructure and tensile behavior of cold-rolled TRIP-aided steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, 157–158 (1):633–636 (2004).
29. Wei, X., Renyu, F. and Li L., “Tensile deformation behavior of cold-rolled TRIP-aided steels over large range of strain rates”, *Materials Science and Engineering A*, 465 (1): 260–266 (2007).
30. Kim, S. J., Chang G. L., Lee, T. H. and Oh, C. S., “Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided cold rolled steels”, *Scripta Materialia*, 48 (5): 539–544 (2003).
31. İnternet: UK Centre for Materials Education ,“TRIP steel annealed at 775°C for 5 mins and then hold at 400°C for 40s for austenite stabilization”, <http://core.materials.ac.uk/search/detail.php?id=1769> (2015).
32. Zuidema B.K., “Advanced high strength steel application guidelines ”, *Arcelor Mittal- USA Research & Development*, September (2007).
33. Majumdar S., Bhattacharjee, D. and Ray, K. K., “Mechanism of fatigue failure in interstitial-free and interstitial-free high-strength steel sheets”, *Scripta Materialia*, 64: (3) 288–291 (2011).
34. Frommeyer, G. and Brūx, U., “Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX steels”, *Steel Research International*, 77 (9-10): 143-145 (2006).
35. Amirthalingam, M., “Microstructural Development during Welding of TRIP Steels”, *Master of Science in Metallurgical and Materials Engineering Indian Institute of Technology*, Madras, Chennai, India (2010).
36. Basuki, A. and Aernoudt, E., “Influence of rolling of TRIP Steel in the intercritical region on the stability of retained austenite”, *Journal of Materials Processing Technology*, 89 (1): 37-43 (1999).
37. Furne´mont, Q., Kempf, M., Jacques, P. J., Gorken, M. and Delannay, F., “On the measurement of the nano hardness of the constitutive phases of trip-assisted multiphase steels”, *Materials Science and Engineering A*, 328 (1): 26–32 (2002).
38. Berrahmoune, M. R., Berveiller, S., Inal, K., Moulin, A. and Patoor, E., “Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel”, *Materials Science and Engineering A*, 378 (1): 304–307 (2004).
39. Hutchinson, B., “Texture in hot rolled austenite and resulting transformation products”, *Materials Science and Engineering A*, 257 (1): 9–17 (1998).

40. Zhao, L., Dijk, N. H., Brück, E., Sietsma, J. and Zwaag, S., “magnetic and x-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels”, *Materials Science and Engineering A*, 313 (1):145–152 (2001).
41. Li, L., Wollants, P., He, Y. L., Coomman, B. C., Wei X. C. and Xu, Z. Y., “Review and prospect of high strength low alloy TRIP steel”, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 16 (6): 457-465 (2003).
42. Hoon, H., Kim, S. B., Song, J. H., and Lim, J. H., “Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 50 (5): 918–931 (2008).
43. Dan, W. J., Li, S. H., Zhang, W. G. and Lin, Z. Q., “The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel”, *Materials and Design*, 29 (4): 604-612 (2008).
44. Yinghui, Z., Yonli, M., Yonglin, K. and Hao, Y., “Mechanical properties and microstructure of TRIP steels produced using TSCR process”, *Journal of University of Science and Technology*, Beijing, 13 (5): 416-421 (2006).
45. Wu, D., Zhuang, L. and Hui-sheng, L., “Effect of controlled cooling after hot rolling on mechanical properties of hot rolled TRIP steel”, *Journal of Iron and Steel Research International*, 15 (2): 65-70 (2008).
46. Koh-Ichi, S., Toshiki, M., Shun-Ichi H. and Yoichi, M., “Formability of Nb bearing ultra high strength TRIP-aided sheet steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, 177 (1): 390–395 (2006).
47. Skoalova, L., Divišová, R. and Jandová, D., “Thermo-Mechanical processing of low-alloy TRIP steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, 175 (1): 387–392 (2006).
48. Wen, S., Lin L., Cooman, B. C. D., Wollants, P. and Yang, C., “Thermal stability of retained austenite in TRIP steel after different treatments”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 15 (1): 61-64 (2008).
49. Zhuang, L., Di, W. and Rong, H., “Austempering of hot rolled Si-Mn TRIP steels”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 13 (5): 41-46, 2006.
50. Xiaodong, Z., Zhaohui, M. and Wang L., “Current status of advanced high strength steel for automaking and its development in baosteel”, *Baosteel Research Institute*, Shanghai, 201900, 1-8, China.
51. Jacques P. J., Furnémont Q., Lani F., Pardoën T. and Delannay F., “Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing,” *Acta Materialia*, 55 (11): 3681-3693 (2007).
52. Zrník, J., Stejskal, O., Nový, Z., Hornák, P., and Fujda, M., “Structure dependence of the TRIP phenomenon in Si–Mn bulk steel”, *Materials Science and Engineering A*, 462(1-2): 253-258 (2007).

53. Bhadeshia, H. K. D. H. "Bainite in steels", *IOM Communications Ltd*, UK, (2001).
54. Jacques, P. J., Girault, E., Harlet, P. and Delannay, F., "The developments of cold rolled TRIP-assisted multiphase steels. Low silicon TRIP-assisted multiphase steels", *ISIJ International*, 41: 1061-1067 (2001).
55. Toros, S., "TRIP800 çeliğinin şekillendirme kabiliyetinin incelenmesi ve modellenmesi" *Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Ana Bilim Dalı* (2013).
56. Hayat, F., Demir, B. ve Aslanlar, S., "Nokta direnç kaynak süresinin IF 7114 çeliği birleştirmelerinin mekanik özelliklerine etkisi", *4.D.Ç. Sempozyumu ve Sergisi Bildiriler Kitabı* (2007).
57. Kocabekir, B., Kaçar, R., Gündüz, S. and Hayat, F., "An effect of heat input, weld atmosphere and weld cooling conditions on the resistance spot weldability of 316L austenitic stainless steel", *Journal of Materials Processing Technology*, 195:327–335 (2008).
58. Hayat, F. ve Demir, B., "Galvaniz kaplamalı-kaplamasız DP450 çelik sacının nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin incelemesi", *12. Uluslar Arası Malzeme Sempozyumu*, Denizli, Türkiye, 15-17 Eylül (2008).
59. Hayat, F., Demir, B., Acarer, M. and Aslanlar, S., "Effect of weld time and weld current on the mechanical properties of resistance spot welded IF (DIN EN 10130–1999) steel", *Kovove Materials*, 47 (1): 11-17 (2009).
60. Aydın, M. ve Gülenç, B., "Elektro ve sıcak daldırma metotlarıyla galvaniz kaplanmış çelik sacların paslanmaz çeliğe direnç kaynağı ile kaynaklanaabilirliği", *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 16 (1): 179-187 (2003).
61. Vural, M. ve Akkuş A., "Kaplanmış çelik sacların nokta kaynaklı bağlantılarının ultrasonik testi ve kaynak parametrelerinin optimizasyonu", *Mühendis ve Makine*, 47 (563): 25-34 (2006).
62. Anık, S., Oğur, A. ve Aslanlar, S., "Galvaniz kaplanmış kromatlı mikro alaşımlı çelik sacların elektrik direnç nokta kaynağında kaynak akım şiddetinin çekme makaslama dayanımına etkisi", *Kaynak Teknolojisi II. Ulusal Kongresi*, 117-124 (1999).
63. Cretteur, L. and Koruk, A. I., "Heat treatments to improve weldability of new multiphase high strength steels", *Materials Science Forum*, 426-432: 1225-1230 (2003).
64. Sakuma, Y., Matsumara, O. and Takechi, H., "Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 22: 489-498 (1991).

65. Sakuma, Y., Matsumura, O. and Akisue, O. "Influence of C content and annealing temperature on microstructure and mechanical properties of 400°C transformed steel containing retained austenite", *ISIJ International*, 31: 1348-1353 (1991).
66. Bhadeshia, H. K. D. H., "TRIP-Assisted Steels?", *ISIJ International*, 42 (9): 1059-1060, (2002).
67. Kang C. Y., Han T. K., Lee B. K. and Kim J. K., "Characteristics of Nd: YAG laser welded 600 MPa grade TRIP and DP steels," *Materials Science Forum*, 539-543: 3967-3972 (2007).
68. Amirthalingam M., Hermans M. J. M. and Richardson I. M., "Microstructural development during welding of silicon-and aluminum-based transformation-induced plasticity steels--inclusion and elemental partitioning Analysis," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40 (4): 901-909 (2009).
69. Amirthalingam M., Hermans M. J. M. and Richardson I. M., "Microstructural evolution during gas tungsten arc, laser and resistance spot welding of Al-containing transformation induced plasticity (TRIP) steel," *Advanced Materials Research*, 89: 23–28 (2010).
70. Amirthalingam M., Hermans M. J. M., Zhao, L. and Richardson I. M., "Quantitative analysis of microstructural constituents in welded transformation-induced-plasticity steels," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41 (2): 431–439 (2010).
71. Peng Y., Qi Y., He C., Tian Z. and Xiao H., "Microstructure and its formation mechanism of weld metal of al-bearing TRIP steel," *Materials Science Forum*, 638: 3591–3596 (2010).
72. Han T. K., Park S. S., Kim K.H., Kang C. Y., Woo I. S. and Lee, J. B., "CO₂ laser welding characteristics of 800 MPa class TRIP steel," *ISIJ International*, 45 (1): 60–65 (2005).
73. Hilditch T. B., Speer J. G. and Matlock D. K., "Effect of susceptibility to interfacial fracture on fatigue properties of spot-welded high strength sheet steel," *Materials and Design*, 28 (10): 2566–2576 (2007).
74. Shi, G. and Westgate, S. A., "Techniques for improving the weldability of trip steel using resistance spot welding", *1st International Conference Super-High Strength Steels*, Rome, Italy, 2-4 November (2005).
75. Shi, G. and Westgate, S. A., "Resistance spot welding of high strength steels", *JOM - Eleventh International Conference on the Joining of Materials*, Helsingor, Denmark (2003).
76. Kim T., Park, H. and Rhee, S., "Research, optimization of welding parameters for resistance spot welding of TRIP steel with response surface methodology", *International Journal of Production*, 43 (21): 4643- 4657 (2005).

77. Jung, G. S., Lee K. Y., Lee J. B., Bhadeshia H. K. D. H. and Wu, D., "Spot weldability of TRIP assisted steels with high carbon and aluminum contents", *Science and Technology of Welding and Joining*, 17 (2): 92-98 (2012).
78. Khan, M. I., Kuntz, M. L., Biro, E. and Zhou, Y., "Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded advanced high strength steels", *Materials Transactions*, 49 (7): 1629 -1637 (2008).
79. Long X. and Khanna S. K., "Fatigue properties and failure characterization of spot welded high strength steel sheet" *International Journal of Fatigue*, 29 : 879-886 (2007).
80. Spena P. R., Maddis M. D. and Lombardi F., "Mechanical strength and fracture of resistance spot welded advanced high strength steels", *Procedia Engineering*, 109: 450-456, (2015).
81. Russo M., Spena P. R., Cortese L., Matteis P. and Firrao D., "Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry" *Materials Science and Engineering: A*, 628: 288-296 (2015).
82. Dancette S., Fabrègue D., Massardier V., Merlin J., Dupuy T. and Bouzekri M. "Experimental and modeling investigation of the failure resistance of Advanced High Strength Steels spot welds", *Engineering Fracture Mechanics* 78 (10): 2259-2272 (2011).
83. Kahraman, N., Gülenç B., "Modern kaynak teknolojisi", *Epa-Mat Basın Yayın Ltd. Şti.*, Ankara, 1-99 (2009).
84. Ceyhun, V., "Ferritik ve östenitik paslanmaz çeliklerin karbonlu çelik ile nokta kaynağında kaynak parametrelerinin bağlantının çekme-makaslama dayanımına ve taneler arası korozyona etkisi", *Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-50 (1992).
85. Yasa, S., "Metallerin elektrik direnç nokta kaynak özellikleri", *Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 25-38, (1996).
86. Aslanlar, S., "Galvanizli kromatlı mikro alaşımlı çeliklerin elektrik direnç nokta kaynağında uygun hasar modunun tespiti", *Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 1-80 (1999).
87. Anık, S., Anık, E.S. ve Vural, M., "1000 soruda kaynak teknolojisi el kitabı", Cilt:1, *Birsen Yayınevi*, İstanbul 186-195, (1993).
88. Vural, M., "Galvanizli çelik sacların karbonlu ve ferritik paslanmaz çelikler ile nokta kaynağında kaynak parametrelerinin kaynak davranışına ve bağlantının dayanımına etkisi", *Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-45, (1992).
89. Anık, S., "Kaynak tekniği el kitabı, yöntemler ve donanımlar", *Gedik Holding Yayını*, İstanbul 124-131 (1991).

90. Aslanlar S., Çelik A., Karabaş V. ve İlhan E., “0.8 mm et kalınlığındaki kromatlı mikro alaşımlı çelik saçlar ile 1.0 mm et kalınlığındaki galvaniz kaplanmış kromatlı mikro alaşımlı çelik saçların elektrik direnç nokta kaynağında kaynak akım şiddetlerinin bağlantıların mikro yapılarına etkisinin incelenmesi”, *Makina-İmalat Teknolojileri Sempozyumu*, Konya,175-185 (1999).
91. Degarmo E. P., Black J. T. and Kohser R. A., *Materials and Processes in Manufacturing* 9.Edition, John Wiley & Son, 355: (2003).
92. Çimen, M. Ş. ve Akkuş, A., “Nokta direnç kaynağında sıcaklık dağılımının incelenmesi”, *Kaynak Teknolojisi II. Ulusal Kongresi*, Ankara, 85-96 (1999).
93. Eryürek B. İ., “Elektrik Nokta Direnç Kaynağında Temas Direnci Etüdü”, Doktora Tezi, *İ.T.Ü. Mühendislik-Mimarlık Fakültesi*, İstanbul (1976).
94. Kaya, Y., “Titanyum sacların nokta direnç kaynağı ile kaynaklanabilirliğinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Metal Eğitimi*, Karabük (2010).
95. Gürses O., “Nokta Direnç Kaynağıyla Birleştirilen TRIP 800 Çeliğinin Çekme Sıyırma Test Özelliklerine Kaynak Akımının Etkisi”, Lisans Tezi, *K.B.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı*, Karabük (2013).
96. Yener, S., “Otomotiv sanayinde kullanılan direnç nokta kaynak elektrodu ömrünün deneysel analizi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 13-7 (1999).
97. Zhang, Y. S., Zhang, X. Y., Lai, X. M. and Chen, G. L., “Online quality inspection of resistance spot welded joint based on electrode indentation using servo gun” *Science and Technology of Welding and Joining*, 12 (5): 449-454 (2007).
98. Cho, Y., Li, W. and Hu, S. J., “Design of experiment analysis and weld lobe estimation for aluminum resistance spot welding”, *Supplement To The Welding Journal*, 45-51 (2006).
99. Aslanlar, S., “The Effect of nucleus size on mechanical properties in electrical resistance spot welding of sheets used in automotive industry”, *Materials& Design*, 27: 125–131 (2006).
100. Wu, K. C., “Electrode indentation criterion for resistance spot welding”, *Welding Journal*, 10: 472-478 (1968).
101. Zhang, X. Q., Chen, G. L. and Zhang, Y. S., “Characteristics of electrode wear in resistance spot welding dual-phase steels” *Materials and Design* 29: 279–283 (2008).
102. Tumuluru, M., “Resistance spot weld performance and weld failure modes for dual phase and TRIP steels”, *Failure Mechanisms of Advanced Welding Processes A, In: Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies*, Edited by: X. Sun, ISBN: 978-1-84569-536-1, 43–64 (2010).

103. Fadaei, A., Mahmoudi, A. H. and Borzuie, A., “Experimental study of the nugget diameter effect on tensile-shear strength in AISI 1008 spot welding specimens”, *Journal of Mechanical Research and Application*, 4: 1-7 (2012).
104. ANSI/AWS/SAE D8.9–97, “Recommended practices for test methods for evaluating the resistance spot welding behavior of automotive sheet steels materials”, *American Welding Society*, Miami, FL (1997).
105. İnternet: Ruuki, “Part of SSAB”, <http://www.ruukki.com/~media/Files/Steel-products/Cold-rolled-metal-colour-coated-instructions/Ruukki-Resistance-welding-manual.pdf> (2015).
106. Xinmin, L., Xiaoyun, Z., Yansong, Z. and Guanlong, C. “Weld quality inspection based on online measured indentation from servo encoder in resistance spot welding” *IEEE Transactions On Instrumentation and Measurement*, 56: 1501-1505 (2007).
107. Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, 5.Baskı, *Celepler Matbaacılık*, Trabzon, 203-205 (2009).
108. Lapman, S., “Weld integrity and performance”, *ASM International Handbooks, Conference Proceedings, and Technical Books (ASM Handbook)* (1997).
109. Lin, P. C., Lin, S. H. and Pan, J., “Modeling of failure near spot welds in lap-shear specimens based on a plane stress rigid inclusion analysis”. *Eng. Frac. Mech.* 73: 2229–2249 (2006).
110. Orlov, B. D., “Technology and equipment for resistance welding”, Moscow, *Mashinostroenie* (1986).
111. Chao, Y.J., “Failure mode of spot welds: interfacial versus pullout”. *Technol. Weld. Joining*. 8: 133–137 (2003).
112. Pouranvari, M., Marashi, S. P. H. and Safanama, D. S., “Failure mode transition in AHSS resistance spot welds. Part II: Experimental investigation and model validation”. *Mater.Sci.Eng. A* 528: 8344–8352.
113. Pouranvari, M., Ranjbarnoodeh, E., “DP600 / AISI1008 dissimilar resistance spot welding : on the reduction of energy absorption at high heat input welding condition” *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*, 1-4 (2012).
114. LePera, F. S., ‘Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels’, *Metallography*, 12, 263–268, (1979).
115. De, A. K. and Speer, J. G., “Color tint-etching for multiphase steels”, *Advanced Materials & Processes*, 27–30 (2003).

116. Anık, S., *Kaynak teknolojisi el kitabı*, Gürış Makine ve Montaj Sanayi A.Ş., 175-193 (1983).
117. Marashi, P., Pouranvari, M., Amirabdollah, S., Abedi, A. and Goodarzi, M., “Microstructure and failure behavior of dissimilar resistance spot welds between low carbon galvanized and austenitic stainless steels”, *Materials Science and Engineering A*, 480: 175-180 (2008).
118. Fukuomuto, S., Fujiwara, K., Toji, S., and Yamamoto, A., “Small-scale resistance spot welding of austenitic stainless steels”, *Materials Science and Engineering A*, 492(1-2): 243-249 (2008).
119. Özyürek, D., “An effect of weld current and weld atmosphere on the resistance spot weldability of 304L austenitic stainless steel”, *Materials and Design*, 29: 597-603 (2008).
120. Vural, M. and Akkuş, A., “On the resistance spot weldability of galvanized interstitial free steel sheets with austenitic stainless steel sheets”, *Journal of Materials Processing Technology*, 1 (6): 153-154 (2004).
121. Anık, S. ve Gülbahar, B., “%17 kromlu ferritik paslanmaz çelik sacların nokta direnç kaynağında çekme-makaslama kuvveti ile çekirdek boyutları arasındaki ilişkinin etüdü”, *II. Ulusal Kaynak Sempozyumu Bildiri Kitabı*, İstanbul, 94-105 (1989).
122. Hasanbaşoğlu, A., Kaçar, R., Gündüz, S. ve Gülenç, B., “Akım şiddetinin AISI 304- IF 7114 direnç kaynaklı birleştirmeleri özelliklerine etkisi”, *Kaynak Teknolojisi V. Ulusal Kongresi*, Kocaeli, 42-45, 2005.
123. Lin, P.C., Lin, S.H. and Pan, J., “Modeling of failure near spot welds in lap-shear specimens based on a plane stress rigid inclusion analysis”. *Eng. Frac. Mech.* 73: 2229–2249 (2006).
124. Brauser, S., Pepke, L.A., Weber, G. and Rethmeier, M., “Deformation behavior of spot-welded high strength steels for automotive applications”, *Materials Science and Engineering: A*, 26: 7099–7108 (2010).
125. Pouranvari, M. and Marashi, P., “Failure behaviour of resistance spot welded low carbon steel in tensile-shear and coach-peel tests: a comparative study”, *MJOM*, 15 (3): 149-157 (2009).
126. Sun, X., Stephens E. V. and Khaleel, M. A., “Effects of fusion zone size and failure mode on peak load and energy absorption of advanced high strength steel spot welds under lap shear loading conditions”, *Engineering Failure Analysis*, 15: 356-367 (2008).
127. Kumar Pal, T. and Bhowmick, K., “Resistance spot welding characteristics and high cycle fatigue behavior of DP 780 steel sheets”. *J Mater Eng. Perform.*, 21: 280-285 (2012).

128. Liu, W., Sun C.J., Xu X.Y., Zuo Y.L. and Lin J., “The influences of nugget diameter on the mechanical properties and the failure mode of resistance spot-welded metastable austenitic stainless steel”. *Materials & Design*. 33: 292-299 (2012).
129. Cretteur, L., Koruk, A. I. and Tosal-Martinez, L., “Improvement of Weldability of TRIP Steels by Use of In-Situ Pre- and Post-heat Treatments”, *Steel Res.*, 73: 314–319 (2002).
130. Burgmann, P., Clymer, K., Cobb, S., Davis, J., Liu, M., Miller, M., Loughlin A. O., Smith M., Findley K. O. and Liu S., “Weldability, Processing, Microstructure and Mechanical Behavior Relationships in Advanced High-Strength Steel”, *Iron Steel Technol.*, 7: 76–85 (2010).
131. Zaefferer, S., Ohlert, J. and Bleck, W., “A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel”, *Acta Materialia*, 52: 2765-2778 (2004).
132. Nayak, S. S., Baltazar Hernandez, V. H., Okita, Y. and Zhou, Y., “Microstructure-hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel weld”, *Materials Science and Engineering: A*, 551: 73-81 (2012).
133. Grajcar, A., Rozanski, M., Stano, S. and Kowalski, A., “Microstructure characterization of laser-welded Nb-Microalloyed Silicon-Aluminum TRIP steel”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23: 3400–3406 (2014).
134. Khodabakhshi, F., Kazeminezhad, M. and Kokabi A. H., “Mechanical properties and microstructure of resistance spot welded severely deformed low carbon steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 529: 237–245 (2011).
135. Khodabakhshi, F., Kazeminezhad, M. and Kokabi A. H., “Constrained groove pressing of low carbon steel: Nano-structure and mechanical properties”, *Materials Science and Engineering A*, 527: 4043–4049 (2010).
136. Pouranvari M., Abedi A., Marashi P. and Goodarzi M., *Sci. Technol. Weld. Joining* 13: 39–43(2008).
137. Zhang H. and Senkara J., *Resistance Welding Fundamentals and Applications*, First ed., Taylor & Francis, Boca Raton/London/New York, (2006).
138. Mukhopadhyay, G., Bhattacharya, S. and Ray, K. K. “Effect of pre-strain on the strength of spot-welds”, *Materials and Design*, 30: 2345-2354 (2009).
139. Mukhopadhyay, G., Bhattacharya, S. and Ray, K. K. “Effect of baking on spot welds of a pre strained ultra- low carbon bake hardening steel sheet” *Materials and Manufacturing Processes*, 25: 1324–1332 (2010).

140. Jung, J., Kim, H. and De Cooman, B. C., “Yielding Behavior of Nb Micro-alloyed C–Mn–Si TRIP Steel Studied by In-situ Synchrotron X-ray Diffraction”, *ISIJ International*, 50 (4): 620–629 (2010).
141. Timokhina I. B., Hodgson P. D. and Pereloma E. V., “Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35 (8): 2331–2341 (2004).
142. Jacques, P., Delannay, F., Cornet, X., Harlet, P. and Ladriere, J., “Enhancement of the mechanical properties of a low-carbon, low-silicon steel by formation of a multiphased microstructure containing retained Austenite,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29 (9): 2383-2393 (1998).
143. Jimenez-Melero, E., Van Dijk, N. H., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S.E., Wright, J.P. and Van Der Zwaag, S., “Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels” *Scripta Materialia*, 56 (5): 421-424 (2007).
144. Timokhina I. B., Hodgson P. D. and Pereloma E. V., “Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35 (8): 2331–2341 (2004).
145. Girault E., Mertens A., Jacques P., Houbaert Y., Verlinden B. and Van Humbeeck J., “Comparison of the effects of silicon and aluminum on the tensile behavior of multiphase TRIP-assisted steels,” *Scripta Materialia*, vol. 44 (6): 885-892 (2001).
146. Tumuluru, M., “Effects of Baking on the structure and properties of resistance spot welds in 780 MPa Dual-phase and TRIP Steels”. *Welding Journal*, 89: 91-100 (2010).
147. Raelison, R., Fuentes, A., Rogeon, P., Carré, P., T. Loulou, Carron, D. and Dechalotte, F., “Contact conditions on nugget development during resistance spot welding of Zn coated steel sheets using rounded tip electrodes”, *Journal of Materials Processing Technology*, 212 (8): 1663–1669 (2012).
148. Hector, R., Costa, M., João, M., Reis, L., Juliana, P., Souza B., Pedro M. C., Pacheco L., Ricardo, A., Aguiar, A. and Barros, S. D., “Experimental investigation of the mechanical behavior of spot welding-adhesives joints” doi:10.1016/j.compstruct.2015.08.036, *Composite Structures* (2015).
149. Sevim İ., Hayat, F. and Kürekçi, M. K., “Nucleus geometry and mechanical properties of resistance spot welded coated-uncoated DP automotive steels.” *Bull Mater. Sci*, 36 (6): 1049-1055 (2013).
150. Zhang, J., Fu, R., Zhang, M., Liu, R, Wei X and Li, L., “Bake hardening behaviour of TRIP and DP steels”, *Journal of University of Science and Technology*, Beijing, 61: 2579-2583 (2008).

151. Pereloma, E. V., Russell, K. F., Miller, M. K. and Timokhina, I. B., “Effect of pre-straining and bake hardening on the microstructure of thermo mechanically processed C-Mn-Si TRIP steels with and without Nb and Mo additions”, *Scripta Materialia* 58: 1078–1081 (2008).
152. Kvackaj, T. and Mamuzi, I., “Development of bake hardening effect by plastic deformation and annealing conditions”. *Metallurgical* 45 (1), 51–55 (2006).
153. Palkowski, H. and Brück, A., “Thermomechanical processing by laser in multiphase steels”, *Materials and Manufacturing Processes*, 24: 1147–1149 (2009).
154. De, A. K., Blauwe, K. D., Vandeputte, S. and Cooman, B. C. D., “Effect of dislocation density on the low temperature aging behavior of an ultra low carbon bake hardening steel”, *Journal of Alloys and Compounds*, 310: 405–410 (2000).
155. Leslie, W. C. and Rauch, G. C., “Precipitation of carbides in low-carbon Fe-Al-C alloys”. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 9(A): 343–349 (1978).
156. Speich, G. R. and Leslie, W. C., “Tempering of Steel”, *Met Trans A*. 3: 1043-1054 (1972).
157. Bayram A., Uğuz A. and Ula. M., “Effects of Microstructure and Notches on the Mechanical Properties of Dual-Phase Steels”, *Mater. Charact.* 43: 259-269 (1999).
158. Koo, J.Y. and Thomas, G., “Formable HSLA and dual phase steels”. *In: Davenport, A.T. (Eds.)*, TMS-AIME, Chicago, Illinois, 40-58 (1977).
159. Türkmen, M. ve Gündüz, S. “Çift fazlı çeliklerde martensit morfolojisinin statik deformasyon yaşlanmasına etkisi”, *6 th International Advanced Technologies Symposium (IATS’11)*, Elazığ, Türkiye, 159-163 (2011).

ÖZGEÇMİŞ

Hayriye ERTEK EMRE 1986 yılında Seyhan, ADANA’da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Adana’da tamamladı. 2004 yılında Ticaret Odası Anadolu Lisesini yüksek dereceyle bitirdi. 2004 yılında kazandığı Yıldız Teknik Üniversitesi Matematik Bölümünü 2008 yılında, çift lisans olarak 2006 yılında başladığı Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’nü 2009 yılında tamamladı. 2010 yılından beri Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır. Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Yüksek Lisans programını 2012 yılında tamamlamıştır. 2012 yılında başlamış olduğu Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği Bölümü’nde doktora eğitimine devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Karabük Üniversitesi / Teknoloji Fakültesi / 100.yıl/KARABÜK
Tel : 05064718084
E-posta : hayriyeertek@karabuk.edu.tr