



TRIP ÇELİKLERİNİN PLAZMA ARK KAYNAK KABİLİYETİ

Büşra KARAOĞLU

**2020
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Tez Danışmanı

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR



TRIP ÇELİKLERİNİN PLAZMA ARK KAYNAK KABİLİYETİ

Büşra KARAOĞLU

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Ramazan KAÇAR**

**KARABÜK
Mayıs 2020**

Büşra KARAOĞLU tarafından hazırlanan “TRIP ÇELİKLERİNİN PLAZMA ARK KAYNAK KABİLİYETİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans 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 Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 28/05/2020

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ (AKÜ)

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

Lisansüstü Eğitim 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.”

Büşra KARAOĞLU

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TRIP ÇELİKLERİNİN PLAZMA ARK KAYNAK KABİLİYETİ

Büşra KARAOĞLU

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR

Mayıs 2020, 157 Sayfa

Endüstride geniş kullanım alanı bulmaya başlayan TRIP çeliklerin mikroyapısı ferrit, beynit ve (%5-10) kalıntı östenit fazlarının matriste dağılımından ibarettir. Bu çeliklerin iyileştirilmiş mukavemet ve şekillendirilebilirliği genellikle yapılarındaki kalıntı östenitten kaynaklanmaktadır. Deformasyon sırasında kalıntı östenit fazı, martenzite dönüşerek yüksek mukavemet sağlamaktadır. TRIP çelikleri yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerin orta derecede şekil alma kabiliyetlerini iyileştirmek için geliştirilmiştir. Endüstride bilhassa otomobil darbe sönümleyici ve kiriş destekleyici parçalarının imalatında; yüksek mukavemet ve şekil alabilirliklerinden dolayı geniş yelpazede kullanılmaktadır. TRIP çeliklerinin kaynaklı birleştirmelerinde elektrik ark, gaz korumalı ark kaynaklarının yanı sıra direnç kaynak uygulamalarından faydalandığı literatür araştırmalarında göze çarpmaktadır. Ancak bu çeliklerin plazma ark kaynak kabiliyeti ile ilgili olarak yeterli bilgi bulunmamaktadır.

Ayrıca servis şartları göz önünde bulundurulduğunda TRIP çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerin farklı sıcaklıklarda bekletildiklerinde mikroyapılarında ve mekanik özelliklerinde herhangi bir değişim olup olmadığı ile ilgili bir veriye rastlanılmamıştır.

Bu amaçla öncelikle çalışmada, otomotiv endüstrisinde yaygın kullanım alanı bulmaya başlayan 1.5 mm kalınlığındaki TRIP çelik sacın plazma ark kaynak kabiliyeti araştırılmıştır. İlave olarak boya kurutma, gerilim giderme ısıl işlemi ve servis şartları düşünülerek farklı sıcaklıklarda bekletilen TRIP çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerin mikroyapısal ve mekanik özellik incelenmesi hedeflenmiştir. Bu sebeple; ana malzeme ve plazma ark kaynaklı birleştirmeler -50 °C, -20 °C, 0 °C, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta 2 saat bekletilmiştir. Daha sonra oda sıcaklığında çekme testleri uygulanarak, statik çekme yükü etkisi altındaki davranışları incelenmiştir. Ayrıca kaynaklı bağlantıların üzerinde ana malzeme, ITAB ve kaynak metalini kapsayacak şekilde sertlik ölçümü gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı numunelerin metalografik incelemeleri optik mikroskop, SEM, XRD ve EDX vasıtasıyla yürütülmüştür.

Elde edilen bulgulara göre; TRIP800 çelik çifti plazma ark kaynak yöntemiyle başarıyla birleştirilebileceği tespit edilmiştir. Ayrıca, TRIP800 çeliğinin ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerinin mekanik özelliklerinin ve mikroyapısının farklı sıcaklıklarda iki saat süresince uygulanan soğuk işlem (soğuk ısıl işlem) ve ısıl işlem uygulamalarından etkilendiği belirlenmiştir.

Anahtar Sözcükler: TRIP çeliği, Plazma ark kaynağı, Mekanik özellikler, Mikroyapı.

Bilim Kodu : 91511

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

PLASMA ARC WELDABILITY OF TRIP STEELS

Büşra KARAOĞLU

**Karabük University
Institute of Graduate Programs
Department of Manufacturing Engineering**

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR

May 2020, 157 pages

The microstructure of TRIP steels, which are widely used industry, consists of the distribution of ferrite, bainite and (5-10%) residual austenite phases in the matrix. The improved strength and formability of these steels are usually due to the residual austenite in the structure. During deformation, the residual austenite phase transforms into martensite and provides high strength. TRIP steels have been developed due to their medium formability of high strength low alloy steels. It is widely used in the industry because of its high strength and formability in the manufacture of automobile damper and beam support parts. In the literature researches, electric arc, gas shielded arc welding as well as resistance welding applications are used in welded joints of TRIP steels. However, there is not enough information about plasma arc weldability of these steels.

In addition, when the service conditions were taken into consideration, there was no data on whether there is any change in the microstructure and mechanical properties of TRIP steel base material and welded joints when stored at different temperatures.

For this purpose, firstly, plasma arc weldability of 1.5 mm thick TRIP steel sheet which has started to be widely used in automotive industry was investigated. In addition, it was aimed to investigate the microstructural and mechanical properties of TRIP steel base material and welded joints, which were kept at different temperatures considering paint drying, stress relief heat treatment and service conditions. Therefore; base material and plasma arc welded joints are kept at -50 °C, -20 °C, 0 °C, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C and 1000 °C for 2 hours and after tensile tests at room temperature behaviors of under the static load were examined. In addition, hardness measurement was performed on welded joints including base material, ITAB and weld metal. Metallographic examination of welded samples was carried out by optical microscope, SEM, XRD and EDX.

According to the findings; it has been determined that TRIP800 steel couple can be successfully joined with plasma arc welding method. In addition, it has been determined that the mechanical properties and microstructure of TRIP800 steel and plasma arc welded joints are affected by cold treatment (cold heat treatment) and heat treatment applications for two hours at different temperatures.

Key Word : TRIP steels, Plasma arc welding, Mechanical properties, Microstructure.

Science Code : 91511

TEŞEKKÜR

Bu tez alıőmasının oluşumunda bŸyŸk pay sahibi olan, engin bilgi ve tecrŸbelerinden yararlandığım, yŸnlendirme ve eleőtirileriyle alıőmamı bilimsel temeller ıőtında Őekillendiren danıőman hocam Prof. Dr. Ramazan KAÇAR'a sonsuz teőekkŸrlerimi sunarım. Tez çalıőmam sŸresince yardımını ve desteğini esirgemeyen arkadaőım Batuhan BOZKURT'a teőekkŸr ederim. Deneysel çalışmalarda yardımlarını esirgemeyen Dr. Őėr. Ÿyesi Hayriye ERTEK EMRE'ye sonsuz teőekkŸrŸ bir borç bilirim.

Tez çalışmasında bŸlŸm olanaklarından yararlanılması sebebiyle bŸlŸm akademik ve idari personeline desteklerinden dolayı teőekkŸrlerimi sunarım.

Bu alıőma KarabŸk Ÿniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından FYL-2019-2021 proje kodu numarasıyla desteklenmiőtir. Desteklerinden dolayı adı geçen birime ve KarabŸk Ÿniversitesi RektŸrlŸėine teőekkŸr ederim.

Őėrenim hayatım boyunca maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen aileme sonsuz teőekkŸr ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xx
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xxii
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 Çeliklerinin Üretimi.....	8
2.2.2. TRIP Çeliklerinin 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.....	12
2.2.6. TRIP Çeliklerinin Kaynağı.....	13
2.2.6.1. TRIP Çeliklerinin Plazma Ark Kaynağı.....	14
2.3. PLAZMA ARK KAYNAĞI.....	14
2.3.1. Plazma Arkının Oluşturulması.....	15
2.3.2. Plazma Arkı ile Kaynağın Uygulama Teknikleri.....	15
2.3.2.1. Ergitme Tekniği.....	16
2.3.2.2. Anahtar Deliği Tekniği.....	16
2.3.3. Plazma Ark Kaynağı Donanımı.....	17

	Sayfa
2.3.4. Plazma Ark Kaynağında Kullanılan Gazlar.....	17
2.4. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM.....	18
2.4.1. Gerilme Giderme Tavı ve Ara Tavı.....	18
2.4.2. Boya Kurutma Isıl İşlemi.....	19
2.5. SIFIR ALTI ISIL İŞLEMİ.....	19
BÖLÜM 3.....	21
DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	21
3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEME.....	21
3.1.1. Malzeme Kimyasal Bileşimi.....	21
3.2. KAYNAK ÖNCESİ DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI.....	21
3.3. PLAZMA KAYNAK MAKİNESİ VE EKİPMANLARI.....	21
3.4. KAYNAK PARAMETRELERİ VE KAYNAĞIN YAPILIŞI.....	22
3.4.1. Kaynaklı Birleştirmelerin Tahribatsız Muayenesi.....	23
3.5. ANA MALZEME ve KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERDEN MEKANİK TEST VE MİKROYAPI NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI.....	24
3.5.1. Çekme Test Numunelerinin Hazırlanması.....	24
3.5.2. Metalografi ve Sertlik Ölçüm Numunelerinin Hazırlanması.....	24
3.6. ANA MALZEME ve BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER.....	25
3.7. BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN MEKANİK DENEYLER.....	25
3.7.1. Çekme Testi.....	25
3.7.2. Sertlik Ölçümü.....	26
3.8. METALOGRAFİK NUMUNE İNCELEMELERİ.....	26
3.8.1. Optik Mikroskop İncelemeleri.....	26
3.8.2. Taramalı Elektron Mikroskop İncelemeleri.....	26
BÖLÜM 4.....	27
DENEY SONUÇLARI VE BULGULARIN İRDELENMESİ.....	27
4.1. MİKROYAPI İNCELEME SONUÇLARI ve DEĞERLENDİRMESİ.....	27
4.1.1. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Soğuk İşlem Uygulanan Kaynaklı Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	28
4.1.1.1. -50 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	28

4.1.1.2. -20 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	31
4.1.1.3. 0 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	33
4.1.1.4. Oda Sıcaklığındaki Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	35
4.1.2. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Isıl İşlem Uygulanan Kaynaklı Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	41
4.1.2.1. 100 °C Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	41
4.1.2.2. 200 °C Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	44
4.1.2.3. 300 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	47
4.1.2.4. 400 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	49
4.1.2.5. 500 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	51
4.1.2.6. 600 °C Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	54
4.1.2.7. 800 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	56
4.1.2.8. 1000 °C Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi.....	59
4.2. NUMUNELERİN MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	68
4.2.1. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Test Sonuçları İncelemeleri.....	69
4.2.1.1. -50 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	69
4.2.1.2. -20 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	73
4.2.1.3. 0 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	75
4.2.1.4. 25 °C Sıcaklıkta Test Edilen Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	79
4.2.1.5. Soğuk İşlem Uygulanan TRIP800 Çelik ve Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	83
4.2.2. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Test Sonuçları İncelemeleri.....	89

Sayfa

4.2.2.1. 100 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	90
4.2.2.2. 200 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	93
4.2.2.3. 300 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	97
4.2.2.4. 400 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	101
4.2.2.5. 500 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	105
4.2.2.6. 600 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	109
4.2.2.7. 800 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	114
4.2.2.8. 1000 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi.....	118
4.2.2.9. Isıl İşlem Uygulanan TRIP800 Çelik ve Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	123
4.3. NUMUNELERİN SERTLİK ÖLÇÜMÜ SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	132
4.3.1. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Soğuk İşlem Uygulanan Kaynaklı Birleştirmelerin Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	132
4.3.2. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Isıl İşlem Uygulanan Kaynaklı Birleştirmelerin Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	136
BÖLÜM 5.....	140
GENEL SONUÇLAR.....	140
KAYNAKLAR.....	149
ÖZGEÇMİŞ.....	157

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Düşük mukavemetli (LSS), yüksek mukavemetli (HSS) ve ultra yüksek mukavemetli (UHSS) sac lar arasındaki mukavemet-uzama ilişkisi.....	5
Şekil 2.2. HSLA 350/450, DP 350/600 ve TRIP 350/600 çeliklerinin gerilme-gerinim davranışlarının kıyaslanması.....	6
Şekil 2.3. TRIP çeliklerinin farklı üretim şemaları.....	8
Şekil 2.4. TRIP çeliğinin mikroyapısı.....	10
Şekil 2.5. TRIP çeliklerinin mikroyapısının sertlik ve akma dayanımı diyagramı...	10
Şekil 2.6. Kalıntı östenit miktarına bağlı gerilme-uzama diyagramı.....	11
Şekil 2.7. Tavlama işleminin şematik gösterimi.....	19
Şekil 2.8. Sıfırlı ısı işleminin konvansiyonel ısı işlem döngüsündeki yeri.....	20
Şekil 3.1. Birleştirilmesinde yararlanılan plazma ark kaynak makinesi donanımı...	22
Şekil 3.2. Plazma ark kaynaklı birleştirme.....	23
Şekil 3.3. Sıvı penetrant muayenesi yapılmış plazma ark kaynaklı birleştirme.....	23
Şekil 3.4. a) TRIP800 çelik ana malzeme b) Plazma ark kaynaklı çekme deney numunesi.....	24
Şekil 3.5. Kaynaklı birleştirmelerden kesilen a) metalografi b) sertlik ölçüm numuneleri.....	25
Şekil 4.1. -50 °C sıcaklıkta iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçiş optik mikroskop mikroyapı görüntüleri.....	29
Şekil 4.2. -50 °C sıcaklıkta iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB'ın ana malzemeye yakın bölgesi d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	30
Şekil 4.3. -20 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçişi mikroyapı görüntüleri.....	32
Şekil 4.4. -20 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	32

Şekil 4.5. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi mikroyapı görüntüleri.....	34
Şekil 4.6. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	34
Şekil 4.7. Oda sıcaklığında bekletilen a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	35
Şekil 4.8. Oda sıcaklığında bekletilen a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	36
Şekil 4.9. 100 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	42
Şekil 4.10. 100 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	42
Şekil 4.11. 200 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	45
Şekil 4.12. 200 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	45
Şekil 4.13. 300 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	47
Şekil 4.14. 300 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	48
Şekil 4.15. 400 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	49
Şekil 4.16. 400 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	50
Şekil 4.17. 500 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtım işlemi uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	52

Şekil 4.18. 500 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	52
Şekil 4.19. 600 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	54
Şekil 4.20. 600 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	55
Şekil 4.21. 800 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	57
Şekil 4.22. 800 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	57
Şekil 4.23. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.....	59
Şekil 4.24. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat ısıtıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.....	60
Şekil 4.25. Yüksek Si ihtiva eden TRIP800 çeliği için geliştirilmiş CCT diyagramı.	63
Şekil 4.26. -50 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	70
Şekil 4.27. -50 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirmenin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme	71
Şekil 4.28. -50 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	71
Şekil 4.29. -50 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu..	72
Şekil 4.30. -20 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	73
Şekil 4.31. -20 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirmenin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme...	74
Şekil 4.32. -20 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	75

Şekil 4.33. 0 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	76
Şekil 4.34. 0 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirmenin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a)500X büyütme b)5000X büyütme.....	77
Şekil 4.35. 0 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme...	77
Şekil 4.36. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.....	78
Şekil 4.37. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.....	78
Şekil 4.38. 25 °C sıcaklıkta bekletilen kaynaklı numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	80
Şekil 4.39. 25 °C sıcaklıkta bekletilen kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	81
Şekil 4.40. 25 °C sıcaklıkta bekletilen TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	81
Şekil 4.41. 25 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.....	82
Şekil 4.42. 25 °C sıcaklıkta test edilen TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.....	82
Şekil 4.43. Farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan kaynaklı numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	84
Şekil 4.44. Farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	85
Şekil 4.45. 100 °C sıcaklıkta iki saat ısıtma işlemi uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	90
Şekil 4.46. 100 °C sıcaklıkta ısıtma işlemi uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	91
Şekil 4.47. 100 °C sıcaklıkta ısıtma işlemi uygulanan TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	91
Şekil 4.48. 100 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtma işlemi uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	92

Şekil 4.49. 100 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	93
Şekil 4.50. 200 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	94
Şekil 4.51. 200 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	95
Şekil 4.52. 200 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	95
Şekil 4.53. 200 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	96
Şekil 4.54. 200 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	97
Şekil 4.55. 300 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	98
Şekil 4.56. 300 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	99
Şekil 4.57. 300 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	99
Şekil 4.58. 300 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	100
Şekil 4.59. 300 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	101
Şekil 4.60. 400 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi	102
Şekil 4.61. 400 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	103
Şekil 4.62. 400 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	103
Şekil 4.63. 400 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	104

Şekil 4.64. 400 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	105
Şekil 4.65. 500 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	106
Şekil 4.66. 500 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	107
Şekil 4.67. 500 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	107
Şekil 4.68. 500 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	108
Şekil 4.69. 500 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	109
Şekil 4.70. 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	110
Şekil 4.71. 600 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	111
Şekil 4.72. 600 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	112
Şekil 4.73. 600 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	113
Şekil 4.74. 600 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	113
Şekil 4.75. 800 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	115
Şekil 4.76. 800 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	116
Şekil 4.77. 800 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	116
Şekil 4.78. 800 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	117

Şekil 4.79. 800 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	118
Şekil 4.80. 1000 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	119
Şekil 4.81. 1000 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	120
Şekil 4.82. 1000 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.....	121
Şekil 4.83. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	122
Şekil 4.84. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.....	122
Şekil 4.85. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıtıl işlem uygulanan kaynaklı numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	124
Şekil 4.86. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıtıl işlem uygulanan TRIP800 çelik numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.....	125
Şekil 4.87. Farklı sıcaklıklarda soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin sertlik dağılımı.....	133
Şekil 4.88. Farklı sıcaklıklarda ısıtıl işlem uygulanan birleştirmelerin sertlik dağılımı.....	136

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1.	Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar.....	7
Çizelge 2.2.	TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça%).....	9
Çizelge 2.3.	TRIP çeliklerindeki dört genel mikroyapı.....	9
Çizelge 3.1.	TRIP800 kalite çelik sacın kimyasal bileşimi.....	21
Çizelge 3.2.	Deney numunelerini birleştirmek için kullanılan kaynak parametreleri.....	22
Çizelge 4.1.	-50 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	70
Çizelge 4.2.	-20 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	73
Çizelge 4.3.	0 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	76
Çizelge 4.4.	25 °C sıcaklıkta test edilen numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	79
Çizelge 4.5.	TRIP800 çelik ana malzeme ve farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin mekanik özellikleri.....	83
Çizelge 4.6.	Farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin mekanik özellikleri.....	84
Çizelge 4.7.	100 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	90
Çizelge 4.8.	200 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	94
Çizelge 4.9.	300 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	98
Çizelge 4.10.	400 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	102
Çizelge 4.11.	500 °C sıcaklıkta iki saat ısıtıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	106

Çizelge 4.12. 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	110
Çizelge 4.13. 800 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	114
Çizelge 4.14. 1000 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.....	119
	<u>Sayfa</u>
Çizelge 4.15. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıl işlem uygulanan birleştirmelerin mekanik özellikleri.....	123
Çizelge 4.16. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıl işlem uygulanan TRIP800 çeliğin mekanik özellikleri.....	125



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)

EDX : 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

Çevreci, güvenli ve yüksek performanslı modern otomotiv üretimi için geliştirilen yeni nesil çelik çeşitlerinden birisi de dönüşümün sebep olduğu plastiklik anlamına gelen “Transformation Induced Plasticity” (TRIP) çelikleridir [1,2]. İleri yüksek mukavemetli (Advanced High Strength Steel, AHSS) çeliklerin en yeni türü olan bu çelikler yüksek mukavemet ve süneklik, mükemmel şekillendirilebilme ve ağırlıktan tasarrufun arandığı uygulamalarda dikkatleri üzerlerinde toplamaktadırlar [3,4].

Otomotiv üreticileri araçlar üzerinde güvenlik, emülsiyon, yakıt tüketimi performanslarını iyileştirmek için birçok çalışmalar yürütmektedirler. Bu iyileştirmeler araç yapılarının birçok gereksinimini arttırmaktadır. Bu gereksinimlerin statik, darbe ve değişken yüklemeli durumlarda dayanıklı ve güvenli olacak şekilde tasarlanıp üretilmesi de oldukça önem arz ettiği rapor edilmektedir [5,6]. Endüstride bilhassa otomobil darbe sönümleyici ve kiriş destekleyici parçalarının imalatında yüksek mukavemet ve şekil alabilirliklerinden dolayı geniş yelpazede ileri seviye yüksek mukavemetli çelik ailesi üyelerinden olan TRIP çelikleri kullanıldığına işaret edilmektedir [7,8].

Otomotiv imalatında olduğu gibi çok sayıda bileşenden oluşan ürünlerin üretiminde yararlanılan birleştirme tekniklerinden en önemlilerinden birisi de kaynaklı birleştirmelerdir. Endüstriyel uygulamalarda çelik başta olmak üzere birçok metalik malzemelerin birleştirmesinde ergitmeli kaynak yöntemlerinden elektrik ark kaynakları, gaz korumalı ark kaynak yöntemleri, elektrik direnç kaynak uygulamaları, yüksek enerjili ışın kaynak yöntemlerinden sıklıkla yararlanılmaktadır [9-13]. Ark kaynak yöntemlerinden birisi olan plazma ark kaynağı, uzay, nükleer, elektronik, gemi yapımı ve birçok endüstri dalında kullanılan bir kaynak yöntemidir.

Özellikle gelişmiş ülkelerde çok kullanılan plazma ark kaynağı; ekonomikliği, yüksek verimliliği ve kaliteli dikişlerin oluşturulması gibi birçok üstünlüklere sahiptir [14].

Geniş ölçekte yürütülen literatür araştırmaları otomotiv imalat sanayinde yararlanılan TRIP çeliklerinin nokta direnç, lazer kaynak yöntemiyle birleştirilebilirlikleri ile ilgili çalışmalar yer almakla beraber bu çeliklerin plazma ark kaynak kabiliyetleri ile ilgili kapsamlı bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Ayrıca servis şartları göz önünde bulundurulduğunda, TRIP çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerin farklı sıcaklıklarda bekletildiklerinde mikroyapılarında ve mekanik özelliklerinde herhangi bir değişim olup, olmadığı ile ilgili de bir veriye rastlanılmamıştır.

Bu amaçla öncelikle çalışmada, otomotiv endüstrisinde yaygın kullanım alanı bulmaya başlayan 1.5 mm kalınlığındaki TRIP çelik sacın plazma ark kaynak kabiliyeti araştırılmıştır. İlave olarak; bu çeliklerin ve kaynaklı birleştirmelerinin kullanım alanları göz önünde tutularak boya kurutma, gerilim giderme ısıl işlemi ve servis şartları düşünülerek farklı sıcaklıklarda iki saat süresince soğuk ısıl işlem (soğuk işlem) ve ısıl işlem uygulanan numunelerin mikroyapısal ve mekanik özellik incelenmesi hedeflenmiştir. Tez çalışmasında soğuk ısıl işlem yerine literatürde $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklara kadar uygulanan sıfır altı ısıl işlemler için kullanılan “cold treatment” yerine soğuk işlem terimi kullanılmıştır.

Bu bağlamda TRIP800 ana malzeme ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerinin $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $0\text{ }^{\circ}\text{C}$, $25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda 2 saat bekletildikten sonraki oda sıcaklığındaki mekaniksel özellikleri ve içyapısındaki dönüşümleri incelenmiştir.

Yapılan bu yüksek lisans tez çalışmasında cevap bulması amaçlanan sorular aşağıda maddeler halinde verilmiştir;

TRIP çeliklerinin plazma ark kaynak birleştirilme kabiliyeti var mıdır? Plazma ark kaynak işleminin TRIP800 çeliklerin mekanik özellikleri ve mikroyapısı üzerinde etkisi nedir?

Kullanım şartlarını simule edebilmek amacıyla; farklı sıcaklıklarda soğuk işlem ve ısıl işlem için iki saat bekletilen TRIP800 çelik ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerin özelliklerinde ve mikroyapılarında ne gibi değişiklik olur?” sorularına yanıt bulmak bu tezin amaçları arasında yer almıştır.

Yukarıda belirtilen sorulara yanıt bulmak amacıyla, TRIP800 çelik sacın ticari olarak temin edildiği şekliyle plazma ark kaynak yöntemiyle birleştirilmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla 1.5 mm kalınlığındaki TRIP800 çelik saclar optimum kaynak parametreleriyle plazma ark kaynak yöntemiyle birleştirilmiştir. Birleştirme ve TRIP800 çelik ana malzemenin kullanımlarında maruz kalabileceği servis şartlarından sıcaklığa bağlı olarak mekanik özelliklerinde ve mikroyapılarında meydana gelebilecek değişiklikler etraflıca incelenmiştir. Bu bağlamda deney numuneleri -50 °C, -20 °C, 0 °C, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda iki saat bekletildikten sonraki oda sıcaklığındaki mekaniksel özellikleri ve içyapısındaki dönüşümleri incelenmiştir. Elde edilen bulgulardan yararlanılarak yüksek lisans tez çalışması oluşturulmuştur. Bu tez çalışması, genel olarak giriş, literatür araştırması, deneysel çalışmalar, deneysel bulgular ve yorumlanmasının yanısıra genel sonuçlar ve öneriler bölümlerinden oluşmaktadır.

Tezin birinci bölümü olan “Giriş” kısmında çalışma amacı ve kullanılan deneysel yöntem ve bulgular kısaca özetlenmektedir.

İkinci bölümde; AHSS (Advanced High Strength Steel-İleri seviyede yüksek mukavemetli çelik saclar) çelikler ve deneysel çalışmada kullanılan TRIP çelikleri hakkındaki literatür araştırmasına, plazma ark kaynak yöntemini tanıtan ve açıklayan literatür bilgilerinin yanı sıra TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirmelere uygulanan soğuk işlem (soğuk ısıl işlem) ve ısıl işlemler hakkındaki literatür bilgisine yer verilmiştir.

Üçüncü bölümde; deneysel çalışmalarda kullanılan malzeme, plazma ark kaynak deney düzeneği, deney numunelerinin birleştirilmesi, test numunelerinin hazırlanması ve numunelere uygulanan soğuk işlem ve pozitif sıcaklıklardaki uygulanan ısı işlem süreci hakkında bilgi verilmesi amaçlanmıştır. Ayrıca numunelere uygulanan deneysel metot, ana malzeme ve kaynaklı bağlantıların mekanik testleri ve metalografik olarak incelenmesinde yararlanılan test yöntem ve cihazları tanıtılmıştır.

Tezin dördüncü bölümünde; çalışmada kullanılan TRIP800 çelik numunelerin ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerinin farklı servis şartlarında bekletilme süreleri simule edilerek ortam sıcaklığı ve farklı sıcaklıklarda iki saat bekletildikten sonra oda sıcaklığında gerçekleştirilen testler ile statik çekme yükü etkisi altındaki davranışları belirlenmiştir. Ayrıca çalışmada plazma ark kaynaklı numunelerin sertlik profilleri oluşturularak bağlantıların metalografik incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen bulgular bu bölümde paylaşılmıştır. İlave olarak elde edilen mikroyapısal görüntüler ile mekanik özellik bulguları bu bölümde ilişkilendirilerek irdelenmiştir.

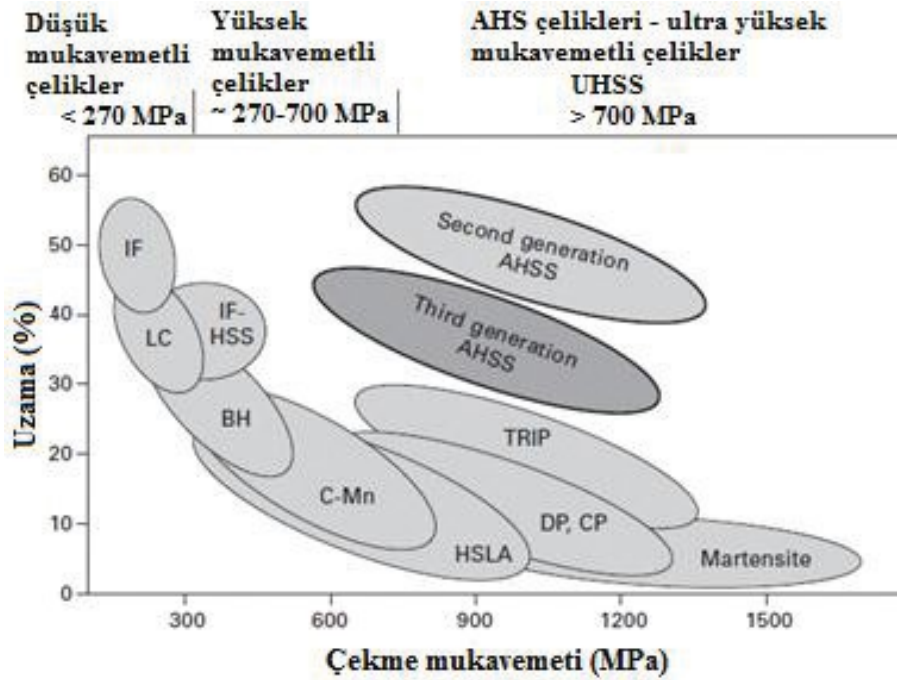
Son bölümde, deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen bulgular, çalışmanın amacına ve kapsamına uygun olacak şekilde özetlenmiş ve ileriki yapılacak çalışmalar için önerilerle birlikte verilmiştir.

BÖLÜM 2

LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

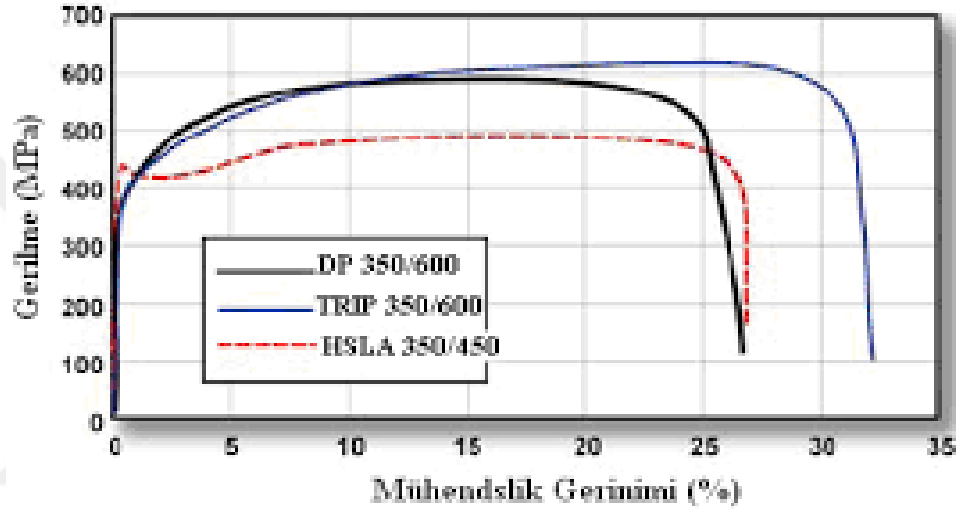
2.1. YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİK SACLAR

Otomobil endüstrisinde gün geçtikçe artan yakıt tasarrufu, emniyet gereksinimi ve çevresel etkenlerden dolayı araçların karoseri kısmındaki ağırlık azaltılmaktadır. Bu nedenle araçlarda kullanılan sacların kalınlığı azaltılmakta, mekanik özellikleri ise güvenlik gereksinimini karşılayabilmek için arttırılmaktadır [9,10]. Geliştirilmiş ileri seviye yüksek mukavemetli çelik saclar (Advanced High Strength Steel-AHSS) araçlarda, özellikle otomobillerde giderek artan bir şekilde kullanılmaya başlanmıştır. Şekil 2.1’de yüksek dayanımlı ve ultra yüksek dayanımlı çeliklerin çekme dayanımı ve % uzama oranları gösterilmiştir [11].



Şekil 2.1. Düşük mukavemetli (LSS), yüksek mukavemetli (HSS) ve ultra yüksek mukavemetli (UHSS) saclar arasındaki mukavemet-uzama ilişkisi [12].

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 üretim yöntemlerine göre farklı mekanik özellikler gösterirler. Yüksek mukavemetli çelikler genellikle yapısal işlemlerde kullanılmaları sebebiyle “yapısal çelikler” olarak adlandırılırlar. Mukavemet ve sünekliğin optimizasyonundan yola çıkılarak elde edilen çelik grupları Şekil 2.2’de gösterilmiştir [12,13].



Şekil 2.2. HSLA 350/450, DP 350/600 ve TRIP 350/600 çeliklerinin gerilme-gerinim davranışlarının kıyaslanması [13].

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 çıkabilecek hasar mekanizmalarını iyi bilmek gerekmektedir.

Alaşım bileşimine bağlı olarak uygulanan ısıtılma 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-Alaşımız düşük karbonlu çelik; ekstra derin çekilebilir sınıf
		IF- Mikroalaşımız ekstra derin çekilebilir sınıf
AHSS	$\alpha + \alpha'$	DP- Mikroyapısında ferrit ve %5-30 hacim oranında martenzit fazları bulunan çift fazlı çelik
	$\alpha + \alpha_b + \delta_R$	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	δ yada yüksek oranlarda δ	HMS-TRIP- δ - 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 metalürjisi ve üretimi diğer çeliklere göre alışılmamış bazı özellikler içerir. Tüm AHSS çelikleri östenit veya östenit+ferrit fazından başlayarak kontrollü soğutma ile sıcak haddelenmiş ürünler için haddeleme sırasında, tavlama veya kaplama yapılmış ürünler içinse tav fırınlarında üretilirler [10-12].

AHSS çelikleri uygulanan işleme göre aşağıdaki şekilde sınıflandırılmaktadır [22];

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

Çift fazlı (DP) ferritik-martenzitik çelikleri östenit fazından kontrollü soğutmayla veya ferrit-östenit çift fazından 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 soğutmayla östenitin büyük

kısının martenzite dönüştürülmesiyle üretilirler. TRIP çelikleri ise ara sıcaklıkta izotermal tutulma ile beynit yapının oluşturulmasıyla elde edilirler.

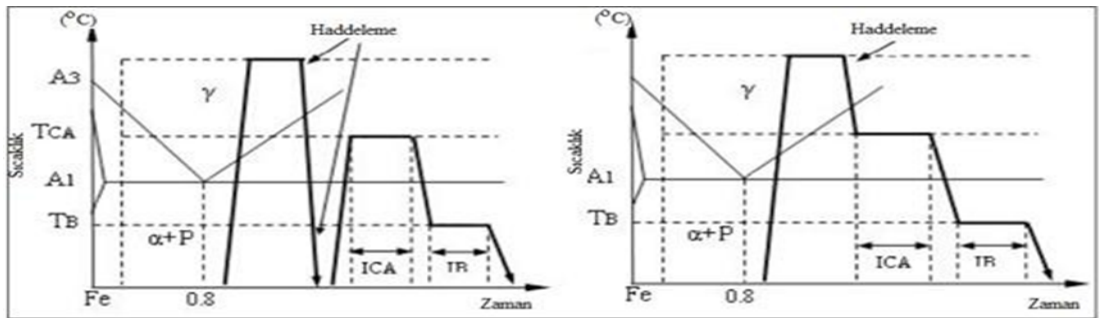
Kompleks fazlı çelikler de ise daha ince çökeltiler oluşturmak ve yapıda daha az kalıntı östenit kalması için kimyasal bileşimleri değiştirilerek üretilirler [10,19-22].

2.2. DÖNÜŞÜMLE PLASTİKLİĞİ ARTTIRILMIŞ (TRIP) ÇELİKLERİ

TRIP çeliklerinin üretim prosesi, mekanik özellikleri, mikroyapısı, kullanım alanları, otomotiv endüstrisindeki önemi, kaynak kabiliyeti hakkındaki bilgiler, TRIP çeliklerinin plazma ark kaynağı ve numunelere uygulanan ısıl işlemlerle alakalı literatür araştırmaları aşağıda alt başlıklar halinde verilmiştir.

2.2.1. TRIP Çeliklerinin Üretimi

TRIP çelikleri soğuk veya sıcak hadde bantlarında üretilirler. Şekil 2.3'de TRIP çeliğinin üretim şemaları gösterilmektedir. Oda sıcaklığına soğutmadan önce, beynit oluşum sıcaklıklarında soğutma işlemine bir süre ara verilir. İkinci izotermal tutma sırasında östenit çoğunlukla beynite dönüşür. Böylece son mikroyapı %50-60 ferrit, %25-40 beynit, %5-15 kalıntı östenit fazlarından oluşur [23-25].



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

TRIP çeliğinin üretimi için östenit fazı kritik bir öneme sahiptir. Östenit demir-ementit diyagramındaki A_1 sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda kararlı, oda sıcaklığında kararsız halde olan bir fazdır. Fakat TRIP çeliğinde karbonca zenginleştirilmiş östenit kararlı faz durumdadır [26,27]. TRIP çelikleri, ara sıcaklıkta

izotermal bekletme ile bir miktar beynit oluşturularak üretilirler [28,29]. Kimyasal bileşimdeki yüksek silisyum ve karbon yapıda yüksek hacim oranlarında kalıntı östenite sebep olur [30].

2.2.2. TRIP Çeliklerinin Mikroyapısı

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

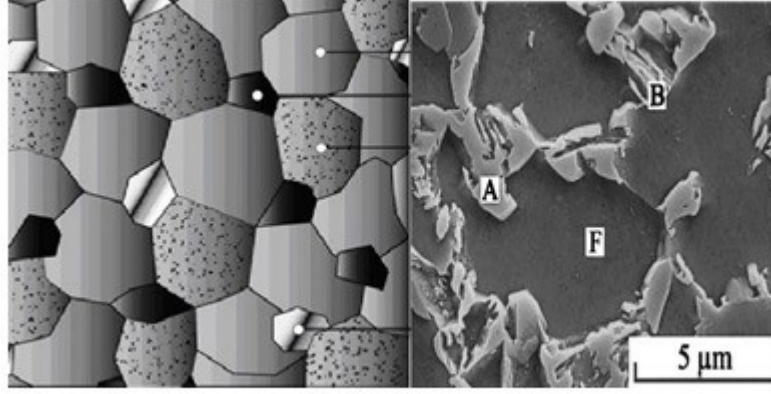
Çizelge 2.2. TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça%).

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.

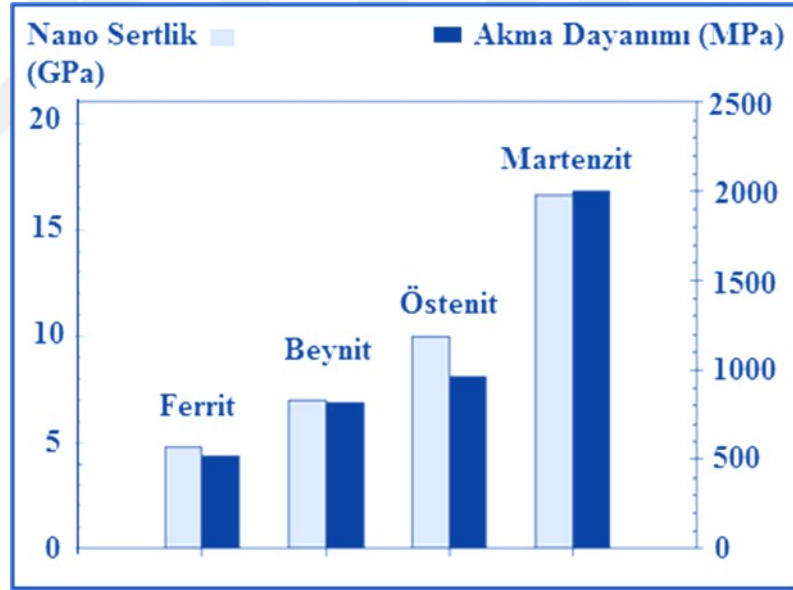
Mikroyapı	Sembol	Kristal Yapı
Ferrit	α	Hacim Merkez Kübik (HMK)
Kalıntı Östenit	δ	Yüzey Merkez Kübik (YMK)
Beynit	$\alpha_b + \delta$	YMK + HMK
Martenzit	α^1	Hacim Merkez Tetragonal (HMKT)

Şekil 2.4’de görüldüğü gibi TRIP çeliklerinin genel olarak mikroyapısı yumuşak ferrit matris içinde, beynit ve kalıntı östenitten oluşmaktadır [36-49]. Bazen kalıntı östenitle beraber çeşitli miktarlarda sert martenzit fazı da yapıda gözlemlenebilmektedir [40-50].



Şekil 2.4. TRIP çeliğinin mikroyapısı [13,35].

TRIP çeliklerinin mikroyapılarındaki fazların sertlikleri ve akma dayanımları kimyasal bileşimlerine göre değişim göstermektedir. TRIP çeliği içerisindeki çeşitli fazların sertlikleri ve akma dayanımları Şekil 2.5'te gösterilmiştir [51].

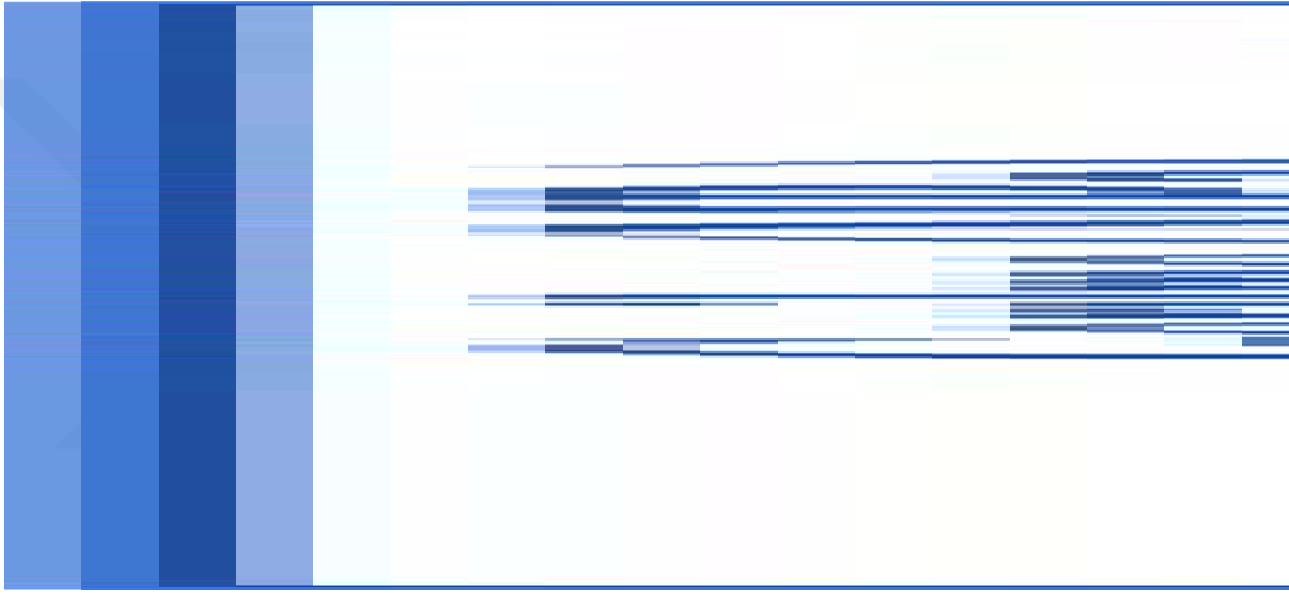


Şekil 2.5. TRIP çeliklerinin mikroyapısının sertlik ve akma dayanımı diyagramı [51].

Şekil 2.5'te verilen sertlik değerleri malzeme bileşimine bağlı olarak değişebileceğinden fazların birbiriyle kıyaslanması açısından kullanılabilirler. TRIP çeliklerinin yapısındaki fazların sertliği; ferrit, beynit, östenit ve martenzit sırasıyla arttığı ile ilgili başka çalışmalarda bulunmaktadır [37,51].

2.2.3. TRIP Çeliklerinin Mekanik Özellikleri

TRIP çelikleri; yakın mukavemet değerlerine sahip diğer çelikler ile kıyaslandığında daha yüksek şekillendirilebilirliğe sahiptirler. Malzeme içyapısında dönüşmeden kalan kalıntı östenit şekillendirme sırasında TRIP etkisi kazandırarak mukavemete büyük katkı sağlamaktadır. Kalıntı östenit oranı ne kadar fazla olursa elde edilecek şekillendirme de o kadar fazla olacaktır. Şekil 2.6'da farklı oranlarda kalıntı östenit içeren TRIP çeliğinin gerilme-uzama eğrisi gösterilmiştir [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 üreticileri araçlar üzerinde güvenlik, emülsiyon, yakıt tüketimi performanslarını iyileştirmek için birçok çalışmalar yürütmektedirler. Bu iyileştirmeler araç yapılarının birçok gereksinimini artırmaktadır. Bu gereksinimlerin statik, darbe ve değişken yüklemeli durumlarda dayanıklı ve güvenli olacak şekilde tasarlanıp üretilmesi de oldukça önem arz etmektedir [56,57]. Endüstride bilhassa otomobil darbe sönümleyici ve kiriş destekleyici parçalarının imalatında yüksek mukavemet ve şekil alabilirliklerinden dolayı geniş yelpazede TRIP çelikleri kullanılmaktadır [58,59].

2.2.5. TRIP Çeliklerinin Deformasyonu

Soğuk şekil değiştirme yani deformasyon işleminde, malzemenin biçimlendirilmesi ve dayanım kazandırılması için birçok teknik kullanılmaktadır. Şekil değiştirme miktarı kontrol edilerek deformasyon işlemleri gerçekleştirilebilmekte ve pekleşme miktarı kontrol edilebilmektedir. Deformasyon miktarı yükseldiğinde akma ve çekme dayanımı yükselir. Süneklik ise azalır ve sıfıra yaklaşır. Daha fazla soğuk şekillendirmeye devam edilirse metal kırılır. Bu nedenle metale uygulanabilecek deformasyon miktarı sınırlıdır.

TRIP çelikleri ihtiva ettiği kalıntı östenit sayesinde DP çeliklerine göre daha fazla uzama gösterirler. İçerisinde başlangıçta martenzit fazı ihtiva etmeyen TRIP çeliklerinde bu nedenden dolayı DP çeliklerden farklı olarak sürekli akma gözlemlenmemektedir [60-62]. Malzemelerin şekillendirmesinde sürekli akma özelliği malzemede Lüders bantlarının veya yüzeyindeki gerinme izlerinin oluşmamasını sağlamaktadır. Bu durum mamul ürün yüzey kalitesinin ve ileriki 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 beynit fazı, ferrit fazı içerisinde serbest dislokasyonların oluşmasında çok etkili değildir [60-62].

TRIP çeliklerinde bu martenzitik dönüşümün malzemenin genel şekillendirme miktarına etkisi, elde edilen birim deformasyonun belirli bir kısmını teşkil etmektedir. Öyle ki, Bhadeshia [62], yapmış olduğu çalışmada %15-30 olarak elde edilen birim deformasyon miktarının yalnızca %2'lik kısmı 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 nedeniyle tasarlanmaktadır. TRIP çeliklerin yapısındaki kalıntı östenit yükselen gerilimle beraber hızla martenzite dönüşerek yüksek gerinimlerde çalışma sertleşmesi verir [60-62]. Kaynak sırasında meydana gelen termal çevrim, özellikle kalıntı östenit yapısını etkileyerek ana malzemeye nazaran kaynak bölgesindeki mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir [63]. 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 edilememiştir.

TRIP çeliklerinin kaynak bölgesinde çok fazla problemle karşılaşılmaktadır. Bu problemlerden biri; gaz altı, lazer ve nokta direnç kaynaklarındaki birleştirmelerde inklüzyon veya oksit parçacıklarının oluşumudur. Ergime sırasında alüminyum ve silisyum oksit oluşturma eğilimindedirler. Ergimiş bölgenin bazı kısımlarında delta ferrit oluşumu ise bu bölgenin yumuşamasına yol açar [64-67].

TRIP çelik birleştirmelerinin kaynak bölgesi özelliklerini iyileştirmek için birçok çalışma gerçekteştirilmektedir. Lazer kaynağı için kullanılan koruyucu gaz ve kaynak hızının arttırılması gözenek oluşumu oranını azaltmakta etkili olduğu tespit edilmiştir [68].

2.2.6.1. TRIP Çeliklerinin Plazma Ark Kaynağı

Geniş ölçekte yürütölen literatür araştırmaları otomotiv imalat sanayinde yararlanılan TRIP çeliklerinin nokta direnç, lazer kaynak yöntemiyle birleştirilebilirlikleri ile ilgili çalışmalar yer almakla beraber bu çeliklerin plazma ark kaynak kabiliyetleri ile ilgili kapsamlı bir çalışmaya rastlanılmamıştır.

2.3. PLAZMA ARK KAYNAĞI

Fizikte partiköller, iyonlar ve elektronlardan oluşmuş, elektriği ileten, maddenin özel bir hali olarak tanımladığımız plazma, kaynak teknolojisinde daha özel bir durumu tanımlamaktadır. Gaz halindeki bir madde radyasyon, elektron bombardımanı veya ısıtma ile iyonize konuma getirilebilir [69].

Plazmada gaz elektrik arkı yardımı ile ısıtılarak iyonize olmaktadır. Bu tanıma göre, ark kaynağı yöntemlerinde elektrik arkı bir plazma oluşturmaktadır. Kaynak ve ısı kesme işlemlerinde plazma olarak adlandırılan ark; radyal doğrultuda sıkıştırılıp, büzölerek enerji yoğunluğu artırılmış arktır [69,70].

Plazma arkının sıcaklığının çeliği, asbest çimentosunu, kristal korrondumu ve karbon korrondumu eritmeye yetecek derecede yüksek olması uygulamada, çeşitli metallerin kaynak, püskürtme ile yüzey doldurma, kesme, kaynak ağzı açma, tavlama ve yüzey hazırlama işlemlerinde, özellikle metallerin ince saclarının kaynağında çok iyi sonuçlar verdiği rapor edilmektedir [71,72].

2.3.1. Plazma Arkının Oluşturulması

Standard bir plazma ark torcu, ucunda küçük bir deliği bulunan meme ile bu memenin merkezindeki ergimeyen tungsten bir elektrottan oluşmaktadır [72,73]. Plazma gazı, bu iç içe geçmiş dairesel meme ile elektrot arasından geçerek dışarıya çıkar. Elektrot ile meme veya iş parçası arasında ark sütunu oluştuktan sonra, basınçlı plazma jetinin oluşturulması için iyonize olan gaz delikten dışarı püskürtülür. Ark sütununun dış yüzeyi soğutulduğundan sütun yoğunlaşmış olur, dolayısı ile içe doğru büzülür. Böylece, büzülmüş sütun içinde sıcaklık birdenbire 10000-30000 °K arasında bir sıcaklık derecesine yükselir [72,73]. Dairesel alandan geçen gaz, yüksek bir iyonlaşma düzeyine ve göreceli olarak yüksek bir enerjiye sahip olur. Bu enerji kaynak ve diğer işlemlerde iş parçasının tavlanması için kullanılır. Uygulamada plazma arkı çeşitli yollarla oluşturulabilir. Elektrik devresi tungsten elektrot ile iş parçası arasında tamamlanarak, ark akımı iş parçası üzerinden akar. Bu transfer olmuş ark veya direkt ark olarak adlandırılır. Elektrik devresi meme ve tungsten elektrot arasında tamamlanırsa; ark elektrotla, su ile soğutulan bakır meme arasında yanar ve memeden bir gaz akımı ile zorlanarak sürülür. Transfer olmamış ark veya endirekt ark olarak adlandırılan yöntemde ise iş parçası ark devresi içinde değildir. Her iki arkın kombinasyonunu kullanan bir diğer yöntem daha vardır. Bu yöntem en çok metal tozu püskürtme uygulamalarında kullanılır [73-75].

Plazma arkı memeden dışarı çıktığında, biraz daha küçük parlak bir nüveye sahiptir. Nüvenin çevresi, daha az parlak kılıfla sarılmıştır. Nüve uzunluğu, 2-3 mm'den 40-50 mm'ye kadar değişir. Bu değişim, meme ve tünelin boyutlarına, plazma oluşturan gazın bileşim ve debisine, akım şiddetine ve ark uzunluğuna bağlıdır. İş parçası üzerindeki mekanik ve ısı yükünün dağılımı için uygun biçimlendirilmiş memeler kullanılarak, plazma arkı şekillendirilir [73-75].

2.3.2. Plazma Arkı ile Kaynağın Uygulama Teknikleri

Plazma ark kaynak yöntemi uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde çok yaygın olarak kullanılmaktadır. TIG kaynak yöntemi ile birleştirilen tüm metal ve alaşımları plazma ark kaynağıyla da güvenli bir biçimde kaynak edilebilirler.

Plazma arkı ile kaynakta iki teknik çok sık kullanılmaktadır. Bunlar, ergitme tekniği (melt-in mode) ve anahtar deliği tekniği (key hole mode) olmaktadır [76].

2.3.2.1. Ergitme Tekniği

Yüksek akım şiddetleri (50-400 A) kullanılan kaynak işlemlerinde daha yaygın olarak ergitme tekniği kullanılır. Bu uygulama ile TIG yöntemine benzer bir kaynak dikiş i oluşturulur. Özellikle, aynı kaynak kalitesini sağlamak için mekanize uygulamalarda, TIG yöntemine tercih edilebilir. Ark kararlılığı ve akım şiddeti yüksek olduğundan daha nüfuziyetli kaynak dikiş leri oluşturulur. Kullanım sırasında ark rahat kontrol altında tutulabilir, aynı zamanda kaynak süresi de azaltılır. İlave kaynak metali, malzeme kalınlığına bağlı olarak kullanılır veya kullanılmayabilir [76,77].

2.3.2.2. Anahtar Deliği Tekniği

Anahtar deliği tekniğinde, plazma arkı anahtar deliği oluşturmak için parçanın derinliğine doğru girdiğinden, ergiyen metal parçanın yüzeyine doğru çıkar. Plazma ark torcu, kaynak bağlantısı doğrultusunda hareket ettiğinde arkın ön kısmında bulunan ergimiş metal plazma arkının kenarlarından dolaşarak arkaya doğru hareket eder ve orada katılaşır. Anahtar deliği tekniğinin en önemli üstünlüğü, kaynağın tek pasoda yapılabilmesidir.

Anahtar deliğinin iç kısmında bulunan ergimiş metal filmi içindeki kalıntılar ve gazlar parçanın yüzeyine doğru hareket eder. Banyonun maksimum hacmi ve kökteki dikiş profili, büyük ölçüde ergimiş kaynak metalinin yüzey gerilimi, plazma arkının akım şiddeti ve iyonize olmuş plazma gazının hızı tarafından belirlenir. Yüksek akım şiddetli anahtar deliği tekniği, kaynakta kesme koşullarının hemen altındaki değerlerde gerçekleştirilebilir. Kesmede plazma gazının hızı, sadece ergiyen metali o bölgeden uzaklaştıracak derecede yüksektir. Kaynakta plazma gaz hızının düşük olması sonucu, yüzey gerilimi, ergimiş metali kaynak ağızında tutar. Dolayısı ile burada plazma gaz hızı kritik büyüklüktür ve sıkı bir şekilde kontrol altında tutulmak zorundadır. 0.12 l/dakikadan daha yüksek gaz debileri önerilmez [76,77].

2.3.3. Plazma Ark Kaynağı Donanımı

Elle yada mekanize olarak uygulanabilen plazma ark kaynak yönteminde kullanılan kaynak donanımı aşağıdaki elemanlardan oluşmaktadır;

- Akım üretici
- Kaynak torcu
- Kontrol ünitesi
- Plazma ve koruyucu gaz sağlama sistemi
- Su soğutma ünitesi.

2.3.4. Plazma Ark Kaynağında Kullanılan Gazlar

Plazma ark kaynağında plazma gazı olarak genelde argon kullanılır. Helyumun kullanıldığı uygulamalarda arkta daha yüksek sıcaklıklar elde edilmesine karşın torç elemanlarının aşınması daha fazladır. Bu durum çok önemlidir. Zira sürekli olarak yedek parça gerekeceğinden bunların sağlanması ve değişimlerinde de zaman kaybı için yapım süresini etkileyerek maliyeti artırır.

Plazma gazı kaynak edilecek malzemelere göre değişik karışımlarda oluşturulabilir. Gaz seçiminde başlıca etken kaynak bağlantısından istenen nüfuziyet ve kaynak dikiş kalitesidir. Karbonlu çelikler veya ince taneli yapı çeliklerinin (yüksek mukavemetli az alaşımlı çelikler) kaynağında plazma gazı olarak argon gazı kullanılır. Bazı metal ve alaşımlarının kaynağında argona ilave edilen az miktardaki hidrojenle plazma ark kaynağında iyi sonuçlar alınmaktadır. Özellikle, östenitik paslanmaz çeliklerin, nikel alaşımlarının, bakır-nikel alaşımlarının kaynağında argona yüzde 1-5 arasında hidrojen eklenir [78].

Koruyucu gaz kullanımı durumunda, düşük akım şiddetli plazma ark kaynak uygulamalarında 10-15 l/dak, yüksek akım şiddetli uygulamalarda 15-30 l/dak ve biraz daha yüksek debiler önerilir [79,80].

Plazma ark kaynağı uygulamalarında kaynak bağlantısının kök kısmını da korumak gerektiği durumlarda kök gazı kullanılabilir. Kök gazı olarak kaynak edilecek malzemeye bağlı olarak argon, helyum yada azot gazlarından yararlanır [81].

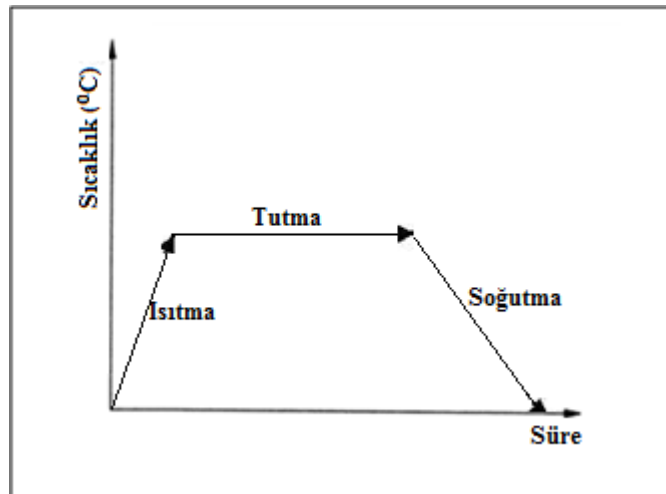
2.4. KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEM

Malzemelerin kaynak sonrası, kaynak çekirdeği ve özellikle ısı tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) özelliklerinin ana malzeme özelliklerinden mekanik ve mikroyapısal olarak farklılaşması birleştirmeye kaynak sonrasında ısıtma 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 ısıtma ve sonra yavaş soğutma işlemidir. Çelik malzemeler 540 °C ile 630 °C arasındaki sıcaklıklarda gerilme giderme tavına tabi tutulurlar [82].

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 °C) kadar ısıtılıp yeniden kristalleşme sağlandıktan sonra yavaş soğutulması işlemidir (Şekil 2.10) [82].



Şekil 2.7. Tavlama işleminin şematik gösterimi.

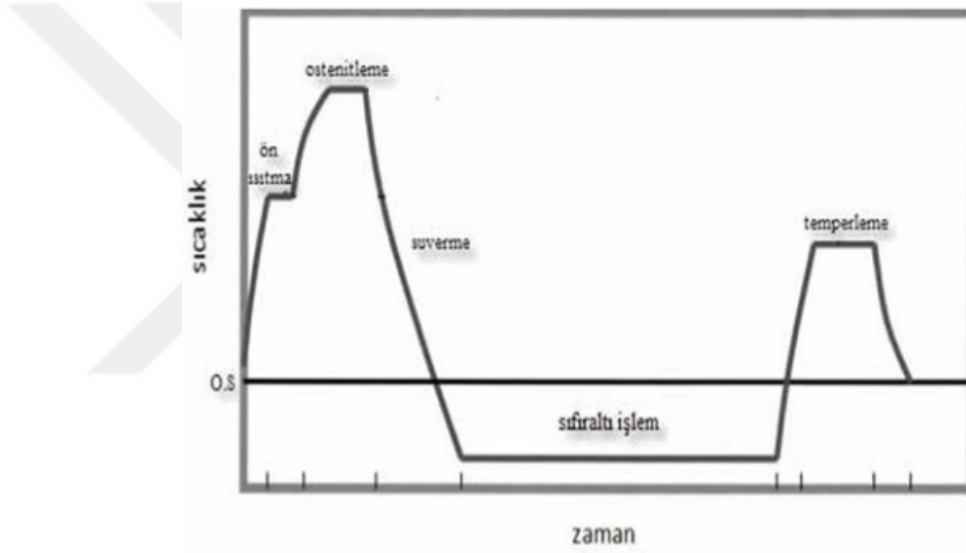
2.4.2. Boya Kurutma Isıl İşlemi

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.

2.5. SIFIR ALTI ISIL İŞLEMİ

Sıfır altı (düşük sıcaklık) ısıl işlemi malzemenin su verme sürecini takiben oda sıcaklığı ile -273 °C (0 °K) sıcaklık aralığında soğutularak bu ortamda malzemenin tamamında yapısal değişim meydana gelecek kadar bekletilmesi ve daha sonra bu ortamdan çıkarılarak oda sıcaklığına ısınmasına izin verilmesi kademelerini içerir. Sıfıraltı işlem kendi içinde işlemin uygulandığı sıcaklık aralığına göre ikiye ayrılır. Oda sıcaklığından -80 °C kadar olan sıcaklık aralığındaki işleme soğuk işlem (soğuk ısıl işlem), -80 °C den daha düşük sıcaklıklarda uygulanan işlemler de kriyojenik işlem olarak adlandırılmaktadır [83,84].

Sıfır altı temperleme esas olarak, malzemenin $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ile mutlak sıfır değeri olan $-273\text{ }^{\circ}\text{C}$ aralığında soğutulması, bu ortamda malzemenin tamamında yapısal değişim meydana gelecek kadar tutulması ve daha sonra bu ortamdan çıkarılarak oda sıcaklığına ısınmasına izin verilmesi kademelerini içerir. İşlem sonunda malzeme, istenirse normal temperleme için ısıtılabilir. Ancak bu işlem her zaman düşük sıcaklık ısıtımına dahil olmayabilir. Prosesin karışıklığı, soğutma, bekletme ve ısıtma döngülerinin koşullarının (sıcaklık ve zaman) doğru olarak belirlenebilmesi ve uygulanabilmesinden kaynaklanmaktadır [85]. Düşük sıcaklık ısıtımının konvansiyonel ısıtım işlem döngüsündeki yeri Şekil 2.8’de gösterilmiştir.



Şekil 2.8. Sıfır altı ısıtım işlemi konvansiyonel ısıtım işlem döngüsündeki yeri.

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEME

Çalışmada kullanılmak üzere 1000 x 1500 x 1.5 mm boyutlarında ticari olarak temin edilen TRIP800 kalite sac levhadan 100 x 750 x 1.5 mm ebatlarında şeritler giyotin makasta kesilerek birleştirme için hazırlanmıştır.

3.1.1. Malzeme Kimyasal Bileşimi

TRIP 800 kalite çelik sacın kimyasal bileşimi (% ağırlık) Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. TRIP800 kalite çelik sacın kimyasal bileşimi.

Element (% ağırlık)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Fe
TRIP800	0,22	1,576	1,619	0,013	0,003	0,016	0,014	0,036	Kalan

3.2. KAYNAK ÖNCESİ DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

100 x 750 x 1.5 mm ebatlarında TRIP800 çelik çifti plazma kaynağı ile alın altına birleştirme öncesi kaynak dikiş bölgesinin yüzeylerindeki çinko kaplama zımpara ile kaldırılmıştır.

3.3. PLAZMA KAYNAK MAKİNESİ VE EKİPMANLARI

Çalışmada TRIP800 çelik saçları birleştirmek için Şekil 3.1’de gösterilen “Seamer Air Liquide” marka plazma ark kaynak makinesi kullanılmıştır.

SP6 plazma ark kaynak torcunun yanı sıra kolay hareket kontrolü sağlayabilmek için “Megacycles” ile entegre “Nertamatic 450” donanımından yararlanılmıştır. Deney numunelerini birleştirmek için TS EN ISO 14341-A standardına uygun Ø1.2 mm SG2 gaz altı kaynak ilave telinden faydalanılmıştır.



Şekil 3.1. Birleştirilmesinde kullanılan plazma ark kaynak makinesi donanımı.

3.4. KAYNAK PARAMETRELERİ VE KAYNAĞIN YAPILIŞI

Hazırlanan deney numuneleri Çizelge 3.2’de özetlenen ön çalışmalar neticesinde belirlenen kaynak parametrelerinden yararlanılarak plazma ark kaynak yöntemiyle alın altına birleştirilmiştir.

Çizelge 3.2. Deney numunelerini birleştirmek için kullanılan kaynak parametreleri.

Akım şiddeti (Amper)	Gerilim (Voltaj)	Kaynak ilerleme hızı (cm/dak)	Plazma gazı Varigon H5-8 (H +Ar) (lt/dak)	Koruma gazı (Argon)
69	26	41	3	%99.9

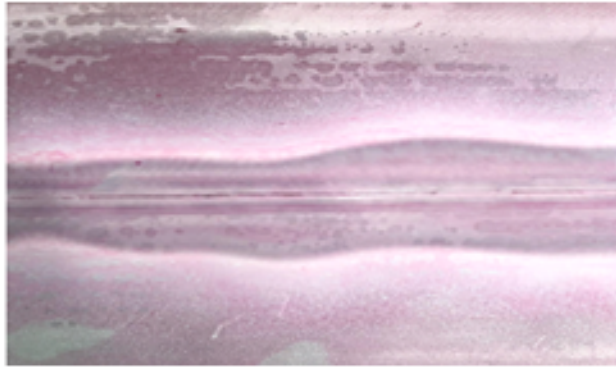
Plazma ark kaynağından yararlanılarak kaynatılan TRIP800 çelik birleştirmesi Şekil 3.2’de gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Plazma ark kaynaklı birleştirme.

3.4.1. Kaynaklı Birleştirmelerin Tahribatsız Muayenesi

Plazma ark kaynak yöntemiyle birleştirilen deney numunelerin herhangi bir kaynak hatası barındırıp barındırmadığını tespit edebilmek amacıyla tahribatsız deney yöntemlerinden biri olan sıvı penetrant muayenesi uygulanmıştır. Bu yöntemde yüzey iyice temizlendikten ve kurutulduktan sonra, penetrant sıvısı malzeme yüzeyine püskürtme, fırçalama suretiyle uygulanmıştır. Daha sonra yarım saat beklenilmiş ve yüzey fazla penetrant sıvıdan temizlenmiştir. Daha sonra yüzeye geliştirici (developer) uygulanmıştır. Sıvı penetrant muayenesi yapılmış plazma ark kaynaklı birleştirme Şekil 3.3'te gösterilmiştir.

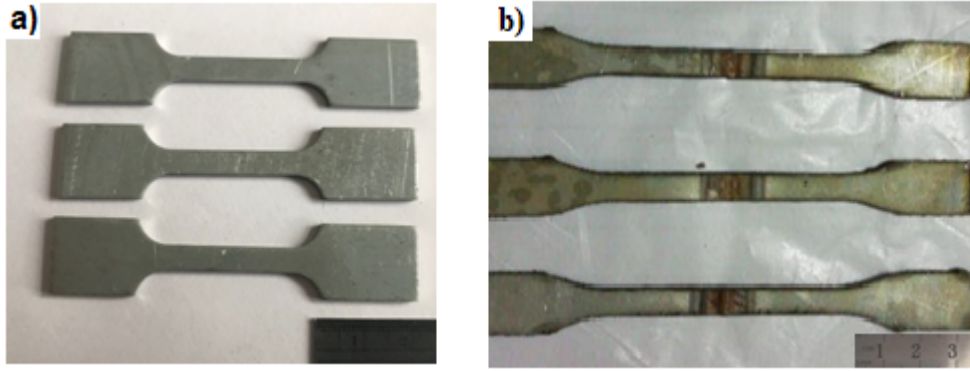


Şekil 3.3. Sıvı penetrant muayenesi yapılmış plazma ark kaynaklı birleştirme.

3.5. ANA MALZEME VE KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERDEN MEKANİK TEST VE MİKROYAPI NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

3.5.1. Çekme Test Numunelerinin Hazırlanması

Çalışmada kullanılan TRIP800 çelik ana malzemenin statik yük etkisi altındaki davranışlarını belirlemek için TS EN ISO 6892-1 standardına uygun boyutlarda çekme deney numuneleri preste metal kesme kalıbıyla kesilerek hazırlanmıştır. Plazma ark kaynaklı birleştirmelerden ise çekme deney numuneleri TS EN ISO 4136 standardına uygun olarak lazer kesme yöntemiyle keserek elde edilmiştir. TRIP800 ana malzeme ve plazma ark kaynaklı çekme deney numuneleri Şekil 3.4'te gösterilmiştir.



Şekil 3.4. a) TRIP800 çelik ana malzeme, b) Plazma ark kaynaklı çekme deney numunesi.

Hataları minimize edebilmek amacıyla çalışmada her test sıcaklığı için üçer numune hazırlanmıştır.

3.5.2. Metalografi ve Sertlik Ölçüm Numunelerinin Hazırlanması

Kaynaklı birleştirmelerin metalografi incelemeleri ve sertlik ölçümleri için kaynak bölgesi merkez alınarak 1.5 x 10 x 25 mm boyutundaki deney numuneleri diskotom kesme cihazından yararlanılarak kesilmiştir. Kaynaklı birleştirmeler ana malzemeyi kapsadığı için TRIP800 çelik sac ana malzemedan ayrıyeten metalografi numunesi hazırlanmamıştır. Kesilen deney numuneleri Şekil 3.5'te gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Kaynaklı birleştirmelerden kesilen a) metalografi b) sertlik ölçüm numuneleri.

3.6. ANA MALZEME VE BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Servis şartlarını simüle etmek amacıyla TRIP800 çelik ana malzeme ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerden elde edilen çekme test numunelerine ve kaynaklı birleştirmelerden elde edilen sertlik ölçüm ve metalografi numunelerine iki saat süreyle soğuk işlem ve ısıtma işlemi uygulanmıştır.

Hazırlanan numuneler $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $0\text{ }^{\circ}\text{C}$, $25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda iki saat bekletilmiştir. Soğuk işlem için numuneler merkez laboratuvarında bulunan derin dondurucudan, pozitif sıcaklıklarda bekletmek için ısıtma işlemi fırınından faydalanılmıştır. Çalışmada belirlenen servis sıcaklıklarında iki saat süre ile bekletilen deney numuneleri, oda sıcaklığına atmosfer şartlarında havada soğutulmuş veya havada bekletilerek çıkarılmıştır.

3.7. BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN MEKANİK DENEYLER

3.7.1. Çekme Testi

Ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerden hazırlanan çekme numunelerinin deneyleri 50 kN kapasiteli SHIMAZDU marka çekme test cihazında 2 mm/dak çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Deneysel hataları minimize edebilmek amacıyla her bir şart için 3 adet deney numunesi test edilmiştir.

3.7.2. Sertlik Ölçümü

Sertlik ölçümü aynı hatta ve ana metalden, ısı tesiri altındaki bölge ve kaynak metaline doğru belirli ölçüm sırası ile SHIMADZU marka Vickers mikrosertlik ölçüm cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Batıcı uca 500 g yük uygulanmıştır.

3.8. METALOGRAFİK NUMUNE İNCELEMELERİ

3.8.1. Optik Mikroskop İncelemeleri

Klasik metalografi tekniklerinden faydalanılarak hazırlanan numuneler %2 nitrik asit çözeltisi içerisinde ortalama 10 sn bekletilerek dağlanmıştır. İncelemeleri 4X-100X büyütme kapasitesine sahip optik mikroskopta gerçekleştirilmiştir.

3.8.2. Taramalı Elektron Mikroskop İncelemeleri

Kaynaklı birleştirme mikroyapı ve çekme test numunelerin kırık yüzey incelemeleri 500X-5000X büyütme kapasitesine sahip CARL ZEISS ULTRA PLUS GEMINI FESEM marka SEM taramalı elektron mikroskobundan ve EDX analiz sisteminden yararlanılarak gerçekleştirilmiştir.

BÖLÜM 4

DENEY SONUÇLARI VE BULGULARIN İRDELENMESİ

4.1. MİKROYAPI İNCELEME SONUÇLARI ve DEĞERLENDİRMESİ

Çalışmada 1.5 mm kalınlığındaki TRIP800 çelik çiftinin plazma ark kaynak kabiliyeti belirlenmeye çalışılmıştır. İlave olarak; bu çeliklerin ve kaynaklı birleştirmelerinin imalat süreçlerindeki boya kurutma, gerilim giderme gibi ısı işlemlerdeki maruz kalınacak sıcaklıkların yanısıra kullanım alanlarında karşılaşılabilecek farklı sıcaklıklarda çalışma şartlarındaki mikroyapılarındaki ve mekanik özelliklerindeki değişim belirlenmeye çalışılmıştır. Bu bağlamda farklı sıcaklıklarda -50 °C, -20 °C, 0 °C, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda 2 saat bekletilen kaynaklı birleştirmelerin metalografi incelemeleri optik ve SEM mikroskobu aracılığıyla gerçekleştirilmiştir.

Çalışmada daha iyi değerlendirme yapabilmek için iki saat süreyle -50 °C, -20 °C, 0, °C 25 °C gibi farklı sıcaklıklarda soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına atmosfer şartlarında çıkarılan numunelerin incelemeleri ile, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda iki saat bekletildikten sonra oda sıcaklığına indirilen numunelerin incelemeleri ayrı ayrı ele alınmıştır.

Ayrıca tez içerisinde detaylı değerlendirme yapabilmek amacıyla optik ve SEM mikroskop görüntüleriyle elde edilen profil görüntüleri her test sıcaklığı için burada verilmiştir. Çalışmada plazma ark kaynaklı birleştirme, kaynak metali, ITAB ve ana malzeme bölgelerinden oluştuğu için TRIP800 çelik ana malzemenin metalografi incelemesinin ayrıca yapılmasına gerek duyulmamıştır.

4.1.1. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Soğuk İşlem Uygulanan Kaynaklı Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

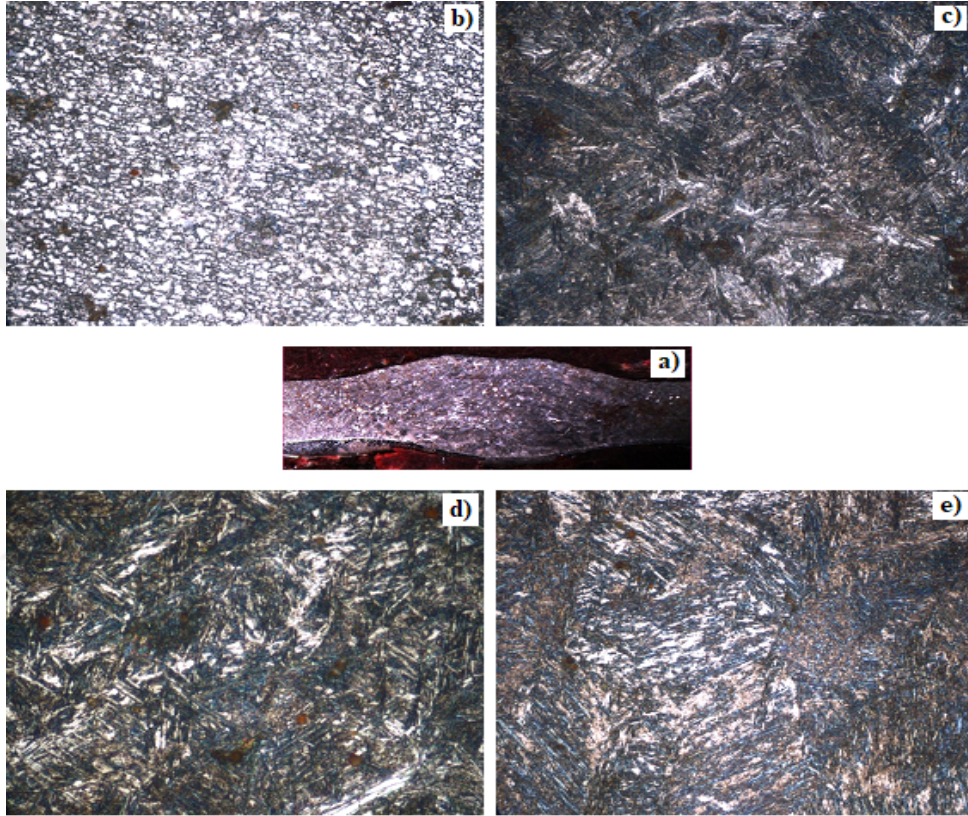
Son yıllarda; düşük sıcaklık işlemlerinin çeliklerin ve alüminyum alaşımlarının performansı üzerindeki etkileri dikkati çekmektedir. Düşük sıcaklık işlemleri -80°C sıcaklığa kadar (kuru buz içerisindeki işlemler) soğuk işlem olarak adlandırılır. Sıvı azot sıcaklığında yapılanlar ise derin kriyojenik işlem olarak adlandırılmaktadır. Alüminyum malzemeyi çok düşük sıcaklıklarda (sıvı azot sıcaklığının yanında veya yakınında) deforme etmek kriyo-haddeleme olarak tanımlanmaktadır. Bu işlemin dinamik toparlanmayı baskılamakta ve dislokasyon yoğunluğunu arttırdığı belirtilmektedir. Huang ve diğerlerinin yürüttüğü çalışmada belirttiği üzere; birçok araştırmacı kriyojenik işlemin kalıntı östenitin tamamen martenzite dönüşümünü sağlayarak çeliklerin aşınma direncini arttırdığına dikkat çekmektedir [86]. Huang ve diğerleri ayrıca kriyojenik işlemin martenzit içindeki Γ tipi karbürlerin oluşumunu kolaylaştırarak aşınma direncini iyileştirdiğini ifade etmektedirler [86].

Çeliklerin özellikleri üzerinde etkisi olan soğuk işlem sürecinin çalışmada elde edilen plazma ark kaynaklı TRIP800 çeliğin özellikleri üzerindeki etkisiyle ilgili bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu amaçla iki saat süreyle -50°C , -20°C , 0°C , sıcaklıklarda soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına çıkarılan numunelerin ve mukayese yapabilmek amacıyla 25°C sıcaklıkta test edilen numunenin metalografik incelemeleri yapılmıştır. İnceleme sonucunda elde edilen mikroyapı görüntülerinden kaynaklı bağlantı profili her bir test sıcaklığı için ayrı ayrı oluşturularak sırasıyla alt bölümde değerlendirilmiştir.

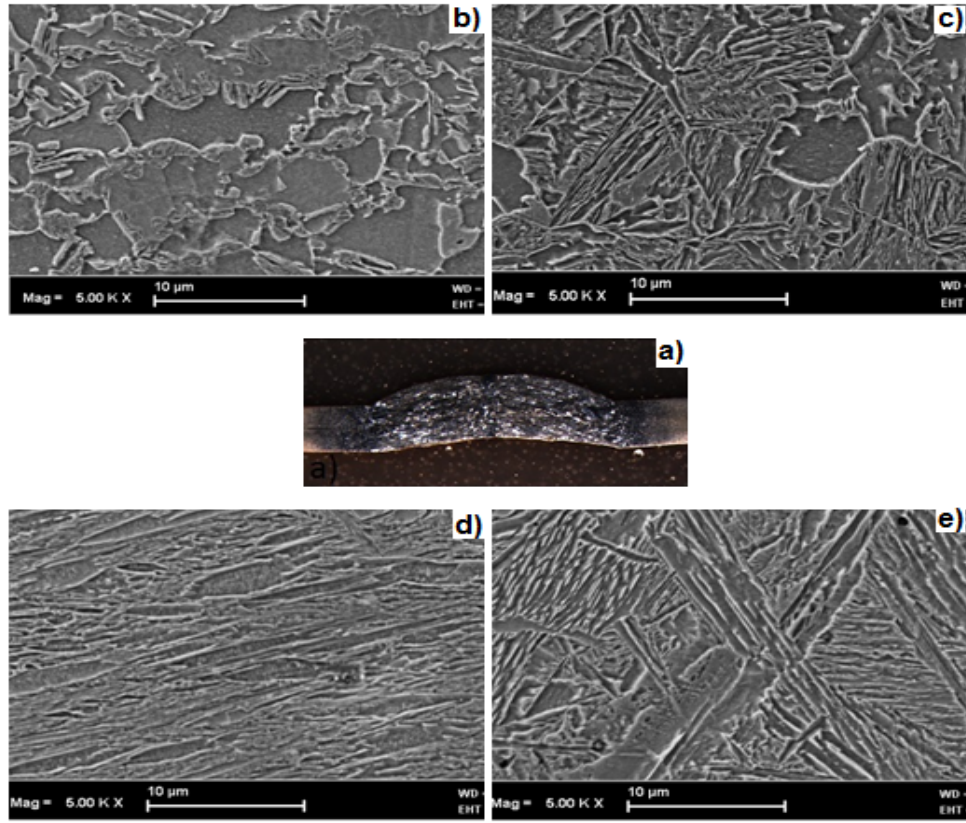
4.1.1.1. -50°C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Malzemelerin özellikleri üzerinde sıcaklığın etkisi büyüktür. Artan sıcaklıkla çeliklerin kalıcı şekil değiştirme direncinin belirgin olarak görüldüğü dayanım değeri olan, akma dayanımı azalırken, azalan sıcaklıkla artmaktadır. Bu sebeple plazma ark kaynaklı TRIP800 çelik çiftinin özelliklerinin de çevresel faktörlerden sıcaklıkla etkilenmesi beklenir.

İlave olarak çeliklerin performansı soğuk işlem ve kriyojenik işlem süreçlerinden etkilendiği daha önce belirtilmişti. Bu sebeple kaynaklı numune $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem sonrası oda sıcaklığına çıkarıldıktan sonra optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak metalografik olarak incelenmiştir. Kaynaklı bağlantının optik ve SEM mikroskobuyla elde edilen mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.1 (a-e) ve 4.2 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.1. $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçiş optik mikroskop mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.2. -50 °C sıcaklıkta iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB'ın ana malzemeye yakın bölgesi d) Kaynak metal e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.1 (a) ve 4.2 (a)'da görüldüğü üzere; yüksek enerji yoğunluklu plazma ark kaynağıyla birleştirilen numunenin kaynak metal dikiş genişliği yaklaşık 10 mm ve ITAB genişliği ise her bir tarafta yaklaşık 2 mm genişliğinde oluştuğu belirlenmiştir. Kaynak dikişinde herhangi bir kaynak hatası gözlenmemiştir.

Birleştirmenin TRIP800 çeliğinden oluşan ana malzemesinin mikroyapısı Şekil 4.1 (b) ve 4.2 (b)'de görüldüğü gibi; ferrit matrikste dağılım gösteren beynit ve kalıntı östenitten oluşmuştur. Çalışmada mekanik özellikleri de belirlenen TRIP800 çeliğinin yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirliğin sorumlusu olarak yapıdaki kalıntı östenitin martenzite dönüşümüyle ortaya çıkan martenzit ve şekillendirilebilirliğin sorumlusu ise ferrit ve beynit fazları olduğu belirtilmektedir. TRIP800 çeliğinde -50 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem sonrasında

mikroyapıda belirgin yapısal değişim farklılığı tespit edilmemiştir. Ancak şu durum göz ardı edilmemelidir.

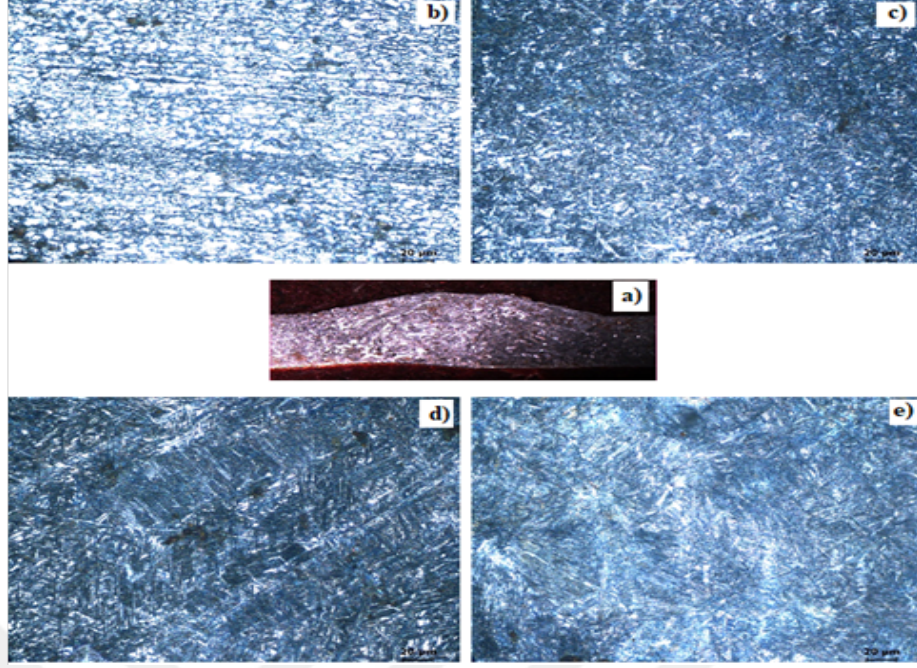
Martenzit dönüşüm bitiş sıcaklığının oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda olan çeliklerin yapısal dönüşümü bilhassa martenzit hacim oranındaki artış ile tamamlanır. Bu sebeple ana malzemenin ferrit matriksteki beynit fazı ve kalıntı östenit fazları hacim oranlarındaki azalma yerini martenzit miktarında artışa bıraktığı düşünülmektedir.

Birleştirmenin ITAB mikroyapısı ana malzemedan başlamak üzere ergime bandına doğru ilerledikçe kaynak termal çevrimin etkisiyle belirtilen bölgede ulaşılan sıcaklık ve o sıcaklıkta bekleme zamanı ile meydana gelen yapısal dönüşüm ürünleri farklılık göstermektedir. Aynı zamanda meydana gelen tanelerin boyutunda da farklılık beklenir. ITAB'ın kısmi dönüşümüne uğramış bölgesinden başlamak kaydıyla yapıda ferrit ve beynitin yanısıra kalıntı östenit ve martenzit oluşumu göze çarparken (Şekil 4.2 (c)), kaynak metalinden ITAB'ın kaba taneli ve ince taneli bölgelerin büyük çoğunlukla martenzite dönüştüğü görülmektedir (Şekil 4.2 (e)). ITAB'de yapısal oluşum farklılığının sertlik ölçüm sonuçlarıyla paralellik arz ettiği görülmektedir.

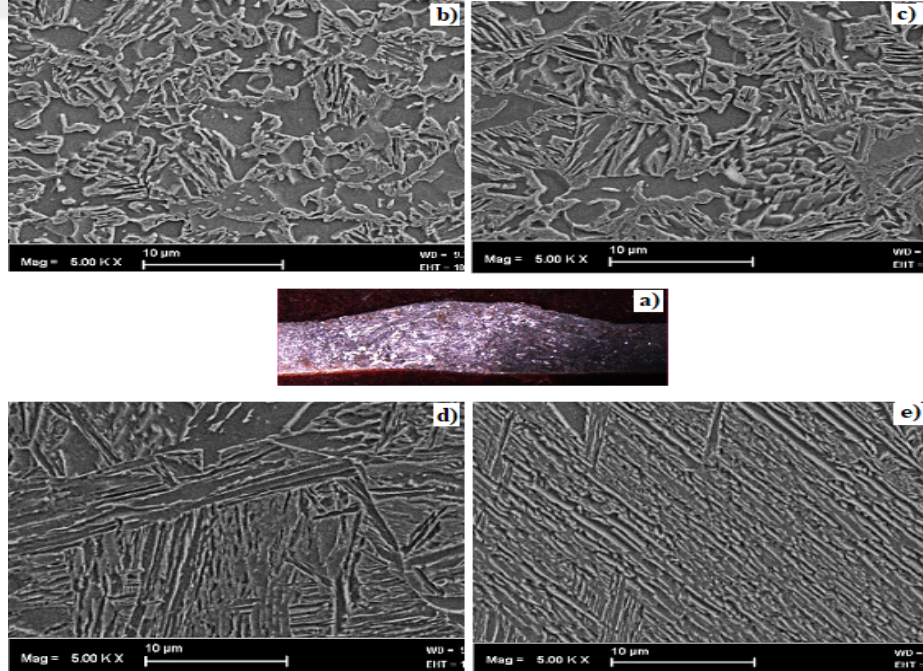
Şekil 4.2 (d)'de görüldüğü gibi; birleştirmenin kaynak metalinin kolonsal taneleri büyük ölçüde martenzit fazı tarafından dekore edildiği görülmektedir. İlaveten kaynak metalinde ergime bandına yakın olan bölgelerde levhalı (Widmanstatten ferrit) oluşumlar göze çarpmaktadır. Benzer şekilde daha önce yürütölen çalışmada TRIP800 birleştirmelerin kaynak metali ve ITAB mikroyapılarında martenzit ve (allotromorfik, Widmanstatten ve poligonal tip) ferrit oluşumları belirlendiği rapor edilmiştir [87].

4.1.1.2. -20 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

-20 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığında optik ve SEM mikroskobu ile metalografik olarak incelenen kaynaklı bağlantının mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.3 (a-e) ve Şekil 4.4 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.3. -20 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme, c) ITAB, d) Kaynak metali, e) Kaynak metalinden ITAB geçişi optik mikroskop mikroyapı görüntüleri.



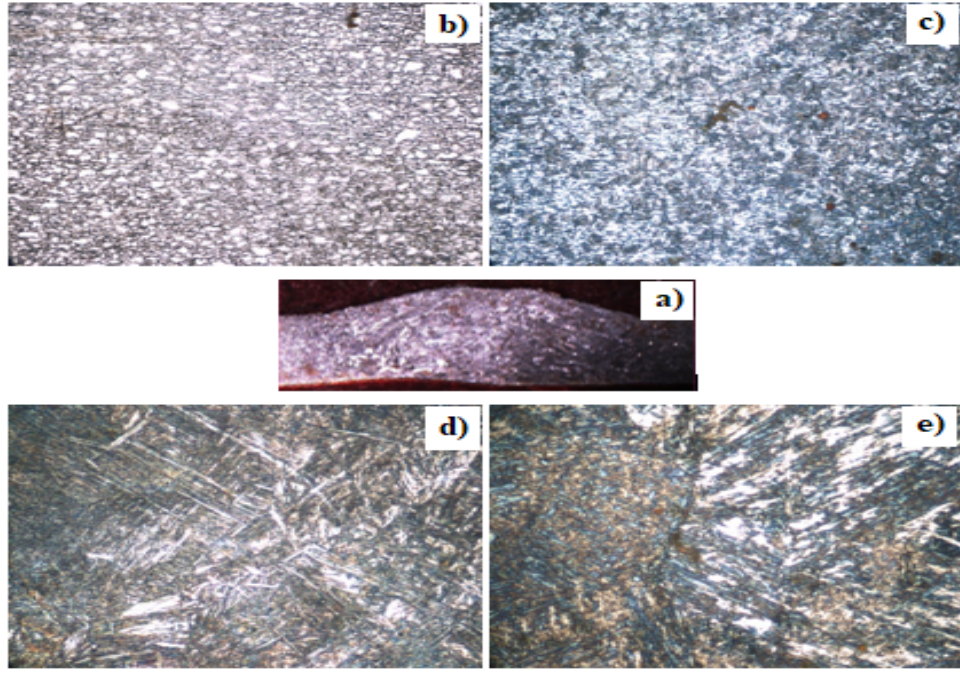
Şekil 4.4. -20 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

Birleştirmenin TRIP800 çeliğinden oluşan ana malzemesinin mikroyapısı Şekil 4.3 (b) ve 4.4 (b)'de görüldüğü gibi ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu grlmektedir. Ana malzemenin -2 C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanması sonucunda mikroyapısında belirgin değişim farklılığı görülmemiştir.

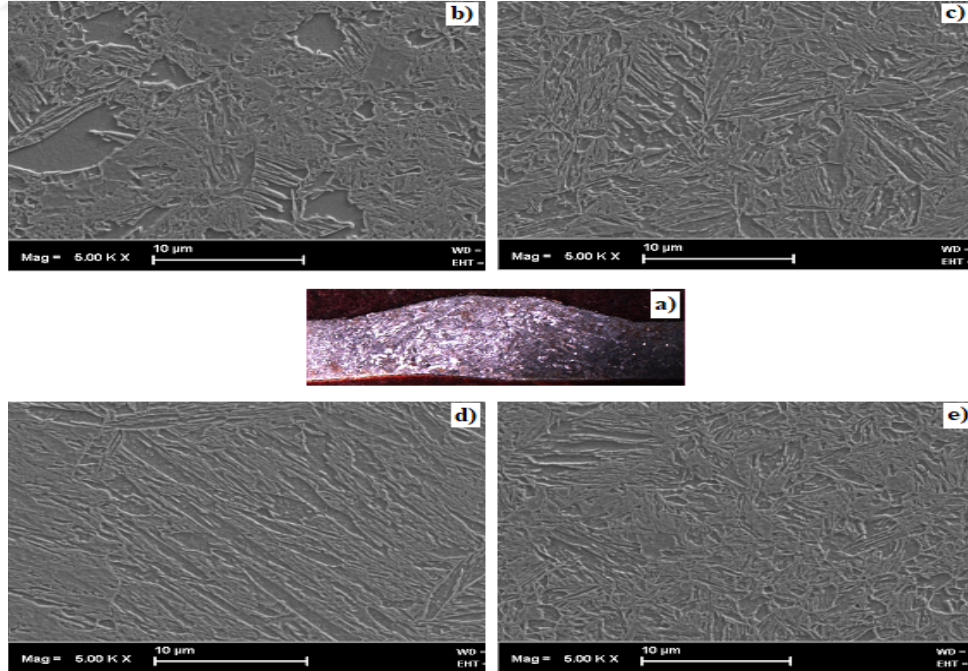
ITAB'ın kısmi dönüşümüne uğramış bölgesinden başlamak kaydıyla yapıda ferrit ve beynitin yanısıra kalıntı östenit ve martenzit oluşumu grlmektedir (Şekil 4.3 (c) ve 4.4 (c)). ITAB'ın kaba taneli ile ince taneli bölümünün ise çoğunlukla martenzite dönüştüğü grlmektedir (Şekil 4.3 (e) ve 4.4 (e)). Oluşan martenzitin morfolojisi ITAB kaba taneli bölümünde iğnesel martenzit iken, ince taneli bölgede meydana gelen iğnesel martenzit levhaları daha kaba oluştuğu grlmektedir. Şekil 4.3 (d) ve 4.4 (d)'de görüldüğü gibi; bağlantının kaynak metalinin kolonsal taneleri büyük ölçüde martenzit fazının dekore ettiği grlmektedir.

4.1.1.3. 0 C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Çalışmada 0 C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan birleştirmenin optik ve SEM mikroskobu ile metalografik incelemesi sonucunda elde edilen mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.5 (a-e) ve 4.6 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.5. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçişi mikroyapı görüntüleri.



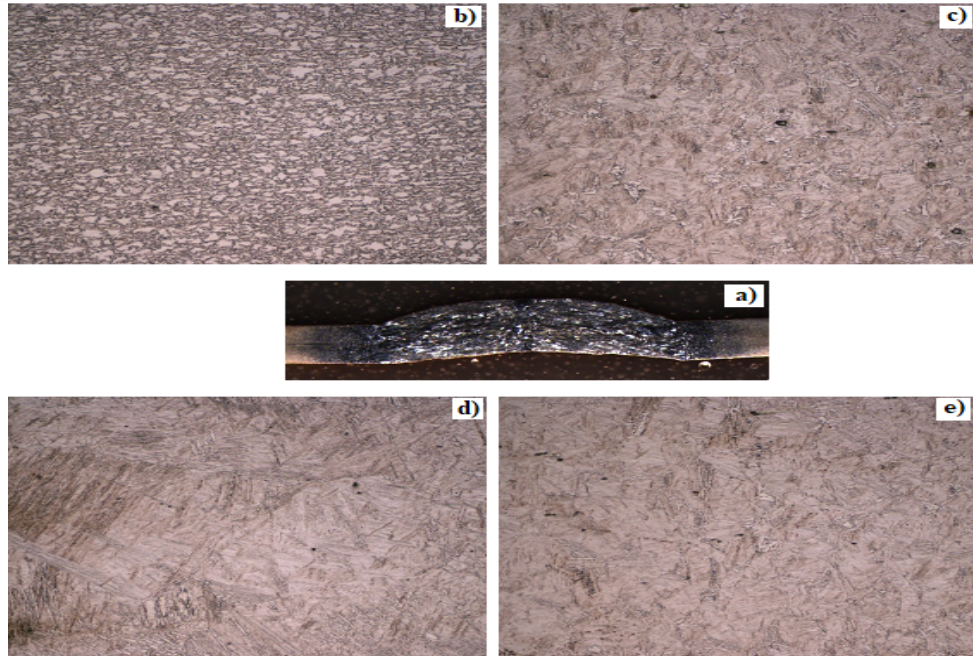
Şekil 4.6. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.5 (a) ve 4.6 (a)'daki mikroyapı profilinden görüldüğü gibi; TRIP800 çelik ana malzeme ferrit matrikste dağılım gösteren beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu anlaşılmaktadır.

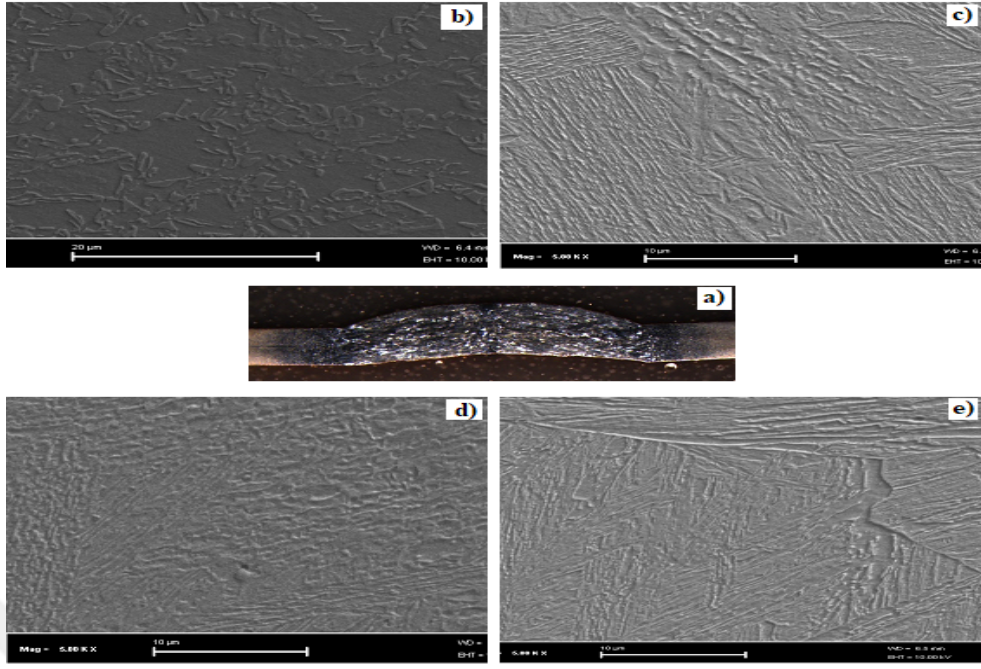
Şekil 4.5 (c) ve 4.6 (c)'de görüldüğü gibi; ITAB'ın kısmi dönüşümüne uğramış bölgesinde ferrit ve beynitin yanısıra kalıntı östenit ve martenzit oluşumu göze çarparken, kaba taneli ve ince taneli bölgesinin genel olarak martenzite dönüştüğü görülmektedir (Şekil 4.5 (e) ve 4.6 (e)). Şekil 4.5 (d) ve 4.6 (d)'de görüldüğü gibi; birleştirmenin kaynak metalini büyük ölçüde martenzit fazının dekore ettiği görülmektedir.

4.1.1.4. Oda Sıcaklığındaki Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Oda sıcaklığındaki kaynaklı bağlantının optik ve SEM mikroskobu incelemesi sonucunda elde edilen mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.7 (a-e) ve 4.8 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.7. Oda sıcaklığında bekletilen a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.8. Oda sıcaklığında bekletilen a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.7 (b) ve 4.8 (b)'de görüldüğü gibi, TRIP800 ana malzeme ferrit matris içerisinde, beynit, kalıntı östenit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır. Şekil 4.7 (d) ve 4.8 (d)'de kaynak metalini büyük ölçüde martenzit fazının dekore ettiği görülmektedir. Şekil 4.7 (c) ve 4.8 (c)'den görüldüğü gibi birleştirmede ergime bandına yakın olan bölgelerde levhali (Widmanstatten tip) ferrit göze çarpmaktadır. ITAB'ın kısmi dönüşümüne uğramış bölgesinde ferrit ve beynitin yanısıra kalıntı östenit ve martenzit oluşumu göze çarparken, kaba taneli ve ince taneli bölgesinin genel olarak martenzite dönüştüğü görülmektedir (Şekil 4.7 (e) ve 4.8 (e)).

4.1.1.4. Soğuk İşlem Uygulanan Birleştirmelerin Mikroyapı Değerlendirilmesi

Farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin mikroyapı incelemeleri genel olarak bir arada değerlendirilmiştir.

Plazma ark kaynağı ile birleştirilen numunelerin kaynak metali dikiş genişliği yaklaşık 10 mm ve ITAB genişliği ise her bir tarafta yaklaşık 2 mm genişliğinde oluşması yüksek enerji yoğunluklu kaynak yöntemi ve TRIP çeliğinin termal özellikleriyle ilişkili olduğu düşünülmektedir. Herhangi bir kaynak hatası gözlenmemesi TRIP800 çeliğinin plazma ark kaynak yöntemiyle başarıyla birleştirilebileceğine işaret etmektedir.

TRIP800 çeliği ferrit matrikste dağılım gösteren beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu görülmektedir. Yapıdaki kalıntı östenitin dönüşümüyle beraber ortaya çıkan martenzit fazı da bulunabilir. TRIP800 çeliğin sırasıyla yüksek mukavemetinin, şekillendirilebilirliğinin ve üniform (düzenli) uzamasının sorumlusu yapıdaki beynit, ferrit ve kalıntı östenitin dönüşümüyle ortaya çıkan martenzit fazlarıdır.

Şekil 4.1 (b) ve 4.8 (b)'den görüldüğü gibi, TRIP800 çelik ana malzemenin mikroyapısında farklı sıcaklıklarda 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanması sonucunda belirgin yapısal değişim farklılığı tespit edilmemiştir. Ancak şu husus göz ardı edilmemelidir. Martenzit dönüşüm bitiş (M_f) sıcaklığının oda sıcaklığının altındaki olan çeliklerin yapısal dönüşümü soğuk işlemin uygulandığı sıcaklıklarda martenzit hacim oranındaki artış ile tamamlanır. Bu sebeple ana malzemenin ferrit matriksteki beynit fazı ve kalıntı östenit fazları hacim oranlarındaki azalma yerini martenzit miktarında artışa bıraktığı düşünülmektedir.

Farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan kaynaklı bağlantıların ITAB mikroyapısı ana metalden başlamak üzere ergime bandına doğru ilerledikçe kaynak termal döngüsünün etkisiyle belirtilen bölgede ulaşılan sıcaklık ve o sıcaklıkta bekleme zamanı ile yapısal dönüşüm ürünlerinin farklılık gösterdiği Şekil 4.1 (c) ve 4.8 (c)'de tespit edilmiştir. ITAB'nin farklı bölümlerinde oluşan tanelerin boyutunda da farklılık göze çarpmaktadır. Bağlantıların ITAB'lerin kısmi dönüşüme uğramış bölümlerinden başlamak kaydıyla yapıda ferrit ve beynitin yanısıra kalıntı östenitin ve martenzit fazlarının oluşumu göze çarparken, ITAB'lerin ince taneli ve kaba taneli bölümlerinin ise genel olarak martenzit fazına dönüştüğü Şekil 4.1(e) ve 4.8(e)'de görülmektedir. Oluşan martenzitin morfolojisi ITAB'nin kaba taneli

bölümünde iğnesel martenzit iken, ince taneli bölgesinde meydana gelen iğnesel martenzit levhaları daha kaba oluştuğu görülmektedir.

Şekil 4.1 (d) ve 4.8 (d)'de görüldüğü gibi; farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle soğuk işlem sürecine tabi tutulan birleştirmenin kaynak metalinin kolonsal taneleri büyük ölçüde martenzit fazının dekore ettiği görülmektedir. Ayrıca kaynak metalinde ergime bandına yakın olan bölgelerde levhalı (Widmanstatten ferrit) oluşumlar göze çarpmaktadır. Benzer şekilde TRIP800 birleştirmelerin kaynak metali ve ITAB mikroyapılarında martenzit ve (allotromorfik, Widmanstatten ve poligonal tip) ferrit oluşumlarının meydana geldiğine işaret eden çalışmalar mevcuttur [88]. Ancak farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin kaynak metalinde azalan işlem sıcaklığı ile birlikte martenzit levhalarının kabalaştığı göze batmaktadır. Azalan soğuk işlem sıcaklığı ile birlikte kaynak metalindeki sertlik düşüşü yapıyla ilgili olabileceği gibi, kaynaklı bağlantıların soğuk işlem sürecinden sonra test için oda sıcaklığına çıkarken kalıntı gerilimlerdeki gevşeme veya kalıntı östenitin kararlılığı ile ilişkili olabilir. Wang ve diğerlerinin yürüttüğü çalışmada kalıntı östenitin TRIP etkisini belirleyen kararlılığı, elektriksel direnç ve çekme testleri ile değerlendirilmiştir. Sonuçlar, kalıntı östenitin -80 °C 'de martenzitik termodinamik dönüşüm göstermediğini ve iyi bir kararlılık sergilediğine işaret etmektedir [87].

Son yıllarda kriyojenik ısıtma işlem uygulamalarının alüminyum alaşımlarının davranışı üzerindeki etkisi üzerine birçok çalışmaya rastlanılmaktadır. Alüminyum malzemeyi çok düşük sıcaklıklarda (sıvı azot sıcaklığının yanında veya yakınında) deforme etmek kriyo-haddeleme olarak tanımlanmaktadır. Bu işlem dinamik toparlanmayı baskılamakta ve dislokasyon yoğunluğunu arttırdığı belirtilmektedir. Kriyo-kontrol edilmiş numunelerin uygun ısıtma işlemi, malzemede ultra ince tane yapısının gelişmesine neden olarak dayanımı arttırdığına işaret edilmektedir [89]. Ancak bu çalışmada kaynaklı birleştirmelere uygulanan soğuk işlem sıcaklığı ve uygulama süresi düşünüldüğünde yapıda ultra ince tane oluşumu beklenemez. Ayrıca belirtilen sıcaklıklarda bağlantının ana malzeme sertliğinde bir değişim olmamasına rağmen ITAB ve kaynak metalindeki sertliğin azalması ancak kalıntı gerilmelerin gevşemesi, dislokasyon yoğunluk azalması, karbon ve alaşım elementleri atomlarının

segregasyonu, karbür çökelti oluşumu gibi unsurlarla alakalı olabileceğini düşündürmektedir.

Huang ve diğerleri tarafından yürütülen çalışmada ise kriyojenik ısıl işlem görmüş numunede işlem görmemiş numuneye göre karbürlerin yapıda daha homojen dağıldığını, kriyojenik işlemin martenzitik matriste karbür çekirdeklenmesi ve oluşumunu kolaylaştırarak, hacimsel oranı arttırdığına bununda aşınma direncini arttırdığına dikkat çekilmektedir [86]. Kriyojenik işlemin çeliklerin aşınma direnci üzerine etkisi ile ilgili iki hipotezden bahsedilmektedir. Bu hipotezin birincisinde; kriyojenik işlem çelikte kalıntı östeniti martenzite dönüştürerek aşınma direncini iyileştirdiği belirtilmektedir. -80 °C sıcaklığa kadar yapılan soğuk işleminde kalıntı östenitin dönüşümüne yeterli olduğu ifade edilmektedir. İkinci hipotezde ise; aşınma direncinin iyileşmesinde kriyojenik işleme ilişkili olarak yapıda oluşan ince karbürlerin sorumlu olduğuna dikkat çekilmektedir. Mikro çatlak oluşumu eğilimindeki azalma ince karbür çökmesi sırasındaki kalıntı gerilme azalmasının sonucu olduğu ifade edilmektedir. Huang ve diğerleri tarafından M2 çelikleri için yürütülen çalışmada iki sebepten dolayı ikinci hipotezi desteklediği belirtilmektedir [86]. Bu sebeplerin birincisi kriyojenik işlem gören numunedeki karbür dağılımının işlem görmeyene göre daha homojen olmasıdır. İkinci sebep olarak ise kriyojenik işlem gören numunede karbür hacimsel oranının işlem görmeyene göre hemen hemen iki katı olarak verilmektedir. Kriyojenik işlem gören numunede oluşan sert ince karbürler matriste karbon ve alaşım elementleri miktarını azalttığını bu da matrisin tokluğunu iyileştirdiğine dikkat çekilmektedir. Yüksek karbür oranı ve tok matrisin de aşınma direncini arttırdığına işaret edilmektedir [86].

Kriyojenik işlemin martenzitte karbür oluşumunu nasıl teşvik ettiği tam bilinmemektedir. Ancak bu konuda iki hususun ön plana çıktığı Huang ve diğerleri tarafından belirtilmektedir [86]. Bunlardan birincisinde östenitten martenzite dönüşüm için M_s başlangıç sıcaklığının oldukça altına inilmesi, ikincisi ise bu sıcaklıkta yeterli süre beklenmesi yüksek oranda karbür oluşumu için gereklilikler olarak belirtilmektedir.

Dislokasyon ve ikizlenme gibi kristal hataları soğuma sırasında mikroskobik kalıntı gerilmeler doğurmaktadır. Bu gerilmeler kimyasal kompozisyonu ve mikro yapıdaki değişimleri oluşturmaktadır. Bunlarında farklı termal büzülme ve kalıntı östenitin martenzite dönüşümüne önderlik ettiği belirtilmektedir.

Kalıntı gerilme ve yeterli seviyede kristal kusuru oluşturabilmek için martenzitin kesin bir sıcaklığın altına soğutulması gerekir. Belirtilen sıcaklıkta uzun bekletme zamanı bölgesel difüzyon işlemine olanak sağlayarak karbon ve alaşım atomlarının kümelenerek kristal kusuru oluşumuna neden olabileceği belirtilmektedir. Azalan sıcaklıkla martenzit fazının aşırı doygunluk göstererek kafeste çarpılmanın (distorsiyonun) artmasına ve termodinamik kararsızlık göstermesine neden olur. Bu her iki durum karbon ve alaşım atomlarının kafes kusurların yanında ayrılmasına (segregasyonuna) neden olduğu ifade edilmektedir. Karbon ve alaşım atomlarının bu kümelenmesinin ileriki tekrar oda sıcaklığına ısıtma veya temperleme işlemi sırasında karbür çekirdeklenmesi ve büyümesine sebep olduğuna inanılmaktadır.

Martenzit fazından oluşan yapıda kristal kusur miktarı çok yüksektir. Bu sebeple karbon ve alaşım atomlarının kümelenmesini ve segregasyonu veya kriyojenik işlem sürecindeki yeni dislokasyon ve ikizlenme oluşumunu pratikte gözlemlemek çok zordur. Bununla birlikte Huang'ın çalışmasında nötron difraksiyon analizi martenzit fazının soğuma ve tekrar ısıtma sırasında kafes parametreleri "a" ve "c" farklılık gösterdiğine işaret etmektedir [86]. Kafes parametresi "a" sıcaklıkla hemen hemen lineer değişim gösterdiğine dikkat çekilmektedir. Difraksiyon analizi ısıtma ve soğutma sırasında aynı grafik göstermesi saf termal elastik etkiye işaret etmektedir. Kafes parametresi "c" ise soğuma sırasında önce azalmakta fakat ısınırken grafikteki aynı eğimi göstermediği belirtilmektedir. Isınırken çok yavaş arttığı bu da sadece saf termal etkiyle ilişkili olmadığını göstermektedir. Bu durum karbon atom segregasyonun soğuk işlem sürecinde olduğu sonucunu çıkarmaktadır. Çünkü karbon atomları martenzit fazı içerisinde genellikle oktahedral veya tetrahedral yerlerde konumlanmaktadırlar. Karbon atomlarının oktahedral veya tetrahedral konumlarından kristal kusurlarının olduğu yerlerde segregasyonu temelde "c" kafes parametresini etkilediği rapor edilmektedir [86].

Bu çalışmada kaynak termal çevrimiyle alakalı yeterince kalıntı gerilme içeren plazma ark kaynaklı birleştirmelerde $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ gibi sıcaklıklarda iki saat soğuk işlem sürecinde karbon ve alaşım atomlarının kümelenmesi ve segregasyonuna neden olabilir. İlaveten soğuk işlem daha fazla dislokasyon ve ikizlenme gibi kristal kusur oluşumunu teşvik ettiği düşünülmektedir. Soğuk işlem sonrası oda sıcaklığına tekrar ısınırken kaynaklı birleştirmenin ITAB ve kaynak metalinde oluşacak karbürler matrikste karbon ve alaşım elementleri miktarını azaltarak ve kalıntı gerilim rahatlaması oluşturarak hemen hemen tamamen martenzitten oluşan kaynak metali ve ITAB'nin sertliğindeki azalmaya sebep olduğuna inanılmaktadır.

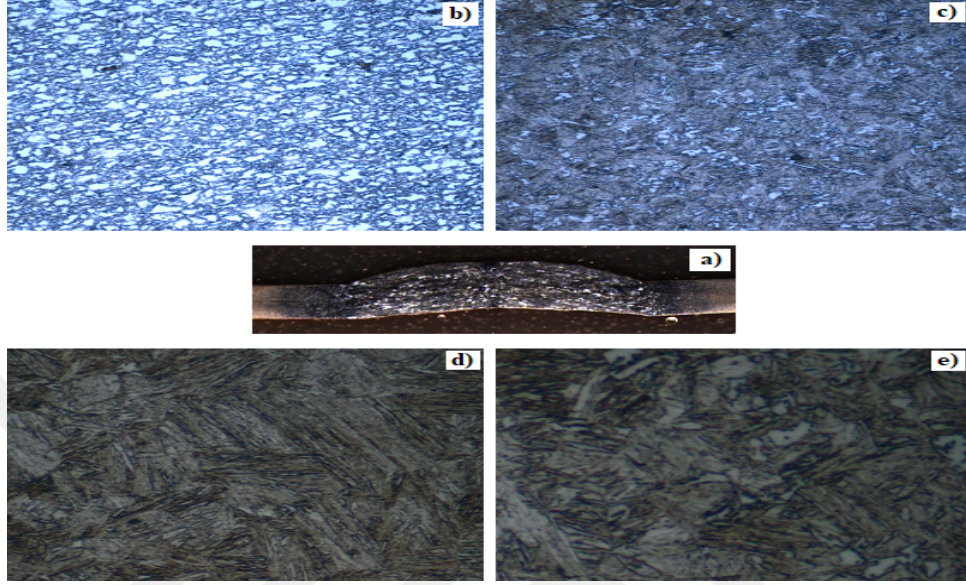
4.1.2. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Isıl İşlem Uygulanan Kaynaklı Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

TRIP çeliklerin ve kaynaklı birleştirmelerinin imalat süreçlerindeki boya kurutma, gerilim giderme gibi ısıtım işlem süreçlerindeki maruz kalacakları sıcaklıkların yanısıra yüksek sıcaklıklarda çalışma şartları sonrasında tekrar oda sıcaklığına havada soğutulduktan sonra mikroyapılarındaki değişim belirlenmeğe çalışılmıştır. Bu amaçla farklı sıcaklıklarda $25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda iki saat bekletilen kaynaklı birleştirmelerin daha sonra oda sıcaklığına havada soğutulduktan sonraki metalografik incelemeleri optik ve SEM mikroskobu aracılığı gerçekleştirilmiştir. Oda sıcaklığındaki ($25\text{ }^{\circ}\text{C}$), numunenin metalografik incelemeleri mukayese yapabilmek amacıyla soğuk işlem gören numunelerin değerlendirildiği bölümde ele alındığı için burada tekrar verilmemiştir. Kaynaklı birleştirme metalografi incelemeleri anametali de kapsadığı için TRIP800 çeliğin yapısı metalografik olarak ayrıca incelenmemiştir.

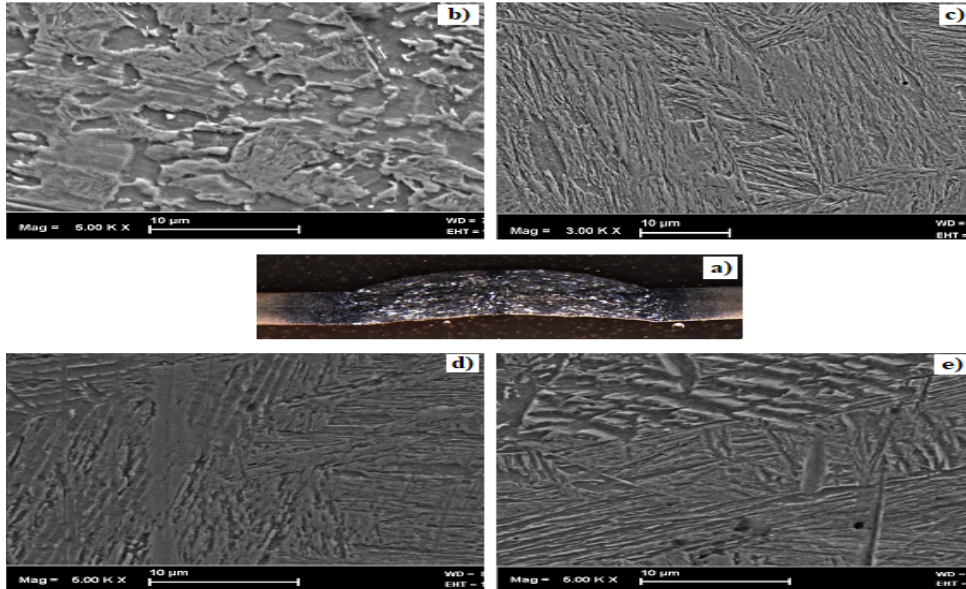
4.1.2.1. $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Plazma ark kaynak yöntemiyle birleştirilen numune $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta iki saat ısıtım işleme tabi tutulduktan sonra havada soğutulmuş olarak oda sıcaklığına soğutulmuştur.

Daha sonra optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak metalografik olarak incelenmiştir. Belirtilen ısıl işlem uygulanan kaynaklı bağlantının mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.9 (a-e) ve 4.10 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.9. 100 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.10. 100 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş SEM mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.9 (a-e) ve 4.10 (a-e)'de görüldüğü gibi; 100 °C sıcaklıkta iki saat ısıtılma işlemi uygulanan numunenin mikroyapısı oda sıcaklığında test edilen numuneyle mukayese edildiğinde belirgin bir yapısal farklılık görülmemektedir.

Plazma ark kaynaklı TRIP800 çelik birleştirmesinin herhangi bir hata barındırmadığı Şekil 4.9 (a) ve 4.10 (a)'da tespit edilmiştir. Bu durum kaynaklı birleştirmenin başarıyla gerçekleştirildiğine işaret etmektedir.

TRIP800 çeliğin yapısı ferrit matrisi içerisinde, beynit ve kalıntı östenit fazlarının dekore ettiği Şekil 4.9 (b) ve 4.10 (b)'de görülmektedir. İleri yüksek mukavemetli çelik grubunun önemli üyesi olan TRIP çeliklerinin mukavemet ve şekillendirilebilirliğinin yapısındaki bu fazlardan kaynaklandığı bilinmektedir.

İki saat süreyle 100 °C sıcaklıkta ısıtılma işlemi uygulanan daha sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında soğutulan kaynaklı birleştirmenin ITAB mikroyapısı da incelenmiştir. Ana metalden başlamak üzere ergime bandına doğru ilerledikçe kaynak termal döngüsünün etkisiyle belirtilen bölgede ulaşılan sıcaklık ve o sıcaklıkta bekleme zamanı da farklılık arz eder. Bu farklılıklarla birlikte kimyasal bileşimdeki alaşım elemanları ile soğuma rejimine bağlı olarak meydana gelen yapısal dönüşüm ürünleri farklılık gösterdiği Şekil 4.9 (c) ve 4.10 (c)'de tespit edilmiştir.

Birleştirmenin ITAB'nin kısmi dönüşümüne uğramış bölümünden başlamak kaydıyla yapıda ferrit, beynitin yanı sıra kalıntı östenitin ve martenzit fazlarının oluşumu göze çarpmaktadır. ITAB'nin ince ve kaba taneli bölümlerinin ise genel olarak tamamen martenzit fazına dönüştüğü Şekil 4.9 (c) ve 4.10 (c)'de görülmektedir. Oluşan martenzitin morfolojisi ITAB'nin kaba taneli bölümünde iğnesel martenzit iken, ince taneli bölgesinde meydana gelen iğnesel martenzit levhaları daha kaba olduğu görülmektedir. Ancak ITAB'de ulaşılan sıcaklık ve bekleme zamanına bağlı olarak ele alındığında az miktarda ferrit, beynit ve kalıntı östenit gibi fazların yapıda dönüşmeden kalabilme olasılığı da göz ardı edilmemelidir.

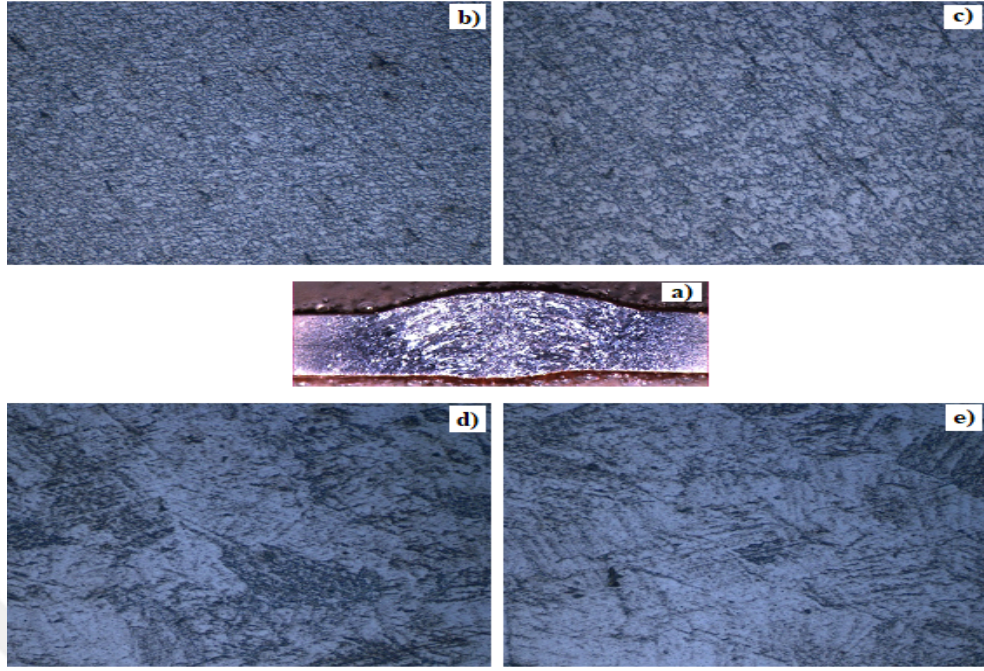
100 °C sıcaklıkta iki saat süreyle ısıtılma işlemi sürecine tabi tutulan birleştirmenin kaynak metalini kolonsal tanelerden oluşmaktadır. Bu kolonsal taneleri büyük ölçüde

martenzit fazı ve dönüşmeden kalan östenitin dekore ettiği Şekil 4.9 (d) ve 4.10 (d)'de görülmektedir. Ayrıca kaynak metalinde plazma ark kaynaklı birleştirme de kullanılan kaynak ilave metaline bağlı olarak ergime bandına yakın olan bölgelerde levhalı (Widmanstatten ferrit) oluşumlar göze çarpmaktadır. TRIP800 çelik birleştirmesinin kaynak metalinden ITAB'ne geçişte dönüşmeden kalan kalıntı östenit ve tane içi levhalı oluşumlar Şekil 4.9 (e) ve 4.10 (e)'de dikkati çekmektedir.

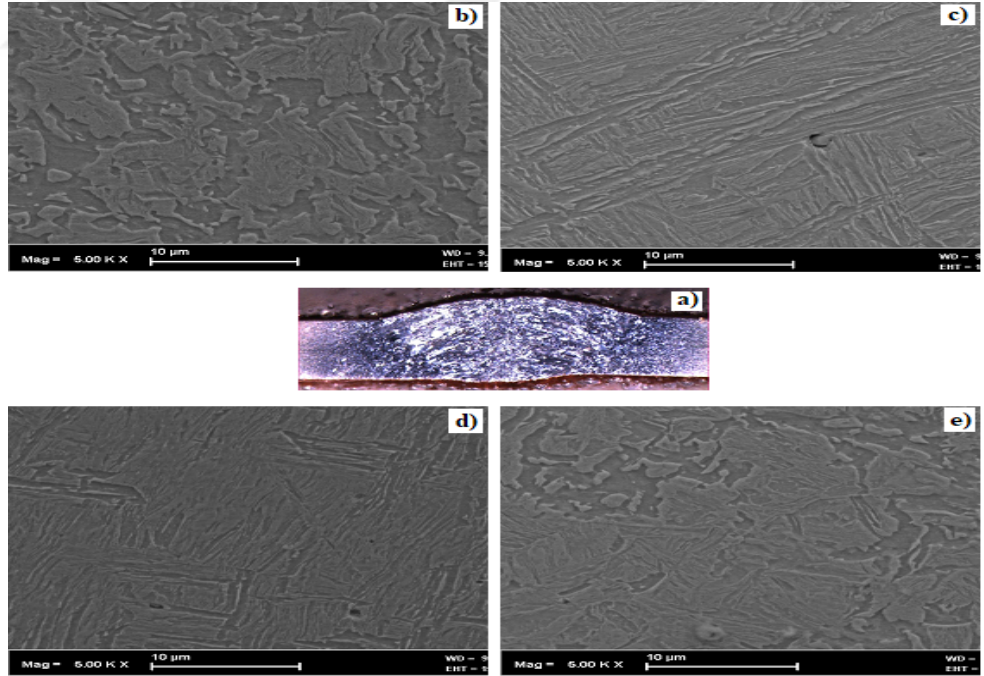
4.1.2.2. 200 °C Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Kaynaklı deney numunesine 200 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına havada soğutulularak indirilmiştir. Daha sonra kaynaklı birleştirmenin metalografik incelemesi optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak gerçekleştirilmiştir.

Birleştirmenin mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.11 (a-e) ve 4.12 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.11. 200 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.12. 200 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçiş SEM mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.11 (a) ve 4.12 (a)'dan görüldüğü gibi herhangi bir süreksizliğe rastlanmaması kaynaklı bağlantının başarılı bir birleştirme olduğuna işaret etmektedir.

İleri yüksek mukavemetli çelik grubunun önemli üyesi olan TRIP çeliklerinin mukavemet ve şekillendirilebilirliği yapısını dekore eden ferrit matrisi içerisinde, beyrit ve kalıntı östenit fazlarından ileri gelmektedir (Şekil 4.11(b) ve 4.12 (b)).

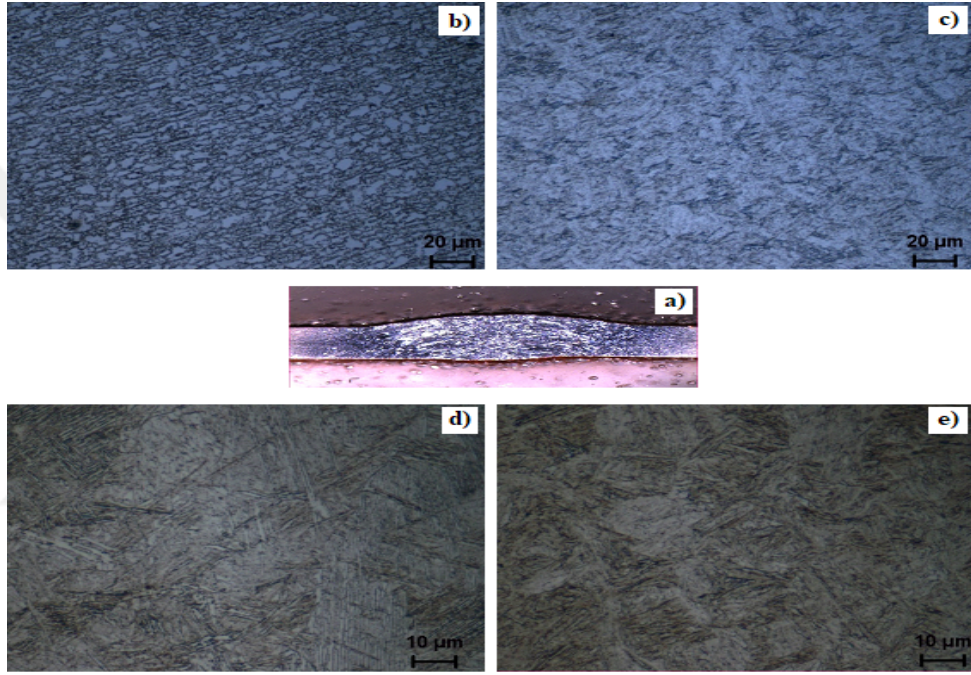
İki saat süreyle 200 °C sıcaklıkta ısıtılma işlemi uygulanan daha sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında soğutulan kaynaklı birleştirmenin ITAB mikroyapısında incelenmiştir. Otomobil endüstrisinde TRIP çeliklerinden de yararlanıldığı düşünülürse, kaportanın korozyon direncini artırmak amacıyla boyanan yüzeylerin fırında bu sıcaklıklarda kurutma işlemine tabi tutulması bu ısıtılma sıcaklığının önemini daha da arttırmaktadır.

Deney numunesinin ITAB kısmi dönüşümüne uğramış bölümünden başlayarak yapıda ferrit, beyritin yanısıra kalıntı östenitin ve martenzit fazlarının oluşumu göze çarpmaktadır. ITAB'nin ince ve kaba taneli bölümlerinin ise hemen hemen tamamen martenzit fazına dönüştüğü görülmektedir (Şekil 4.11 (c) ve 4.12 (c)). Oluşan martenzitin morfolojisi ITAB'nin kaba taneli bölümünde iğnesel martenzit iken, ince taneli bölgesinde meydana gelen martenzit levhalarının daha kaba yapısı dikkat çekmektedir.

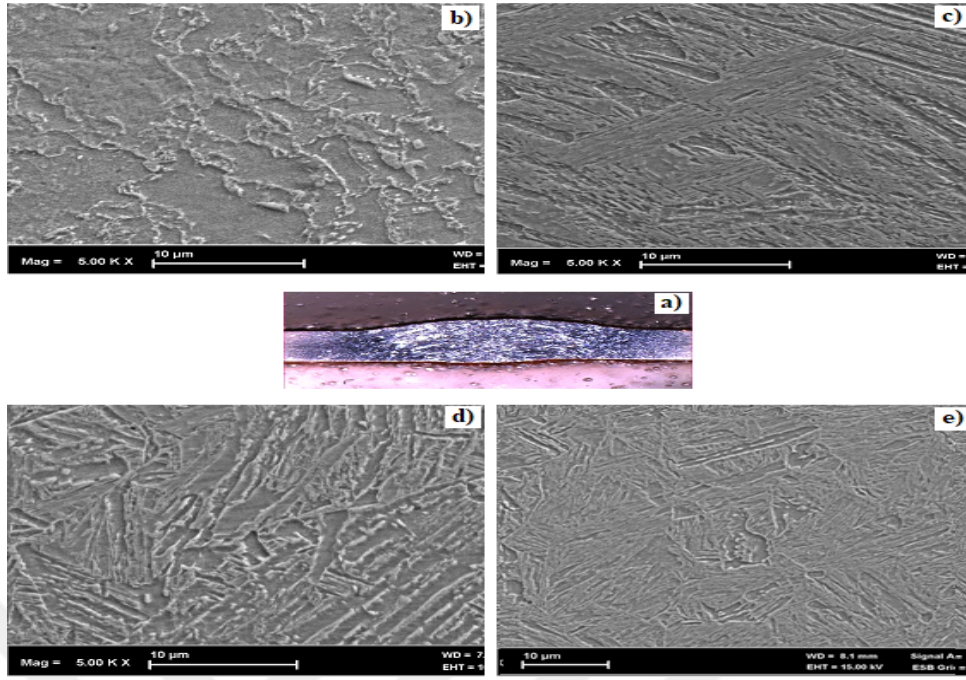
200 °C sıcaklıkta iki saat ısıtılma sürecine tabi tutulan birleştirmenin kaynak metalinin kolonsal taneleri büyük ölçüde martenzit fazı ve dönüşmeden kalan östenitten oluştuğu Şekil 4.11 (d) ve 4.12 (d)'de görülmektedir. Ayrıca kaynak metalinde ergime bandına yakın olan bölgelerde levhalı (Widmanstätten ferrit) oluşumları Şekil 4.11 (e) ve 4.12 (e)'de göze çarpmaktadır. TRIP800 çelik birleştirmesinin kaynak metalinden ITAB'ne geçişte dönüşmeden kalan kalıntı östenit dikkati çekmektedir.

4.1.2.3. 300 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Kaynaklı numune 300 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra havada soğutularak oda sıcaklığına soğutulmuştur. Birleştirmenin optik ve taramalı elektron mikroskopundan yararlanılarak metalografik incelemesi yapılarak mikroyapı profili oluşturulmuş ve sırasıyla Şekil 4.13 (a-e) ve 4.14 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.13. 300 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.14. 300 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

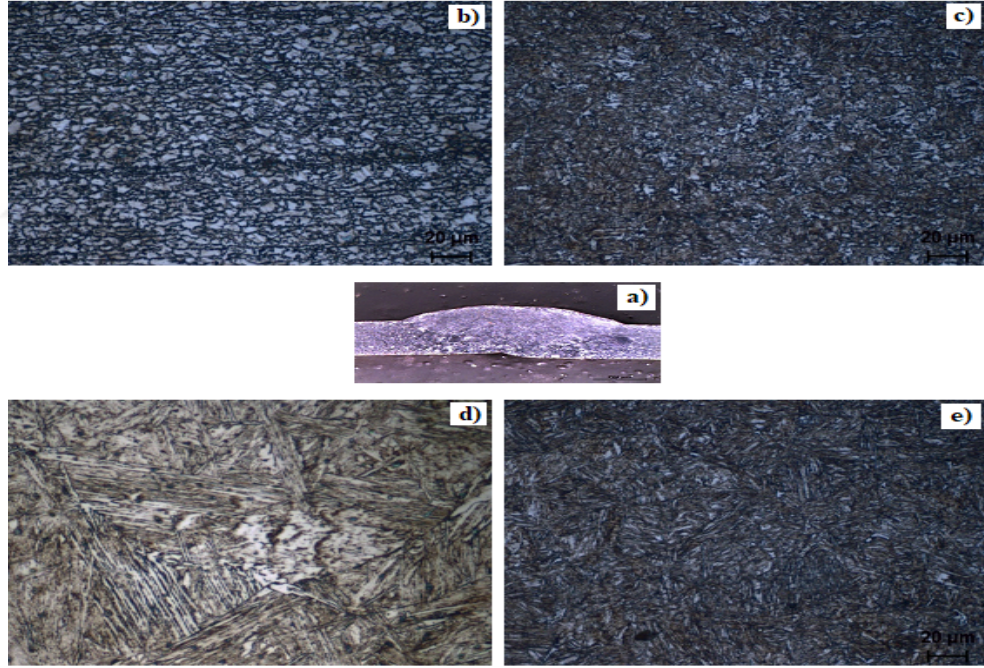
Birleştirme eksikliği ve süreksizliklerinden uzak şekilde elde edilen kaynaklı bağlantının makroyapısı Şekil 4.13 (a) ve 4.14 (a)'da görülmektedir. İdeal düşük alaşımlı TRIP800 çeliğin mikroyapısı normalde ferrit, beynit ve kalıntı östenit olmak üzere üç fazdan meydana gelir. Bununla birlikte mikroyapıda çok küçük miktarda karbürler ve kimyasal bileşime bağlı olarak martenzitte bulunabilir. Kaynak işlemi sonrası 300 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra havada oda sıcaklığına indirilen kaynaklı numunenin mikroyapı profil görüntüsü üzerinden TRIP800 çeliğin yapısı temelde ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu görülmektedir (Şekil 4.13 (b) ve 4.14 (b)). Ancak ısıl işlem sıcaklığı ve bu sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür Fe_3C veya Fe_4M_2 ($M= W, Mo, Cr, V$) C karbürlerinin oluşumu muhtemeldir.

Birleştirmenin ITAB kısmi dönüşümüne uğramış bölümünden başlayarak yapıda ferrit, beynitin yanısıra kalıntı östenit ve martenzit fazlarının oluşumu göze çarpmaktadır. İnce ve kaba taneli ITAB bölümlerinin ise hemen hemen tamamen martenzit fazına dönüştüğü görülmektedir (Şekil 4.13 (c) ve 4.14 (c)). Ayrıca yapıda dönüşmeden kalmış ferrit fazı da göze çarpmaktadır.

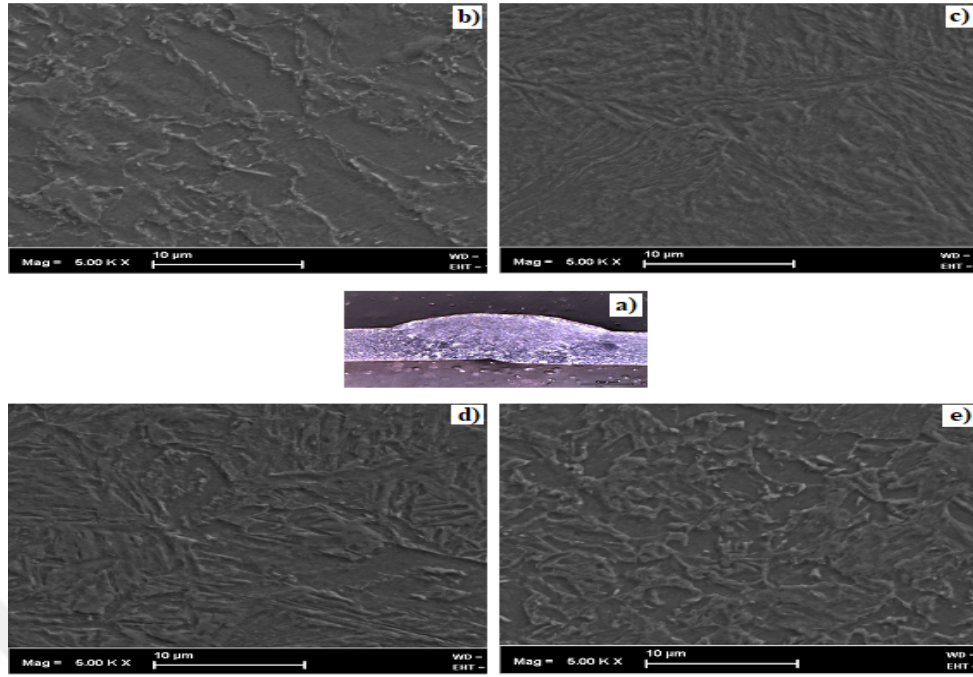
Şekil 4.13 (d) ve 4.14 (d)'de birleştirmenin kaynak metalinin kolonsal taneleri büyük ölçüde martenzit fazı ve dönüşmeden kalan östenitten oluştuğu görülmektedir. TRIP800 çelik birleştirmesinin kaynak metalinden ITAB'ne geçişte dönüşmeden kalan östenit Şekil 4.13 (e) ve 4.14 (e)'de dikkat çekmektedir.

4.1.2.4. 400 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Kaynaklı numune 400 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanıp havada soğutulduktan sonra oda sıcaklığında optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak metalografik olarak incelenmiştir. Kaynaklı bağlantının mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.15 (a-e) ve Şekil 4.16 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.15. 400 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.16. 400 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

Genel olarak birleştirme eksikliği ve kaynak hatalarından uzak şekilde elde edilen kaynaklı bağlantının makroyapısı Şekil 4.15 (a) ve 4.16 (a)'dan görülmektedir. Ancak bağlantının kaynak metalinin SEM görüntüsü incelemesinde birkaç tane küçük boyutlu gaz boşluğu olduğu düşünülen hatalar tespit edilmiştir. Daha önce de belirtildiği üzere; TRIP800 çeliğin mikroyapısı temelde ferrit, beynit ve kalıntı östenit olmak üzere üç fazdan meydana gelir. Bununla birlikte mikroyapıda çok küçük miktarda karbürler ve kimyasal bileşime bağlı olarak martenzit fazı da bulunabilir. Kaynak işlemi sonrası 400 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra havada soğutulmuş oda sıcaklığına indirilen kaynaklı numunenin mikroyapı profil görüntüsü üzerinden TRIP800 çeliğin yapısı ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu Şekil 4.15 (b) ve 4.16 (b)'de görülmektedir. Ancak ısıl işlem sıcaklığı ve bu sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür Fe_3C veya Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V) C karbürlerin oluşumu muhtemeldir. Noktasal EDX analiz incelemeleri demir karbür oluşumlarına işaret etmektedir. Belirtilen ısıl işlem sıcaklığında iki saat bekletilen numunenin ana metalinde fazların hacim oranının ferrit lehine artış gösterdiği düşünülmektedir.

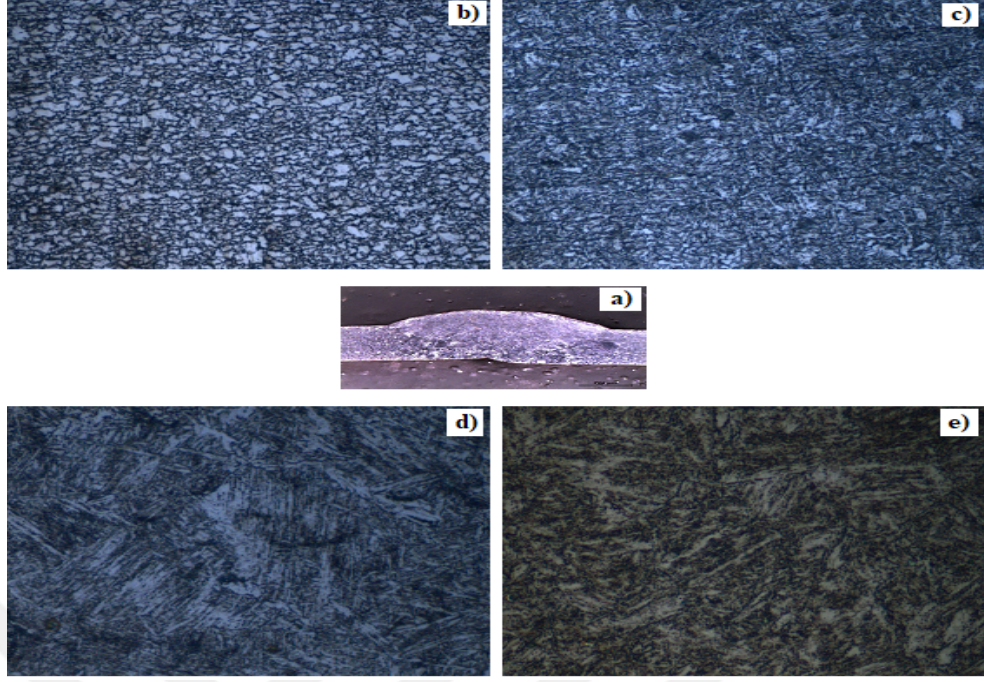
Belirtilen sıcaklıkta iki saat bekletme süresince karbonca zengin kalıntı östenit içindeki karbon atomları difüz ederek demir karbürler (sementit) oluşturduğu düşünülmektedir. Ayrıca yapıdaki kimyasal kompozisyona bağlı oluşan martenzit fazında tetragonal hacim merkez kafesteki fazla miktarda karbon atomunun difüz edecek yeterli zaman olması sebebiyle karbür oluşumu üzerinde etkisi olabilir.

Birleştirmenin ITAB kısmi dönüşümüne uğramış bölümünden başlayarak; ferrit, beynitin yanısıra kalıntı östenit ve martenzit fazlarının yapıyı dekore ettiği görülmektedir. İnce ve kaba taneli ITAB bölümlerinin ise hemen hemen tamamen martenzit fazına dönüşmesi beklenir (Şekil 4.15 (c) ve 4.16 (c)). Oluşan martenzitin morfolojisi ITAB'nin kaba taneli bölümünde iğnesel martenzit iken, ince taneli bölgesinde meydana gelen martenzit levhalarının daha kaba yapılı olması beklenir. Belirtilen ısı işlem sıcaklığında martenzit levhaların kabalaşması ısı işlem sıcaklığında bekletme zamanı ile ilişkili olarak martenzit daha ziyade beynit gibi daha tok bir yapıya dönüşmesi beklenir.

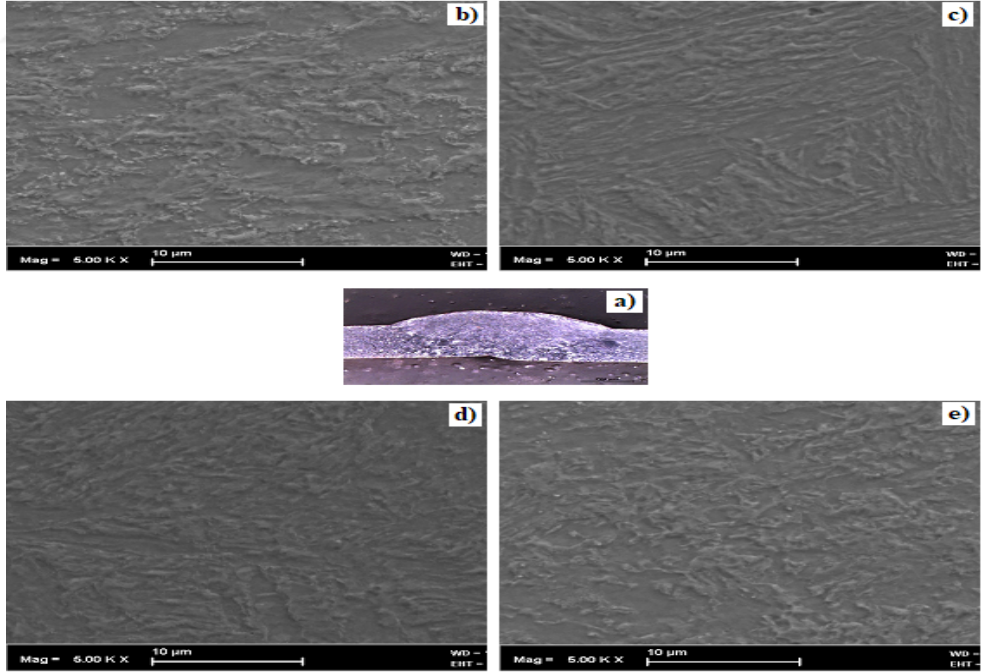
Birleştirmenin kaynak metali büyük ölçüde ısı işlem sıcaklığında bekleme süresine bağlı kabalaşmış martenzit yanısıra, beynitik yapı ve dönüşmeden kalan östenitten oluştuğu Şekil 4.15 (d) ve 4.16 (d)'de görülmektedir. TRIP800 çelik birleştirmesinin kaynak metalinden ITAB'ne geçişte dönüşmeden kalan östenit Şekil 4.15 (e) ve 4.16 (e)'de dikkat çekmektedir.

4.1.2.5. 500 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Kaynaklı numune 500 °C sıcaklıkta 2 saat ısı işlem uygulamasını müteakip oda sıcaklığına havada soğutularak indirildikten sonra optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak metalografik olarak incelenmiştir. Kaynaklı bağlantının mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.17 (a-e) ve 4.18 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.17. 500 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.18. 500 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş SEM mikroyapı görüntüleri.

Kaynak kusurlarından uzak şekilde elde edilen bağlantının makroyapısı Şekil 4.17 (a) ve 4.18 (a)'da görülmektedir. Kaynak işlemi sonrası 500 °C sıcaklıkta iki saat bekletildikten sonra havada soğutularak oda sıcaklığına indirilen birleştirmenin mikroyapı profil görüntüsü üzerinden TRIP800 çeliğin yapısı ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu Şekil 4.17 (b) ve 4.18 (b)'de görülmektedir. Ancak 500 °C sıcaklıkta ısıl işlem sıcaklığı ve bu sıcaklıkta iki saat bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür Fe_3C veya Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V) C karbürlerin oluşumu muhtemeldir. Noktasal EDX analiz incelemeleri demir karbür oluşumlarına işaret etmektedir. Ayrıca şu husus göz ardı edilmemelidir. Belirtilen sıcaklıkta uygulanan ısıl işlem sürecinde yapıda martenzit gibi sert fazlarda gerilim rahatlaması da beklenir. Ayrıca belirtilen çeliklerin CCT diyagramları göz önünde bulundurulduğunda ısıl işlem sıcaklığı üst beynit ile perlit oluşum sıcaklığına tekabül etmesi yapıda faz hacim oranının beynit lehine artış göstermesi beklenebilir. Yapıda ferrit tane sınırlarında az miktarda perlit oluşumu da beklenebilir. Belirtilen sıcaklıkta iki saat bekletme süresince karbonca zengin kalıntı östenit içindeki karbon atomları yayılarak demir karbür (sementit) oluşumuna da katkı sağlaması beklenebilir.

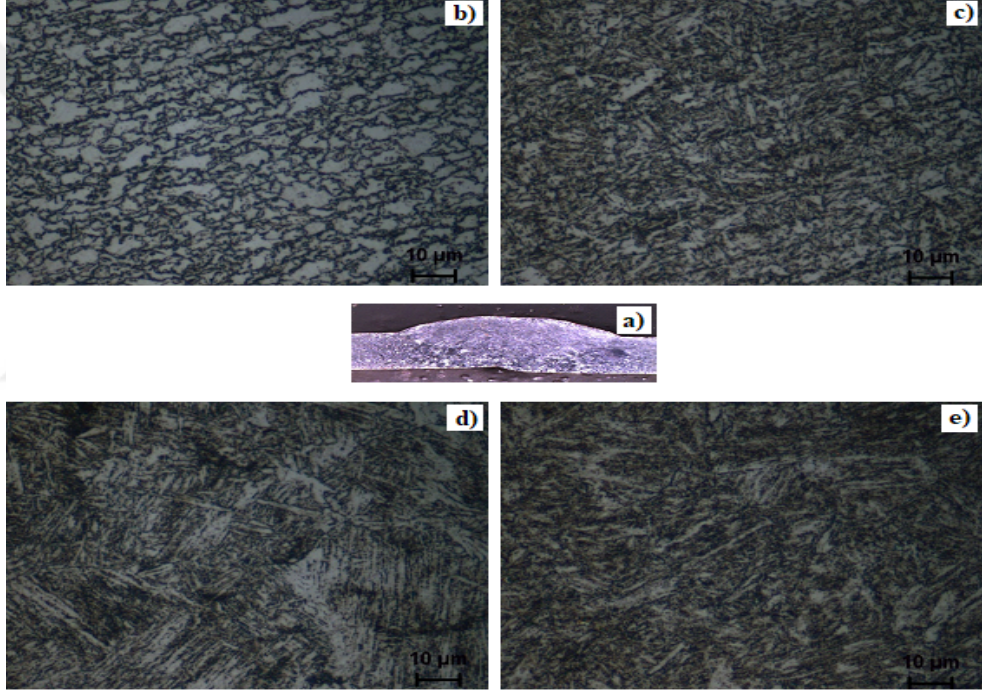
Birleştirmenin ITAB'nin ana malzemeye komşu bölümünden başlayarak; ferrit, beynit, kalıntı östenit fazlarının yanısıra martenzitin yapıyı kapladığı görülmektedir. Şekil 4.17 (c) ve 4.18 (c)'den görüldüğü üzere; oluşan martenzitin morfolojisi ITAB'nin kaba taneli ve ince taneli bölgesinde meydana gelen martenzit levhalarının ısıl işlem sıcaklığına bağlı olarak daha kaba yapılı olması beklenir. Belirtilen ısıl işlem sıcaklığında martenzit levhaların kabalaşmasının yanısıra bekletme zamanı ile ilişkili olarak martenzitin daha ziyade üst beynit gibi bir yapıya dönüşmesi muhtemel olabilir.

Birleştirmenin kaynak metali büyük ölçüde ısıl işlem sıcaklığında bekleme süresine bağlı kabalaşmış martenzit fazının yanısıra, beynitik yapı ve dönüşmeden kalan östenitten oluştuğu Şekil 4.17 (d) ve 4.18 (d)'de görülmektedir. Optik mikroskop görüntüleri kaynak metalinde belirtilen sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanmasına bağlı olduğu düşünülen az miktarda perlit oluşumu muhtemel olabilir.

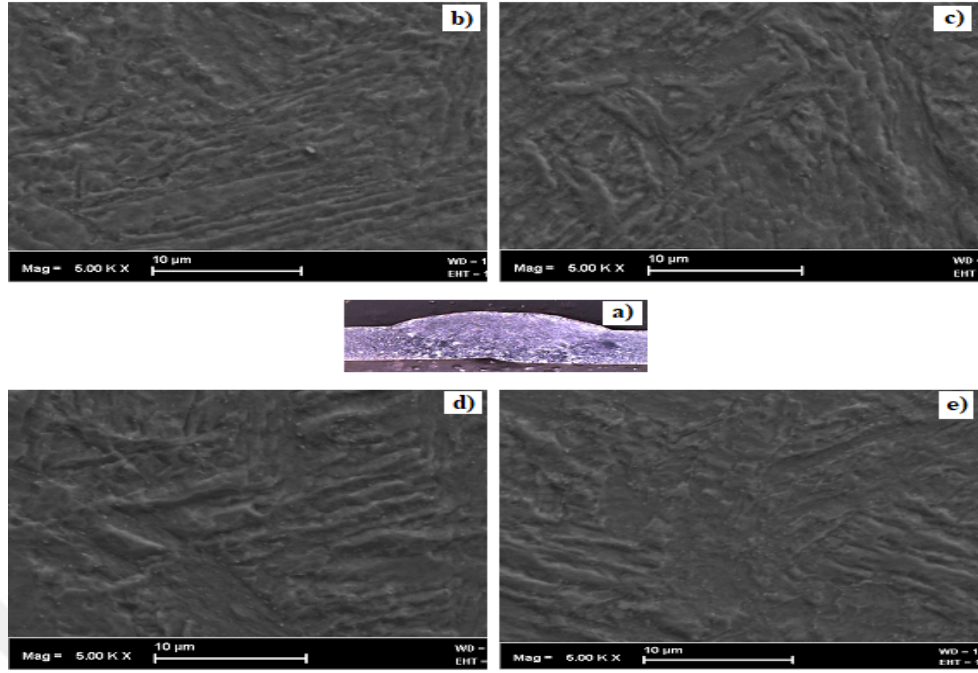
Birleştirmesinin kaynak metalinden ITAB'ne geçişte martenzitin yanısıra ferrit ve dönüşmeden kalan östenit Şekil 4.17 (e) ve 4.18 (e)'de dikkati çekmektedir.

4.1.2.6. 600 °C Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Plazma ark kaynaklı TRIP800 çelik numune kaynak sonrası 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulamasını müteakip oda sıcaklığına havada soğutulduktan sonra optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak metalografik olarak incelenmiştir. Kaynaklı çelik çiftinin mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.19 (a-e) ve 4.20 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.19. 600 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.20. 600 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metal i e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

Plazma ark kaynaklı TRIP800 birleştirmesinin süreksizliklerden uzak bir şekilde elde edilen makroyapısı Şekil 4.19 (a) ve 4.20 (a)'da gösterilmiştir. Kaynaklı TRIP800 çelik çifti 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem sonrası açık atmosfer ortamında oda sıcaklığına soğutulmuştur. Belirtilen sıcaklıkta iki saat ısıl işlem sürecine tabi tutulan birleştirmenin mikroyapı profil görüntüsü üzerinden TRIP800 çelik ana malzemenin yapısı ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu görülmektedir (Şekil 4.19 (b) ve 4.20 (b)). Ancak SEM görüntüsü ana malzemenin tane yapısının optik mikroskopla elde edilen görüntüden farklı olarak levhalı bir formda oluştuğuna işaret etmektedir. Ancak 600 °C sıcaklıkta ısıl işlem sıcaklığı ve bu sıcaklıkta iki saat bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür Fe_3C veya Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V) C karbürlerin oluşumu muhtemeldir. İleriki bölümlerde etraflıca değinileceği için burada verilmemiş olan çekme numuneleri kırılma yüzeylerinden elde edilen noktasal EDX analiz incelemeleri demir karbür oluşumlarına ve soğuk kırılmanın sorumlusu olarak bilinen yüksek miktarda fosfor ihtiva eden oluşumlara dikkat çekmektedir. Ayrıca TRIP çeliklerin CCT diyagramları göz önünde bulundurulduğunda ısıl işlem sıcaklığı perlit başlangıç ile ferrit oluşum sıcaklığına tekabül etmesi yapıda ferrit faz hacim oranının lehine artış göstermesi beklenebilir.

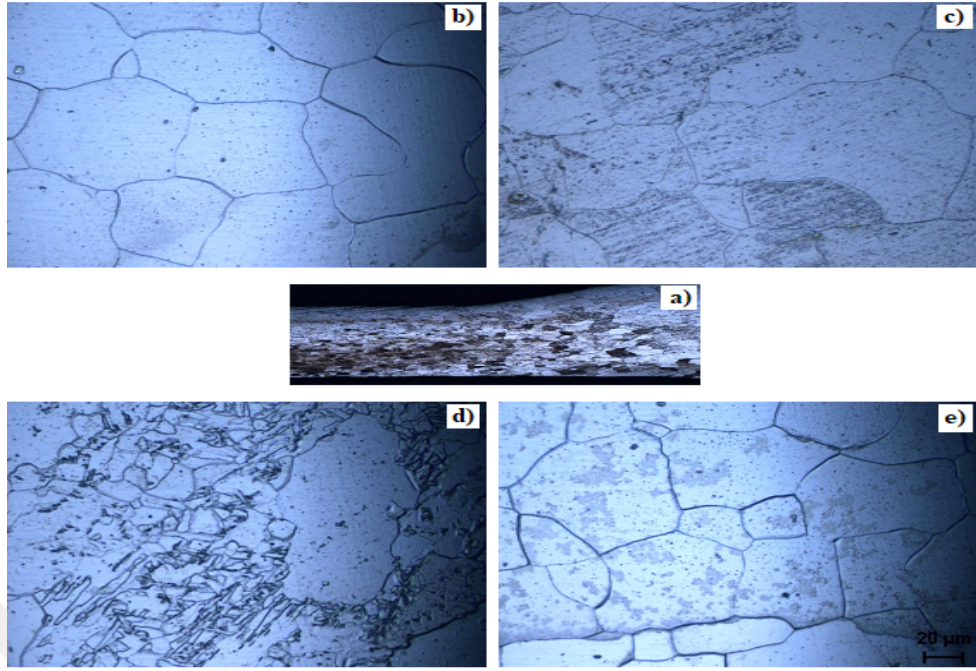
İlaveten yapıda ferrit tane sınırlarında az miktarda perlit oluşumu da beklenebilir. Belirtilen sıcaklıkta iki saat bekletme süresince karbonca zengin kalıntı östenit içindeki karbon atomları yayılarak demir karbür (sementit) oluşumuna da katkı sağlaması muhtemeldir. EDX analiz sonuçları da bunu desteklemektedir.

Bağlantının ITAB'nin ana malzemeyle komşu bölümünden başlayarak; ferrit, beynit, kalıntı östenit fazlarının yanısıra martenzitin yapıyı kapladığı görülmektedir. Şekil 4.19 (c) ve 4.20 (c)'de görüldüğü üzere; oluşan martenzitin morfolojisi ITAB'nin kaba taneli ve ince taneli bölgesinde meydana gelen martenzit levhalarının ısı işlem sıcaklığına bağlı olarak daha kaba yapılı olması beklenir. Belirtilen ısı işlem sıcaklığında martenzit levhaların kabalaşmasının yanısıra bekletme zamanı ile ilişkili olarak karbonca zengin yapılardan difüz eden karbonun karbürler oluşturması da beklenebilir.

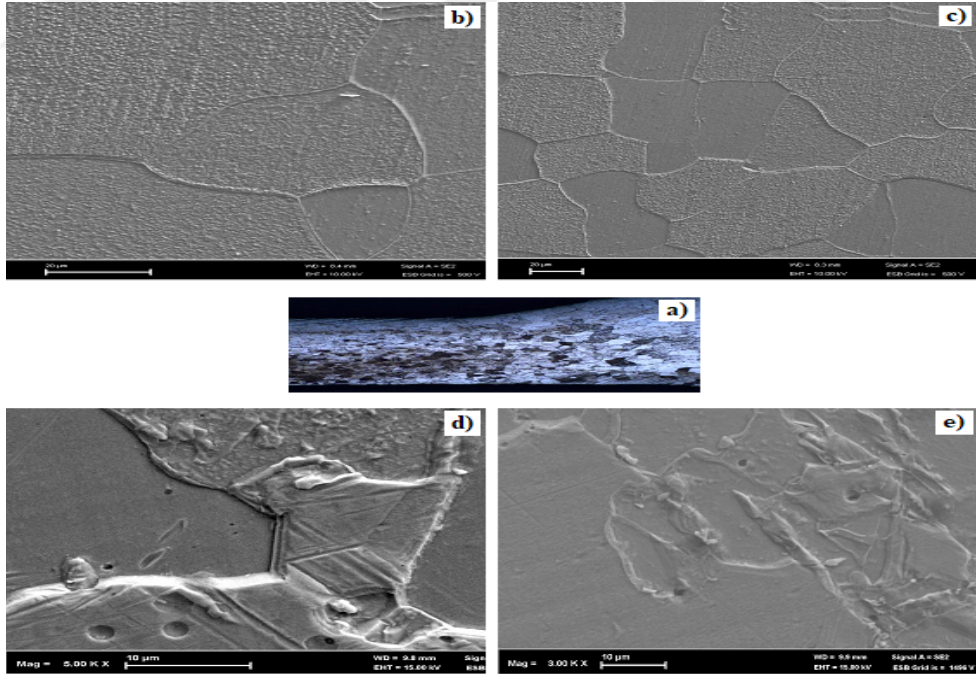
Birleştirmenin kaynak metali büyük ölçüde ısı işlem sıcaklığında bekleme süresine bağlı kabalaşmış martenzit fazının yanısıra, beynitik yapı ve dönüşmeden kalan östenitten oluştuğu görülmektedir (Şekil 4.19 (d) ve 4.20 (d)). Optik mikroskop görüntüleri kaynak metalinde belirtilen sıcaklıkta iki saat ısı işlem uygulanmasına bağlı olduğu düşünülen perlit oluşumu meydana gelmesi muhtemel olabilir. Birleştirmesinin ITAB'de martenzitin yanısıra ferrit ve dönüşmeden kalan östenit Şekil 4.19 (e) ve 4.20 (e)'de dikkati çekmektedir.

4.1.2.7. 800 °C Sıcaklıkta İki saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Kaynaklı numune 800 °C sıcaklıkta iki saat bekletildikten sonra oda sıcaklığında optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak metalografik olarak incelenmiştir. Plazma ark kaynaklı birleştirmenin mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.21 (a-e) ve 4.22 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.21. 800 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.22. 800 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metalini e) Kaynak metalinden ITAB geçiş SEM mikroyapı görüntüleri.

Kaynak hatalarından uzak bir şekilde elde edilen TRIP800 birleştirmesinin makroyapısı Şekil 4.21 (a) ve 4.22 (a)'da gösterilmiştir. Plazma ark kaynaklı TRIP800 elik ifti A₁ sıcaklığının oldukça uzerinde, kritik dönüşüm sıcaklığı bölgesinde, 800 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem sonrası havada oda sıcaklığına soğutulmuştur. Kritik dönüşüm sıcaklığı, ikili faz bölgesinde iki saat ısıl işlem uygulanan birleştirmenin mikroyapı profil görüntüsü uzerinden TRIP800 elik ana malzemenin yapısında ferrit ve östenit ayırımı sırasında östenit karbon miktarının artması beklenir. Bu arada yapıda bulunan sementitler çözünmeden kalmaz.

Şekil 4.22 (b) ve (c)'deki SEM görüntüleri birleştirmenin ana malzeme ve ITAB'deki östenit tane içlerinde oda sıcaklığına doğru havada soğurken yeni ferrit kristalleşmesinin meydana geldiği görülürken ferrit tane içlerinde oluşumlar göze çarpmamaktadır. Soğuma hızına bağlı olarak interkritik tavlama bölgesinde yüksek oranda karbon ihtiva eden östenit tane içlerinde martenzit dönüşümünün oluşması da muhtemel görünmektedir.

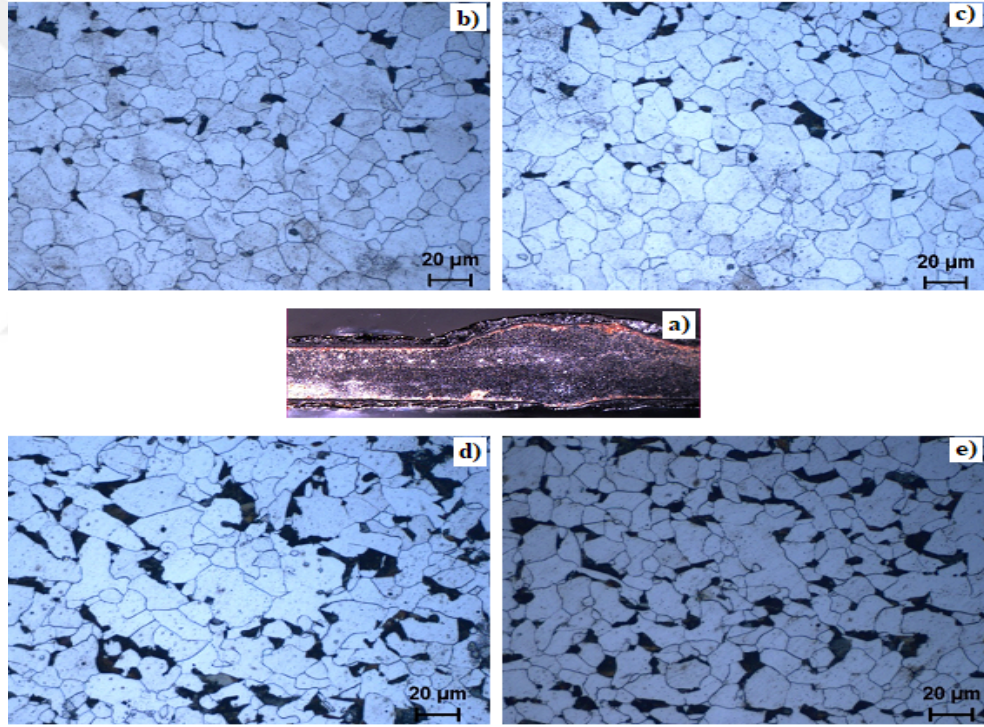
Bağlantının ITAB'nin ana malzemeyle komşu bölümünden başlayarak; beynit ve kalıntı östenitin kaybolarak yapının ferrit ve östenit tanelerinden oluştuğu Şekil 4.21 (c) ve 4.22 (c)'den grlmektedir. Ancak daha önce de ifade edildiği gibi belirtilen sıcaklıktan oda sıcaklığına doğru soğurken östenit tane içlerinde yeni ferrit ve martenzit oluşumları göze çarpmaktadır. Ayrıca belirtilen fazların tane boyutu iriliği de diğer göze çarpan hususlar arasındadır.

Birleştirmenin kaynak metali büyük ölçüde ısıl işlem sıcaklığı ve bekleme süresine bağlı olarak kolonsal tane yapısını kaybettiği grlmektedir. Yapıda stenit tane içlerinde oluşan martenzit fazının yanısıra, dnşmeden kalan kaba ferrit fazından oluştuğu grlmektedir (Şekil 4.21 (d) ve 4.22 (d)). Birleştirmesinin ITAB'da östenit tanelerinin martenzite dönüşümü Şekil 4.21 (e) ve 4.22 (e)'de dikkati çekmektedir.

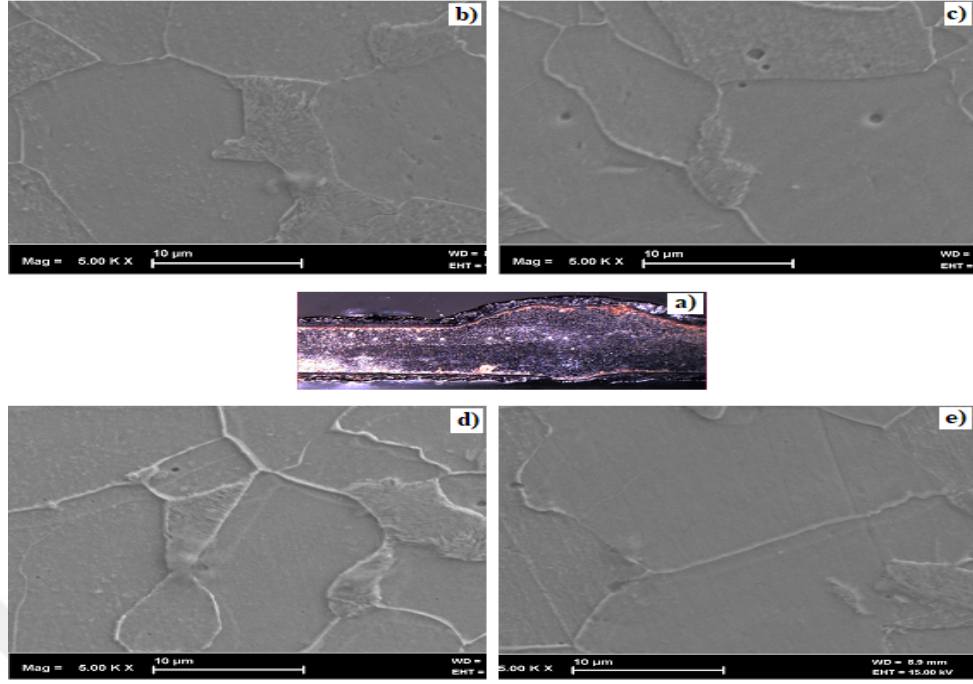
4.1.2.8. 1000 °C Sıcaklıkta İki Saat Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmenin Mikroyapı İncelemesi

Plazma ark kaynaklı numune 1000 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında soğutulmuştur. Deney numunesi daha sonra optik ve taramalı elektron mikroskobundan yararlanılarak metalografik olarak etraflıca incelenmiştir.

Kaynaklı bağlantının mikroyapı profili sırasıyla Şekil 4.23 (a-e) ve 4.24 (a-e)'de gösterilmiştir.



Şekil 4.23. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçiş mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.24. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan a) Kaynaklı birleştirmenin makro görüntüsü ve b) TRIP800 ana malzeme c) ITAB d) Kaynak metali e) Kaynak metalinden ITAB geçişi SEM mikroyapı görüntüleri.

Kaynak süreksizliklerinden genel olarak uzak bir şekilde elde edilen TRIP800 bağlantısının makroyapısı Şekil 4.23 (a) ve 4.24 (a)'da gösterilmiştir. Plazma ark kaynaklı TRIP800 çelik çifti Ac_3 sıcaklığının oldukça üzerinde, 1000 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem sonrası açık atmosfer ortamında oda sıcaklığına soğutulmuştur. Yüksek Si ihtiva eden TRIP çeliği için %0,2'lik karbon içeriği için Ac_3 sıcaklığı 845 °C olarak ifade edilmektedir [6]. Kritik dönüşüm sıcaklığı üzerinde östenit tek faz bölgesinde iki saat ısıl işlem uygulanan birleştirmenin mikroyapı profil görüntüsü üzerinden TRIP800 çelik ana malzemenin yapısında ısıtma esnasında tüm fazların çözünerek östenite dönüşmesi beklenir. Bu arada yapıda bulunan demir karbür ve diğer metal karbürlerin çözünmesi muhtemeldir.

Östenit sıcaklık bölgesinde iki saat bekletmeden sonra oda sıcaklığına havada soğutulan numunede (>30 °C/s) daha büyük soğuma hızlarında yeni ferrit oluşumu veya perlit oluşumu beklenmediği De Cooman tarafından rapor edilmiştir [90].

Şekil 4.23 (b) ve (c)'deki optik mikroskop görüntüleri birleştirmenin ana malzeme ve ITAB'deki östenit tanelerinin yanısıra oda sıcaklığına doğru havada soğurken yeni ferrit kristallerin her iki yan yüzeylerinde oluşan sementit levhaları yapıda perlit dönüşümünün oluştuğuna dikkat çekmektedir. Bu durum soğuma rejiminin (>30 °C/s) daha yavaş meydana geldiğine işaret etmektedir.

1000 °C sıcaklıkta ısıtma sıcaklığı ve bu sıcaklıkta iki saat bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür, Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V) C karbürlerin ve MnS oluşumu muhtemeldir. İleriki bölümlerde etraflıca değinileceği için burada verilmemiş olan çekme numuneleri kırılma yüzeylerinden elde edilen noktasal EDX analiz incelemeleri demir karbür ve mangan sülfür oluşumları dikkat çekmektedir.

Ayrıca şu husus göz ardı edilmemelidir. TRIP çeliklerin CCT diyagramları göz önünde bulundurulduğunda ısıtma sıcaklığından oda sıcaklığına doğru havada soğurken soğuma rejimiyle ilişkili olarak yapıda ferrit, perlit ve martenzit oluşumu beklenebilir.

Bağlantının ITAB'nin ana malzemeyle komşu bölümünden başlayarak; beynit ve kalıntı östenitin kaybolarak yapının östenit ve perlit tanelerinden oluştuğu görülmektedir (Şekil 4.23 (c) ve 4.24 (c)). Ayrıca belirtilen fazların tane boyutu iriliği de diğer göze çarpan hususlar arasındadır.

Kaynak metali büyük ölçüde ısıtma sıcaklığı ve bekleme süresine bağlı olarak kolonsal tane yapısını kaybettiği görülmektedir. Kaynak metalinde perlit oluşumunun daha fazla olduğu Şekil 4.23 (d) ve 4.24 (d)'de görülmektedir. Birleştirmenin ITAB'si östenit ve perlit tanelerinden meydana geldiği Şekil 4.23 (e) ve 4.24 (e)'de dikkati çekmektedir.

Sonuç olarak 1000 °C sıcaklıkta iki saat bekleme ısıtma uygulanan daha sonra da oda sıcaklığına açık atmosfer şartlarında soğutulan plazma ark kaynaklı birleştirmenin yapısında belirgin bir farklılık gözlenmiştir.

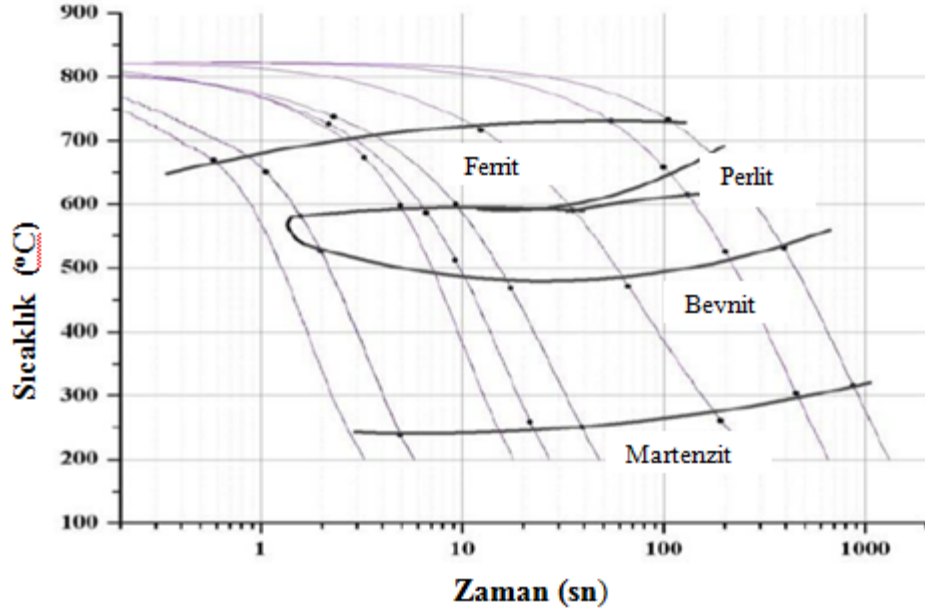
Kaynak metali ve ITAB'nin kaynak termal döngüsüne bağlı oluşan yapısının yanısıra, TRIP800 çelik malzemenin termo-mekanik kontrollü üretim sonucu oluşan içyapısı ısıtılma sürecinden etkilenerek tamamen ferrit ve perlit fazlarından meydana geldiği görülmektedir. Yapıdaki perlit fazı hacim oranı kaynak metali ve kaynak metalinden ITAB'ne geçişte diğer bölgelere oranla daha fazla olduğu göze çarpan hususlar arasında yer almaktadır.

4.1.2.9. Farklı Sıcaklıklarda Isıl İşlem Uygulanan Birleştirmelerin Mikroyapı Değerlendirmesi

Farklı sıcaklıklarda iki saat ısıtılma işlemi uygulanan birleştirmelerin mikroyapı incelemeleri genel olarak bir arada değerlendirilmiştir. Kaynak parametreleri çalışmada sabit tutulduğu için soğuk işlem uygulanan plazma ark kaynaklı birleştirmelerde olduğu gibi numunelerin kaynak metali dikiş genişliği yaklaşık 10 mm ve ITAB genişliği ise her bir tarafta yaklaşık 2 mm genişliğinde oluşması yüksek enerji yoğunluklu kaynak yöntemi ve TRIP çeliğinin termal özellikleriyle ilişkili olduğu düşünülmektedir. Kaynak dikişlerinde çok küçük gaz boşlukları dışında birleştirmenin mekanik özelliklerini etkileyecek boyutta kaynak hatası gözlenmemesi birleştirmenin plazma ark kaynak yöntemiyle başarıyla birleştirildiğinin işareti olarak değerlendirilmektedir.

Kaynak termal süreci ve kaynak sonrası farklı sıcaklıklarda iki saat bekletildikten sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında soğutulan numunelerin yapısını değerlendirmede sürekli soğuma şartlarına uyumlu olarak metalurji mühendisleri ve kaynak mühendisleri CCT diyagramlarından yararlanırlar. Bu sebeple kaynaklı deney numunesinin yapısal değerlendirilmesinde TRIP çelikleri için geliştirilmiş Şekil 4.25'te gösterilen CCT diyagramından faydalanılmıştır [91].

Çalışmada yararlanılan TRIP800 çeliğinin oda sıcaklığındaki yapısı ferrit matrikste dağılım gösteren beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluştuğu bilinmektedir. Yapıda kalıntı östenitin dönüşümüyle beraber ortaya çıkan martenzit fazının yanısıra karbürler de bulunabilir.



Şekil 4.25. Yüksek Si ihtiva eden TRIP800 çeliği için geliştirilmiş CCT diyagramı [91].

Şekil 4.9 (b) ve 4.20 (b)'de görüldüğü gibi, TRIP800 çelik ana malzemenin mikroyapısında farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıl işlem uygulanması sonucunda 600 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda ısıl işlem uygulananlar hariç, belirgin yapısal değişim farklılığı tespit edilmemiştir. Normal olarak TRIP800 çeliğin mikroyapısı temelde ferrit, bevnit ve kalıntı östenit olmak üzere üç fazdan meydana gelir. Ancak şu durum göz ardı edilmemelidir. Artan ısıl işlem sıcaklığıyla birlikte ve bu sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür Fe_3C veya Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V) C karbürlerin oluşumu muhtemeldir. Noktasal EDX analiz incelemeleri demir karbür oluşumlarına işaret etmektedir. 400 °C - 600 °C ısıl işlem sıcaklıklarında iki saat bekletilen numunenin ana metalinde fazların hacim oranının ferrit lehine artış gösterdiği düşünülmektedir. Belirtilen sıcaklıklarda iki saat bekletme süresince karbonca zengin kalıntı östenit içindeki karbon atomları difüz ederek demir karbürler (sementit) oluşturduğu düşünülmektedir. Ayrıca yapıda fazla miktarda karbon ihtiva eden tetragonal hacim merkez martenzitten karbon atomunun difüz edecek yeterli zamana sahip olması sebebiyle karbür oluşumu üzerinde etkisi olabilir. İlave olarak; belirtilen sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanan numuneler için şu hususlarda göz ardı edilmemelidir. Bu sıcaklıklardaki ısıl işlem sürecinde martenzit gibi sert fazlarda gerilim rahatlaması da beklenir.

Şekil 4.25'te görüldüğü gibi bu çeliklerin CCT diyagramları göz önünde bulundurulduğunda ısıtılma sıcaklığı üst beynit ile perlit oluşum sıcaklığına tekabül etmesi yapıda faz hacim oranının beynit lehine artış göstermesi beklenebilir. Yapıda ferrit tane sınırlarında az miktarda perlit oluşumu da beklenebilir. 600 °C ısıtılma uygulanan birleştirmelerin çekme deney numuneleri kırılma yüzeylerinden elde edilen noktasal EDX analiz incelemeleri demir karbür oluşumlarına, mangan sülfür ve soğuk kırılmalığının sorumlusu olarak bilinen yüksek miktarda fosfor ihtiva eden oluşumlara dikkat çekmektedir. Ayrıca şu husus göz ardı edilmemelidir. TRIP çeliklerin CCT diyagramları göz önünde bulundurulduğunda ısıtılma sıcaklığı perlit başlangıç ile ferrit oluşum sıcaklığına tekabül etmesi yapıda ferrit faz hacim oranının lehine artış göstermesi beklenebilir. İlaveten yapıda ferrit tane sınırlarında az miktarda perlit oluşumu da beklenebilir.

Yüksek Si içeren TRIP çeliği için %0,2'lik karbon içeriği için A_{c1} 700 °C ve A_{c3} 845 °C olarak ifade edilmektedir [91,92]. Bir başka çalışmada yüksek Si içeren TRIP çelikleri için A_{c1} sıcaklığı Thermocalc TM yazılımı ile 702 °C olarak hesaplandığına işaret edilmektedir. Si, Al ve P elementleri TRIP çeliklerinin interkritik dönüşüm sıcaklıkları üzerinde farklı etkiye sahiptir.

Kritik dönüşüm sıcaklığı, ikili faz bölgesinde iki saat ısıtılma uygulanan birleştirmenin mikroyapı profil görüntüsü üzerinden TRIP800 çelik ana malzemenin yapısında ferrit ve östenit ayrımı sırasında östenitin karbon miktarı yaklaşık olarak 0,3-0,4% ağırlık değerine ulaşır. Bu arada yapıda bulunan sementitler çözünmeden kalmaz. İnterkritik sıcaklık bölgesindeki bekleme zamanına bağlı olarak başlangıçta östenit oluşumu karbon difüzyonu ile kontrol edilir. Karbon difüzyonunu çok daha yavaş olan Mn ve Si difüzyonu takip eder. Endüstriyel üretim hatlarında ve galvanizleme hatlarında östenit ve ferrit homojenizasyonu çok yavaş yer alan difüzyon işlemiyle kontrol edildiği için Mn ve Si gibi yer alan elementlerinin ayrışması asla denge şartlarına ulaşmayacağı belirtilmektedir. Ferrit/östenit faz sınırı interkritik tavlama bölgesindeki sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme zamanı ile ilişkilidir. Çalışmada uygulanan ısıtılma sıcaklığı ve bu sıcaklıkta bekleme zamanına bağlı olarak yeterli sertleşebilirliğe sahip ağırlıklı olarak östenit ile az miktarda ferrit fazından oluştuğu düşünülmektedir.

İnterkritik sıcaklık bölgesinde iki saat bekletmeden sonra oda sıcaklığına havada soğutulan numunede (>30 °C/s) daha büyük soğuma hızlarında yeni ferrit oluşumu veya perlit oluşumu beklenmediği De Cooman tarafından rapor edilmiştir [90]. Şekil 4.22 (b) ve (c)'deki SEM görüntüleri birleştirmenin ana malzeme ve ITAB'deki östenit tane içlerinde oda sıcaklığına doğru havada soğurken yeni ferrit kristalleşmesinin meydana geldiği göze çarpmaktadır. Soğuma hızına bağlı olarak interkritik tavlama bölgesinde yüksek oranda karbon ihtiva eden östenit tane içlerinde martenzit dönüşümünün oluşması da muhtemel görünmektedir.

İnterkritik sıcaklık aralığında iki saat bekleme süresine bağlı olarak yapıda Fe_4M_2 ($M= W, Mo, Cr, V$) C karbürlerin ve MnS oluşumu muhtemeldir. İleriki bölümlerde etraflıca değinileceği için burada verilmemiş olan çekme numuneleri kırılma yüzeylerinden elde edilen noktasal EDX analiz incelemeleri molibden karbür ve mangan sülfür oluşumları dikkat çekmektedir.

Kritik dönüşüm sıcaklığı üzerinde östenit tek faz bölgesinde iki saat ısıtma işlemi uygulanan birleştirmenin mikroyapı profil görüntüsü üzerinden TRIP800 çelik ana malzemenin yapısında ısıtma esnasında tüm fazların çözünerek östenite dönüşmesi beklenir. Bu arada yapıda bulunan demir karbür ve diğer metal karbürlerin çözünmesi muhtemeldir.

Östenit sıcaklık bölgesinde iki saat bekletmeden sonra oda sıcaklığına havada soğutulan numunede (>30 °C/s) daha büyük soğuma hızlarında yeni ferrit oluşumu veya perlit oluşumu beklenmediği De Cooman tarafından rapor edilmiştir [90]. Şekil 4.23 (b) ve (c)'deki görüntüler birleştirmenin ana malzeme ve ITAB'deki östenit tanelerinin yanısıra, oda sıcaklığına doğru havada soğurken yeni ferrit kristallerin her iki yan yüzeylerinde oluşan sementit levhaları yapıda perlit dönüşümünün meydana geldiğini göstermektedir. Bu durum soğuma rejiminin (>30 °C/s) daha yavaş meydana geldiğine işaret etmektedir.

1000 °C sıcaklıkta ısıtma işlemi sıcaklığı ve bu sıcaklıkta iki saat bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür, Fe_4M_2 ($M= W, Mo, Cr, V$) C karbürlerin ve MnS oluşumu muhtemeldir.

Çekme numuneleri kırılma yüzeylerinden elde edilen noktasal EDX analiz incelemeleri demir karbür ve mangan sülfür oluşumları dikkat çekmektedir.

Ayrıca şu husus göz ardı edilmemelidir. TRIP çeliklerin CCT diyagramları göz önünde bulundurulduğunda ısıtma işlem sıcaklığından oda sıcaklığına doğru havada soğurken soğuma rejimiyle ilişkili olarak yapıda ferrit, perlit ve martenzit oluşumu beklenebilir.

Şekil 4.9 (c)'den ve 4.20 (c)'e kadar farklı sıcaklıklarda iki saat ısıtma işlem uygulanan kaynaklı bağlantıların ITAB mikroyapısı ana metalden başlamak üzere ergime bandına doğru ilerledikçe kaynak termal döngüsünün etkisiyle belirtilen bölgede ulaşılan sıcaklık ve o sıcaklıkta bekleme zamanı ile meydana gelen yapısal dönüşüm ürünleri farklılık göstermesi kaynağın doğası gereğidir. Bağlantıların ITAB'lerin kısmi dönüşümüne uğramış bölümlerinden başlamak kaydıyla yapıda ferrit ve beynitin yanısıra kalıntı östenitin ve martenzit fazlarının oluşumu göze çarparken, ITAB'lerin ince taneli ve kaba taneli bölümlerinin ise genel olarak tamamen martenzit fazına dönüştüğü görülmektedir (Şekil 4.9(e) - 4.20(e)). Oluşan martenzitin morfolojisi ITAB'nin kaba taneli bölümünde iğnesel martenzit iken, ince taneli bölgesinde meydana gelen iğnesel martenzit levhaları daha kaba olduğu görülmektedir. Artan ısıtma işlem sıcaklıklarında ITAB'da oluşan martenzit levhaların kabalaşması bekleme zamanı ile ilişkili olarak martenzitin temperlenmesiyle beynit gibi daha tok bir yapıya dönüşmesi beklenir.

500 °C ve 600 °C ısıtma işlem sıcaklıklarında ITAB'de martenzit levhaların kabalaşmasının yanısıra bekleme zamanı ile ilişkili olarak karbonca zengin yapılardan difüzyon eden karbonun birleştirilmesinin bu bölümünde karbürler oluşturması da beklenebilir. Ayrıca ITAB kısmi dönüşümüne uğramış bölgesinde yapıda dönüşmeden kalmış ferrit fazı da göze çarpmaktadır.

Şekil 4.22 (b) ve (c)'deki SEM görüntüleri birleştirilmesinin ana malzeme ve ITAB'deki östenit tane içlerinde oda sıcaklığına doğru havada soğurken yeni ferrit kristalleşmesinin meydana geldiği görülürken ferrit tane içlerinde böyle oluşumlar göze çarpmamaktadır.

Soğuma hızına bağlı olarak interkritik tavlama bölgesinde yüksek oranda karbon ihtiva eden östenit tane içlerinde martenzit dönüşümünün oluşması da muhtemel görünmektedir.

Daha yüksek ısı işlem sıcaklığında ikili faz bölgesi olarak adlandırılan interkritik dönüşüm sıcaklıkları arasında bekletilen bağlantının ITAB'nin ana malzemeyle komşu bölümünden başlayarak; beynit ve kalıntı östenitin kaybolarak yapının ferrit ve östenit tanelerinden meydana geldiği görülmektedir (Şekil 4.21 (c) ve 4.22 (c)). Belirtilen sıcaklıktan oda sıcaklığına doğru soğurken ITAB östenit tane içlerinde yeni ferrit ve martenzit oluşumları göze çarpmaktadır. Ayrıca belirtilen fazların tane boyutu iriliği de diğer göze çarpan hususlar arasındadır. Tek faz bölgesinde ısı işlem uygulanan birleştirmenin de ITAB'nin yapısının östenit ve perlit tanelerinden oluştuğu görülmektedir (Şekil 4.23 (c) ve 4.24 (c)).

Şekil 4.9 (e)'den Şekil 4.20 (e)'e kadar görüldüğü gibi; farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle ısı işlem uygulanan birleştirmenin kaynak metalini kolonsal taneleri büyük ölçüde martenzit fazının dekore ettiği görülmektedir. Kullanılan kaynak ilave metaline bağlı olarak ergime bandına yakın olan bölgelerde levhalı (Widmanstatten ferrit) oluşumlar göze çarpmaktadır. Ancak farklı sıcaklıklarda iki saat ısı işlem uygulanan birleştirmelerin kaynak metalinde artan ısı işlem sıcaklığı ile martenzit levhalarının kabalaştığı göze batmaktadır. Artan ısı işlem sıcaklığı ile kaynak metalindeki sertlik düşüşü yapıyla ilgili olabileceği gibi, kaynaklı bağlantıların ısı işlem sürecinde kalıntı gerilimlerdeki azalma ile ilişkili olabilir.

300 °C - 600 °C ısı işlem sıcaklıklarında uzun bekletme zamanı bölgesel difüzyon işlemine olanak sağlayarak karbon ve alaşım atomları kümelenerek kristal kusuru oluşumuna neden olabilir. İlaveten ısı işlem süreci kalıntı östenitin termodinamik kararsızlık göstermesine neden olur. Bu durum karbon ve alaşım atomlarının kafes kusurların yanında ayrılmasına (segregasyonuna) neden olduğuna işaret edilmektedir. Karbon ve alaşım atomlarının bu kümelenmesinin ısıtma veya temperleme işlemi sırasında karbür çekirdeklenmesi ve büyümesine sebep olduğuna inanılmaktadır.

İnterkritik dönüşüm sıcaklıkları arasında ısıtıl işlem uygulanan birleştirmenin kaynak metali büyük ölçüde ısıtıl işlem sıcaklığı ve bekleme süresine bağlı olarak kolonsal tane yapısını kaybettiği görölmektedir. Yapıda östenit tane içlerinde oluşan martenzit fazının yanısıra, dönüşmeden kalan kaba ferrit fazından oluştuğu görölmektedir.

Tek faz bölgesinde ısıtıl işlem uygulanan birleştirmenin de kaynak metali büyük ölçüde ısıtıl işlem sıcaklığı ve bekleme süresine bağlı olarak kolonsal tane yapısını kaybettiği görölmektedir. Kaynak metalinde perlit oluşumunun daha fazla olduğu görölmektedir (Şekil 4.23 (d) ve 4.24 (d)).

Sonuç olarak kaynak metali ve ITAB'nin kaynak termal döngüsüne bağlı oluşan yapısının yüksek sıcaklık ısıtıl işlem sürecinden etkilenecek tamamen ferrit ve perlit fazlarından meydana geldiği görölmektedir. Yapıdaki perlit fazı hacim oranı kaynak metali ve kaynak metalinden ITAB'ne geçişte diğer bölgelere oranla daha fazla oluştuğu göze çarpan hususlar arasında yer almaktadır. Yapıdaki ferrit ve perlit taneleri ısıtıl işlem süreci sonrası numunenin oda sıcaklığına doğru açık atmosfer şartlarındaki soğuma rejimi CCT diyagramındaki ferrit ve perlit başlangıç eğrilerini kesen bölgelerden geçtiğine işaret etmektedir.

4.2. NUMUNELERİN MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmada 1.5 mm kalınlığındaki TRIP800 çeliğin ve plazma ark kaynaklı birleştirmenin statik çekme yükü etkisi altındaki davranışları belirlenmeye çalışılmıştır. Bu amaçla numunelere çekme testi uygulanmıştır. İlave olarak; bu çeliklerin ve kaynaklı birleştirmelerinin imalat süreçlerindeki boya kurutma, gerilim giderme gibi ısıtıl işlemlerdeki maruz kalınacak sıcaklıkların yanısıra kullanım alanlarında karşılaşacakları farklı sıcaklıklarda çalışma şartlarında mekanik özelliklerindeki değişim belirlenmeye çalışılmıştır. Bu bağlamda farklı sıcaklıklarda birleştirmeler -50 °C, -20 °C, 0 °C, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda iki saat bekletilen TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirmelerin oda sıcaklığına atmosfer şartlarında çıkarıldıktan veya indirildikten sonra test işlemleri atmosfer koşullarında gerçekleştirilmiştir.

Çalışmada daha iyi değerlendirme yapabilmek için iki saat süreyle birleştirmeler -50 °C gibi farklı sıcaklıklarda soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına çıkarılan, 25 °C oda sıcaklığında test edilen TRIP800 ana malzeme ve plazma ark kaynaklı numunelerin incelemeleri ile, birleştirmeler 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda iki saat ısıtıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına indirilip çekme testine tabi tutulan numunelerin incelemeleri ayrı bölümlerde ele alınmıştır.

Ayrıca tez içerisinde detaylı değerlendirme yapabilmek amacıyla çekme test numunelerinin kırılma yüzeyleri de SEM mikroskobu aracılığı ile incelenmiştir. Kırık yüzey görüntüleri üzerinden EDX analizleri gerçekleştirilerek kırılma başlangıcı oluşturması muhtemel olan unsurlar belirlenmeye çalışılmıştır.

4.2.1. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Test Sonuçları İncelemeleri

Farklı sıcaklıklarda iki saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik ana malzeme ve plazma ark kaynaklı TRIP800 çelik birleştirmelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin test sonrası kopma yerleri tespit edilmiştir. Numunelerinin kırılma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu aracılığı ile incelenmiş ve böylece kırılma başlangıcı oluşturması muhtemel olan oluşumlar belirlenmeğe çalışılmıştır.

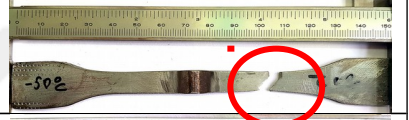

Çalışmada her bir test sıcaklığı için TRIP800 ana malzeme ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerinin çekme test numuneleri mukayese yapabilmek için bir arada değerlendirmeye alınmıştır.

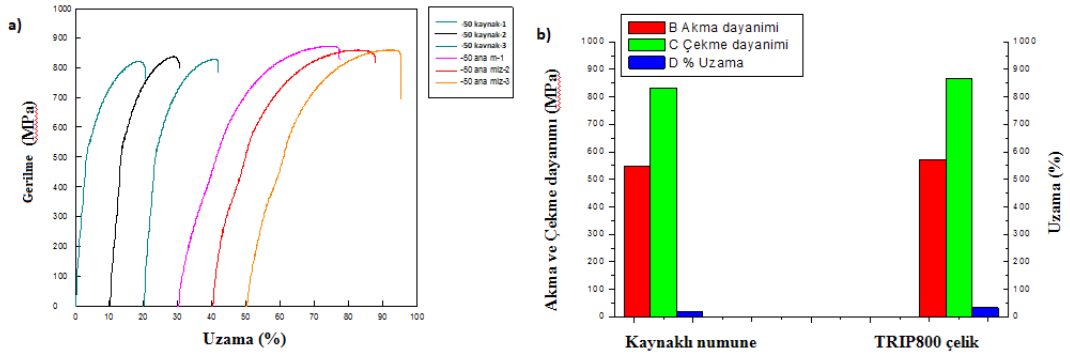
4.2.1.1. -50 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Çalışmada -50 °C sıcaklıkta iki saat süreyle soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında çıkarılan TRIP800 çelik ve plazma ark kaynaklı TRIP800 çelik birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir.

Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin test sonrası kopma bölgeleri Çizelge 4.1’de verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.26 (a)’da gösterilmiştir. İlâveten Şekil 4.26 (b)’de deney numunelerinin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.1. -50 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

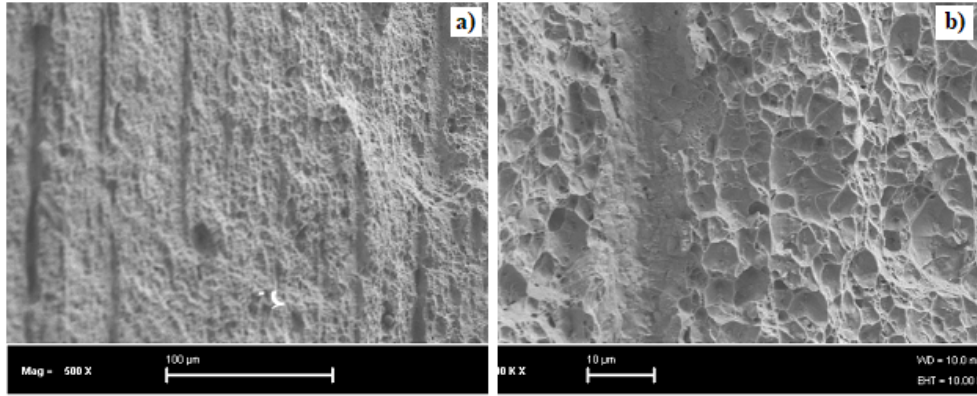
Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	-50	547	832	19.81	
TRIP800 çelik	-50	570	867	33	



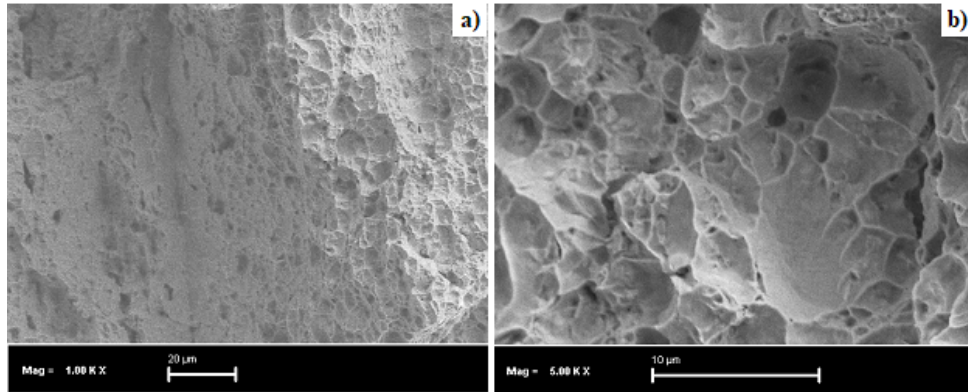
Şekil 4.26. -50 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.1 ve Şekil 4.26 (a) ve (b)’den görüldüğü gibi -50 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığında test edilen TRIP800 çelik numunelerinin çekme dayanımı 867 N/mm², kaynaklı birleştirmenin çekme dayanımı ise 832 N/mm² tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı yaklaşık 35 N/mm² daha yüksek olduğu bulunmuştur. Akma dayanımı ana malzeme için ortalama 570 N/mm², kaynaklı numune için ise 547 N/mm² olarak ölçülmüştür.

TRIP800 çelik ana malzemenin akma dayanımı kaynaklı birleştirmeden 23 N/mm^2 daha yüksek bulunmuştur. Kaynaklı birleştirmenin çekme ve akma dayanımının ana malzemeye göre düşük bulunmasının yanısıra % uzama miktarı da belirgin bir şekilde düşük olması göze çarpmaktadır. Kaynaklı bağlantının dayanımın ve % uzama miktarının daha düşük bulunması kaynak termal çevrimi etkisiyle TRIP çelik yapısının kaynak metali ve ITAB'de dönüşüme uğramasıyla ilişkili olarak değerlendirilmektedir. Deney sonucunda numuneler TRIP800 çelik ana malzemenin kopmuştur (Çizelge 4.1). Kopan deney numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri alınmıştır. Çekme testi sonucunda hasar gören kaynaklı birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.27'de ve TRIP800 çelik malzemenin kırılma yüzey görüntüsü ise Şekil 4.28'de gösterilmiştir.

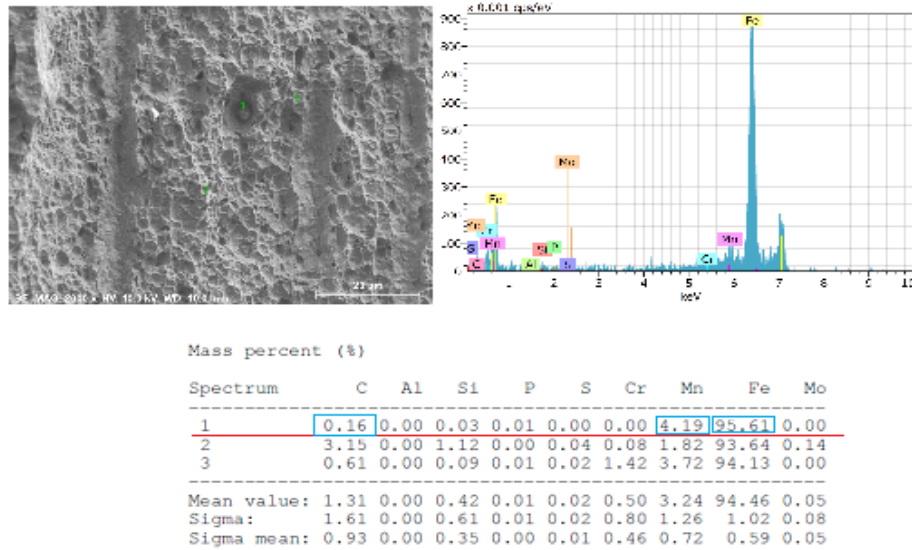


Şekil 4.27. $-50 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirmenin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.28. $-50 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

Şekil 4.27 ve 4.28'den görüldüğü gibi -50 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik ve plazma ark kaynaklı birleştirme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde belirgin bir kesit daralması meydana gelmemiştir. Numune yüzeylerindeki klivaj ayrılma biçimleri ve parlak SEM görüntüleri her iki numunenin de genel olarak gevrek kırılma davranışıyla kırıldığına işaret etmektedir. Ancak yüzeydeki çukurcuklar sünek kırılma belirtileri olarak değerlendirilebilir. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmeğe çalışılmıştır. EDX analiz analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüsü ve EDX analiz sonuçları grafiksel olarak Şekil 4.29'da gösterilmiştir.




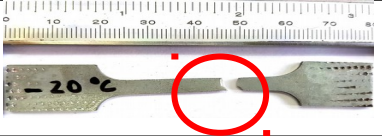
Şekil 4.29. -50 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.

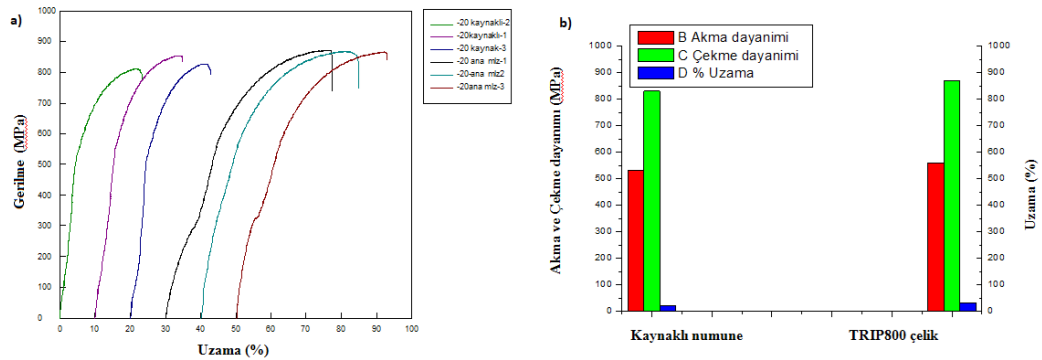
Şekil 4.29'daki EDX analiz sonuçları TRIP800 malzemede (Fe, Mo) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için önayak oluşturduğu düşünülürken, kaynaklı bağlantının çekme testi numunesi yüzeyindeki çukurcukların içerisinde görülen mangan oksit inklüzyonlarının kırılma başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına inanılmaktadır.

4.2.1.2. -20 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Deneysel incelemede -20 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında çıkarılan TRIP800 çelik ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin test sonrası kopma bölgeleri Çizelge 4.2’de verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.30a’de gösterilmiştir. İlaveten Şekil 4.30 (b)’de deney numunelerinin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

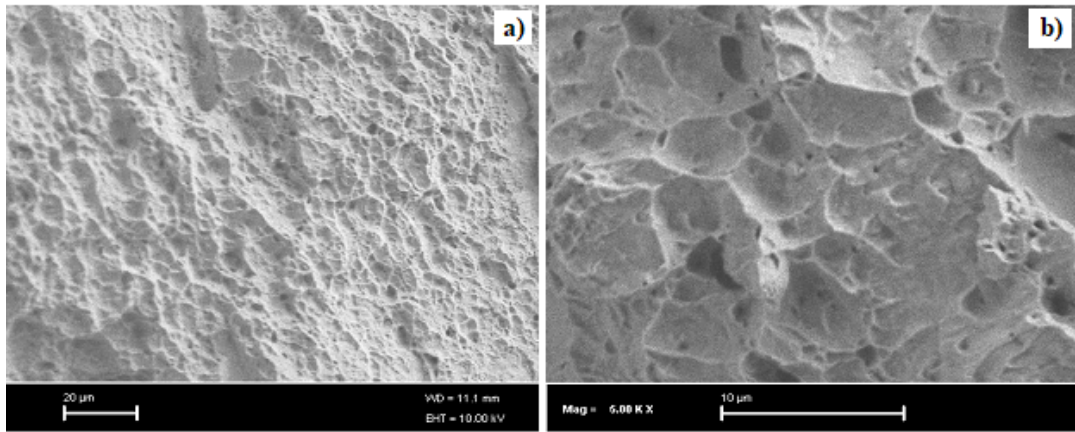
Çizelge 4.2. -20 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	-20	533	831	22.12	
TRIP800 çelik	-20	560	870	32	

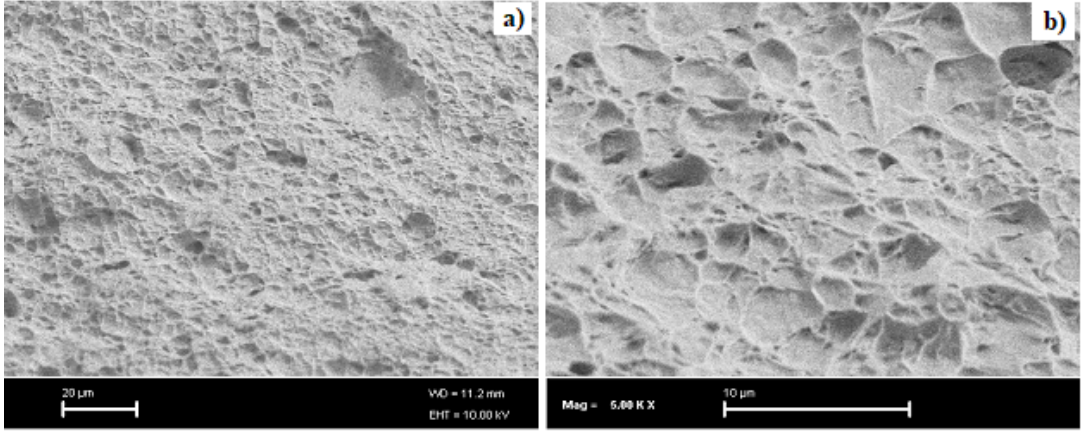


Şekil 4.30. -20 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.2 ve Şekil 4.30 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; -20 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem sonrası oda sıcaklığına havada çıkartılan ve daha sonra da test edilen TRIP800 çeliğinin çekme dayanımı 870 N/mm², kaynaklı birleştirmenin çekme dayanımı ise 831 N/mm² tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı yaklaşık 39 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı ana malzeme için ortalama 560 N/mm², kaynaklı numune için ise 533 N/mm² olarak ölçülmüştür. Ana malzemenin akma dayanımı kaynaklı birleştirmenin dayanımından 27 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Birleştirmenin çekme ve akma dayanımının ana malzemeye göre düşük bulunmasının yanısıra % uzaması da belirgin bir şekilde düşük olması göze çarpmaktadır. Daha önce de ifade edildiği gibi; bağlantının dayanımının ve % uzama miktarının daha düşük bulunması kaynak termal çevrimi etkisiyle çelik yapısının kaynak metali ve ITAB'de dönüşüme uğramasıyla alakalı değerlendirilmektedir. Numuneler TRIP800 çelik ana malzemeden hasar görmüştür (Çizelge 4.2). Numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri SEM mikroskobundan yararlanılarak alınmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.31'de ve TRIP800 çeliğin kırılma yüzey görüntüsü ise Şekil 4.32'de gösterilmiştir.



Şekil 4.31. -20 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirmenin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.




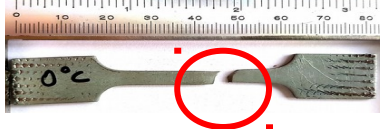
Şekil 4.32. -20 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

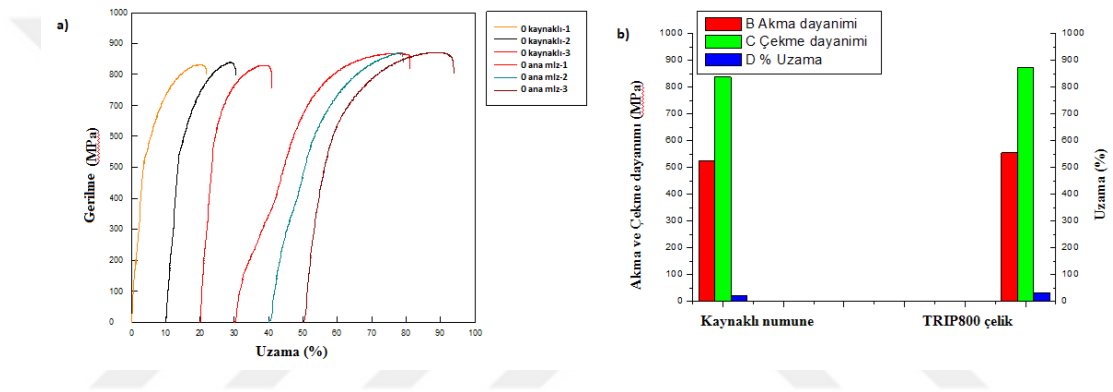
Şekil 4.31 ve 4.32'den görüldüğü gibi; -20 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde belirgin bir kesit daralması tespit edilememiştir. Numune yüzeylerindeki düzlemsel (klivaj) ayrılma düzlemleri ve parlak SEM görüntüleri her iki numunenin de genel olarak gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. Görüntülerde sünek kırılmanın belirtisi olan çukurcuklar da göze çarpmaktadır.

4.2.1.3. 0 °C Sıcaklıkta Soğuk İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

0 °C sıcaklıkta iki saat süreyle soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına havada çıkarılan TRIP800 çelik ve plazma ark kaynaklı TRIP800 çelik birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin test sonrası kopma yerleri Çizelge 4.3'te verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.33 (a)'de gösterilmiştir. Daha fazlası Şekil 4.33 (b)'de deney numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.3. 0 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

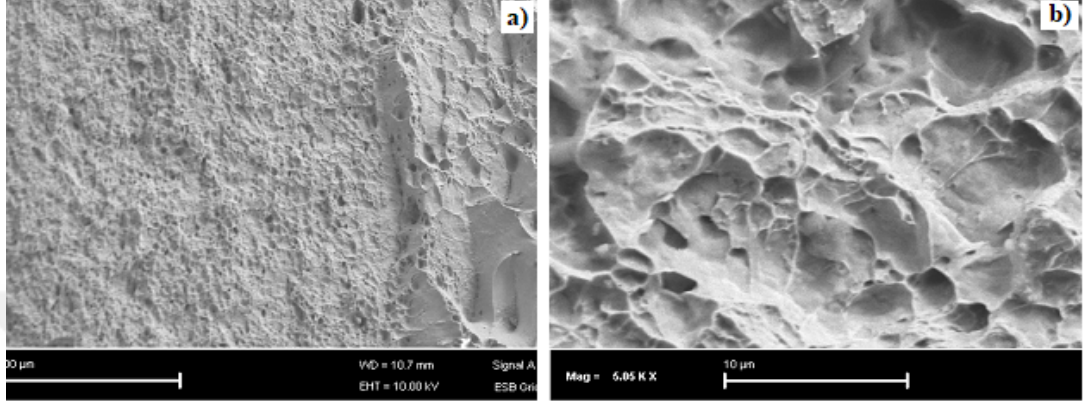
Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	0	525	838	19.91	
TRIP800 çelik	0	555	872	32	



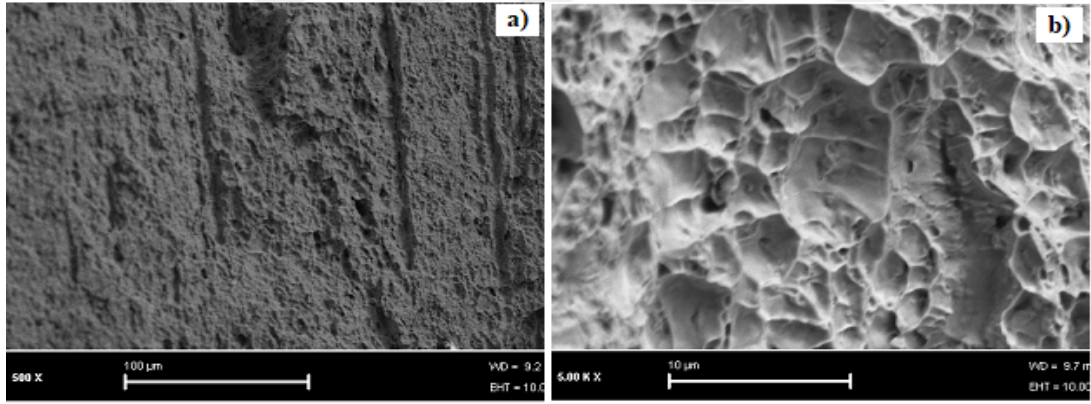
Şekil 4.33. 0 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.3 ve Şekil 4.33 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 0 °C sıcaklıkta iki saat soğuk işlem sürecine tabi tutulduktan sonra numuneler oda sıcaklığına havada çıkarılmıştır. Daha sonra test edilen TRIP800 çeliğinin çekme dayanımı 872 N/mm², kaynaklı birleştirmenin çekme dayanımı ise 838 N/mm² olarak tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğinin çekme dayanımı yaklaşık 34 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı ana malzeme için ortalama 555 N/mm², kaynaklı numune için ise 525 N/mm² olarak ölçülmüştür. TRIP800 çeliğinin akma dayanımı birleştirmenin dayanımından 30 N/mm² daha fazla bulunmuştur. Kaynaklı birleştirmenin çekme ve akma dayanımının ana malzemeye göre düşük bulunmasının yanı sıra uzama miktarı yaklaşık %12 düşük bulunması da göze çarpmaktadır. Bağlantının dayanımının ve uzama miktarının daha düşük bulunması kaynak metali ve ITAB'de yapının dönüşüme uğramasıyla ilişkili olduğuna inanılmaktadır.

Deney sonucunda numuneler TRIP800 çelik ana malzemeden hasar görmüştür (Çizelge 4.3). Kırılma yüzey görüntüleri için SEM mikroskobundan faydalanılmıştır. Birleştirimenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.34'te ve TRIP800 çelik malzemenin kırılma yüzey görüntüsü ise Şekil 4.35'te gösterilmiştir.



Şekil 4.34. 0 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirimenin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

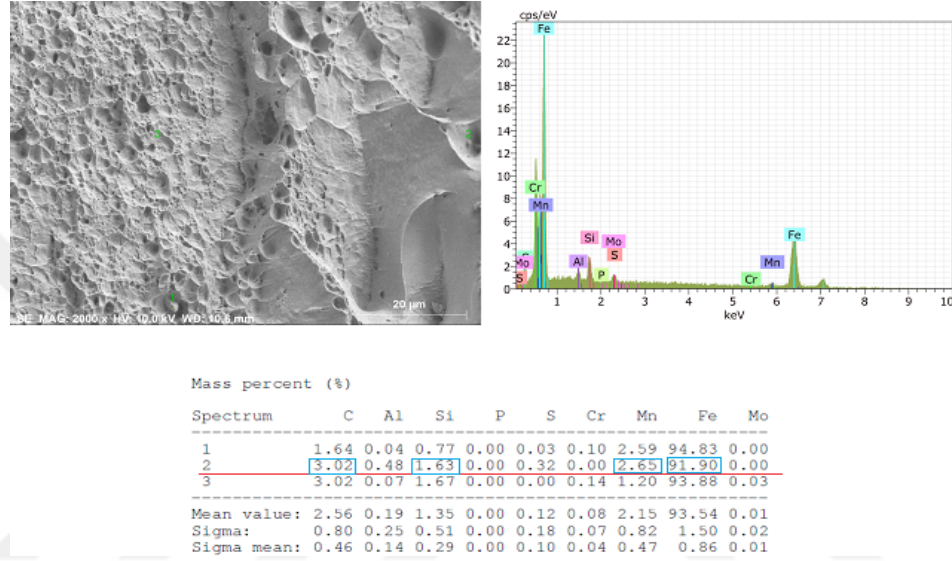


Şekil 4.35. 0 °C sıcaklıkta 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin çekme test numunesi kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

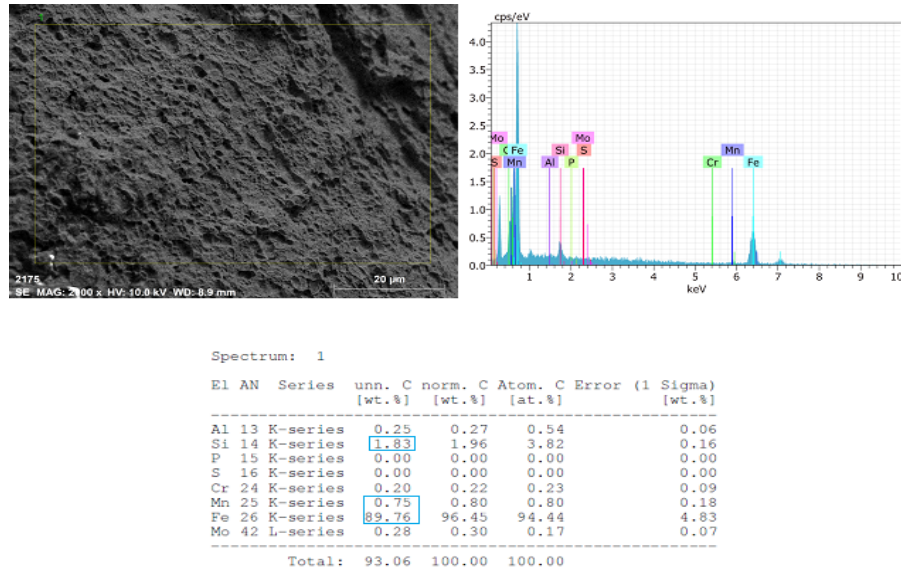
Şekil 4.34 ve 4.35'ten görüldüğü gibi; 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik ve kaynaklı numunelerden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde belirgin bir kesit daralması tespit edilememiştir. Numune yüzeylerindeki düzlemsel (klivaj) ayrılma ve parlak SEM görüntüleri her iki numunenin ağırlıklı olarak gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir.

Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmiştir.

Birleştirme ve TRIP800 çelik malzemede noktasal ve genel EDX analiz analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüleri ve EDX analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.36 ve 4.37’de gösterilmiştir.



Şekil 4.36. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.





Şekil 4.37. 0 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.

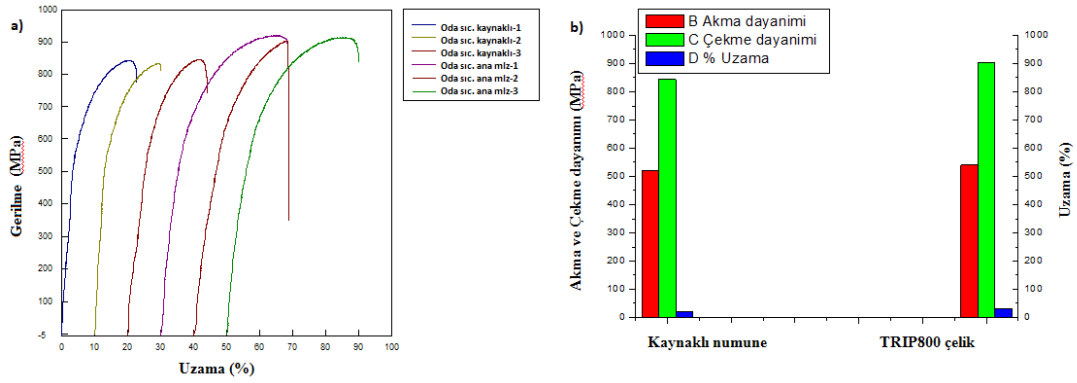
Şekil 4.36 ve 4.37'deki EDX analiz sonuçları TRIP800 malzemede silisyum oranının yüksekliği silisyum oksit inklüzyonu oluşturma ihtimalini düşündürmektedir. Kaynaklı birleştirmede ise mangan oksit ve alüminyum oksit inklüzyonlarının yanısıra mangan sülfür oluşumları kırılma başlangıcı için katkı sağladığına inanılmaktadır.

4.2.1.4. 25 °C Sıcaklıkta Test Edilen Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Oda sıcaklığındaki davranışlarını analiz edebilmek amacıyla TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirmelerin çekme testi deney işlemleri 25 °C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Deney numunelerinin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin test sonrası kopma bölgeleri Çizelge 4.4'te verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.38 (a)'da gösterilmiştir. İlave olarak Şekil 4.38 (b)'de numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

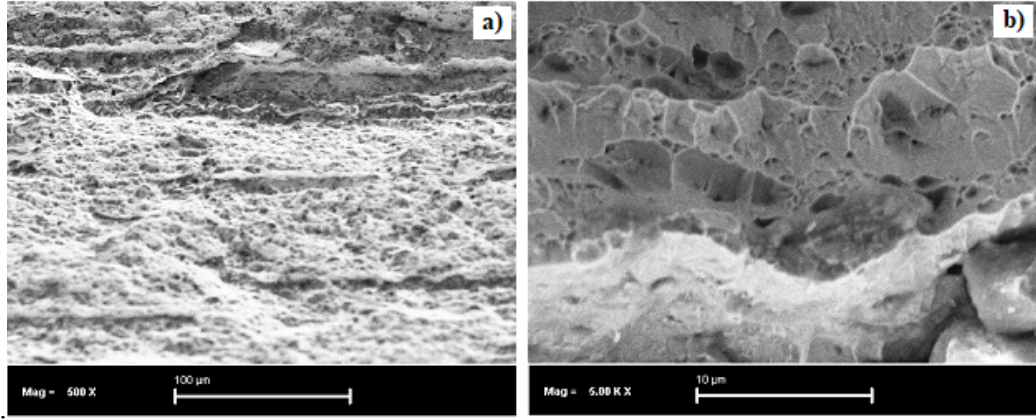
Çizelge 4.4. 25 °C sıcaklıkta test edilen numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	25	520	844	20.63	
TRIP800 çelik	25	540	903	30	

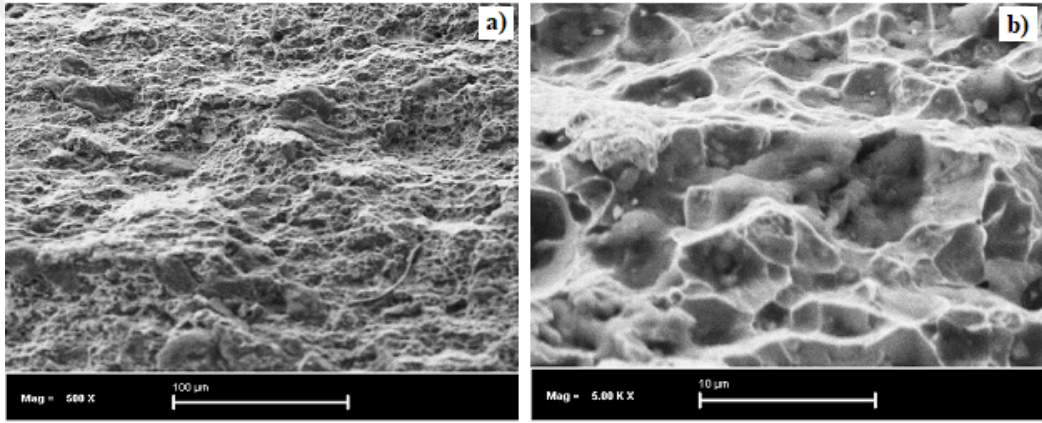


Şekil 4.38. 25 °C sıcaklıkta bekletilen kaynaklı numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.4 ve Şekil 4.38 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 25 °C sıcaklıkta test edilen TRIP800 çeliğin çekme dayanımı 903 N/mm², kaynaklı numunenin çekme dayanımı ise 844 N/mm² tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı kaynaklı numuneye göre yaklaşık 59 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı TRIP800 çelik için ortalama 540 N/mm², birleştirme için ise 520 N/mm² tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin akma dayanımı kaynaklı numunenin dayanımından 20 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Kaynaklı numunenin uzama miktarı yaklaşık %10 düşük olması şekillendirilebilirliğinin daha sınırlı olduğuna işaret etmektedir. Daha önce de ifade edildiği gibi; kaynaklı bağlantının dayanımının ve % uzama miktarının daha düşük bulunması kaynak termal döngüsünden etkilenerek TRIP çelik yapısının dönüşüme uğrayarak faz hacim oranının değişimi ve fazların morfolojisi ile ilişkili olduğuna inanılmaktadır. Numuneler TRIP800 çelik ana malzemeden hasar görmüştür (Çizelge 4.4.). Numunelerin kırılma yüzey görüntüleri SEM mikroskobundan yararlanılarak alınmıştır. Kaynaklı birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.39'de ve TRIP800 çelik malzemenin kırılma yüzey görüntüsü ise Şekil 4.40'ta gösterilmiştir.



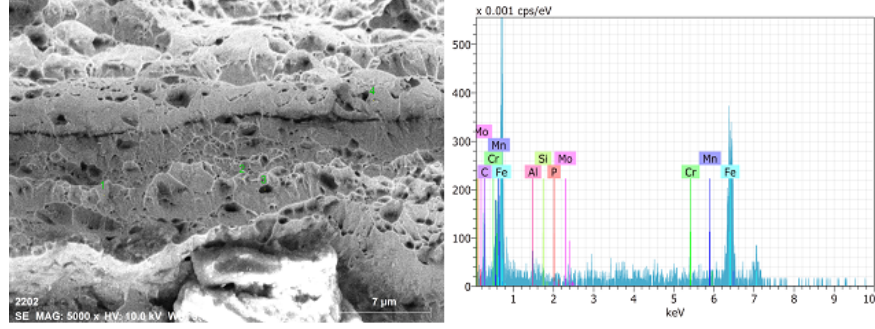
Şekil 4.39. 25 °C sıcaklıkta bekletilen kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.40. 25 °C sıcaklıkta bekletilen TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

Şekil 4.39 ve 4.40'tan görüldüğü gibi; 25 °C sıcaklıkta test edilen TRIP800 çelik ana malzeme ve kaynaklı numunelerden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde kesit daralması belirgin değildir. Numune yüzeylerindeki bölgesel çukurcuklar diğer bir ifadeyle peteğimsi yapı ve mat SEM görüntülerinin yanısıra lokal düzlemsel klivaj tipi ayrılmalar her iki numunenin de genel olarak yarı sünek yarı gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. Kaynaklı birleştirmenin kırılma yüzeyinde ana malzemeye göre daha fazla düzlemsel ayrılma işaretleri görülmektedir. Bu sonuç birleştirmenin % uzama miktarının TRIP800 çeliğinkinden daha düşük bulunmasıyla paralellik arz etmektedir. Kırılma yüzeylerindeki çukurcuk içlerinde oluşumlar göze çarpmaktadır. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak bu oluşumların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmiştir.

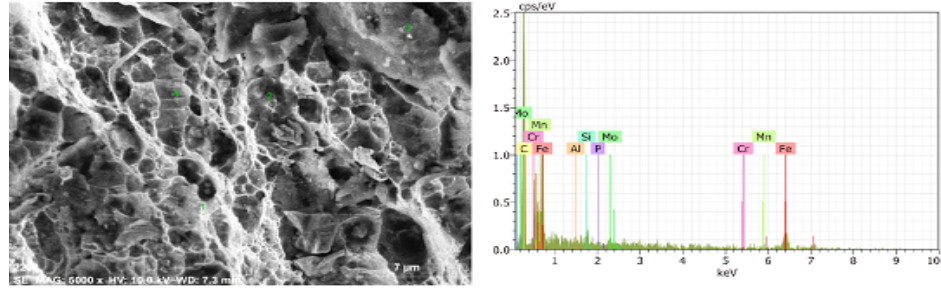
Kaynaklı numune ve TRIP800 çelikte noktasal EDX analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüleri ve EDX analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.41 ve 4.42’de gösterilmiştir.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	Cr	Mn	Fe	Mo
1	2.87	0.12	0.25	0.00	1.43	3.26	91.95	0.12
2	1.43	0.00	0.00	0.00	1.62	3.47	93.32	0.16
3	2.70	0.13	0.32	0.00	0.00	4.61	92.25	0.00
4	0.70	0.00	0.12	0.00	1.52	5.73	91.93	0.00
Mean value:	1.93	0.06	0.17	0.00	1.14	4.27	92.36	0.07
Sigma:	1.04	0.07	0.14	0.00	0.77	1.14	0.65	0.08
Sigma mean:	0.52	0.04	0.07	0.00	0.38	0.57	0.33	0.04

Şekil 4.41. 25 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	Cr	Mn	Fe	Mo
1	20.80	0.35	1.79	0.00	0.00	1.53	75.46	0.07
2	51.07	0.29	1.41	0.13	0.04	1.14	44.85	1.07
3	94.78	2.65	0.31	0.04	0.00	0.41	1.82	0.00
4	21.20	0.00	0.95	0.00	0.00	1.89	75.97	0.00
Mean value:	46.96	0.82	1.11	0.04	0.01	1.24	49.52	0.29
Sigma:	34.89	1.23	0.64	0.06	0.02	0.64	34.97	0.52
Sigma mean:	17.44	0.61	0.32	0.03	0.01	0.32	17.49	0.26




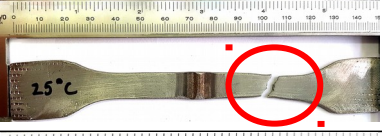

Şekil 4.42. 25 °C sıcaklıkta test edilen TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzeyinde yapılan EDX analiz sonucu.

Şekil 4.41 ve 4.42'deki EDX analiz sonuçları (Fe, Mo, Cr) C, karbür oluşumları kırılma başlangıcı için önayak oluşturduğu düşünülürken silisyum oranının yüksekliği silisyum oksit inklüzyonu oluşturma ihtimalini düşündürmektedir. Analiz sonucuna göre mangan ve alüminyum oksit inklüzyon oluşumların da kırılma başlangıcı için katkı sağladığına inanılmaktadır. Ayrıca soğuk kırılmalık açısından önem arz eden fosfor miktarının yüksekliği de dikkat çeken hususlar arasında yer almaktadır.

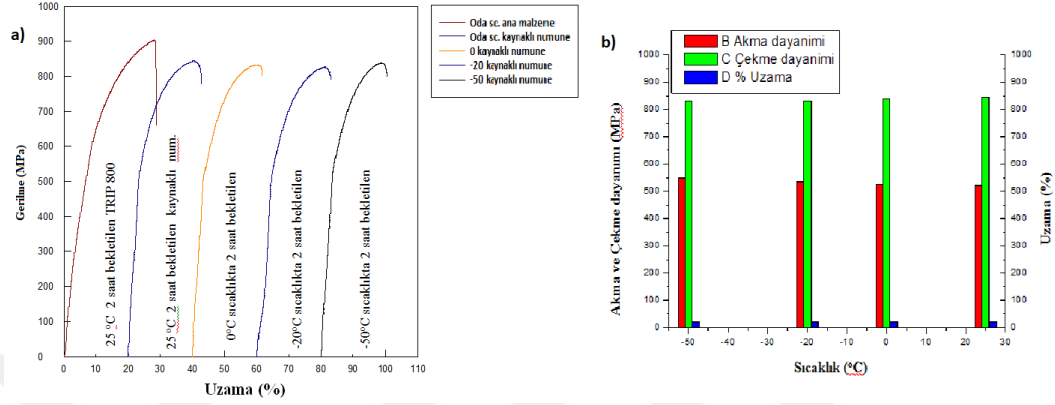
4.2.1.5. Soğuk İşlem Uygulanan TRIP800 Çelik ve Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Genel bir değerlendirme yapmak için farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik birleştirmelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin test sonrası kopma bölgeleri Çizelge 4.5'te verilmiştir.

Çizelge 4.5. TRIP800 çelik ana malzeme ve farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin mekanik özellikleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Plazma ark kaynaklı numune	-50	547	832	19.81	
Plazma ark kaynaklı numune	-20	533	831	22.12	
Plazma ark kaynaklı numune	0	525	838	19.91	
Plazma ark kaynaklı numune	25	520	844	20.63	
TRIP800 çelik	25	540	903	30	


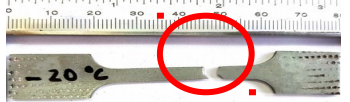


Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.43'te gösterilmiştir. İlaveten Şekil 4.43 (b)'de deney numunelerinin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

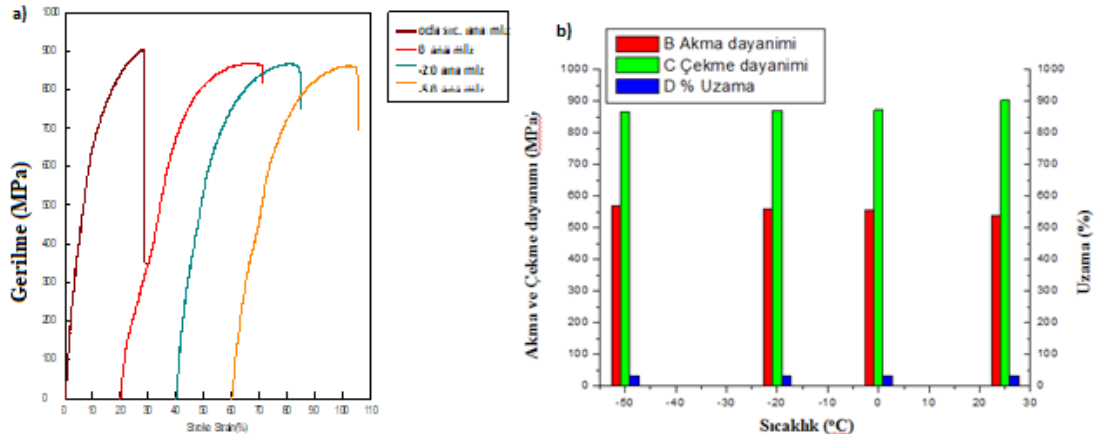


Şekil 4.43. Farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan kaynaklı numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin mekanik özellikleri Çizelge 4.6'da verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.44'te gösterilmiştir. İlaveten Şekil 4.44 (b)'de deney numunelerinin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.6. Farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çeliğin mekanik özellikleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
TRIP800 çelik malzeme	-50	570	867	33	
TRIP800 çelik malzeme	-20	560	870	32	
TRIP800 çelik malzeme	0	555	872	32	
TRIP800 çelik malzeme	25	540	903	30	



Şekil 4.44. Farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulanan TRIP800 çelik numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.5 ve 4.6'nın yanısıra, Şekil 4.43 ve 4.44'ten görüldüğü gibi; oda sıcaklığında (25 °C) bekletilerek test edilen TRIP800 çeliğin akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarı sırasıyla 540 N/mm², 903 N/mm² ve %30 olarak tespit edilmiştir. Birleştirmenin ortalama akma ve çekme dayanımı sırasıyla 520 N/mm² ve 844 N/mm² bulunmuştur. Ortalama uzaması %20,63 bulunmuştur. Çizelge 4.5 ve 4.6'dan görüldüğü üzere; deney numunelerinde kopma birleştirmenin kaynak metali ve ITAB'den oluşmamış, TRIP800 çeliğinde olduğu gibi, bağlantının TRIP800 ana malzemesinden gerçekleşmiştir. Hasarın ana malzemedan meydana gelmesi TRIP800 çelik sac malzemenin plazma ark kaynak yöntemiyle SG2 ilave telinden yararlanılarak başarı ile birleştirilebileceğine işaret etmektedir. Birleştirmenin kaynak metali ve ITAB'de kaynak termal çevrimin etkisiyle meydana gelen yapısal dönüşüm ve bunun sonucu olarak artan sertlik sebebiyle, çekme testi sürecinde boyun vermenin bağlantının en düşük akma dayanımına ve sertliğine sahip bölgesinden diğer bir ifadeyle ana malzemedan oluşması normal bir durumdur.

0 °C, -20 °C ve -50 °C sıcaklıkta 2 saat beklettikten sonra açık havada oda sıcaklığına çıkarılıp daha sonra test edilen TRIP800 çelik malzemenin akma dayanımı sırasıyla 555, 560 ve 570 N/mm², çekme dayanımı 872, 870 ve 867 N/mm², uzama miktarları ise %32, 32 ve 33 olarak belirlenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin ise akma dayanımı sırasıyla 525, 533 ve 547 N/mm², çekme dayanımı 838, 831 ve 832 N/mm², uzama miktarları ise %19,91, 22,12 ve 19,81 olarak tespit edilmiştir.

0 °C, -20 °C ve -50 °C gibi farklı sıcaklıklarda 2 saat soğuk işlem uygulandıktan sonra test edilen numunelerin çekme dayanımları TRIP800 çelikten belirgin şekilde daha düşük, oda sıcaklığında test edilen kaynaklı numunenin çekme dayanımına göre az da olsa daha düşük bulunmuştur. Belirtilen sıcaklıklarda 2 saat bekletildikten sonra oda sıcaklığında test edilen kaynaklı ve TRIP800 çelik numunelerin çekme dayanımları kendi aralarında birbirlerine yakın sırasıyla 831-838 N/mm² ve 872-867 N/mm² arasında bulunmuştur. Numunelerde hasar bağlantının ana malzeme bölgesinden oluşmuştur. Sertlik ölçüm sonuçlarına göre tüm birleştirmeler için ana malzemenin sertliği birleştirmenin diğer bölgelerinden düşük bulunması hasarın buradan meydana gelmesini doğrular niteliktedir. Bu sonuçlar aynı zamanda kaynak termal çevrimi TRIP800 çeliğin yapısını ve hacimsel faz oranı dengesini değiştirdiğine de işaret etmektedir. Bağlantının termal çevrim etkisi altında kalan bölümlerinde ulaşılan sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme zamanı sonrası soğuma rejimi ve malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olarak oluşan sert fazların bu bölgelerinin dayanımını arttırdığı dolayısıyla bağlantının en düşük dayanımlı bölgesinden hasarın oluşmasına neden olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak farklı sıcaklıklarda iki saat soğuk işlem uygulamasının birleştirmelerin çekme dayanımı üzerinde etkisi belirgin olmadığı anlaşılmıştır.

Ancak Çizelge 4.5 ve 4.6' deki veriler; soğuk işlem uygulamasının azalan bekleme sıcaklığına bağlı olarak birleştirmelerin ve TRIP800 çeliğin akma dayanımında artışa neden olduğunu göstermektedir. Oda sıcaklığındaki kaynaklı numunenin akma dayanımı 520 N/mm² 'dan -50 °C sıcaklıkta iki saat bekletilen numunede 547 N/mm² çıktığı tespit edilmiştir. Benzer şekilde TRIP800 çeliğin akma dayanımı 540 N/mm² 'dan -50 °C sıcaklıkta iki saat bekletilen numunede 570 N/mm² çıktığı görülmektedir. Bilindiği üzere çeliklerin akma dayanımı çevresel faktörlerden sıcaklıktan belirgin şekilde etkilenir. Artan sıcaklıkla akma dayanımı düşerken, azalan sıcaklıkla akma dayanımı artar. Bu çalışmada da kaynaklı birleştirmelerin ve TRIP800 çelik numunelerin akma dayanımı azalan soğuk işlem sıcaklığıyla birlikte sırasıyla yaklaşık 27 N/mm² ve 30 N/mm² arttığı görülmektedir.

Wang ve diğeri tarafından “mikroyapı ve TRIP çeliklerinde kalıntı östenitin kararlılığının” araştırıldığı çalışmada TRIP çeliğinin 20 °C ila -40 °C arasındaki sıcaklıklarda akma ve çekme dayanımı ile sıcaklık ilişkisi gösterilmiştir [87]. Çalışmada akma dayanımının -5 °C 'ye kadar azalan sıcaklıkta arttığı, ardından -20 °C 'ye kadar azalan sıcaklıkta azaldığı, -20 °C'den daha düşük sıcaklıklara doğru inildikçe akma dayanımının tekrar arttığı rapor edilmiştir. -5 °C sıcaklıktaki bu anormal olay, gerilme kaynaklı martenzitik dönüşümden, gerinim kaynaklı martenzitik dönüşüme geçiş noktası olarak açıklanmaktadır. Gerilme kaynaklı martenzitik dönüşümden, gerinim kaynaklı martenzitik dönüşüm sıcaklığı yaklaşık -5 °C olarak tespit edildiği belirtilmektedir [87].

-5 °C ile -20 °C arasındaki sıcaklık aralığında ise elastik bölgede çekme gerilmesine bağlı martenzitik dönüşümün başlangıcı, kalıntı östenitte lokal “yumuşamaya” önderlik ederek akma dayanımının düşmesine neden olduğu rapor edilmektedir [87]. Bununla birlikte, -20 °C 'nin altında, akma dayanımının, 20 °C ila -5 °C sıcaklık aralığı ile aynı eğilimde azalan sıcaklıkla arttığını belirtilmektedir. Bu etki yapıdaki ferrit ve beynit fazlarının baskın rolüne atfedilmektedir. Özetle çalışmada akma dayanımı ile sıcaklık arasındaki ilişki TRIP çeliğinin mikroyapısal modül değişimi ile açıklanmıştır. TRIP çeliğinin modülü; çeşitli fazların ortalama modülünü yansıtır. Ferrit ve beynit fazları ortalama modülde büyük ağırlığa sahiptir. TRIP çeliğinin modülü ferrit ve beynit fazlarının çoğunluğuna (yaklaşık%84) ve kalıntı östenit fazın (yaklaşık %16) azınlığına sahiptir. Sıcaklığın düşmesiyle birlikte TRIP çeliğinin ortalama modülü arttırdığı, bu da sıcaklık düşmesi ile akma dayanımının artmasına neden olduğuna işaret çekilmektedir.

Bu çalışmada -15 °C sıcaklık numunelere soğuk işlem uygulama sıcaklığı olarak kullanılmamıştır. Wang ve diğeri tarafından yürütülen çalışmada farklı sıcaklıklarda TRIP çeliklerinin gerilme-gerinim ilişkisinin araştırıldığı çalışmada elde edilen, 0 °C ve -15 °C 'deki gerilme-gerinim eğrilerinden yararlanılarak, -15 °C eğrisinde, kalıntı östenitin içindeki yerel “yumuşak” modüle karşılık gelen akma dayanımında düşüşe dikkat çekilmektedir [87]. Çalışmada, -15 °C 'deki çalışma sertleşmesi oranının, 0 °C 'deki değerden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.

Bu durum östenit fazının istifleme hata enerjisinin sıcaklık düşüğüyle azalması nedeniyle erken martenzitik dönüşümle sonuçlandığına işaret etmektedir [87]. Dahası, gerilme altında martenzit oluşumu, yüzey merkez kübik östenit fazında sıradan kayma mekanizmasından daha etkili "gerinim sertliği" ürettiği rapor edilmiştir [93]. Yukarıdaki analizlerden, TRIP çeliğindeki martenzitik dönüşümün "gerinim sertleşmesi" ve "düzgün uzama" etkisi kalıntı gerilimin yeniden dağıtılmasına neden olduğu belirtilmektedir. Kalıntı östenitten gelen martenzitik dönüşüm, östenit etrafındaki ferrit ve beynitte biriken gerilimi gevşetebileceğine dikkat çekilmektedir. Bu çalışmada kaynaklı birleştirmelerde kaynak metali ve ITAB'da kaynak termal çevrim etkisiyle ferrit ve beynit fazlarında oluşan kalıntı gerilimler, kalıntı östenitten kaynaklanan martenzitik dönüşümle gevşeyerek (rahatlayarak) soğuk işlemin uygulandığı sıcaklıklarda ITAB ve kaynak metalindeki sertlik düşüşünün sorumlusu olarak düşünülebilir.

Test sonrası kaynaklı birleştirmelerin kaynak metali ve ITAB bölgesinden hasara uğramaması kopmanın ana malzemedan meydana gelmesi birleştirmenin dayanımının kabul edilebilir olduğuna işaret etmektedir. Ayrıca -50°C sıcaklığa kadar düşük sıcaklıklarda iki saat bekletmenin kaynak metali ve ITAB'den kırılmaya sebep olmaması da dikkat çeken diğeri bir önemli husustur.

Çalışmada farklı sıcaklıklarda 2 saat süreyle soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığında test edilen TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirme çekme test numunelerinin kırık yüzey görüntüleri incelenmiştir.

Kırık yüzey görüntüleri kopma hasarının oluştuğu bağlantının ana malzeme bölgesinden alındığını belirtmekte fayda vardır. Kırık yüzey görüntülerindeki kesit daralması, yüzeyindeki girinti ve çıkıntıların (çukurcuklar) peteğimsi yapının yanısıra mat SEM görüntüsü sünek kırılma davranışına işaret etmektedir. Ancak yüzeydeki düzlemsel bölgeler ise kırılmanın gevrek olduğuna işaret etmektedir. Bu sebeple test numunelerin kırılma yüzeyleri hasarın genel olarak gevrek kırılma davranışıyla meydana geldiğini göstermektedir. Ancak azalan test sıcaklığıyla sünek kırılmanın işareti çukurcuklar daha belirgindir. Bu durum mekanik test sonuçlarıyla da uyumlu görülmektedir.

Oda sıcaklığında test edilen TRIP800 çelik kırık yüzey görüntülerinde çukurcuk içlerindeki oluşumlar metal karbür olduğu düşünülen ikincil faz parçacıkları kırılma başlangıcının ve daha yüksek bulunan mekanik özellik sonuçlarının sorumlusu olduğu düşünülmektedir. Çalışmada farklı sıcaklıklarda bekletilen tüm kaynaklı birleştirmelerin test sonucunda kırılma hasarı bağlantının ana malzeme bölgesinden oluşmuştur.

Çekme testine tabi tutulan numunelerin kırılma yüzeyleri de çalışmada incelenmiş hasarın oluşumunda etkili olan unsurların varlığı belirlenmeğe çalışılmıştır. Bu amaçla numunelerin kırılma yüzeylerinden noktasal ve genel EDX analizleri alınmıştır.

EDX analiz sonuçları TRIP800 malzemede ve kaynaklı birleştirmede (Fe, Mo, Cr) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için önayak oluştururken, deney numunelerinin yüzeyindeki çukurcukların içerisinde görülen mangan oksit, alüminyum oksit ve mangan sülfür inklüzyonlarının kırılma başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına inanılmaktadır. Ayrıca soğuk kırılma açısından önem arz eden fosfor miktarının yüksekliği de dikkat çeken hususlar arasında yer almaktadır. Kriyojenik işlem uygulanan veya uygulanmayan çeliklerde Fe_4M_2 (M = W, Mo, Cr, V) C karbür oluşumları meydana geldiği rapor edilmektedir [86].

4.2.2. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Test Sonuçları İncelemeleri

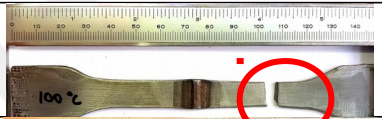

Farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle ısıl işlem uygulanan TRIP800 çelik ve plazma ark kaynaklı birleştirmelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin test sonrası kopma yerleri tespit edilmiştir. Numunelerinin kırılma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu aracılığı ile incelenmiştir. Kırık yüzeyleri üzerinden kırılma başlangıcı oluşturması muhtemel olan oluşumlar belirlenmiştir.

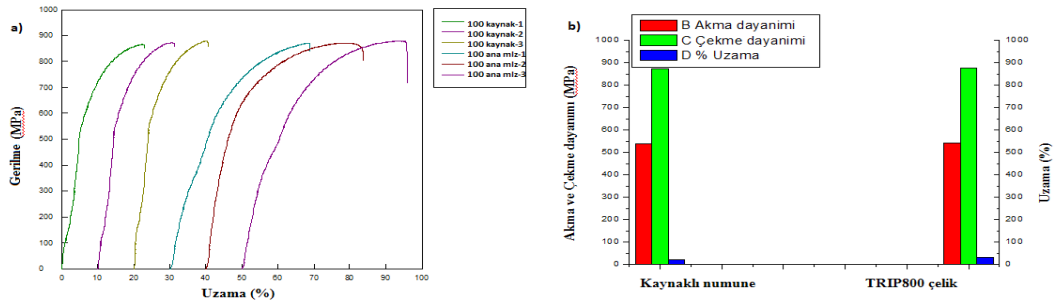
Daha önce de ifade edildiği gibi çalışmada her bir test sıcaklığı için TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirmelerinin çekme test numuneleri mukayese yapabilmek için bir arada değerlendirmeye alınmıştır.

4.2.2.1. 100 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Çalışmada 100 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında indirilen TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve test sonrası kopma bölgeleri Çizelge 4.7.'de verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.45 (a)'da gösterilmiştir. Şekil 4.45 (b)'de ise numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.7. 100 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

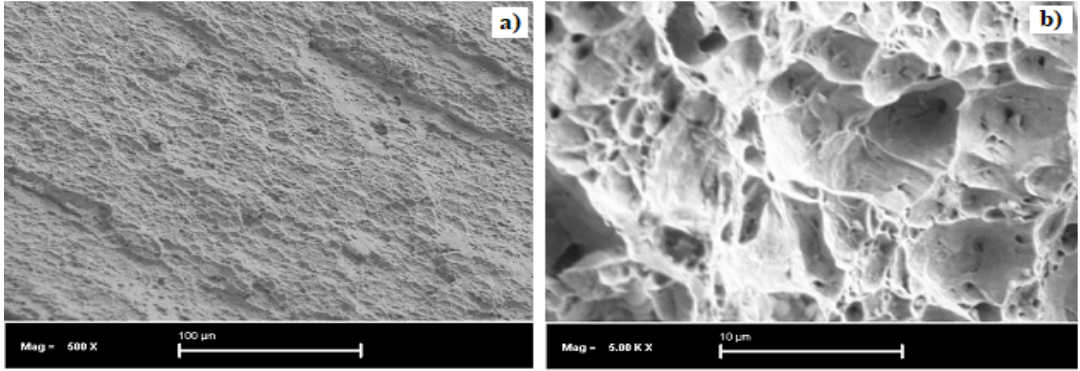
Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	100	538	874	20,35	
TRIP800 çelik	100	542	878	30	



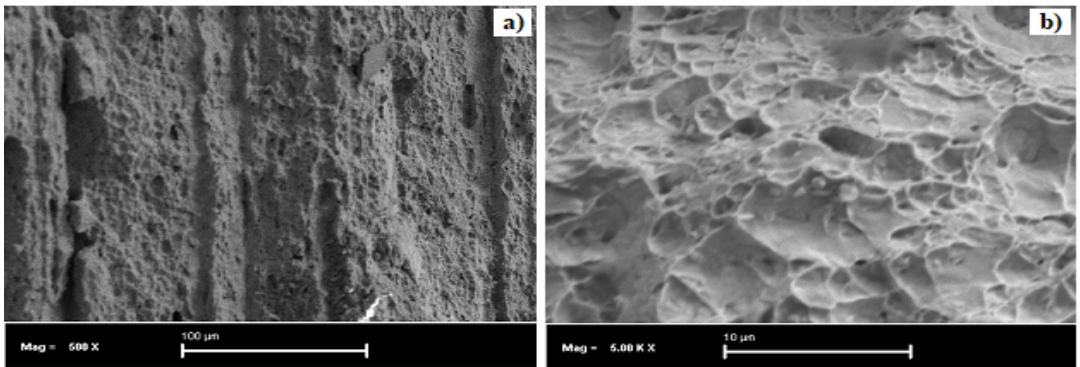
Şekil 4.45. 100 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.7 ve Şekil 4.45 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 100 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra açık atmosfer ortamında oda sıcaklığına indirildikten sonra test edilen TRIP800 çelik numunenin çekme dayanımı 878 N/mm², birleştirmelerin çekme dayanımı ise 874 N/mm² bulunmuştur.

TRIP800 çeliğin çekme dayanımı yaklaşık 4 N/mm^2 daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı ana malzeme için ortalama 542 N/mm^2 , kaynaklı numune için ise 538 N/mm^2 olarak ölçülmüştür. TRIP800 çeliğin akma dayanımı birleştirmeden 4 N/mm^2 daha yüksek bulunmuştur. Birleştirmenin uzama miktarı da belirgin bir şekilde yaklaşık (%10) düşük olması göze çarpmaktadır. Birleştirmenin dayanımının ve % uzama miktarının daha düşük bulunması kaynak termal çevrimi etkisiyle TRIP çelik yapısının ve faz hacim oranının kaynak metali ve ITAB'de değişimiyle alakalı olduğuna inanılmaktadır. Numuneler ana malzemeden kopmuştur (Çizelge 4.7). Kopan deney numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri alınmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.46'da ve TRIP800 çeliğinki ise Şekil 4.47'de gösterilmiştir.

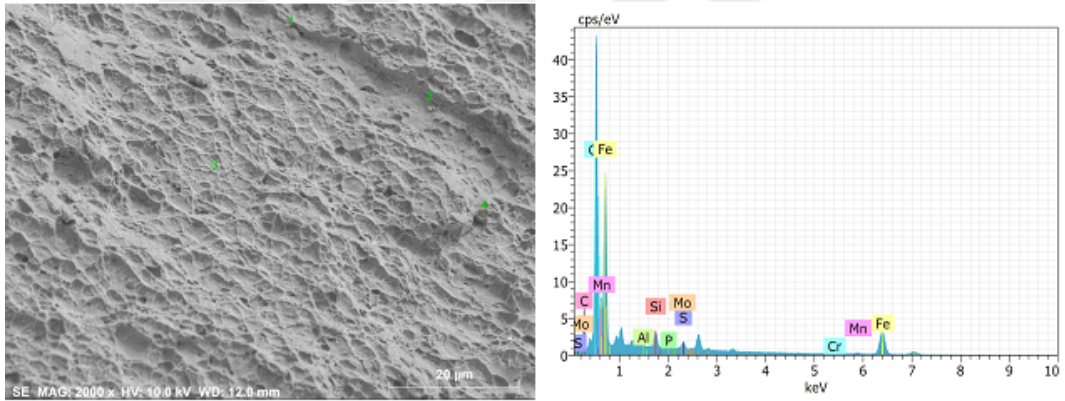


Şekil 4.46. $100 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.47. $100 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta ısıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

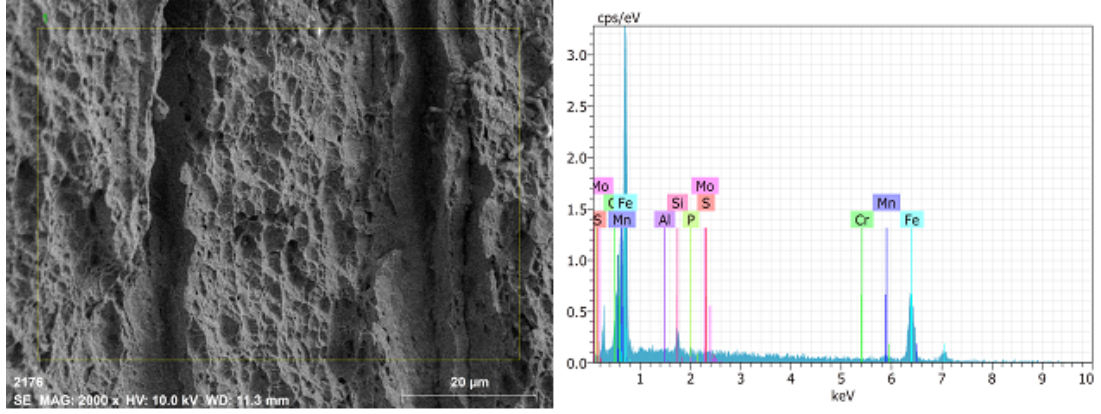
Şekil 4.46 ve 4.47'den görüldüğü gibi; 100 °C sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığında test edilen TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde az da olsa kesit daralması göze çarpmaktadır. Kırık yüzeylerde az miktarda görülen çukurcuklar sünek kırılma davranışının işaretleri olarak değerlendirilebilir. Ancak numune yüzeylerindeki düzlemsel (klivaj) ayrılma biçimleri ve parlak SEM görüntüleri ise gevrek kırılma davranışının göstergeleri olarak değerlendirilmektedir. Genel olarak her iki numunenin de ağırlıklı olarak gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. Yüzeydeki çukurcuklar ise sünek kırılma göstergeleridir. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmiştir. Kaynaklı birleştirme ve TRIP800 çelikte noktasal ve genel EDX analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüleri ve EDX analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.48 ve 4.49'de gösterilmiştir.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	2.14	0.31	2.48	0.07	0.96	0.00	1.63	82.40	0.01
2	8.04	0.24	2.33	0.07	0.19	0.00	1.44	87.59	0.12
3	6.08	0.31	2.03	0.09	0.00	0.23	1.04	90.09	0.12
4	4.06	0.05	1.33	0.00	0.04	0.04	1.57	92.92	0.00
Mean value:	7.58	0.23	2.04	0.06	0.30	0.07	1.42	88.25	0.06
Sigma:	3.45	0.12	0.51	0.04	0.45	0.11	0.27	4.47	0.07
Sigma mean:	1.72	0.06	0.26	0.02	0.22	0.06	0.13	2.23	0.03

Şekil 4.48. 100 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirimenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	0.06	0.05	0.10	0.04
Si	14	K-series	1.54	1.30	2.55	0.15
P	15	K-series	0.00	0.00	0.00	0.00
S	16	K-series	0.01	0.01	0.02	0.03
Cr	24	K-series	0.00	0.00	0.00	0.00
Mn	25	K-series	2.74	2.31	2.32	0.38
Fe	26	K-series	113.65	95.94	94.79	6.07
Mo	42	L-series	0.46	0.39	0.23	0.09
Total:			118.46	100.00	100.00	

Şekil 4.49. 100 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.

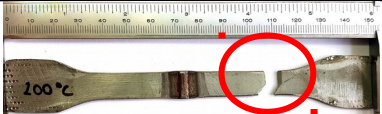

Şekil 4.48 ve 4.49'da gösterilen EDX analiz sonuçları TRIP800 malzemede (Fe, Mo, Cr ve Mn) C karbür oluşumlarının kırılma başlangıcı için görev yaptığı düşünülmektedir. Ayrıca ısıl işlem uygulanan bağlantının çekme testi sırasında yüzeydeki çukurcukların içerisinde görülen mangan, silisyum ve alüminyum oksit inklüzyonlarının yanısıra mangan sülfür ve fosfor ihtiva eden oluşumlar kırılma başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına inanılmaktadır.

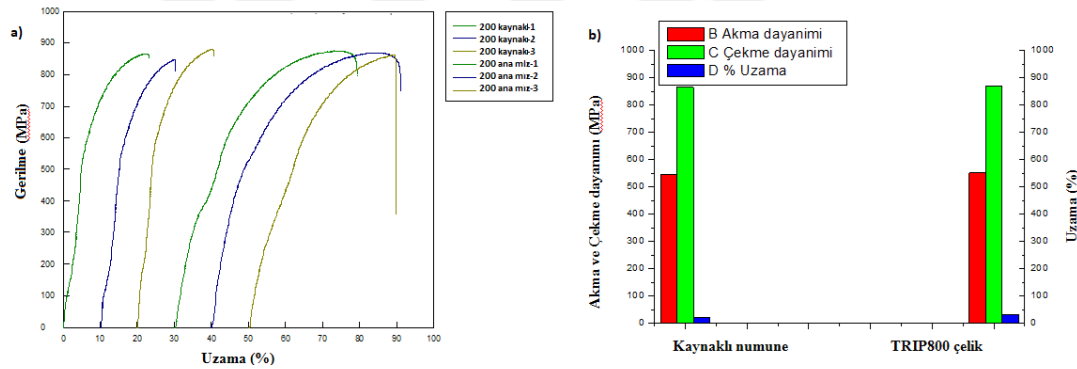
4.2.2.2. 200 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Çalışmada 200 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra, oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında indirilen, TRIP800 çelik ve birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve test sonrası kopma bölgeleri Çizelge 4.8.'de verilmiştir.

Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.50 (a)'de gösterilmiştir. İlaveten Şekil 4.50 (b)'de deney numunelerinin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.8. 200 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	200	547	866	20,7	
TRIP800 çelik	200	552	871	32	

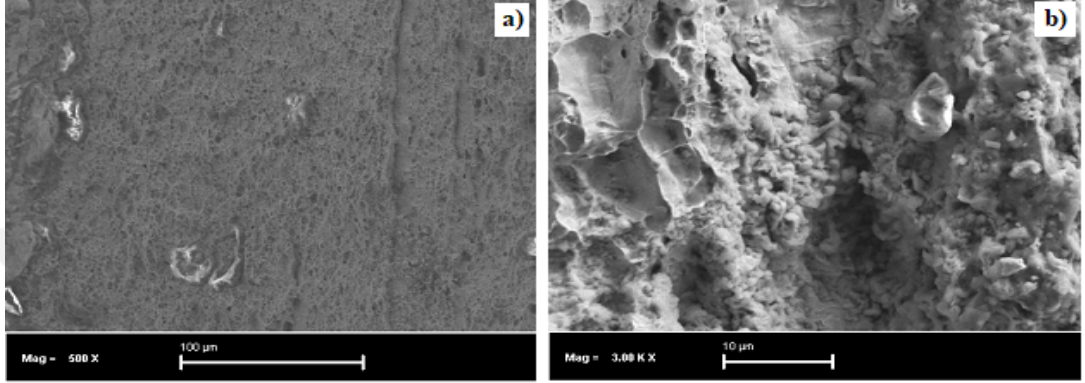


Şekil 4.50. 200 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

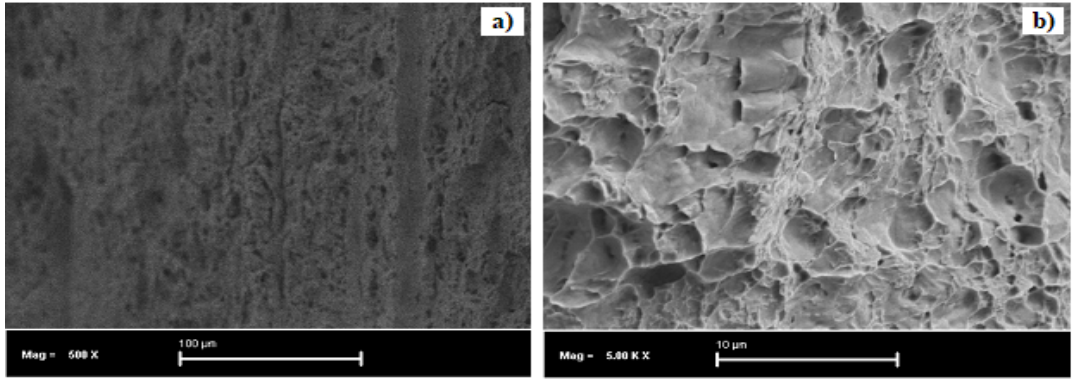
Çizelge 4.8 ve Şekil 4.50 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 200 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulandıktan sonra havada oda sıcaklığına indirildikten sonra test edilen TRIP800 çeliğin çekme dayanımı 871 N/mm², birleştiriminin ise 866 N/mm² tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı yaklaşık 5 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı TRIP800 çeliği için ortalama 552 N/mm², kaynaklı numune için ise 547 N/mm² olarak ölçülmüştür. TRIP800 çeliğin akma dayanımı birleştirmeden 5N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Birleştirmenin uzaması da belirgin bir şekilde (yaklaşık %11) düşük bulunması kayda değer diğer önemli husustur. Bu durum kaynak termal

çevrimi etkisiyle TRIP çelik yapısının ve fazlarının hacim oranının değişimiyle, sert fazların oluşumuyla ilişkili olduğuna inanılmaktadır.

Test numuneleri TRIP800 çelikten kopmuştur (Çizelge 4.8). Kırılma yüzey görüntüleri için SEM mikroskobundan faydalanılmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.51.'de ve TRIP800 çeliğin ise Şekil 4.52'de gösterilmiştir



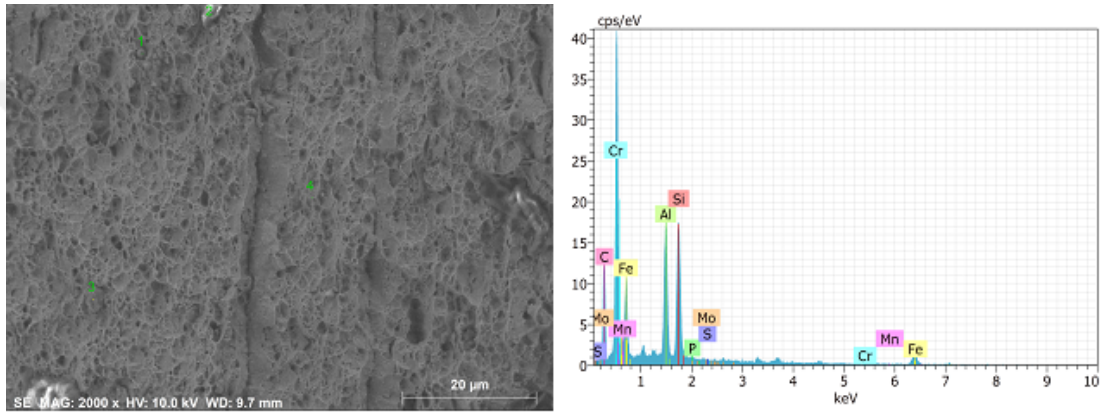
Şekil 4.51. 200 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.52. 200 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

Şekil 4.51 ve 4.52'den görüldüğü gibi; 200 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığında test edilen TRIP800 çelik ve birleştirme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde az miktarda kesit daralması göze çarpmaktadır. Bilhassa kaynaklı numune kırık yüzeyinde görülen çukurcuklar sünek kırılma davranışının işaretleri olarak değerlendirilebilir.

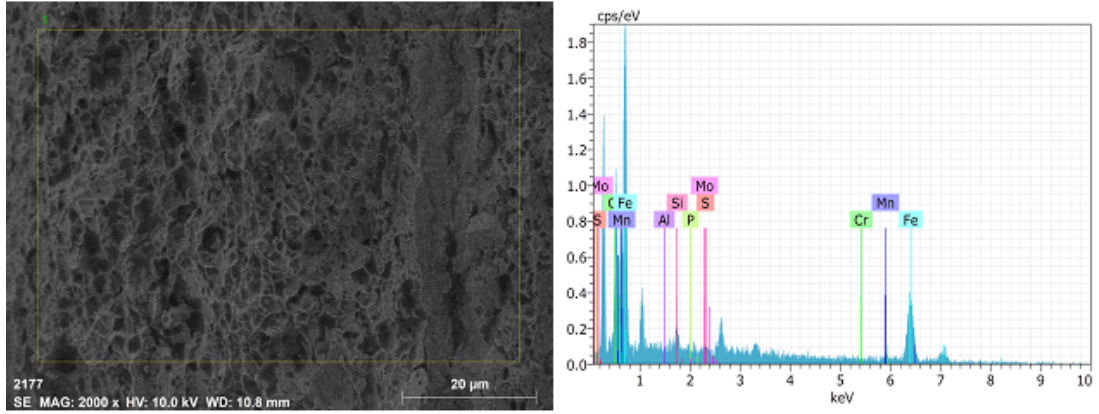
Kaynaklı numunenin kırılma yüzeyinde bol miktarda kırılma başlangıcı olarak görev yapabilecek oluşumlarda belirgin şekilde dikkat çekmektedir. Ancak TRIP800 çelik yüzeyinde daha belirgin olarak göze çarpan düzlemsel (klivaj) ayrılma biçimleri ve parlak SEM görüntüleri ise gevrek kırılma davranışının göstergeleri olarak değerlendirilmektedir. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmiştir. Kaynaklı birleştirme ve TRIP800 çelikte noktasal ve genel EDX analiz analizinin yapıldığı kırık yüzey ve EDX analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.53 ve 4.54'te gösterilmiştir.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	36.12	12.67	19.11	0.32	0.00	0.20	0.33	31.23	0.00
2	97.70	0.15	0.44	0.00	0.06	0.00	0.00	1.26	0.39
3	71.69	0.00	0.83	0.92	0.59	1.01	1.63	22.33	1.02
4	5.94	0.06	0.73	0.00	0.12	0.00	1.64	91.38	0.13
Mean value:	52.86	3.22	5.28	0.31	0.19	0.30	0.90	36.55	0.38
Sigma:	40.20	6.30	9.22	0.43	0.27	0.48	0.86	38.65	0.45
Sigma mean:	20.10	3.15	4.61	0.22	0.13	0.24	0.43	19.33	0.23

Şekil 4.53. 200 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	0.00	0.00	0.00	0.00
Si	14	K-series	1.20	1.33	2.61	0.15
P	15	K-series	0.00	0.00	0.00	0.00
S	16	K-series	0.09	0.10	0.18	0.05
Cr	24	K-series	0.21	0.24	0.25	0.11
Mn	25	K-series	2.42	2.69	2.70	0.42
Fe	26	K-series	85.45	95.01	93.89	5.17
Mo	42	L-series	0.57	0.64	0.37	0.11
Total:			89.94	100.00	100.00	

Şekil 4.54. 200 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.


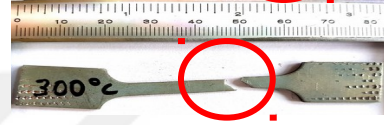
Şekil 4.53 ve 4.54'te gösterilen EDX analiz sonuçları birleştirmenin ana malzeme bölgesindeki (Fe, Mo, Cr ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için önyak oluşturduğu düşünülmektedir. Ayrıca çukurcukların içerisinde görülen silisyum, alüminyum ve mangan yüksekliği bunların oksit inklüzyonları olabileceğine işaret etmektedir. Mangan, kükürt ve fosfor ihtiva eden oluşumlar kırılma başlangıcı için önyak oluşturduğuna inanılmaktadır.

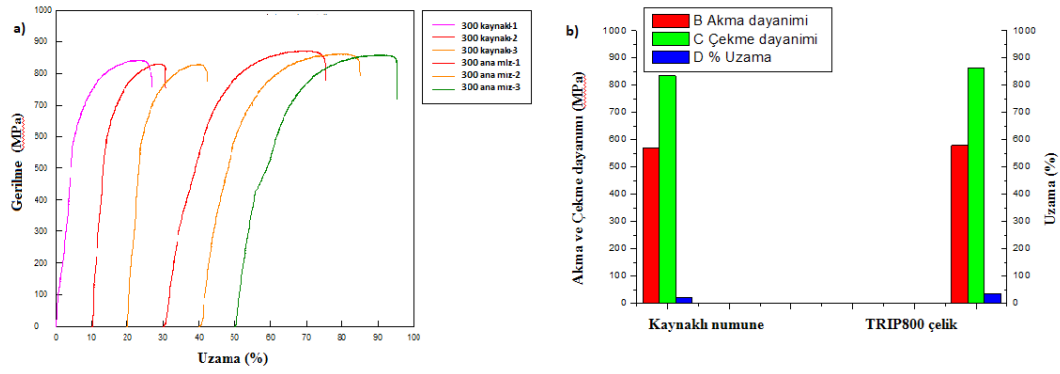
4.2.2.3. 300 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Çalışmada 300 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında indirilen TRIP800 çelik ve birleştirmelerin çekme testi gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve kopma bölgeleri Çizelge 4.9'da verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.55 (a)'de gösterilmiştir.

İlaveten Şekil 4.55 (b)'de numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.9. 300 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	300	570	835	20,67	
TRIP800 çelik	300	580	865	34.5	

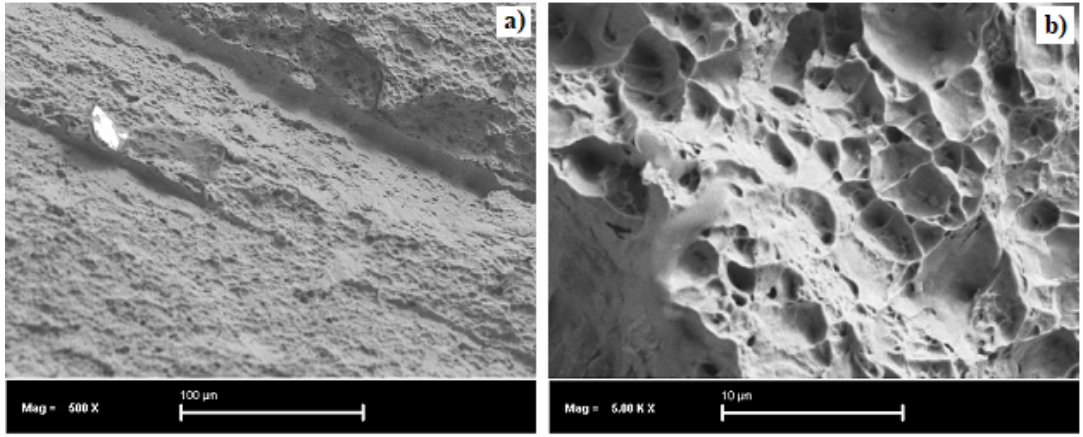


Şekil 4.55. 300 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

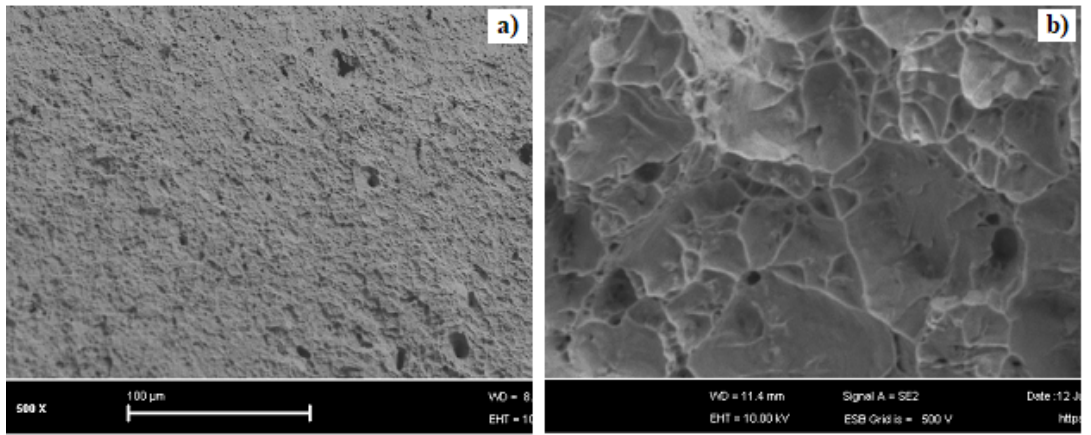
Çizelge 4.9 ve Şekil 4.55 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 300 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanıp havada oda sıcaklığına indirildikten sonra test edilen TRIP800 çelik çekme dayanımı 865 N/mm², birleştirmenin çekme dayanımı ise 835 N/mm² tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı yaklaşık 30 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı TRIP800 çeliği için ortalama 580 N/mm², kaynaklı numune için ise 570 N/mm² olarak ölçülmüştür. TRIP800 çeliğin akma dayanımı birleştirmeden 10 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. En önemli dikkat çeken husus artan ısıl işlem sıcaklığıyla her iki deney numunesinin çekme dayanımı azalırken

akma dayanımı ise artış göstermesidir. Birleştirmenin uzaması da belirgin bir şekilde düşük olması (yaklaşık %14) göze çarpan diğer önemli husustur.

Bu durum kaynak termal çevrimi etkisiyle yapısal dönüşüm ve fazlarının hacim oranı değişimiyle ilişkili olabilir. Numuneler ana malzemeden kopmuştur (Çizelge 4.9). Kırılma yüzey görüntüleri SEM mikroskobundan yararlanılarak alınmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.56'de ve TRIP800 çeliğin ise Şekil 4.57'de gösterilmiştir



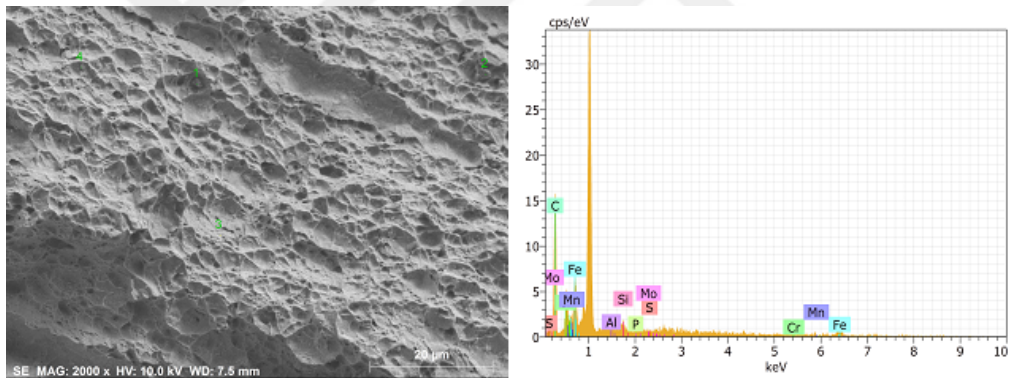
Şekil 4.56. 300 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.57. 300 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

Şekil 4.56 ve 4.57'den görüldüğü gibi; 300 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtılma işlemi uygulandıktan sonra oda sıcaklığında test edilen TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde az miktarda kesit daralması göze çarpmaktadır.

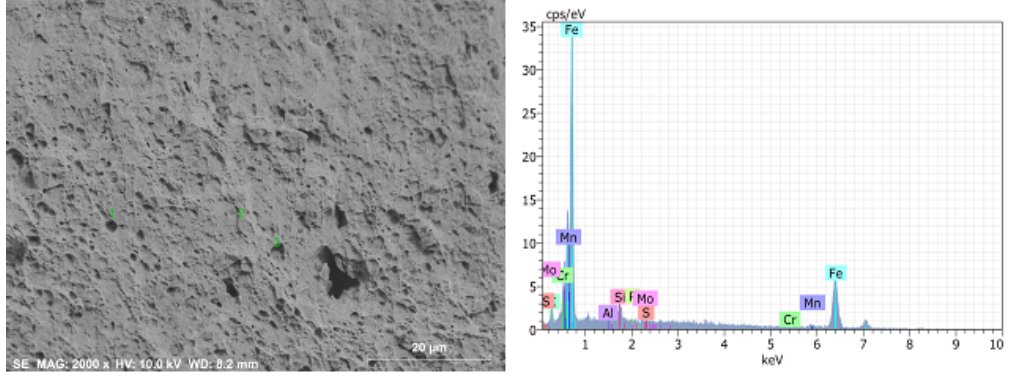
Bilhassa kaynaklı numune ve az miktarda TRIP800 çelik numune kırık yüzeyinde görülen çukurcuklar sünek kırılma davranışının göstergeleri olarak değerlendirilebilir. TRIP800 çelik yüzeyinde daha belirgin şekilde göze çarpan düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleri olarak değerlendirilmektedir. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirme ve TRIP800 çelik noktasal EDX analiz analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüleri ve analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.58 ve 4.59'de gösterilmiştir.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	7.95	0.01	0.76	0.00	0.12	0.00	2.59	88.58	0.00
2	9.92	0.00	1.92	0.00	0.00	0.44	0.83	86.89	0.00
3	15.25	0.01	1.05	0.00	0.00	0.53	1.22	81.94	0.00
4	52.40	0.00	1.23	0.00	0.00	2.22	3.61	40.54	0.00
Mean value:	21.38	0.00	1.24	0.00	0.03	0.80	2.06	74.49	0.00
Sigma:	20.91	0.01	0.49	0.00	0.06	0.98	1.28	22.81	0.00
Sigma mean:	10.46	0.00	0.25	0.00	0.03	0.49	0.64	11.40	0.00

Şekil 4.58. 300 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtılma işlemi uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirme numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	4.88	0.20	2.11	0.00	0.06	0.00	0.55	92.19	0.00
2	3.59	0.01	1.55	0.00	0.00	0.00	1.20	93.52	0.13
3	2.85	0.01	1.41	0.00	0.04	0.00	2.13	93.53	0.04
Mean value:	3.78	0.07	1.69	0.00	0.03	0.00	1.29	93.08	0.05
Sigma:	1.03	0.11	0.37	0.00	0.03	0.00	0.79	0.77	0.07
Sigma mean:	0.59	0.07	0.22	0.00	0.02	0.00	0.46	0.45	0.04



Şekil 4.59. 300 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.

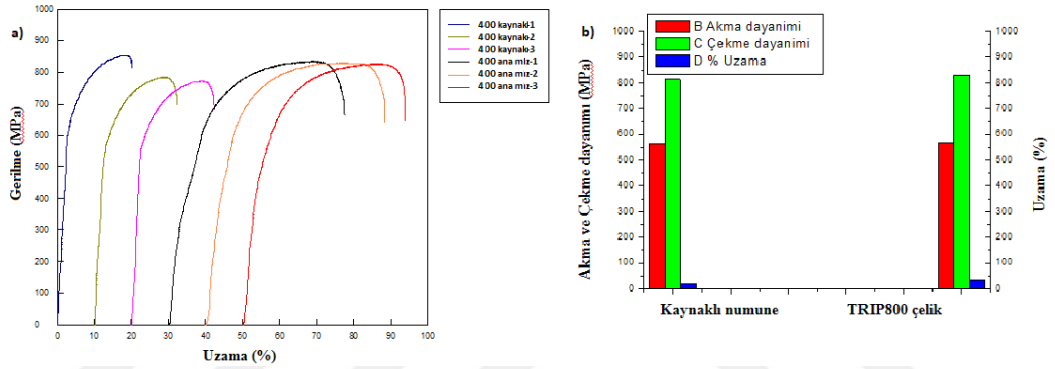
Şekil 4.58 ve 4.59’da gösterilen EDX analiz sonuçları birleştirmenin ana malzemesinde (Fe, Cr ve Mn)C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için önayak oluşturduğu düşünülmektedir. Ayrıca birleştirmenin yüzeyindeki çukurcukların içerisinde görülen silisyum, mangan ve kükürt yüksekliği bunların oksit ve sülfür inklüzyonları olabileceğine işaret ederken bu oluşumlar kırılma başlangıcı için katkı sağladıkları düşünülmektedir.

4.2.2.4. 400 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Deneysel incelemede 400 °C sıcaklıkta iki saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında indirilen TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve kopma bölgeleri Çizelge 4.10’da paylaşılmıştır. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.60 (a)’da gösterilmiştir. İlâveten Şekil 4.60 (b)’de numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.10. 400 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

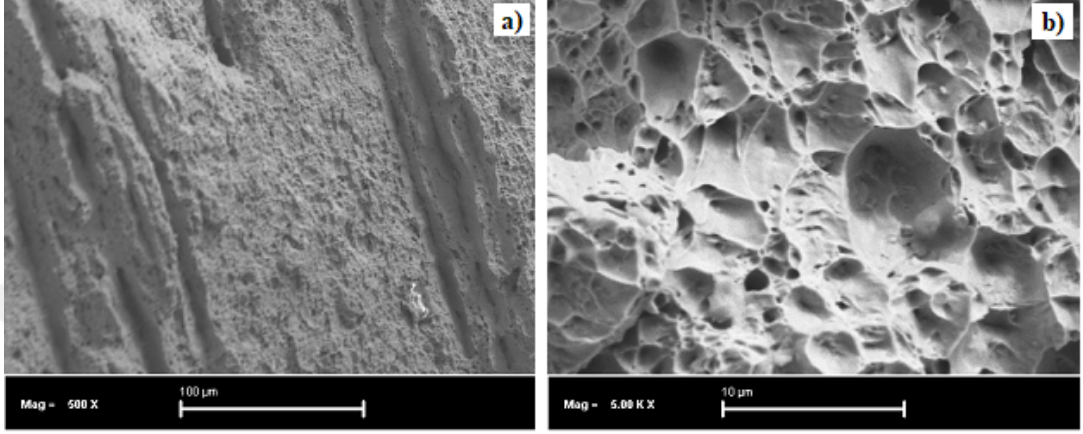
Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	400	565	813	20,73	
TRIP800 çelik	400	570	831	35	



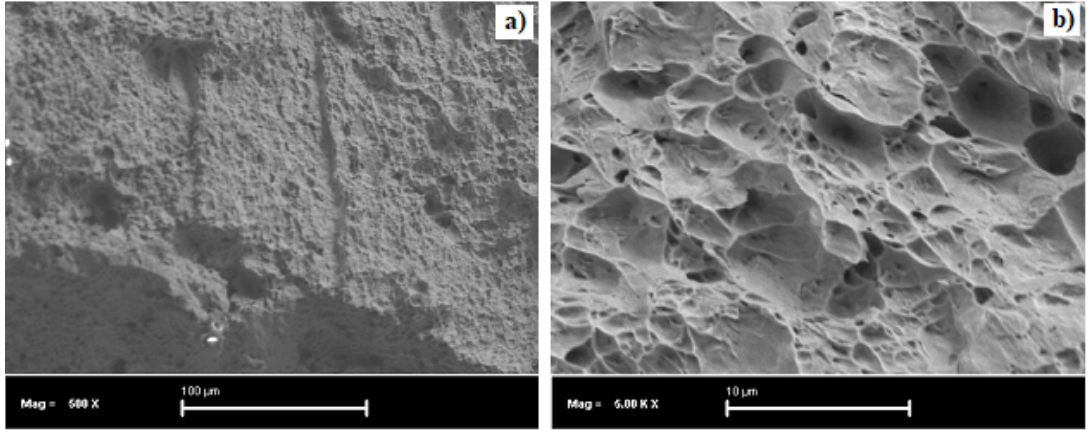
Şekil 4.60. 400 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.10 ve Şekil 4.60 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 400 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra test edilen TRIP800 çelik numunenin çekme dayanımı 831 N/mm² birleştirmenin ise 813 N/mm² olarak tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı yaklaşık 18 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı TRIP800 çeliği için ortalama 570 N/mm², birleştirme için ise 565 N/mm² olarak ölçülmüştür. TRIP800 çeliğin akma dayanımı birleştirme dayanımından 5 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. En önemli dikkat çeken hususlardan birisi artan ısıl işlem sıcaklığıyla her iki deney numunesinin çekme dayanımı azalırken, akma dayanımı da 300°C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan numunelere göre az da olsa düşme göstermesidir. Birleştirmenin uzamasının da ana malzemeninkine göre belirgin bir şekilde düşük olması (yaklaşık %14) göze çarpan diğer önemli husustur. Daha önce de işaret edildiği gibi, bu durum kaynak termal çevrimi etkisiyle TRIP çelik yapısının ve fazlarının hacim oranının değişimiyle ilişkili olabilir.

Deney sonucunda numuneler TRIP800 çelikten kopmuştur (Çizelge 4.10). Deney numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri SEM mikroskobundan faydalanılarak alınmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.61’de ve TRIP800 çeliğin ise Şekil 4.62’de gösterilmiştir.



Şekil 4.61. 400 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

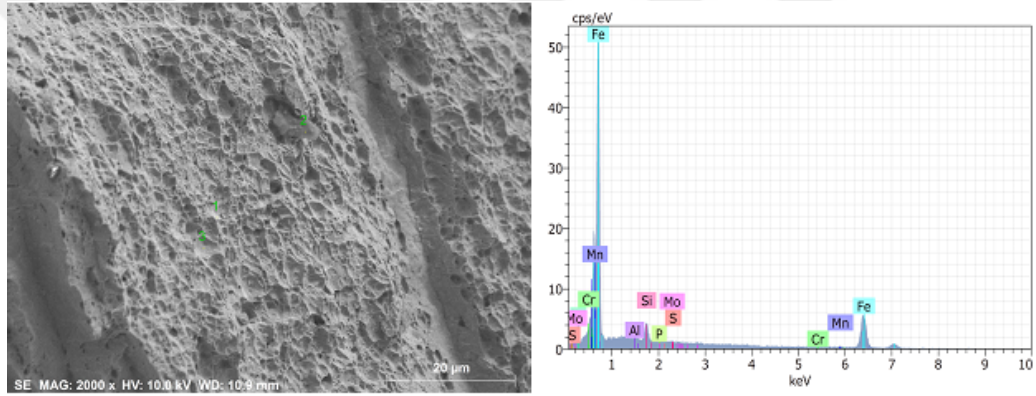


Şekil 4.62. 400 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

Şekil 4.61 ve 4.62’den görüldüğü gibi; 400 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan TRIP800 çelik ve birleştirme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde kesit daralması görülmektedir. Bilhassa kaynaklı numune ve az miktarda TRIP800

çelik kırık yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleridir.

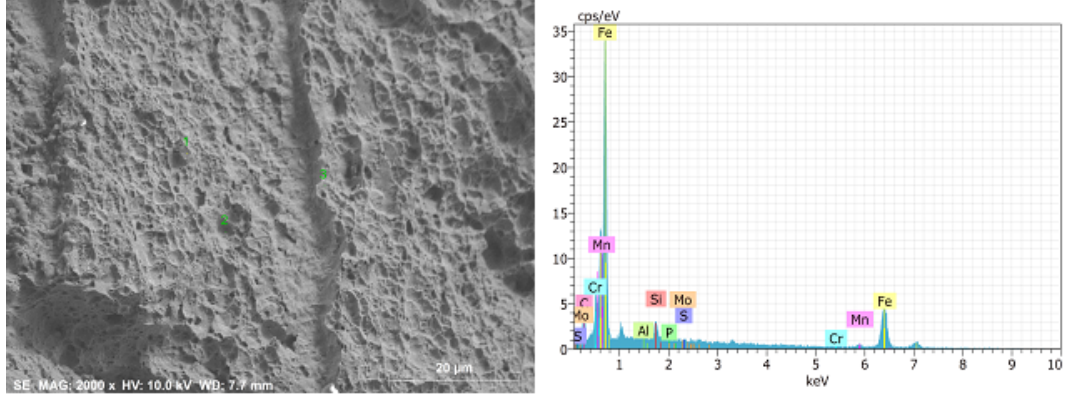
TRIP800 çelik yüzeyinde daha belirgin şekilde göze çarpan düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleridir. Her iki numunenin de genel olarak yarı sünek-yarı gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile tespit edilmiştir. Numunelerde noktasal EDX analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüleri ve analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.58 ve 4.59'da gösterilmiştir.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	1.91	0.01	0.76	0.09	0.00	0.08	1.92	95.17	0.06
2	2.94	0.20	1.69	0.00	0.09	0.00	1.05	94.03	0.00
3	4.94	0.21	2.07	0.00	0.00	0.24	0.99	91.47	0.08
Mean value:	3.26	0.14	1.51	0.03	0.03	0.10	1.32	93.56	0.05
Sigma:	1.54	0.12	0.67	0.05	0.05	0.12	0.52	1.90	0.04
Sigma mean:	0.89	0.07	0.39	0.03	0.03	0.07	0.30	1.10	0.02

Şekil 4.63. 400 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	6.87	0.07	1.65	0.00	0.05	0.39	1.82	89.14	0.00
2	0.62	0.00	0.17	0.00	0.05	1.04	1.95	96.13	0.03
3	4.62	0.29	1.76	0.00	0.06	0.00	1.34	91.76	0.16
Mean value:	4.04	0.12	1.19	0.00	0.06	0.48	1.70	92.34	0.06
Sigma:	3.16	0.15	0.89	0.00	0.01	0.53	0.32	3.53	0.08
Sigma mean:	1.83	0.09	0.51	0.00	0.00	0.30	0.18	2.04	0.05

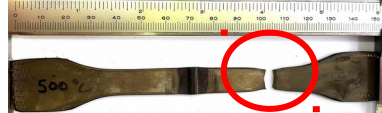

Şekil 4.64. 400 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.

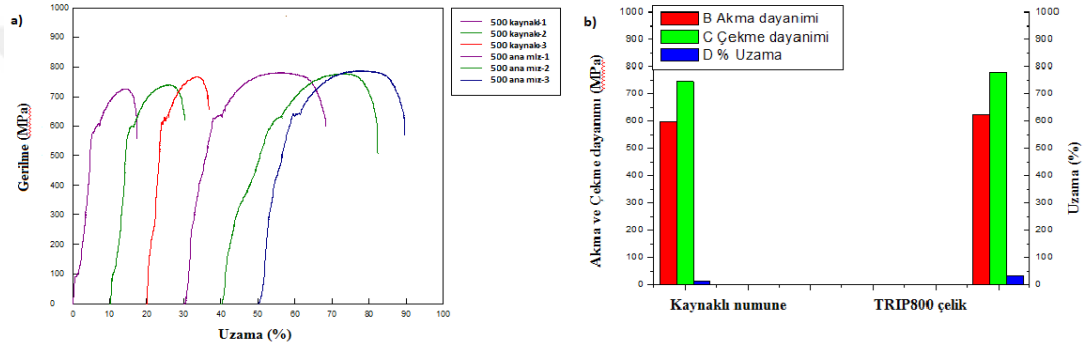
EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Cr, Mo ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için katkı sağladığı düşünülmektedir. Ayrıca numunelerin yüzeyinde ve çukurcukların içerisinde görülen silisyum, alüminyum ve mangan yüksekliği bunların oksit inklüzyonları olabileceğine işaret ederken, bu oluşumlar kırılma başlangıcı için teşvik edici rol üstlenebilirler.

4.2.2.5. 500 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Araştırmada 500 °C sıcaklıkta iki saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında indirilen TRIP800 çelik ve birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve kopma yerleri Çizelge 4.11'de paylaşılmıştır. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.65 (a)'da gösterilmiştir. İlaveten Şekil 4.65 (b)'de numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.11. 500 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

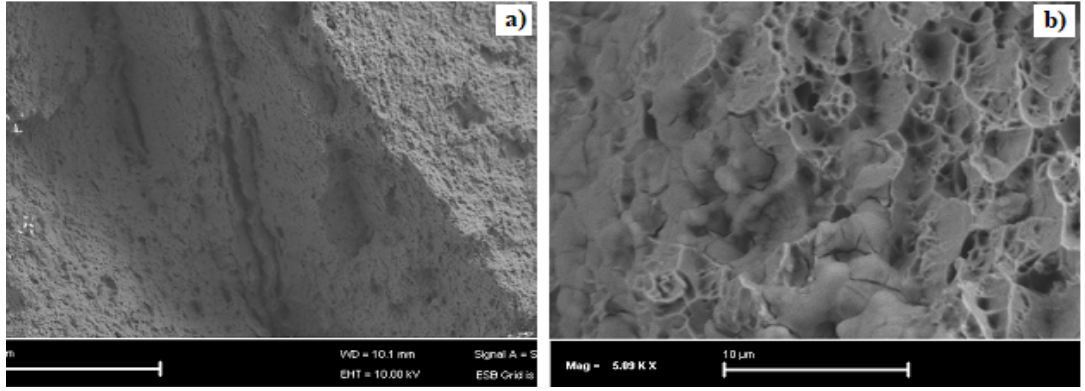
Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	500	597	745	15.6	
TRIP800 çelik	500	626	779	30	



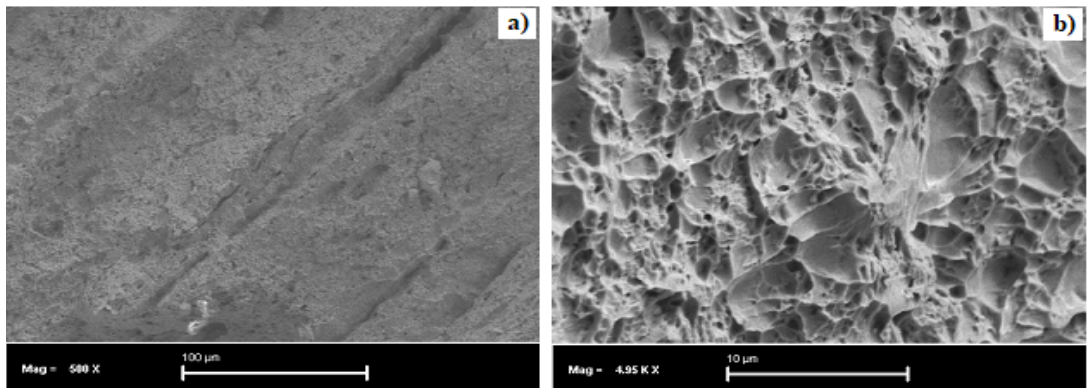
Şekil 4.65. 500 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.11 ve Şekil 4.65 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 500 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulandıktan sonra test edilen TRIP800 çeliğin çekme dayanımı 779 N/mm², birleştiriminin çekme dayanımı ise 745 N/mm² olarak bulunmuştur. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı yaklaşık 34 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Akma dayanımı TRIP800 çeliği için ortalama 626 N/mm², kaynaklı numune için ise 597 N/mm² olarak ölçülmüştür. TRIP800 çeliğin akma dayanımı birleştirme dayanımından 29 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. En önemli dikkat çeken hususlardan biri artan ısıl işlem sıcaklığıyla her iki deney numunesinin çekme dayanımı azalırken, akma dayanımı 300 °C ve 400 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan numunelere göre artış göstermesidir. Kaynaklı numunenin uzama miktarı %15,6 olarak TRIP800 çeliğe göre belirgin bir şekilde düşük olduğu tespit edilmiştir. En önemli hususlardan biri de daha önce sürekli akma davranışı gösteren tüm numuneler için belirgin akma davranışı görülmesidir.

Bu durum belirtilen sıcaklıkta yapıdaki karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest hale gelmesiyle açıklanabilir. Artan ısıl işlem sıcaklığıyla demir karbür ve kalıntı östenit içerisinde ayrılarak serbest kalan karbon ve azot atomları deformasyon sırasında dislokasyon hareketine engel çıkarması ve dislokasyonların bu arayer atomlarından kurtulmasıyla testere dişi davranışı diye adlandırılan gerilme artışı olmaksızın boyutsal şekil değişimin meydana gelmesi olarak değerlendirilmektedir. Numuneler ana malzeme bölgesinden kopmuştur (Çizelge 4.11). Kırılma yüzey görüntüleri için SEM mikroskobundan faydalanılmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.66'de ve TRIP800 çeliğin ise Şekil 4.67'de gösterilmiştir.

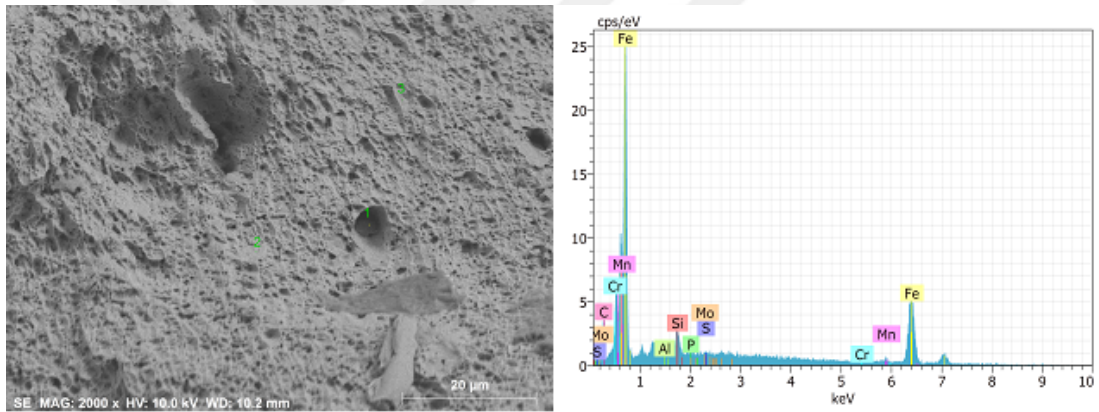


Şekil 4.66. 500 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.67. 500 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

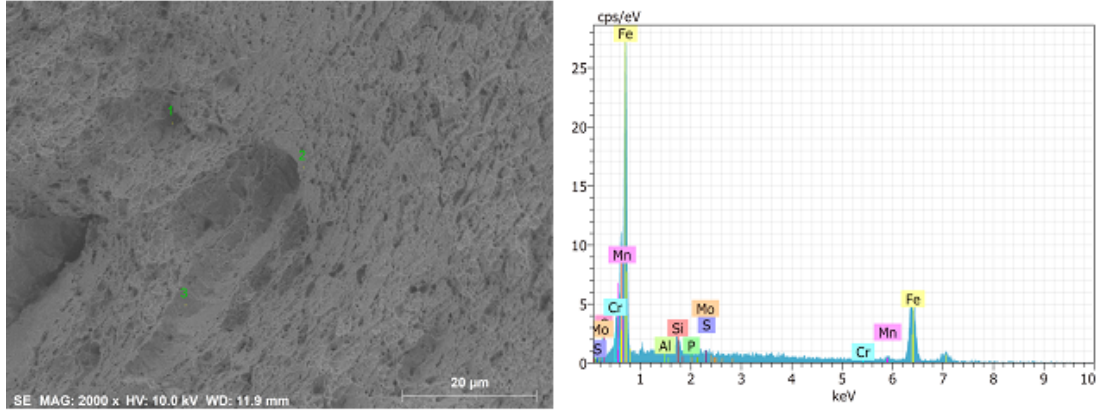
Şekil 4.66 ve 4.67'den görüldüğü gibi; ısıtım işlem uygulandıktan sonra test edilen TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirme numunelerinden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde kesit daralması göze çarpmaktadır. Bilhassa kaynaklı numune ve az miktarda TRIP800 çelik yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleridir. TRIP800 çelik yüzeyinde daha belirgin şekilde göze çarpan düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma işaretleri olarak değerlendirilmektedir. Her iki numunenin de genel olarak yarı sünek-yarı gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmiştir. Kaynaklı birleştirme ve TRIP800 çelikte noktasal EDX analizinin yapıldığı kırık yüzey ve analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.68 ve 4.69'de gösterilmiştir.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	4.21	0.00	1.30	0.00	0.04	0.00	1.80	92.54	0.10
2	9.52	0.12	1.78	0.00	0.08	0.03	1.23	86.84	0.41
3	5.41	0.02	1.23	0.00	0.08	0.18	1.20	91.85	0.03
Mean value:	6.38	0.05	1.44	0.00	0.06	0.07	1.41	90.41	0.18
Sigma:	2.78	0.07	0.30	0.00	0.02	0.10	0.34	3.11	0.20
Sigma mean:	1.61	0.04	0.17	0.00	0.01	0.06	0.20	1.80	0.12

Şekil 4.68. 500 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıtım işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirimenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	2.94	0.00	1.10	0.00	0.02	0.00	2.07	93.78	0.09
2	2.36	0.03	1.45	0.00	0.00	0.03	1.10	94.89	0.13
3	2.87	0.02	1.40	0.00	0.10	0.00	1.35	94.20	0.06
Mean value:	2.72	0.02	1.32	0.00	0.04	0.01	1.51	94.29	0.09
Sigma:	0.31	0.02	0.19	0.00	0.05	0.02	0.50	0.56	0.04
Sigma mean:	0.18	0.01	0.11	0.00	0.03	0.01	0.29	0.32	0.02



Şekil 4.69. 500 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.

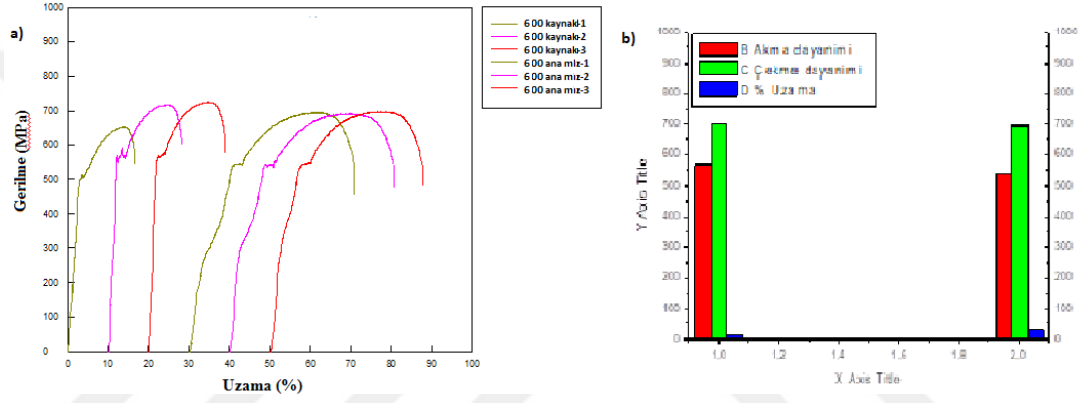
Şekil 4.68 ve 4.69’da gösterilen EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Mo ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için ön ayak oluşturmalarına inanılmaktadır. Ayrıca yüzeyde ve çukurcukların içerisinde görülen silisyum ve mangan elementlerinin yüksekliği; bunların oksit inklüzyonları oluşturarak kırılma başlangıcı için teşvik edici rol üstlenebileceklerini düşündürmektedir.

4.2.2.6. 600 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Çalışmada 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında soğutulan TRIP800 çelik ve kaynaklı birleştirmelerin çekme test işlemleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve kopma bölgeleri Çizelge 4.12’de paylaşılmıştır. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.70 (a)’da gösterilmiştir. Daha fazlası Şekil 4.70 (b)’de numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.12. 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

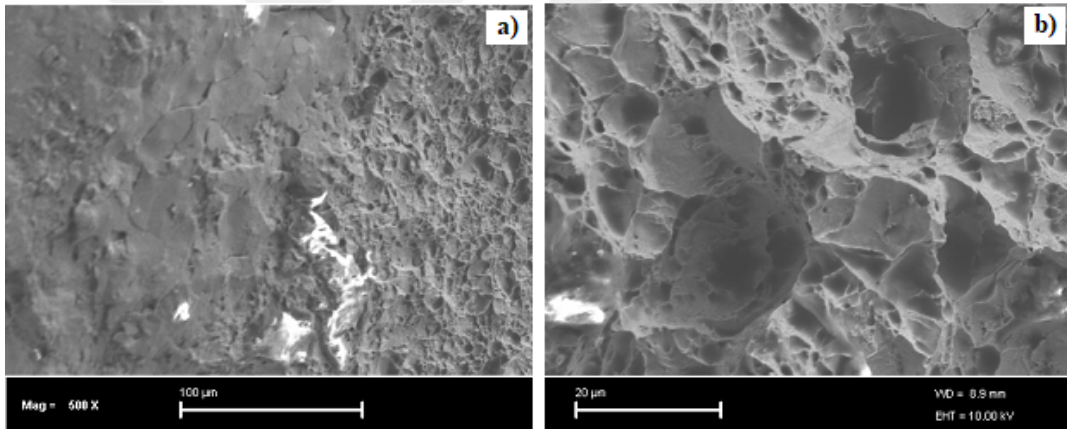
Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	600	567	699	14,4	
TRIP800 çelik	600	543	695	30	



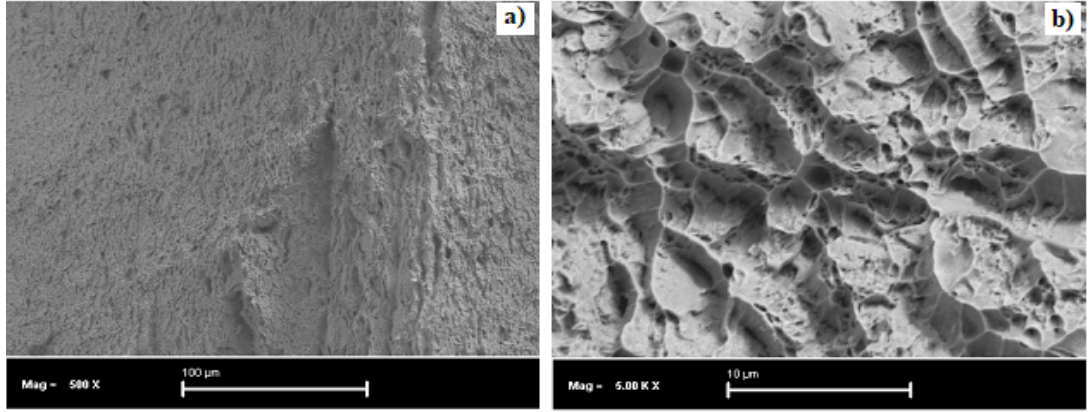
Şekil 4.70. 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.12 ve Şekil 4.70 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 600 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanarak açık atmosfer ortamında oda sıcaklığına soğutulduktan sonra test edilen TRIP800 çeliğin çekme dayanımı 695 N/mm² birleştirmenin çekme dayanımı ise 699 N/mm² olarak tespit edilmiştir. Bu sıcaklığa kadar test edilen numunelerden farklı olarak test edilen TRIP800 çeliğin çekme dayanımı birleştirmeden yaklaşık 4 N/mm² daha düşük bulunmuştur. Numunelerin akma dayanımı TRIP800 çeliği için ortalama 543 N/mm², kaynaklı numune için ise 567 N/mm² olarak ölçülmüştür. TRIP800 çeliğin akma dayanımı da çekme dayanımında olduğu gibi, birleştirmenininkinden 24 N/mm² daha düşük bulunmuştur. Dikkat çeken hususlardan birisi artan ısıl işlem sıcaklığıyla her iki deney numunesinin çekme ve akma dayanımının tekrar azalma eğilimi göstermesidir.

Kaynaklı numunenin uzama miktarı %14,4 olarak TRIP800 çeliğe göre belirgin bir şekilde düşük bulunması diğer önemli husustur. En önemli bulgulardan birisi 500°C sıcaklıkta test edilen numunelerde olduğu gibi belirgin akma davranışı görülmesidir. Daha önce ifade edildiği gibi; bu durum yapıdaki karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest hale gelmesiyle açıklanabilir. Artan ısı işlem sıcaklığıyla demir karbür ve kalıntı östenitten ayrışarak serbest kalan karbon ve azot atomları deformasyon sırasında dislokasyon hareketine engel çıkarması ve dislokasyonların bu arayer atomlarından serbest kalmasıyla testere dişi davranışı diye adlandırılan gerilme artışı olmaksızın boyutsal şekil değişimin meydana gelmesidir. Numuneler ana malzeme bölgesinden kopmuştur (Çizelge 4.12). Kırılma yüzey görüntüleri SEM mikroskobundan yararlanılarak alınmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.71’de ve TRIP800 çeliğin ise Şekil 4.72’de gösterilmiştir.

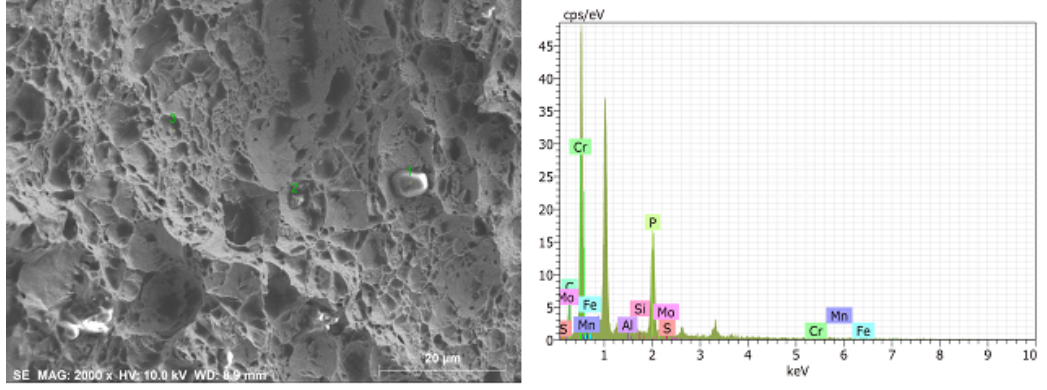


Şekil 4.71. 600 °C sıcaklıkta ısı işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.72. 600 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

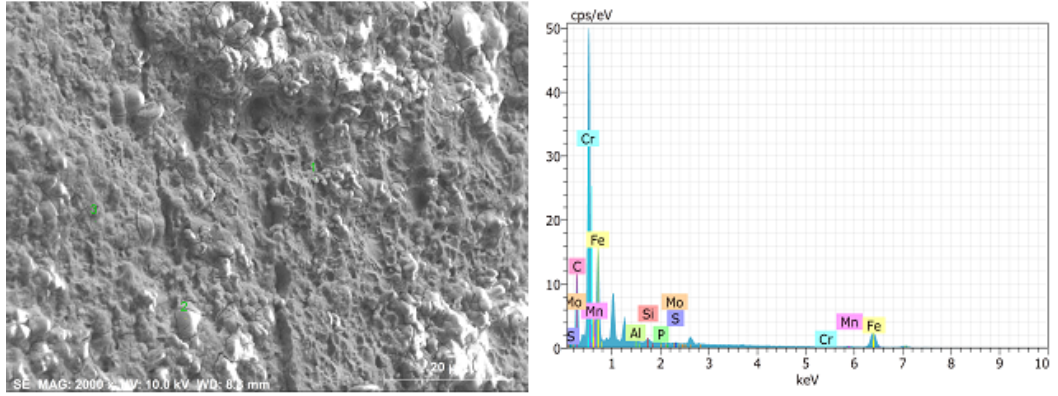
Şekil 4.71 ve 4.72'den görüldüğü gibi; 600 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığında test edilen TRIP800 çelik ve birleştirmelerden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde kesit daralması görülmektedir. Bilhassa kaynaklı numune ve az miktarda TRIP800 çelik numune kırık yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleridir. Numune yüzeylerinde düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleri olarak ele alınabilir. Her iki numunenin de yüzeyinde görülen çukurcuklar genel olarak sünek kırılma biçimiyle kırıldıklarına işaret etmektedir. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmiştir. Birleştirme ve TRIP800 çelik üzerinde noktasal EDX analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüleri ve analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.73 ve 4.74'te gösterilmiştir.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	95.85	0.05	0.00	0.31	0.02	0.00	1.00	2.62	0.15
2	48.41	0.00	0.22	34.76	0.00	0.00	0.00	16.61	0.00
3	23.86	0.04	0.94	0.05	0.19	0.00	1.60	73.32	0.00
Mean value:	56.04	0.03	0.38	11.71	0.07	0.00	0.87	30.85	0.05
Sigma:	36.60	0.03	0.49	19.96	0.10	0.00	0.81	37.44	0.08
Sigma mean:	21.13	0.02	0.28	11.53	0.06	0.00	0.47	21.62	0.05

Şekil 4.73. 600 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	22.93	0.09	0.66	0.00	0.05	0.00	1.91	74.36	0.00
2	9.67	0.36	0.66	0.06	0.02	0.00	1.54	87.59	0.09
3	7.53	0.28	0.89	0.00	0.04	0.00	1.06	90.19	0.00
Mean value:	13.38	0.25	0.74	0.02	0.04	0.00	1.50	84.05	0.03
Sigma:	8.34	0.14	0.13	0.04	0.02	0.00	0.42	8.49	0.05
Sigma mean:	4.82	0.08	0.08	0.02	0.01	0.00	0.24	4.90	0.03

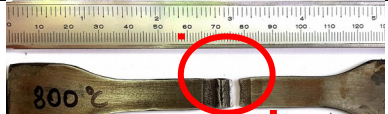

Şekil 4.74. 600 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.

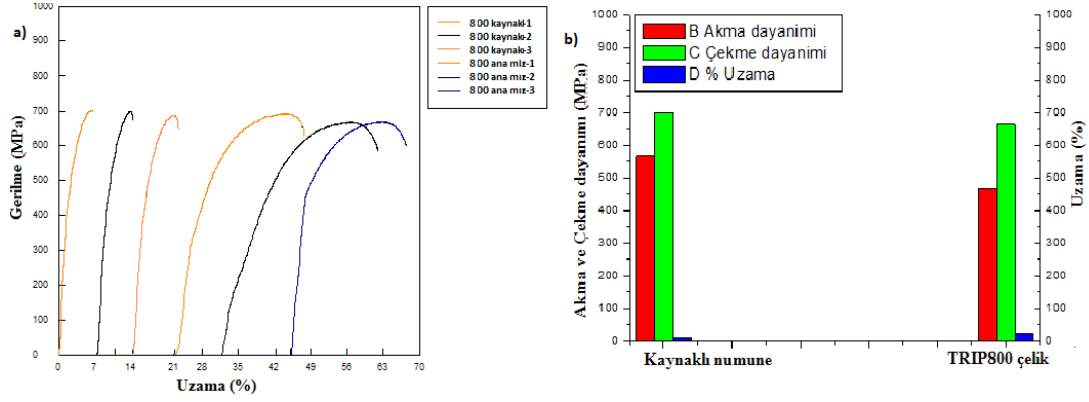
EDX analiz sonuçlarına göre bilhassa birleştirmede demir karbürün yanı sıra soğuk kırılmalık oluşumunun sorumlusu olarak değerlendirilen yüksek miktarda fosfor göze batmaktadır. Kaynaklı birleştirmenin % uzama miktarının düşük bulunmasının sebebi bu olabilir. Ayrıca numunelerin yüzeyinde ve çukurcukların içerisindeki oluşumlarda mangan elementinin yüksekliği; bunların oksit inklüzyonu oluşturarak kırılma başlangıcı için katkı sağladıklarına inanılmaktadır.

4.2.2.7. 800 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Deneysel araştırmada 800 °C sıcaklıkta iki saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına açık atmosfer ortamında soğutulan TRIP800 çelik ve kaynaklı numunelerin çekme test işlemleri yapılmıştır. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve kopma yerleri Çizelge 4.13'te paylaşılmıştır. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.75 (a)'da gösterilmiştir. Şekil 4.75 (b)'de ise numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.13. 800 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	800	567	700	9,7	
TRIP800 çelik	800	470	664	23	

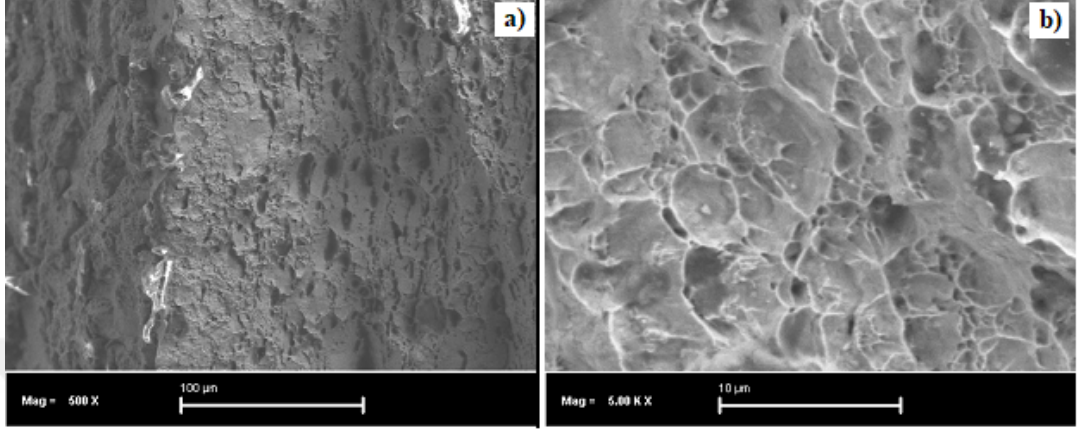


Şekil 4.75. 800 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

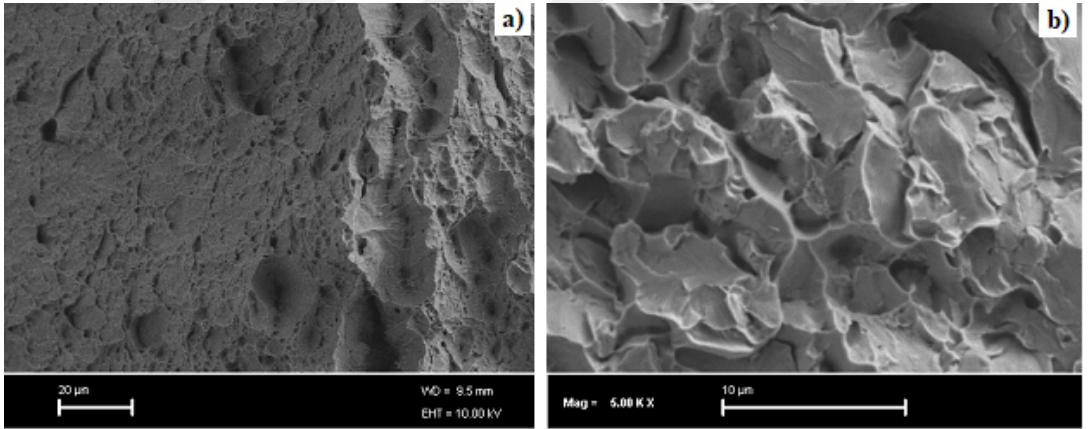
Çizelge 4.13 ve Şekil 4.75 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; test edilen TRIP800 çelik numunenin çekme dayanımı 664 N/mm^2 birleştirmenininki ise 700 N/mm^2 tespit edilmiştir. TRIP800 çeliğin çekme dayanımı birleştirmeden yaklaşık 36 N/mm^2 daha düşük bulunmuştur. Numunelerin akma dayanımı TRIP800 çeliği için ortalama 470 N/mm^2 , birleştirme için ise 567 N/mm^2 olarak ölçülmüştür. TRIP800 çelik akma dayanımı, birleştirme akma dayanımından 97 N/mm^2 daha düşük bulunmuştur. En önemli dikkat çeken husus artan ısıl işlem sıcaklığıyla TRIP800 çeliğin çekme ve akma dayanımının belirgin şekilde azalma göstermesidir. Kaynaklı numunenin % uzama miktarı 9,7 ve TRIP800 çeliğinki ise 23 olarak tespit edilmiştir. Birleştirmenin uzama miktarı ana malzemeninkine göre belirgin bir şekilde düşük bulunmuştur. En önemli hususlardan birisi de 500 °C ve 600 °C sıcaklıkta test edilen numunelerin aksine belirgin akma davranışı görülmemesidir. Her iki numunenin de tekrar sürekli akma davranışı göstermesi burada üzerinde durulması gereken konudur. Bu durum belirtilen ısıl işlem sıcaklığında karbon ve azot atomlarının, ısıl işlem bekleme zamanı dikkate alındığında, yapıda bağlandığına işaret etmektedir. Buda sürekli akma davranışını beraberinde getirdiğine inanılmaktadır. İlaveten belirtilen ısıl işlem sıcaklığında tamamen östenite dönüşen yapının, oda sıcaklığına havada soğurken, soğuma hızına bağlı olarak daha sert fazlara dönüşmesi bilhassa yüksek çekme ve akma dayanımının yanısıra, düşük % uzamanın sorumlusu olduğu düşünülmektedir.

Deney sonucunda hasarın birleştirmenin kaynak metali ile ITAB arasından meydana gelmesi dikkati çeken diğer önemli bir husustur (Çizelge 4.13).

Hasar gören deney numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri SEM mikroskobundan yararlanılarak alınmıştır. Birleştirmenin kırık yüzey görüntüsü Şekil 4.76'de ve TRIP800 çeliğinki ise Şekil 4.77'de gösterilmiştir.



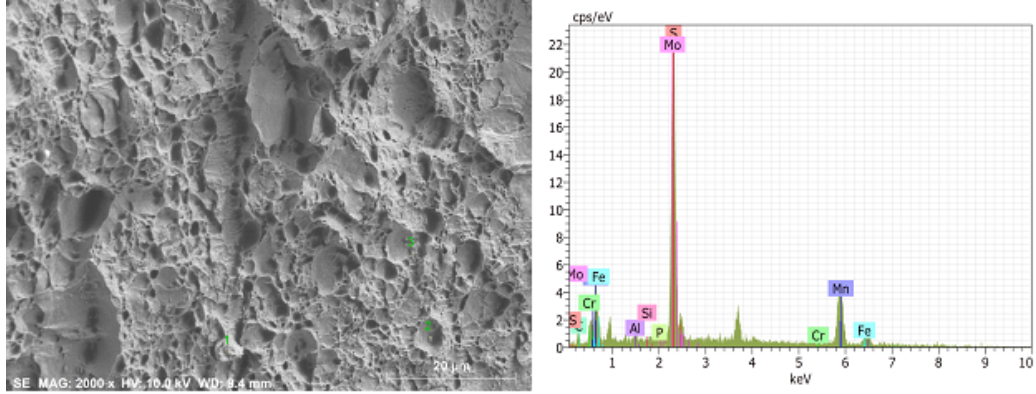
Şekil 4.76. 800 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.77. 800 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

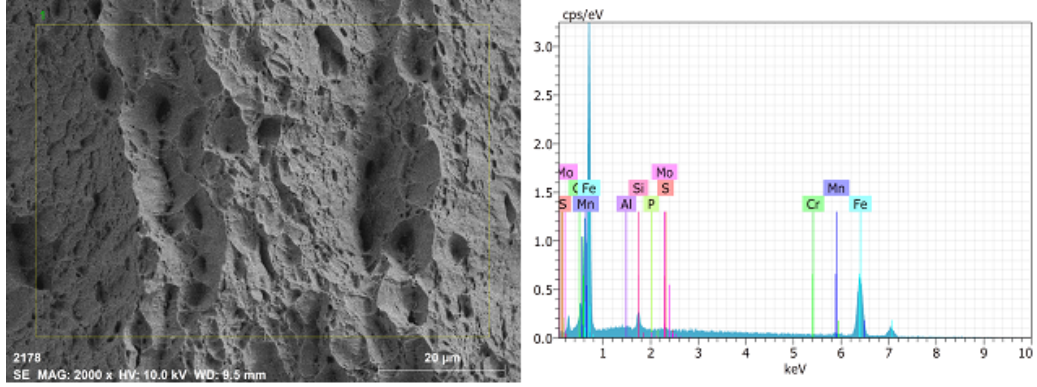
Şekil 4.76 ve 4.77'den görüldüğü gibi; test edilen TRIP800 çelik ve kaynaklı numunelerden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde kesit daralması göze çarpmaktadır.

Daha önce de ifade edildiği üzere; birleştirmede kopma kaynak metali ile ITAB arasından oluşması göz önünde bulundurularak bilhassa kaynaklı numune ve az miktarda TRIP800 çelik numune kırık yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleri olarak değerlendirilebilir. Numune yüzeylerinde düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleri olarak ele alınabilir. Her iki numunenin de yüzeyinde ağırlıklı olarak tane içi ayrılmalar şeklinde görülen düzlemsel yüzeyler genel olarak gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. % uzama miktarlarında azalmada bu durumu doğrulamaktadır. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile tespit edilmiştir. Birleştirme ve TRIP800 çelik kırık yüzeyinden elde edilen noktasal EDX analizinin yapıldığı kırık yüzey ve analiz sonuçları grafiksel olarak Şekil 4.78 ve Şekil 4.79’da gösterilmiştir.



Mass percent (%)									
Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	8.83	0.04	1.63	0.01	0.00	0.00	1.65	87.77	0.07
2	1.95	0.33	0.02	0.00	19.59	0.00	63.51	9.36	5.25
3	7.71	0.00	1.23	0.00	0.05	0.30	1.17	89.53	0.00
Mean value:	6.16	0.12	0.96	0.00	6.55	0.10	22.11	62.22	1.77
Sigma:	3.69	0.18	0.84	0.00	11.29	0.17	35.85	45.79	3.01
Sigma mean:	2.13	0.10	0.48	0.00	6.52	0.10	20.70	26.44	1.74

Şekil 4.78. 800 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	0.01	0.01	0.02	0.03
Si	14	K-series	1.39	1.06	2.08	0.10
P	15	K-series	0.00	0.00	0.00	0.00
S	16	K-series	0.12	0.09	0.16	0.04
Cr	24	K-series	0.00	0.00	0.00	0.00
Mn	25	K-series	2.77	2.12	2.13	0.23
Fe	26	K-series	126.54	96.72	95.61	5.81
Mo	42	L-series	0.00	0.00	0.00	0.00
Total:			130.83	100.00	100.00	

Şekil 4.79. 800 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Şekil 4.78 ve 4.79'da gösterilen bilhassa kaynaklı birleştirmeden elde edilen EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Mo ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı oluşturduklarına inanılmaktadır. İlave olarak yüksek kükürt oranı sıcak kırılma eğilimi olması sebebiyle dikkatten kaçırılmaması gereken husustur. Ayrıca belirtilen sıcaklıkta 2 saat ısıl işlem uygulanan numuneler görülen mangan ve kükürt elementlerinin yüksekliği; bunların sülfür inklüzyonları oluşturarak kırılma başlangıcı için teşvik edici rol üstlenebileceklerini düşündürmektedir.

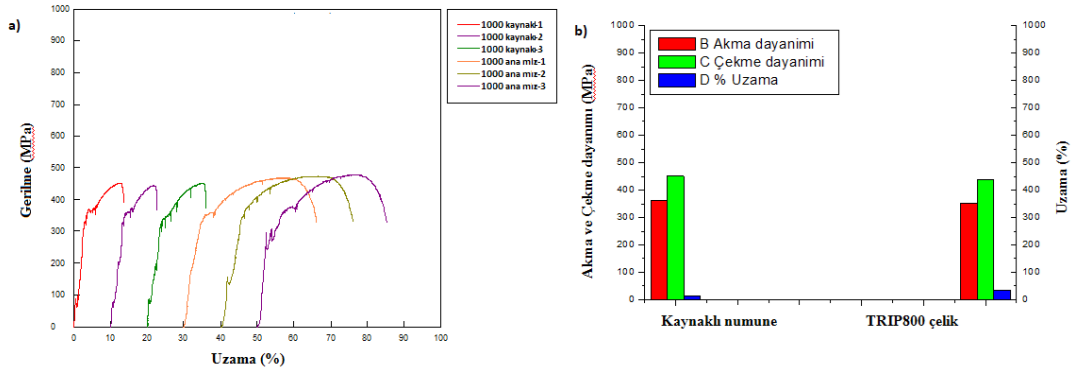
4.2.2.8. 1000 °C Sıcaklıkta Isıl İşlem Uygulanan Numunelerin Çekme Testi İncelemesi

Deneysel araştırmada 1000 °C sıcaklıkta iki saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına havada soğutulan TRIP800 çelik ve birleştirmelerin çekme testleri yapılmıştır. Numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve kopma yerleri Çizelge 4.14'de paylaşılmıştır.

Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.80 (a)'da gösterilmiştir. Şekil 4.80 (b)'de ise numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.14. 1000 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin çekme test verileri ve numunelerin kopma yerleri.

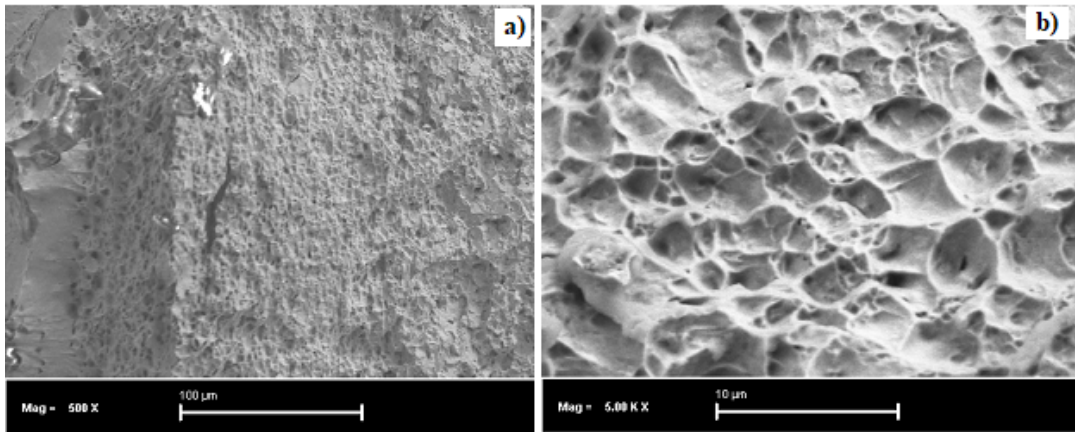
Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Kaynaklı numune	1000	361	451	13,06	
TRIP800 çelik	1000	353	437	33	



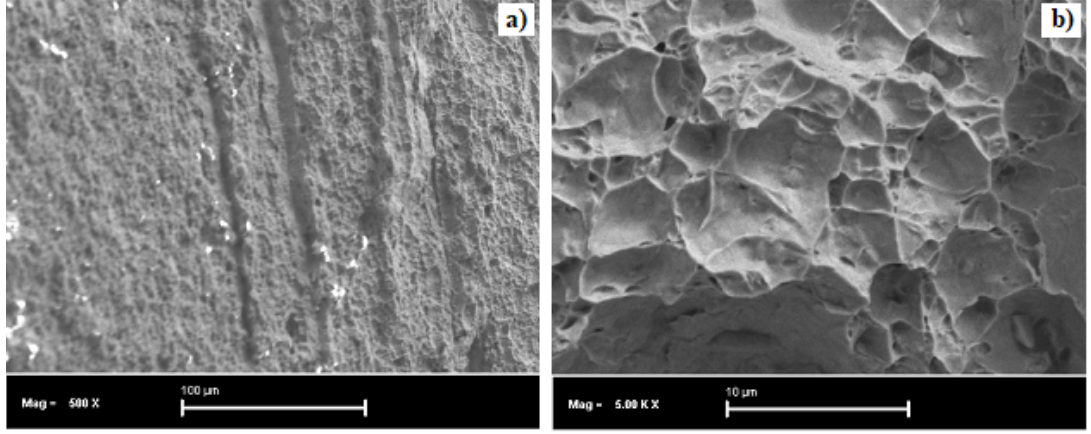
Şekil 4.80. 1000 °C sıcaklıkta iki saat ısıl işlem uygulanan numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.14 ve Şekil 4.80 (a) ve (b)'den görüldüğü gibi; 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan TRIP800 çeliğin çekme dayanımı 437 N/mm² birleştirileninki ise 451 N/mm² tespit edilmiştir. 600 °C ısıl işlem sıcaklığı hariç, bu sıcaklığa kadar test edilen numunelerden farklı olarak bu sıcaklıkta test edilen TRIP800 çeliğin çekme dayanımı birleştirilenin çekme dayanımından yaklaşık 14 N/mm² daha düşük bulunmuştur. Akma dayanımı TRIP800 çeliği için ortalama 353 N/mm², kaynaklı numune için ise 361 N/mm² olarak ölçülmüştür. TRIP800 çelik akma dayanımı da çekme dayanımında olduğu gibi, birleştirmeden 8 N/mm² daha düşük bulunmuştur.

En önemli dikkat çeken hususlardan birisi artan ısı işlem sıcaklığıyla her iki deney numunesinin çekme ve akma dayanımının belirgin şekilde düşmesidir. Bu durum belirtilen sıcaklıkta iki saat bekletme sürecinde tane boyutunun kabalaşması ile ilişkili olduğunu düşündürmektedir. Kaynaklı numunenin % uzama miktarı 13,06 olarak tespit edilmiştir. Birleştirmenin % uzama miktarı TRIP800 çeliğe göre (%33) belirgin bir şekilde düşük olması göze çarpan diğer önemli husustur. En önemli bulgulardan birisi de 500 °C ve 600 °C sıcaklıklarda test edilen numunelerde olduğu gibi tekrar belirgin akma davranışı görülmesidir. Daha önce ifade edildiği gibi bu durum yapıdaki karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest hale gelmesiyle açıklanabilir. Artan ısı işlem sıcaklığıyla demir karbür ve kalıntı östenitten ayrışarak serbest kalan karbon ve azot atomları deformasyon sırasında dislokasyon hareketine engel çıkarması ve dislokasyonların bu arayer atomlarından serbest kalmasıyla testere dişi davranışı diye adlandırılan gerilme artışı olmaksızın boyutsal şekil değişiminin meydana gelmesidir. Deney sonucunda kaynaklı numunenin ITAB'dan kopması da değinilmesi gereken bir konudur (Çizelge 4.14). Deney numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri için SEM mikroskobundan faydalanılmıştır. Birleştirmenin kırılma yüzey görüntüsü Şekil 4.81'de ve TRIP800 çeliğinki ise Şekil 4.82'de gösterilmiştir.

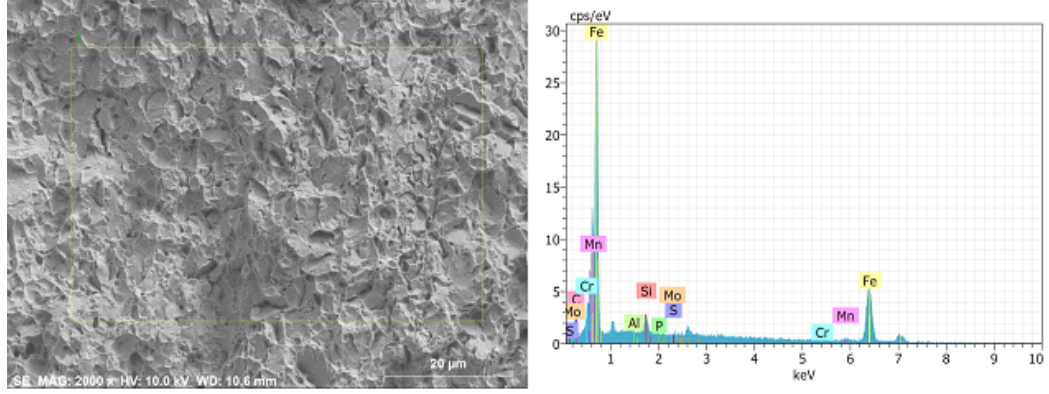


Şekil 4.81. 1000 °C sıcaklıkta ısı işlem uygulanan kaynaklı çekme test numunesinin kırılma yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.



Şekil 4.82. 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulana TRIP800 çelik çekme test numunesinin kırık yüzey görüntüsü a) 500X büyütme b) 5000X büyütme.

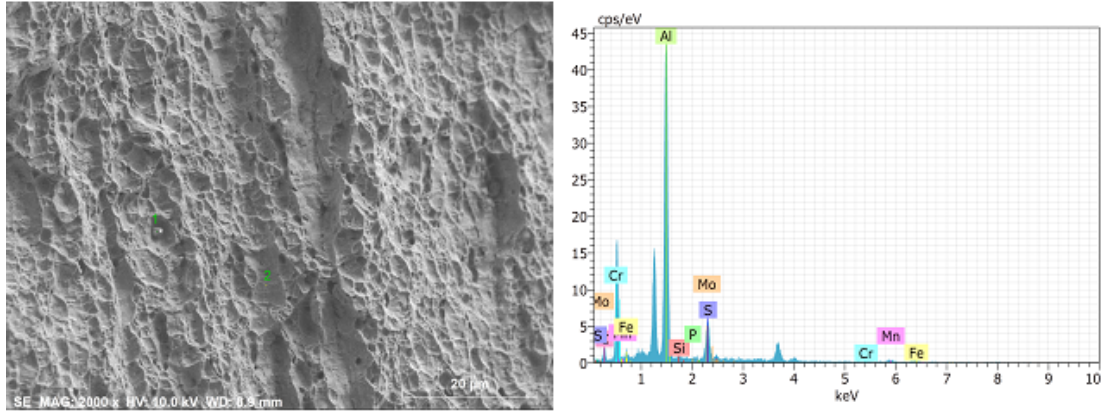
Şekil 4.81 ve 4.82'den görüldüğü gibi; TRIP800 çelik ve kaynaklı numunelerden elde edilen kırık yüzey, hasarın ITAB'dan oluşması göz önünde bulundurularak, değerlendirme yapmayı gerektirmektedir. Bilhassa birleştirme ve az miktarda TRIP800 çelik kırık yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleridir. Numune yüzeylerinde düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleridir. Her iki numunenin yüzeyinde ağırlıklı olarak görülen çukurcuklar ve düzlemsel ayrılma yüzeyleri genel olarak yarı sünek ve yarı gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. % uzama miktarlarında 800 °C sıcaklıkta test edilen numuneye göre artış bu durumu doğrulamaktadır. Numunelerde kırılma başlangıcı olarak görev yapacak unsurların varlığı noktasal EDX analizi ile belirlenmiştir. Birleştirmeden ve TRIP800 çelikten elde edilen genel EDX analizinin yapıldığı kırık yüzey görüntüleri ve analiz sonuçları grafiksel olarak sırasıyla Şekil 4.83 ve Şekil 4.84'te gösterilmiştir.



Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
C	6	K-series	5.31	4.77	18.69	1.19
Al	13	K-series	0.06	0.06	0.10	0.04
Si	14	K-series	1.35	1.22	2.04	0.11
P	15	K-series	0.00	0.00	0.00	0.00
S	16	K-series	0.04	0.03	0.05	0.03
Cr	24	K-series	0.11	0.10	0.09	0.05
Mn	25	K-series	1.85	1.66	1.42	0.21
Fe	26	K-series	102.54	92.16	77.61	4.90
Mo	42	L-series	0.00	0.00	0.00	0.00
Total:			111.26	100.00	100.00	

Şekil 4.83. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan birleştirimin kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Mo
1	15.34	58.59	0.55	0.06	12.09	0.83	5.67	6.54	0.33
2	2.10	0.08	1.44	0.00	0.00	0.10	1.94	94.33	0.00
Mean value:	8.72	29.34	0.99	0.03	6.05	0.47	3.81	50.43	0.17
Sigma:	9.36	41.37	0.63	0.04	8.55	0.51	2.63	62.08	0.24
Sigma mean:	6.62	29.25	0.45	0.03	6.05	0.36	1.86	43.89	0.17





Şekil 4.84. 1000 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle ısıl işlem uygulandıktan sonra çekme testine tabi tutulan TRIP800 çelik kırık yüzeyinden alınan EDX analiz sonucu.

Şekil 4.83 ve 4.84’te gösterilen EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Mo, Cr ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için teşvik edici rol üstlendiklerine inanılmaktadır. Analizlerde görülen mangan ve kükürt elementlerinin yüksekliği; bunların sülfür inklüzyonları oluşturarak, yüksek alüminyum oranı ise oksit inklüzyonu meydana getirerek kırılma başlangıcı için rol üstlenebileceklerini düşündürmektedir.






4.2.2.9. Isıl İşlem Uygulanan TRIP800 Çelik ve Plazma Ark Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Testi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

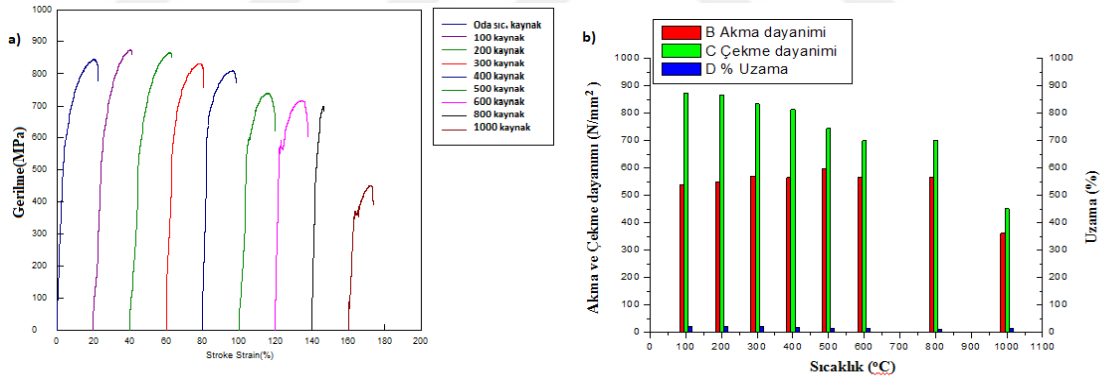
Genel bir değerlendirme yapmak için farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle ısıl işlem uygulanan TRIP800 çelik ve birleştirmelerin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin hasar görme bölgeleri Çizelge 4.15.’de verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.85 (a)’da gösterilmiştir. Şekil 4.85 (b)’de ise numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.15. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıl işlem uygulanan birleştirmelerin mekanik özellikleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
Plazma ark kaynaklı numune	25	520	844	20.63	
Plazma ark kaynaklı numune	100	538	874	20.35	
Plazma ark kaynaklı numune	200	547	866	20,7	
Plazma ark kaynaklı numune	300	570	835	20,67	

Çizelge 4.15. (devam ediyor).




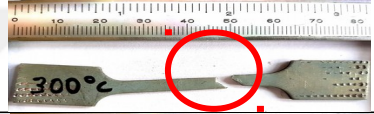




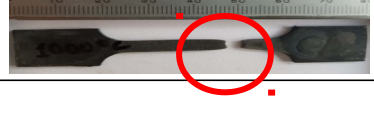
Plazma ark kaynaklı numune	400	565	813	20,73	
Plazma ark kaynaklı numune	500	597	745	15,6	
Plazma ark kaynaklı numune	600	567	699	14,4	
Plazma ark kaynaklı numune	800	567	700	9,7	
Plazma ark kaynaklı numune	1000	361	451	13,06	

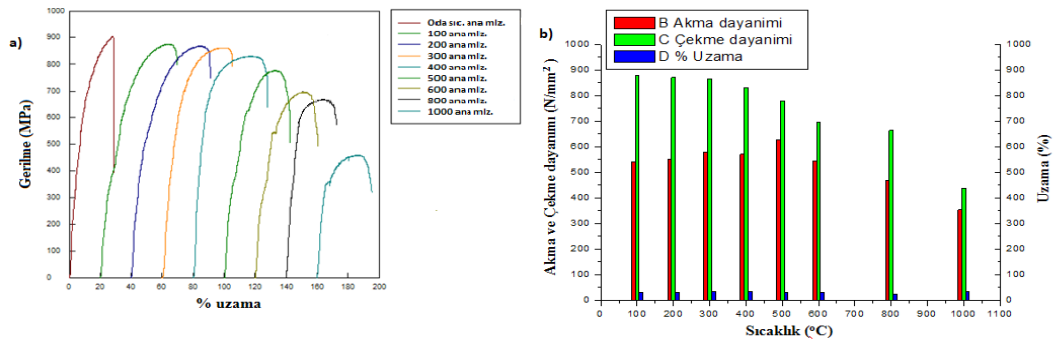


Şekil 4.85. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıl işlem uygulanan kaynaklı numunelerin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle ısıl işlem uygulanan TRIP800 çeliğin ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama miktarları ve numunelerin hasar görme bölgeleri Çizelge 4.16'da verilmiştir. Ortalama gerilme-uzama eğrileri ise Şekil 4.86 (a)'de gösterilmiştir. Şekil 4.86 (b)'de ise numunelerin ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları grafiksel olarak gösterilmiştir.

Çizelge 4.16. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıl işlem uygulanan TRIP800 çeliğin mekanik özellikleri.

Numune	Bekletme sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kopma yeri
TRIP800 çelik malzeme	25	540	903	30	
TRIP800 çelik malzeme	100	542	878	30	
TRIP800 çelik malzeme	200	552	871	32	
TRIP800 çelik malzeme	300	580	865	34,5	
TRIP800 çelik malzeme	400	570	831	35	
TRIP800 çelik malzeme	500	626	779	30	
TRIP800 çelik malzeme	600	543	695	30	
TRIP800 çelik malzeme	800	470	664	23	
TRIP800 çelik malzeme	1000	353	437	33	



Şekil 4.86. Farklı sıcaklıklarda 2 saat ısıl işlem uygulanan TRIP800 çelik numunelerinin; a) ortalama gerilme-uzama eğrileri b) akma, çekme dayanımı ve % uzamanın grafiksel gösterimi.

Çizelge 4.15 ve 4.16'nın yanısıra, Şekil 4.85 ve 4.86'den görüldüğü gibi; oda sıcaklığında (25 °C) bekletilerek test edilen TRIP800 çeliğin akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarı sırasıyla 540 N/mm², 903 N/mm² ve %30 olarak tespit edilmiştir. Birleştirmenin ortalama akma ve çekme dayanımı sırasıyla 520 N/mm², 844 N/mm² ve ortalama uzaması ise %20,63 bulunmuştur. Çizelge 4.15 ve 4.16'dan görüldüğü üzere; test edilen deney numunelerinde kopma birleştirmenin kaynak metali ve ITAB'den oluşmamış ana malzeme bölgesinden gerçekleşmiştir. Hasarın ana malzemedan oluşması TRIP800 çeliğin plazma ark kaynak yöntemiyle SG2 ilave telinden yararlanılarak başarı ile birleştirilebileceğine işaret etmektedir. Birleştirmenin kaynak metali ve ITAB'de kaynak termal çevrimin etkisiyle meydana gelen yapısal dönüşüm ve bunun sonucu olarak artan sertlik sebebiyle, çekme testi sürecinde boyun vermenin bağlantının en düşük akma dayanımına ve sertliğine sahip bölgesinden, diğer bir ifadeyle ana malzemedan oluşması beklenen bir durumdur.

100 °C, 200 °C ve 300 °C sıcaklıkta iki saat ısıtılma işlemi uygulandıktan sonra açık havada oda sıcaklığına soğutulduktan sonra test edilen TRIP800 çeliğin akma dayanımı sırasıyla 542, 552 ve 580 N/mm², çekme dayanımı 878, 871 ve 865 N/mm², uzama miktarları ise %30, 32 ve 34,5 olarak belirlenmiştir. Birleştirmelerin akma dayanımı sırasıyla 538, 547 ve 570 N/mm², çekme dayanımı 874, 866 ve 835 N/mm², uzama miktarları ise %20,35, 20,7, ve 20,67 olarak tespit edilmiştir. 100 °C, 200 °C ve 300 °C gibi farklı sıcaklıklarda ısıtılma işlemi uygulandıktan sonra test edilen kaynaklı numunelerin çekme, akma dayanımları ve % uzama miktarları TRIP800 çelikten belirgin şekilde daha düşük olduğu görülmektedir. Ayrıca dikkati çeken önemli bir husus ise artan ısıtılma sıcaklığıyla numunelerinin çekme dayanımı azalırken akma dayanımındaki artıştır. Normalde artan ısıtılma sıcaklığıyla akma dayanımında bir azalma beklenir. Bu artış belirtilen sıcaklıklarda bekleme zamanı düşünüldüğünde yapıda metal karbürlerinin oluşma olasılığı akma dayanımında artış olarak görülebilir. Kırık yüzey görüntüleri üzerinden alınan EDX analiz sonuçları bu tezi destekler niteliktedir. Çekme numunelerinde hasar bağlantının ana malzeme bölgesinden oluşmuştur. Sertlik ölçüm sonuçlarına göre tüm birleştirmeler için ana malzemenin sertliği birleştirmenin diğer bölgelerinden düşük bulunması hasarın buradan meydana gelmesini doğrular niteliktedir.

Bu sonuçlar aynı zamanda kaynak termal çevriminin TRIP800 çeliğin yapısını ve hacimsel faz oranı dengesini değiştirdiğine de işaret etmektedir. Bağlantının termal çevrim etkisi altında kalan bölümlerinde ulaşılan sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme zamanı sonrası soğuma rejimi ve malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olarak oluşan sert fazların bu bölgelerinin dayanımını arttırdığı dolayısıyla bağlantının en düşük dayanımlı bölgesinden hasarın oluşmasına neden olduğu düşünülmektedir.

400 °C, 500 °C ve 600 °C sıcaklıkta ısıtılma işlemi uygulanan TRIP800 çeliğin akma dayanımı sırasıyla 570, 626 ve 543 N/mm², çekme dayanımı 831, 779 ve 695 N/mm², uzama miktarları ise %35, 30 ve 30 olarak belirlenmiştir. Birleştirmelerin akma dayanımı sırasıyla 565, 597 ve 567 N/mm², çekme dayanımı 813, 745 ve 699 N/mm², uzama miktarları ise %20,73, 15,6, ve 14,4 olarak tespit edilmiştir. 400 °C ve 500 °C gibi farklı sıcaklıklarda ısıtılma işlemi uygulanan kaynaklı numunelerin çekme, akma dayanımları ve % uzama miktarları TRIP800 çelikten belirgin şekilde daha düşük bulunmuştur. Ancak ısıtılma işlem sıcaklığının 600°C çıkarılmasıyla birleştirmenin akma ve çekme dayanımları TRIP800 çelikten daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Artan ısıtılma işlem sıcaklığıyla kaynaklı bağlantının yapısındaki oluşan faz ve ikincil faz oluşumlarının birleştirmenin akma dayanımında daha fazla artışa sebep olduğu düşünülmektedir.

Ayrıca dikkati çeken önemli bir husus da artan ısıtılma işlem sıcaklığıyla numunelerin çekme dayanımı azalırken, 400 °C ve 500 °C ısıtılma işlem sıcaklığı için akma dayanımındaki artıştır. Bu artış belirtilen sıcaklıklarda bekleme zamanı düşünüldüğünde yapıda metal karbürlerinin oluşma olasılığıyla açıklanabilir. Kırık yüzey üzerinden alınan EDX analiz sonuçları da bu tezi destekler niteliktedir. EDX analiz sonuçları (Fe, Mo ve Mn) C oluşumlarına işaret etmektedir. Bu karbür oluşumları numunelerin akma dayanımında artış meydana getirebilir. Isıtılma işlem sıcaklığı 600 °C'ye çıkarıldığında akma dayanımındaki artış her iki numune içinde tekrar düşme eğilimine girdiği görülmektedir. Bu durum belirtilen ısıtılma işlem sıcaklığı ve bekleme zamanı ile ilişkili olarak yapıda meydana gelen sülfür ve oksit inklüzyonu, fosfor oluşumlarının bağlantının dayanımının azalmasında etkisi olduğu düşünülmektedir.

EDX analiz sonuçlarına göre; bilhassa birleştirmede yüksek miktarda soğuk kırılmalık oluşunun sorumlusu olarak değerlendirilen fosfor göze batmaktadır. Birleştirmenin şekillendirilebilirliğinin düşük bulunmasının sebebi bu olabilir. Ayrıca yüzeyde ve çukurcukların içerisinde görülen oluşumlarda mangan ve kükürt elementlerinin yüksekliği; bunların sülfür ve oksit inklüzyonları oluşturarak daha düşük gerilme değerlerinde kırılma başlangıcı için teşvik edici rol üstlendiklerine inanılmaktadır.

500 C ve 600 C ısıl işlem uygulaması sonucunda kaynaklı ve TRIP800 elik numunelerde tespit edilen en önemli hususlardan birisi de daha önceki ısıl işlem sıcaklıklarında sürekli akma davranışı gösteren tüm numuneler için belirgin akma davranışı görülmesidir. Bu durum belirtilen sıcaklıkta yapıdaki karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest hale gelmesiyle açıklanabilir. Artan ısıl işlem sıcaklığıyla demir karbür ve kalıntı östenit içerisinden ayrışarak serbest kalan karbon ve azot atomları deformasyon sırasında dislokasyon hareketine engel çıkarması ve artan deformasyon yüküyle dislokasyonların bu arayer atomlarından kurtulmasıyla açıklanır. Testere dişi davranışı diye adlandırılan gerilme artışı olmaksızın, boyutsal şekil değişimin meydana geldiği bu durum belirgin akma davranışının gözükmesi olarak değerlendirilmektedir. Test sonrası numunelerin kaynak metali ve ITAB'dan hasara uğramaması birleştirmenin dayanımının kabul edilebilir olduğuna işaret etmektedir.

Çalışmada farklı sıcaklıklarda (400-600 C) ısıl işlem uygulanan TRIP800 elik ve birleştirme çekme test numunelerinin kırık yüzey görüntüleri incelenmiştir. Numunelerden elde edilen kırık yüzey görüntülerinde az miktarda kesit daralması göze çarpmaktadır. Bilhassa kaynaklı numune ve az miktarda TRIP800 elik kırık yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleri olarak değerlendirilmiştir. TRIP800 elik yüzeyinde daha belirgin şekilde göze çarpan düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleri olarak değerlendirilmiştir. Bulgular 400 C ve 500 C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan her iki numunenin de genel olarak yarı sünek-yarı gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. 600 C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan her iki numunenin de yüzeyinde

ağırlıklı olarak görülen çukurcuklar genel olarak sünek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir.

Numunelerin kırılma yüzeyleri de çalışmada incelenmiş hasarın oluşumunda etkili olan unsurların varlığı belirlenmiştir. Bu amaçla kırılma yüzeylerinden noktasal ve genel EDX analizleri alınmıştır. EDX analiz sonuçları TRIP800 çelik ve kaynaklı numunedeki (Fe, Mo, Cr) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için önayak oluştururken, çukurcukların içerisinde görülen mangan oksit, alüminyum oksit ve mangan sülfür inklüzyonlarının kırılma başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına inanılmaktadır. Ayrıca soğuk kırılma açısından önem arz eden fosfor miktarının yüksekliği de dikkat çeken hususlar arasında yer almaktadır.

800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulandıktan sonra test edilen TRIP800 çeliğin akma dayanımı sırasıyla 470 N/mm² ve 353 N/mm², çekme dayanımı 664 N/mm² ve 437 N/mm², uzama miktarları ise %23 ve 33 olarak belirlenmiştir. Birleştirmelerin akma dayanımı sırasıyla 567 ve 301 N/mm², çekme dayanımı 700 ve 451 N/mm², uzama miktarları ise %9,7 ve 13,06 olarak tespit edilmiştir. Kaynaklı numunelerin genel olarak çekme, akma dayanımları ve % uzama miktarları TRIP800 çelikten daha yüksek olduğu görülmektedir. Ancak ısıl işlem sıcaklığının 1000°C çıkarılmasıyla birleştirmenin çekme dayanımı TRIP800 çelik numuneninkinden 14 N/mm² daha yüksek bulunmuştur. Birleştirmenin akma ve çekme dayanımında belirgin bir değişim görülmez iken, uzama miktarında düşme dikkati çekmektedir. Bu sonuçlar; TRIP800 çelik yapısındaki oluşan faz ve ikincil faz oluşumları ile ilişkili olduğunu düşündürmektedir. Isıl işlem sıcaklığı düşünüldüğünde belirtilen sıcaklıktan oda sıcaklığına hızlı soğutulma şartlarında çeliğin yapısında martenzit gibi sert fazların oluşması beklenir. Ancak sertlik sonuçları bunu desteklememektedir. Oda sıcaklığına açık atmosfer şartlarında soğurken yapıda yavaş soğumaya bağlı olarak ferrit ve perlit gibi yumuşak fazların oluştuğu mikroyapı görüntüleriyle ve sertlik sonuçlarıyla desteklenmektedir.

Isıl işlem sıcaklığı 800 °C'den 1000 °C'ye çıkarıldığında akma ve çekme dayanımındaki genel artış her iki numune içinde belirgin şekilde düşmüştür. Bu düşme TRIP800 çelik ana malzemenin çekme dayanımında yaklaşık 227 N/mm²

kaynaklı birleştirmede ise yaklaşık 249 N/mm² değerine ulaştığı bulunmuştur. Numunelerin akma dayanımında bu dūřme TRIP800 çelikte yaklaşık 117 N/mm² ve birleştirmede ise 206 N/mm² değerlerine ulaşmıştır. Uzama miktarlarında ise; elik için %10 ve birleştirme için ise %3,36'lık artış tespit edilmiştir. Mekanik özelliklerdeki değişimin sorumlusu olarak ısıl işlem sūrecinde numunelerin yapısında meydana gelen tane irileşmesi ve yapıda oluşan ferrit ve perlit fazları olarak değerlendirilmektedir. Mikroyapı sonuçları bu durumu açıkça göstermekte ve desteklemektedir.

800 C ve 1000 C ısıl işlem uygulanan numunelerde tespit edilen en önemli hususlardan birisi şudur. 800C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan her iki numune de sūrekli akma davranışı gösterirken, 1000 C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan tūm numuneler için belirgin akma davranışı grūlmesidir. Bu durum belirtilen sıcaklıkta yapıdaki karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest hale gelmesiyle açıklanabilir. Artan ısıl işlem sıcaklığıyla demir karbūr ve kalıntı östenit içerisinden ayrışarak serbest kalan karbon ve azot atomları deformasyon sırasında dislokasyon hareketine engel çıkarması ve artan deformasyon yūkūyle dislokasyonların bu arayer atomlarından kurtulmasıyla açıklanır. 1000 C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan her iki numunede de gerilme-uzama eğrisinin çalışma sertleşmesinin yaşandığı bölgelerde testere diři formunda salınım hareketleri de bu şekilde değerlendirilebilir.

Birleřtirmelerin kaynak metali ve ITAB bölgesinden hasara uęraması çalıřmada dikkat çeken hususlardan bir deęeridir. Bu durum belirtilen sıcaklıklarda kaynak metalinden oluřan kırılmanın sorumlusu yapıdaki oluřan fazlara baęlı olarak ortaya çıkan gevrekleřme, yapıda oluřan fosfor veya sūlfūr oluřumları olabileceęi gibi 1000 C ısıl iřlem gören numunede tane kabalařması olduęu dūřūn÷lmektedir.

800 C sıcaklıkta ısıl iřlem uygulandıktan sonra test edilen TRIP800 elik ve kaynaklı numunelerden elde edilen kırık yūzey grūntülerinde kesit daralması gr÷lmektedir. Daha önce de ifade edildięi ūzere; birleřtirmede hasarın kaynak metali ile ITAB arasından oluřması göz nūnde bulundurulmalıdır.

Bilhassa kaynaklı numune ve az miktarda TRIP800 çelik kırık yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleridir. Numune yüzeylerinde düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleri olarak ele alınabilir. Her iki numunenin de yüzeyinde ağırlıklı olarak tane içi ayrılmalar şeklinde görülen düzlemsel yüzeyler genel olarak gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. % uzama miktarlarında azalmada bu durumu doğrulamaktadır. 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulandıktan sonra test edilen TRIP800 çelik ve birleştirmelerden elde edilen kırık yüzeyler, kopmanın ITAB'dan oluşması, göz önünde bulundurularak değerlendirme yapmayı gerektirmektedir. Bilhassa birleştirme ve az miktarda TRIP800 çelik kırık yüzeyinde görülen girinti çıkıntılar sünek kırılma davranışının göstergeleri olarak değerlendirilebilir. Numune yüzeylerinde düzlemsel (klivaj) ayrılma gevrek kırılma davranışının işaretleridir. Her iki numunenin de yüzeyinde ağırlıklı olarak görülen çukurcuklar ve düzlemsel yüzeyler genel olarak yarı sünek-yarı gevrek kırılma biçimiyle kırıldığına işaret etmektedir. % uzama miktarlarında 800 °C sıcaklıkta test edilen numuneye göre artış bu durumu doğrulamaktadır.

Çekme testine tabi tutulan numunelerde hasarın oluşumunda etkili olan unsurların varlığı belirlenmiştir. Bu amaçla kırılma yüzeylerinden noktasal ve genel EDX analizleri alınmıştır. EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Mo ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı için ön ayak oluşturdıklarına inanılmaktadır. İlave olarak yüksek kükürt oranı sıcak kırılma eğilimi olması sebebiyle dikkatten kaçırılmaması gereken husustur. Ayrıca analiz sonuçlarında mangan ve kükürt elementlerinin yüksekliği; bunların sülfür inklüzyonları oluşturarak kırılma başlangıcı için teşvik edici rol üstlenebileceklerini düşündürmektedir. 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan numunelerin EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Mo, Cr ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı oluşturdıklarına inanılmaktadır. Numunelerden analiz sonuçlarında görülen mangan ve kükürt elementlerinin yüksekliği; bunların sülfür inklüzyonları oluşturarak, yüksek alüminyum oranı da oksit inklüzyonu meydana getirerek kırılma başlangıcı için rol üstlenebileceklerini düşündürmektedir.

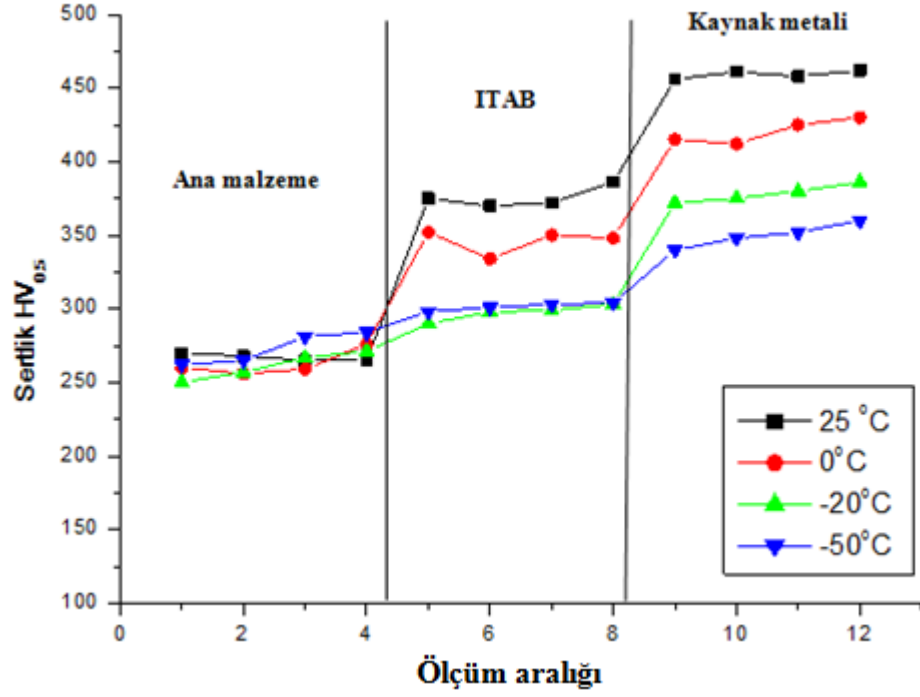
4.3. NUMUNELERİN SERTLİK ÖLÇÜMÜ SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmada 1.5 mm kalınlığındaki TRIP800 çeliğın ve birleştirmenin sertlik dağılımı belirlenmiştir. Bu amaçla kaynaklı birleştirmelerin bölümleri içerisinde TRIP800 çelik ana malzemede bulunduğundan dolayı TRIP800 çelik numunelerin sertliğı ölçülmemiştir. Çalışmada kaynaklı numunelerde sertlik ölçümü aynı hatta ana malzeme, ITAB ve kaynak metalini kapsayacak şekilde uygulanmıştır. İlave olarak; bu çeliklerin ve kaynaklı birleştirmelerinin imalat süreçlerindeki boya kurutma, gerilim giderme gibi ısıl işlemlerdeki maruz kalınacak sıcaklıkların yanısıra kullanım alanlarında karşılaşacakları farklı sıcaklıklarda çalışma durumlarında mekanik özelliklerindeki değışim, aynı zamanda sertlik ölçümü ile belirlenmeğe çalışılmıştır. Bu bağlamda farklı sıcaklıklarda -50 °C, -20 °C, 0 °C, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda 2 saat bekletilen kaynaklı birleştirmelerin oda sıcaklığına atmosfer şartlarında çıkarıldıktan /veya indirildikten sonra test işlemleri atmosfer koşullarında gerçekleştirilmiştir.

Çalışmada daha iyi değerlendirme yapabilmek için iki saat süreyle -50 °C, -20 °C, 0 °C, 25 °C gibi farklı sıcaklıklarda soğuk işlem uygulandıktan sonra oda sıcaklığına çıkarılan, TRIP800 çelik ve kaynaklı numunelerin incelemeleri ile, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda iki saat ısıl işlem uygulanarak oda sıcaklığına indirildikten sonra sertlik testine tabi tutulan numunelerin incelemeleri ayrı bölümlerde ele alınmıştır.

4.3.1. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle Soğuk İşlem Uygulanan Kaynaklı Birleştirmelerin Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin sertlik dağılımları ana malzeme, ITAB ve kaynak metalini de kapsayacak şekilde aynı hatta ölçülmüş ve grafiksel olarak Şekil 4.87’de gösterilmiştir.



Şekil 4.87. Farklı sıcaklıklarda soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin sertlik dağılımı.

Şekil 4.87'den görüldüğü üzere; en düşük sertlik -50 °C ve -20 °C sıcaklıkta soğuk işlem uygulanan numunelerde ölçülmüştür. Çalışmadaki tüm sıcaklıklar için numunelerin sertliği ana malzemeden birleştirmenin ITAB ve kaynak metaline doğru ilerledikçe arttığı görülmektedir. 0°C ve oda sıcaklığında soğuk işlem uygulanan numunelerin ana malzemeden ITAB'ne ve ITAB'dan kaynak metaline doğru ilerlerken belirgin bir sertlik artışı göze çarpmaktadır. Ancak -20 °C ve -50 °C sıcaklıkta soğuk işlem uygulanan kaynaklı numunelerin ana malzemesinden ITAB'ne geçerken çok keskin bir artış görülmez iken, ITAB'dan kaynak metaline doğru artış 0 °C ve oda sıcaklığındaki numuneler kadar olmasada belirgin olarak arttığı tespit edilmiştir. Genel olarak azalan soğuk işlem sıcaklığına bağlı olarak birleştirmelerin ITAB ve kaynak metalindeki sertlik azalışı göze batmaktadır. Bu durum Wang ve diğerlerinin yaptığı analizlerden yararlanılarak açıklanabilir. Bu analizlerde TRIP çeliğindeki martenzitik dönüşümün “gerinim sertleşmesi” ve “düzgün uzama” etkisi yapıdaki gerilimin yeniden dağıtılmasına neden olduğu belirtilmektedir [87]. Kalıntı östenitten gelen martenzitik dönüşüm, östenit etrafındaki ferrit ve beynitte biriken gerilimi gevşetebileceği ifade edilmektedir [87].

Bu çalışmada kaynaklı birleştirmelerde kaynak metali ve ITAB'da kaynak termal çevrim etkisiyle meydana gelen ferrit ve beynit fazlarındaki kalıntı gerilimler kalıntı östenitten kaynaklanan martenzitik dönüşümle gevşeyerek düşük sıcaklıklarda ITAB ve kaynak metalindeki sertlik düşüşünün sorumlusu olabilir.

Şekil 4.87'deki birleştirmelerin sertlik dağılım grafiğine göre; ferrit matriks içerisinde beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluşan TRIP800 çelik sacın sertliği ortalama 265-270 HV_{0.5} aralığında ölçülmüştür.

Sırasıyla 0 °C ve oda sıcaklığında iki saat soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin ITAB sertliği ise ana malzemedan başlamak üzere ergime bandına doğru ilerledikçe (yaklaşık 2.1 mm boyunca) belirgin bir şekilde arttığı (0°C için 334-352 HV_{0.5}) (oda sıcaklığı için 370-386 HV_{0.5}) bulunmuştur. Kaynak termal çevrimin etkisiyle bu bölgede ulaşılan sıcaklık ve o sıcaklıkta bekleme zamanı ile meydana gelen tane boyutu ve yapısal dönüşüm ürünlerinin farklılığı sertlik değişiminin sebepleri arasında düşünülmektedir. Ergitme kaynaklı birleştirmelerin ITAB'si kaba ve ince taneli, kısmi dönüşüme uğramış ve dönüşüme uğramamış olmak üzere dört bölgeden oluştuğu bilinmektedir [4]. Sonuç olarak ergime bandından başlamak kaydıyla ana malzemeye doğru gidildikçe ısı kaynağından uzaklaşıldıkça sertliğin belirgin şekilde azaldığı görülmektedir.

Kaynaklı birleştirmelerin -20 °C ve -50 °C sıcaklıkta soğuk işlem uygulanan numunelerin ITAB sertlikleri birbirlerine çok yakın (-20°C için 290-303 HV_{0.5}) ve (-50°C için 298-304 HV_{0.5}) aralığında dağılım sergilerken, oda sıcaklığında bekletilen numunenin ITAB bölgesine göre yaklaşık 70 HV_{0.5}, 0 °C sıcaklıkta bekletilen birleştirmenin ITAB'ne oranla yaklaşık 30 HV_{0.5} daha düşük bulunması göze çarpan önemli bir husustur. -20 °C ve -50 °C gibi sıcaklıklarda soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin ITAB ve kaynak metali sertliklerinde belirgin bir şekilde düşük bulunması bağlantıların kaynak termal çevriminin etkisi altında kalan bölgelerinin sertliğinde soğuk işlemin gerilim gevşemesi oluşturarak belirgin bir azalmaya neden olduğu anlaşılmaktadır.

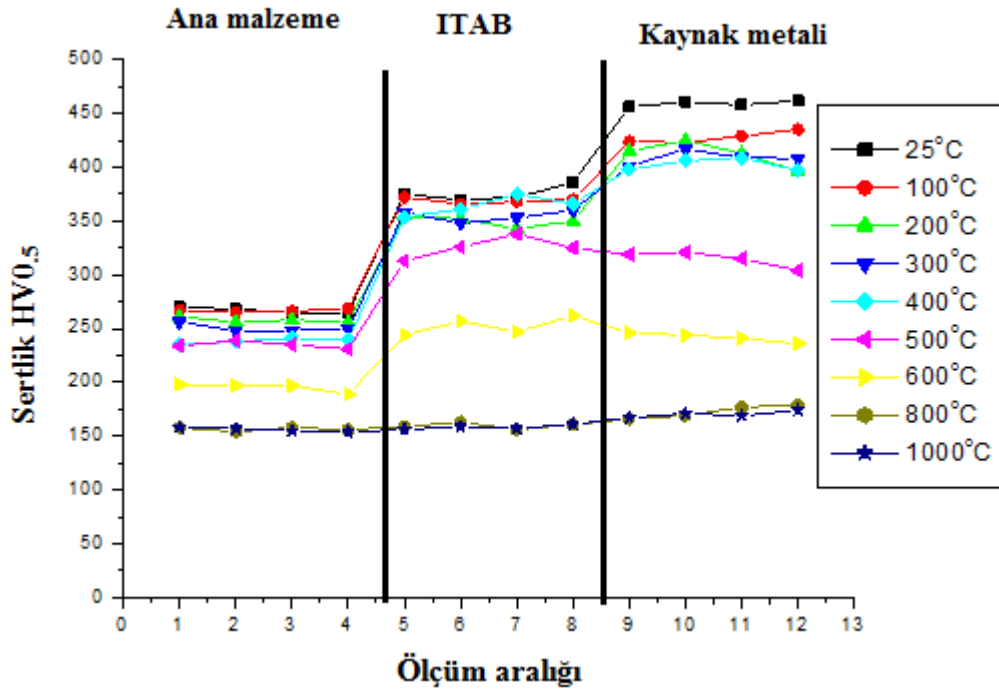
Ancak kaynak termal çevrimi etkisi altında kalan bölgelerin sertliklerinde belirgin azalma olsada, bağlantının ana malzeme sertliğinden hala yüksek bulunması bağlantının çekme testi sırasında hasarın ana malzemedan dolayısıyla birleştirmenin en düşük dayanımlı bölgesinden oluşmasını doğrulamaktadır.

-50 °C sıcaklıkta soğuk işlem uygulanan numunenin ITAB kaba taneli bölgesinden kaynak metaline geçildiğinde yaklaşık 36 HV_{0.5}, -20 °C sıcaklıkta soğuk işlem uygulanan numunenin ITAB kaba taneli bölgesinden kaynak metaline geçildiğinde ise yaklaşık 70 HV_{0.5} belirgin bir artış göstermesi göze batan diğer önemli bir husustur. 0 °C ve oda sıcaklığında test edilen numunelerin ITAB kaba taneli bölgesinden kaynak metaline geçildiğinde sırasıyla 65 HV_{0.5} ve 70 HV_{0.5} sertlik artışı tespit edilmiştir.

Birleştirmenin kaynak metali olarak adlandırılan bölgesinde kaynak eksenine kadar (yaklaşık 5mm mesafe boyunca) gerçekleştirilen ölçümlerde oda sıcaklığında bekletilen numunenin kaynak metali sertliği ise 456 HV_{0.5} ile 462 HV_{0.5} arasında dağılım sergilediği tespit edilmiştir. 0 °C sıcaklıkta bekletilen birleştirmelerin kaynak metali sertliği ise 412 HV_{0.5} ile 430 HV_{0.5} arasında ölçülmüştür. Ancak çalışmada -20 °C ve -50 °C gibi sıcaklıklarda soğuk işlem uygulanan numunelerin kaynak metali sertliği en düşük -50 °C sıcaklığında bekletilen numunede, daha sonra -20 °C sıcaklıkta bekletilen numunede ölçülmüştür. -50 °C sıcaklığında soğuk işlem uygulanan bağlantının kaynak metali sertliği 340-360 HV_{0.5}, -20 °C sıcaklıkta soğuk işlem uygulanan numunenin kaynak metali sertliği 372-386 HV_{0.5} aralığında dağılım sergilediği tespit edilmiştir. Kaynak metalindeki sertlikte meydana gelen bu dalgalanmanın meydana gelen fazlar ve onların morfolojilerinin yanı sıra kullanılan ilave metale bağlı olarak meydana gelen seyrelme ile ilgili olduğu düşünülmektedir. Çalışmada en düşük kaynak metali sertliğinin ölçüldüğü -50 °C sıcaklığında soğuk işlem uygulanan numune ile en yüksek sertliğinin tespit edildiği oda sıcaklığında bekletilen birleştirmelerin kaynak metali sertliği arasında yaklaşık ortalama 110 HV_{0.5} fark göze çarpmaktadır.

4.3.2. Farklı Sıcaklıklarda İki Saat Süreyle ısl İşlem Uygulanan Kaynaklı Birleştirmelerin Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle ısl işlem uygulanan TRIP800 elik birleştirmelerin sertlik dağılımları ana malzeme, ITAB ve kaynak metalini de kapsayacak şekilde aynı hatta ölçölmüş ve grafiksel olarak şekil 4.88’de gösterilmiştir.



şekil 4.88. Farklı sıcaklıklarda ısl işlem uygulanan birleştirmelerin sertlik dağılımı.

şekil 4.88’den göröldüğü üzere; en yüksek sertlik oda sıcaklığında test edilen birleştirmede elde edilirken, en düşük sertlik 800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta iki saat ısl işlem uygulanan birleştirmelerde ölçölmüştür. Genel olarak artan ısl işlem sıcaklığı ile birleştirmelerin sertliğinin azaldığı görölmektedir. 400 °C sıcaklığa kadar ısl işlem uygulanan kaynaklı bağlantılarda sertlik ana malzemeden kaynak metaline doğru arttığı görölmektedir. 500 °C ve 600 °C sıcaklıklarda ısl işlem uygulanan birleştirmelerde sertlik ana metalden ITAB’ne geçerken belirgin şekilde arttığı ancak, ITAB’dan kaynak metaline geçerken az da olsa azaldığı görölmektedir. 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda iki saat süresince ısl işlem uygulanan birleştirmelerin sertliği

ana metal, ITAB ve kaynak metali için aynı seviyelerde tespit edilmiştir. Ancak, tüm birleştirmelerin bölümleri içerisinde en düşük sertlik sonuçları bu iki sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan numunelerde tespit edilmiştir. Bu durum uygulanan ısıl işlem sıcaklığı, süresi ve müteakibinde havada oda sıcaklığına soğutma düşünüldüğünde kaynaklı birleştirmenin yapısının tamamen kaybolduğuna işaret etmektedir. Oluşan yapı ve tane boyutuyla ilişkili olarak bağlantının tüm bölgelerinde sertliğin aynı bulunmasının arkasında yatan sebep olduğu düşünülmektedir.

Daha önce de ifade edildiği gibi kaynaklı birleştirmeler ana malzeme, ITAB ve kaynak metali olmak üzere üç bölgeden oluşur. Bu bölgelerden ITAB ise kendi arasında ergime bandından başlama kaydıyla ana malzemeye doğru kaba taneli, ince taneli, kısmi dönüşüme uğramamış ve dönüşüme uğramamış bölge olmak üzere dört bölümden oluşur. ITAB çeliklerde kaynak termal çevrimiyle ilişkili olarak ergime sıcaklığı ile A_1 ($723\text{ }^{\circ}\text{C}$) sıcaklıkları arasındaki bölgeyi kapsar. Bu sebeple genel değerlendirmede kaynaklı birleştirmelerin sertliği bağlantıların bölümleri üzerinden ayrı ayrı ele alınacaktır. Bağlantının ana malzeme bölgesi TRIP800 çeliğinden oluştuğu için en yüksek sertlik oda sıcaklığında test edilen numunede $267\text{-}270\text{ HV}_{0.5}$ aralığında ölçülmüştür. Artan ısıl işlem sıcaklığıyla birlikte $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklığa kadar ısıl işlem gören bağlantıların ana malzeme sertlikleri az da olsa düşme gösterdiği tespit edilmiştir. $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta iki saat ısıl işlem gören numuneye göre yaklaşık $30\text{ HV}_{0.5}$ daha düşük, $235\text{-}241\text{ HV}_{0.5}$ aralığında dağılım sergilediği tespit edilmiştir. Bu sertlikteki azalma uygulanan ısıl işlemle birleştirmenin ana malzeme bölgesindeki kalıntı gerilmelerin ısıl işlemle gevşemesine bağlı olarak açıklanabilir. Kalıntı gerilmelerin giderilmesi sertlikte bir miktar düşme etkisi gösterir.

Isıl işlem sıcaklığı $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'den $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklığa çıkarıldığında ana malzeme sertliğinde azalma eğiliminin devam ettiği görülürken, ısıl işlem sıcaklığı $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ulaşıldığında ana malzemenin sertliğinde $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de işlem gören numuneye göre yaklaşık $40\text{ HV}_{0.5}$ belirgin bir azalma bulunmuştur. $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta ısıl işlem süresi göz önünde bulundurulduğunda ana malzemede kalıntı gerilmelerin giderilmesi ve difüzyona bağlı sert fazların karbon kaybetmesi sertlik düşüşünün sebebi olarak değerlendirilebilir.

800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda ısıtıl işlem uygulanan birleştirmelerde ana malzemenin sertliğinin artan tane boyutuna ve oluşan ferrit ve perlit fazlarına bağlı olarak daha da azalarak yaklaşık 154-158 HV_{0.5} aralığında ölçülmüştür.

Birleřtirmelerin ana malzeme bölgesinden ITAB dönüşüme uğramamış bölgesine doğru ilerledikçe sertlik 600 °C sıcaklığa kadar ısıtıl işlem uygulanan birleştirmelerin tamamında belirgin bir şekilde arttığı görölmektedir. Bu sertlik artışının 800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan numuneler için geğerli olmadığı belirlenmiştir. Ana malzemedan ITAB'ne gečiřte en yüksek sertlik artışı oda sıcaklığındaki numunede yaklaşık 105 HV_{0.5} artış gösterirken, en düşük sertlik artışı 600 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan birleştirmede 59 HV_{0.5} olarak belirlenmiştir. Belirtilen bölgede ulaşılan sertlik oda sıcaklığından 600 °C sıcaklığa kadar ısıtıl işlem gören numunelerde artan ısıtıl işlem sıcaklığıyla azalma eğilimi göstermektedir. Sertlikteki azalma uygulanan ısıtıl işlemle birleştirmenin ITAB dönüşüme uğramamış bölgesindeki kalıntı gerilmelerin ısıtıl işlemle gevşemesine bağlı olarak açıklanabilir.

Birleřtirmelerin ITAB sertlikleri 400 °C sıcaklığa kadar ısıtıl işlem gören numunelerde kaba taneli bölgeye doğru ilerledikçe belirgin bir artış eğilimi göstermediği tespit edilmiştir. Bu durum ısıtıl işlem sıcaklığı ve uygulama zamanına bağlı olarak yapıdaki sert fazların temperlenmesi ve kalıntı gerilmelerin giderilmesiyle ilişkili olduğunu düşündürmektedir. 500 °C ve 600 °C sıcaklıkta işlem gören numunelerde yapıdaki sert fazların karbon kaybetmesine bağlı olduğu düşünölen kaba taneli bölgede ve kaynak metaline doğru gečiřte az miktar sertlikte azalma göze çarpmaktadır. 800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulanan numunelerde yapısal dönüşüm ve tane kabalaşması meydana geldiği için sertlikte ITAB olarak değerlendirilen bölgede ana malzeme bölgesinden farklı bir değer sergilemediği görölmektedir.

Kaynaklı birleştirmelerin ITAB kaba taneli bölümünden kaynak metaline doğru ilerlendiğinde 400 °C sıcaklığa kadar ısıtıl işlem gören numunelerde belirgin bir artış eğilimi görölmektedir. En yüksek sertlik artışı oda sıcaklığında test edilen numunede 84 HV_{0.5} olarak tespit edilirken, en düşük artış ise 400 °C sıcaklıkta işlem gören numunede yaklaşık 39 HV_{0.5} olarak tespit edilmiştir. 400 °C üzerindeki sıcaklıklarda ısıtıl işlem uygulanan numunelerde sertlik artışı söz konusu değerdir.

Birleştirmelerin kaynak metalinde en yüksek sertlik oda sıcaklığındaki numunede 456-462 HV_{0.5} aralığında tespit edilirken, en düşük sertlik 800 °C ve 1000 °C ısıl işlem gören numunelerde, kaynak metallerinin yapısı ısıl işlem sıcaklığına ve süresine bağlı olarak ortadan kalktığı için, kaynak metali yapısının korunduğu en düşük sıcaklık olan 600 °C sıcaklıkta işlem gören numunede 236-246 HV_{0.5} aralığında dağılım sergilediği bulunmuştur. Artan ısıl işlem sıcaklığına bağlı olarak kaynak metalinin sertliği de belirgin olarak azaldığı grafikten grlmektedir. Sertlik düşüşünün sebebi olarak bağlantının diğer bölgelerindeki unsurlar gösterilebileceği gibi yapıda oluşan metal karbürlerin kabalaşması da etkili olabilir.



BÖLÜM 5

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, ağırlıklı olarak otomotiv sektöründe kullanılan 1.5 mm kalınlığındaki TRIP800 çelik sacın plazma ark kaynak kabiliyeti araştırılmıştır. Bu amaçla TRIP800 çelik çifti ön deneysel sonuçlar ışığında belirlenen optimum kaynak parametrelerinde birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirme ve TRIP800 çeliklerin servis şartlarında karşılaşacağı durumlar göz önünde bulundurularak farklı sıcaklıklarda (-50 °C, -20 °C, 0 °C, soğuk işlem için, 25 °C atmosfer koşulları için, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C ve 1000 °C ısıtma işlemi için) 2 saat süreyle bekletilmiştir. Daha sonra oda sıcaklığına açık atmosfer şartlarına çıkarılan/indirilen TRIP800 çelik ve birleştirmelerin mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiş ve mekanik özellikleri belirlenmiştir. Çalışmada elde edilen bulgular soğuk işlem ve ısıtma işlemi uygulanan numuneler olmak üzere ayrı ayrı aşağıda gibi özetlenebilir;

- TRIP800 çeliğinin mikroyapısı ferrit beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluşmuştur. ITAB mikroyapısı kaynak termal çevrimin etkisiyle ulaşılan sıcaklık ve o sıcaklıkta bekleme zamanı ile farklılık göstermektedir. ITAB'ın kısmi dönüşümüne uğramış bölgesinden başlamak kaydıyla yapının ferrit, beynitin yanısıra kalıntı östenit ve martenzitten oluştuğu belirlenmiştir. ITAB'ın ince taneli ve kaba taneli bölümünün az miktarda ferrit içerirken ağırlıklı olarak martenzite dönüşmüştür. Kaynak metalinin kolonsal tanelerini büyük ölçüde martenzit fazının dekore ettiği görülmektedir. Soğuk işlem uygulaması numunelerin yapısında dönüşüm oluşturmamıştır.
- 0 °C, -20 °C ve -50 °C gibi farklı sıcaklıklarda soğuk işlem uygulanan kaynaklı numunelerin çekme dayanımları ve % uzama miktarları TRIP800 çelikten belirgin şekilde daha düşük bulunmuştur.

- Azalan soğuk işlem sıcaklığı birleştirmelerin çekme dayanımı ve % uzama miktarlarında belirgin bir değişiklik oluşturmaz iken, akma dayanımında artışa neden olmuştur. Bilindiği üzere çeliklerin akma dayanımı çevresel faktörlerden sıcaklıktan belirgin şekilde etkilenir. Artan sıcaklıkla akma dayanımı düşerken, azalan sıcaklıkla akma dayanımı artar.
- Test sonrası soğuk işlem uygulanan birleştirmelerin kaynak metali ve ITAB bölgesinden hasara uğramaması kopmanın ana malzemedan meydana gelmesi birleştirmenin dayanımının kabul edilebilir olduğuna işaret etmektedir. Bu sonuç TRIP800 çeliğinin yüksek enerji yoğunluklu plazma ark kaynak yöntemi ile başarıyla birleştirilebileceğine işaret etmektedir.
- Kırılma yüzey incelemeleri numunelerin ağırlıklı olarak gevrek kırılma işaretlerini gösterirken, azalan soğuk işlem sıcaklığıyla yüzeylerdeki çukurcuklar bölgesel sünek kırılma belirtilerine de işaret etmektedir. Sertlik düşüşü de bu durumu desteklemektedir.
- EDX analiz sonuçları metal karbür ve çukurcukların içerisinde görülen oksit inklüzyonlarının kırılma başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına işaret etmektedir.
- Numunelerde en düşük sertlik $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta soğuk işlem uygulananlarda ölçülmüştür. Tüm sıcaklıklar için numunelerin sertliği ana malzemedan birleştirmenin ITAB ve kaynak metaline doğru ilerledikçe arttığı görülmektedir. $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve oda sıcaklığında bekletilen numunelerin ana malzemedan ITAB'ne ve ITAB'dan kaynak metaline doğru ilerlerken belirgin bir sertlik artışı bulunmuştur. Ancak $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta soğuk işlem uygulanan birleştirmelerde ise ana malzemedan ITAB'ne geçerken çok keskin bir artış görülmez iken, ITAB'dan kaynak metaline doğru artış, $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve oda sıcaklığındaki numuneler kadar olmasada, belirgin olarak arttığı tespit edilmiştir.

- Soğuk işlem sonrası oda sıcaklığına tekrar ısınırken birleştirmenin ITAB ve kaynak metalinde oluşacak karbürler matrikste karbon ve alaşım elementleri miktarını azaltarak ve gerilme rahatlaması oluşturarak martenzitten oluşan matriksin sertliğindeki azalmaya sebep olduğuna inanılmaktadır.

Farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle ısıtıl işlem uygulanan numunelerin mikroyapı incelemeleri ve mekanik özellikleri genel olarak bir arada değerlendirilmiştir. Kaynak dikişlerinde çok küçük gaz boşlukları dışında mekanik özelliklerini etkileyecek boyutta kaynak hatası gözlenmemesi birleştirmenin plazma ark kaynak yöntemiyle başarıyla birleştirileceğine işaret etmektedir.

- TRIP800 çelik mikroyapısında farklı sıcaklıklarda iki saat süreyle ısıtıl işlem uygulanması sonucunda, 600 °C ve üzeri sıcaklıklarda ısıtıl işlem uygulananlar hariç, belirgin yapısal değişim farklılığı tespit edilmemiştir. Bu çeliğin mikroyapısı temelde ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından meydana gelmektedir. Artan ısıtıl işlem sıcaklığı ve bekleme süresine bağlı olarak yapıda demir karbür Fe_3C veya Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V) C karbürlerin oluşumu muhtemeldir. EDX analiz incelemeleri karbür oluşumlarına işaret etmektedir.
- 400 °C - 600 °C sıcaklıklarda ısıtıl işlem uygulanan numunelerin ana metalinde fazların hacim oranının ferrit lehine artış gösterdiği düşünülmektedir. Belirtilen sıcaklıklarda bekletme süresince karbonca zengin kalıntı östenit içindeki karbon atomları difuz ederek demir karbür (sementit) oluşturduğu düşünülmektedir.
- Ferrit/östenit faz oranı ve sınırı interkiritik tavlama bölgesindeki sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme zamanıyla ilişkilidir. Denge şartlarında yapının ağırlıklı olarak östenitle, az miktarda ferrit fazından oluşması beklenir. Ancak numune oda sıcaklığına doğru havada soğurken ana malzeme ve ITAB'deki östenit tane içlerinde yeni ferrit kristalleşmesi oluşmuştur. Soğuma hızına bağlı olarak östenit tane içlerinde martenzit dönüşümü de oluşabilir. Yapıda Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V)C karbürlerin ve MnS oluşumu muhtemeldir.

- Tek faz bölgesinde ısıtıl işlem uygulanan birleştirmenin ana malzeme yapısında tüm fazların östenite dönüşmesinin yanısıra karbürlerin çözünmesi beklenir. Ana malzeme ve ITAB'deki östenit tanelerinin dönüşümüyle oluşan yeni ferrit kristallerin yan yüzeylerinde oluşan sementit levhaları yapıda perlitin meydana geldiğini ve ayrıca tane irileşmesi olduğunu göstermektedir. İlave olarak yapıda demir karbür, Fe_4M_2 (M= W, Mo, Cr, V) C karbürlerin ve MnS oluşumu muhtemeldir. EDX analiz incelemeleri demir karbür ve mangan sülfür oluşumları dikkat çekmektedir.
- Farklı sıcaklıklarda ısıtıl işlem uygulanan bağlantıların ITAB'lerin kısmi dönüşümüne uğramış bölümlerinden başlamak kaydıyla yapıda ferrit ve beynitin yanısıra kalıntı östenitin ve martenzit fazları da oluşmuştur. İnce taneli ve kaba taneli bölümlerinin ise genel olarak tamamen martenzit fazına dönüştüğü tespit edilmiştir. Artan ısıtıl işlem sıcaklıklarında ITAB'da oluşan martenzit levhaların kabalaşması, bekletme zamanı ile ilişkili olarak martenzitin temperlenmesiyle beynit gibi daha tok bir yapıya dönüşmesi beklenir. 500 °C ve 600 °C ısıtıl işlem sıcaklıklarında karbonca zengin yapılardan difüz eden karbon atomlarının karbür oluşturması da beklenebilir. İkili faz bölgesinde bekletilen bağlantının ITAB'nin kısmi dönüşümüne uğramış bölümünden başlayarak; yapının ferrit ve östenit tanelerinden oluştuğu görülmektedir. Oda sıcaklığına doğru soğurken ITAB östenit tane içlerinde yeni ferrit ve martenzit oluşumları göze çarpmaktadır. Tek faz bölgesinde ısıtıl işlem uygulanan birleştirme ITAB'sinde östenit ve perlitten oluşmuştur.
- Farklı sıcaklıklarda ısıtıl işlem uygulanan birleştirmenin kaynak metalinin yapısını büyük ölçüde martenzit fazının dekore ettiğı görülmektedir. 300 °C - 600 °C ısıtıl işlem sıcaklıklarında uzun bekletme zamanı bölgesel difüzyon işlemine olanak sağlayarak karbon ve alaşım atomları kümelenerek kristal kusuru, karbür çekirdeklenmesi ve büyümesine sebep olduğuna inanılmaktadır. Tek faz bölgesinde ısıtıl işlem uygulanan birleştirmenin yapısının yüksek sıcaklık ısıtıl işlem sürecinden etkilenerak tamamen ferrit ve perlit fazlarından oluşmuştur.

- Atmosfer koşullarını temsilen 25 °C sıcaklıkta test edilen TRIP800 çeliğin akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarı sırasıyla 540 N/mm², 903 N/mm² ve %30 olarak tespit edilmiştir. Aynı sıcaklıkta bekletilerek test edilen birleştirmenin ortalama akma ve çekme dayanımı sırasıyla 520 N/mm², ve 844 N/mm² bulunmuştur. Ortalama uzaması ise %20,63 bulunmuştur. Hasarın ana malzemedan meydana gelmesi TRIP800 çeliğin oda sıcaklığında plazma ark kaynak yöntemiyle başarı ile birleştirilebileceğine işaret etmektedir.
- 100 °C, 200 °C ve 300 °C sıcaklıkta ısıl işlem gören TRIP800 çeliğin akma dayanımı sırasıyla 542, 552 ve 580 N/mm², çekme dayanımı 878, 871 ve 865 N/mm², uzama miktarları ise %30, 32 ve 34,5 olarak belirlenmiştir. Birleştirmelerin akma dayanımı sırasıyla 538, 547 ve 570 N/mm², çekme dayanımı 874, 866 ve 835 N/mm², uzama miktarları ise %20,35, 20,7, ve 20,67 olarak bulunmuştur. Kaynaklı numunelerin çekme, akma dayanımları ve uzaması TRIP800 çelikten daha düşük bulunmuştur. Ayrıca artan ısıl işlem sıcaklığıyla numunelerin çekme dayanımı azalırken, akma dayanımı artmıştır.
- 400 °C, 500 °C ve 600 °C sıcaklıkta ısıl işlem gören TRIP800 çeliğin akma dayanımı sırasıyla 570, 626 ve 543 N/mm², çekme dayanımı 831, 779 ve 695 N/mm² ve uzama miktarları ise %35, 30 ve 30 olarak belirlenmiştir. Birleştirmelerin ise; akma dayanımı sırasıyla 565, 597 ve 567 N/mm², çekme dayanımı 813, 745 ve 699 N/mm², uzama miktarları ise %20,73, 15,6, ve 14,4 bulunmuştur. 400 °C ve 500 °C sıcaklıklarda ısıl işlem gören birleştirmelerin dayanımları ve şekillendirilebilirlikleri TRIP800 çelikten daha düşük bulunmuştur. Ancak 600 °C sıcaklıkta ısıl işlem gören birleştirmenin akma ve çekme dayanımı ana malzemedan daha yüksek bulunmuştur. Artan ısıl işlem sıcaklığıyla deney numunelerinin çekme dayanımı azalırken, 400 °C ve 500 °C ısıl işlem sıcaklığı için akma dayanımının arttığı tespit edilmiştir. Yapıda oluşan metal karbürler akma dayanımındaki artışın sorumlusu olabilir. Isıl işlem sıcaklığı 600 °C'ye çıkarıldığında akma dayanımındaki artış her iki numune içinde tekrar düşme eğilimine girmiştir. Sülfür ve oksit inklüzyonu, fosfor oluşumları dayanımının azalmasında etkili olduğu düşünülmektedir.

- Daha önceki ısıtma işlem sıcaklıklarında sürekli akma davranışı gösteren tüm numuneler için 500 °C ve 600 °C sıcaklıklar için belirgin akma davranışı görülmüştür. Bu durum demir karbür ve kalıntı östenit içerisinde ayrılarak serbest kalan karbon ve azot atomları deformasyon sırasında dislokasyon hareketine engel çıkarması ve artan deformasyon yüküyle arayer atomlarından kurtulmasıyla açıklanır.
- Hasarın ana malzemeden oluşması bağlantının dayanımının kabul edilebilir olduğuna işaret etmektedir. Bulgular 400 °C ve 500 °C sıcaklıkta ısıtma işlem uygulanan her iki numunenin de yarı sünek-yarı gevrek kırılmaya işaret etmektedir. 600 °C sıcaklıkta ısıtma işlem uygulanan her iki numunede görülen çukurcuklar sünek kırılmanın işaretidir. EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Mo, Cr)C karbür, mangan, alüminyum oksit ve mangan sülfür inklüzyonlarının kırılma başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına inanılmaktadır. Ayrıca soğuk kırılma açısından fosfor miktarının yüksekliği de dikkat çekmektedir.
- 800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta ısıtma işlem uygulanan TRIP800 çeliğin akma dayanımı sırasıyla 470 N/mm² ve 353 N/mm², çekme dayanımı 664 N/mm² ve 437 N/mm², uzama miktarları ise %23 ve 33 olarak belirlenmiştir. Birleştirmelerin akma dayanımı sırasıyla 567 ve 301 N/mm², çekme dayanımı 700 ve 451 N/mm², uzama miktarları ise %9,7 ve 13,06 olarak bulunmuştur. Kaynaklı numunelerin dayanımı TRIP800 çelikten daha yüksek bulunmuştur. Isıtma işlem sıcaklığı 800 °C'den 1000 °C'ye çıkarıldığında numunelerin akma ve çekme dayanımı belirgin şekilde düşmüştür. Bu azalma TRIP800 çeliğin akma ve çekme dayanımında yaklaşık 117 N/mm² ve 227 N/mm², birleştirmede ise yaklaşık 206 N/mm² ve 249 N/mm² olarak bulunmuştur. Şekillendirilebilirlikte ana malzeme için %10 ve birleştirmede ise %3,36'lık artış bulunmuştur. Özelliklerdeki değişimin sorumlusu tane irileşmesi ve yapıda oluşan ferrit ve perlit fazları olarak değerlendirilmektedir.

- Elde edilen bulgulardan bir diğeri de 800 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan her iki numunede sürekli akma davranışı görülürken, 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan tüm numuneler için belirgin akma davranışı görülmesidir.
- Belirtilen sıcaklıklar için test sonrası numunelerin kaynak metali ve ITAB bölgesinden hasara uğraması çalışmada dikkat çeken hususlardan bir diğeriştir. Kaynak metalinden oluşan kırılmanın sorumlusu yapıdaki oluşan fazlara bağlı olarak ortaya çıkan gevrekleşme, yapıda oluşan fosfor veya sülfür oluşumları olabileceği gibi, tane kabalaşması olabilir.
- 800 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanmış her iki numunenin yüzeyinde tane içi ayrılmalar şeklinde görülen düzlemsel yüzeyler gevrek kırılmaya işaret etmektedir. Şekillendirilebilirlikteki azalmada bu durumu doğrulamaktadır. 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem gören her iki numunenin yüzeyindeki çukurcuklar ve düzlemsel yüzeyler yarı sünek-yarı gevrek kırılma işaretidir. 800 °C sıcaklıkta test edilen numuneye göre şekillendirilebilirlikteki artış bunu desteklemektedir. EDX analiz sonuçlarına göre (Fe, Mo ve Mn) C karbür oluşumları kırılma başlangıcı oluşturduklarına inanılmaktadır. Analiz sonuçlarında görülen mangan ve kükürt elementlerinin yüksekliği; bunların sülfür inklüzyonları oluşturarak, yüksek alüminyum oranı ise oksit inklüzyonu meydana getirerek kırılma başlangıcı için rol üstlenebileceklerini düşündürmektedir.
- En yüksek sertlik oda sıcaklığında test edilen birleştirmede elde edilirken, en düşük sertlik 800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta ısıl işlem uygulanan birleştirmelerde ölçülmüştür. Artan ısıl işlem sıcaklığı ile birleştirmelerin sertliğinin azaldığı görülmektedir. 400 °C sıcaklığa kadar ısıl işlem uygulanan bağlantılarda sertlik ana malzemedan kaynak metaline doğru arttığı görülmektedir. 500 °C ve 600 °C sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanan birleştirmelerde sertlik ana metalden ITAB'ne geçerken belirgin şekilde arttığı ancak, ITAB'dan kaynak metaline geçerken az da olsa azalmıştır. 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanan birleştirmelerin sertliği ana

metal, ITAB ve kaynak metali için oluşan yapı ve tane boyutuyla ilişkili olarak aynı seviyelerde tespit edilmiştir.

- Bağlantının ana malzemesi TRIP800 çeliğinden oluştuğu için en yüksek sertlik oda sıcaklığında test edilen numunede 267-270 HV_{0.5} aralığında ölçülmüştür. Artan ısı işlem sıcaklığıyla birlikte 400 °C sıcaklığa kadar ısı işlem gören bağlantıların ana malzeme sertlikleri az da olsa düşmüştür. 400 °C sıcaklıkta ısı işlem gören numuneye göre yaklaşık 30 HV_{0.5} daha düşük, 235-241 HV_{0.5} aralığında ölçülmüştür. Sertlikteki azalma ana malzeme bölgesindeki kalıntı gerilmelerin ısı işlemle gevşemesine bağlı olarak açıklanabilir. Isı işlem sıcaklığı 600 °C ulaşıldığında ana malzemenin sertliğinde 500 °C'de işlem gören numuneye göre yaklaşık 40 HV_{0.5} belirgin bir azalma bulunmuştur. 600 °C sıcaklıkta ısı işlem süresi de göz önünde bulundurulduğunda kalıntı gerilmelerin giderilmesi ve difüzyona bağlı sert fazların karbon kaybetmesi sertlik düşüşünün sebebi olabilir. 800 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda ısı işlem uygulanan numunelerde ana malzemenin sertliğinin artan tane boyutunun yanısıra oluşan ferrit ve perlit fazlarına bağlı olarak daha da azalarak yaklaşık 154-158 HV_{0.5} aralığında bulunmuştur.
- Ana malzemedan ITAB dönüşüme uğramamış bölgesine ilerledikçe sertlik 600 °C sıcaklığa kadar ısı işlem uygulanan birleştirmelerin tamamında arttığı görülmektedir. Bu sertlik artışının 800 °C ve 1000 °C sıcaklıkta ısı işlem uygulanan numuneler için geçerli değildir. Ana malzemedan ITAB'ne geçişte en yüksek sertlik artışı oda sıcaklığındaki numunede yaklaşık 105 HV_{0.5} artış gösterirken, en düşük sertlik artışı 600 °C sıcaklıkta ısı işlem uygulananda 59 HV_{0.5} olarak belirlenmiştir. ITAB kaba taneli bölümünden kaynak metaline ilerlendiğinde 400 °C sıcaklığa kadar ısı işlem gören numunelerde belirgin bir artış bulunmuştur. En yüksek sertlik artışı oda sıcaklığında test edilen numunede 84 HV_{0.5} olarak tespit edilirken, en düşük artış ise 400 °C sıcaklıkta işlem gören numunede yaklaşık 39 HV_{0.5} olarak tespit edilmiştir. 400 °C üzerindeki sıcaklıklarda sertlik artışı söz konusu değildir.

- Birleştirmelerin kaynak metalinde en yüksek sertlik oda sıcaklığındaki numunede 456-462 HV_{0.5} aralığında tespit edilmiştir. Kaynak metallerinin yapısının dönüşüme uğramasına ve tane kabalaşmasına bağlı olarak en düşük sertlik 800 °C ve 1000 °C ısıl işlem gören numunelerde bulunmuştur. Kaynak metali yapısının korunduğu en yüksek sıcaklık olan 600 °C ısıl işlem gören numunede sertlik 236-246 HV_{0.5} aralığında ölçülmüştür. Artan ısıl işlem sıcaklığıyla kaynak metalinin sertliği de belirgin olarak azaldığı bulunmuştur.



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. Horvath, C. D. Advanced steels for lightweight automotive structures. P. K. Mallick içinde, *Materials, design and manufacturing for lightweight vehicle*, USA: University of Michigan-Dearborn, 35-78, Mart (2010).
13. International Iron & Steel Institute Committee on Automotive Applications, 'Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines', March 2005.
14. Aydın, H., "Çelik saçlarının çift fazlı ısıtılma 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 düktilite 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", Ph. D. Thesis, *University 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. Furne´mont, Q., Kempf, M., Jacques, P.J., Gorken, M., Delannay, F., “On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels”, *Materials Science and Engineering A*, Vol 328, No 1, 26–32, 2002.
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. Hanzaki, AZ., Hodgson PD., Yue, S., “Hot deformation characteristics of Si-Mn TRIP steels with and without Nb microalloy additions”, *ISIJ International*, Vol 35, No 4, 324-330, 1995.

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., Dik, N. H., Bruce, E., Siestam, J. and Zağ, S., "Magmatik 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, 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 Fújda, 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. Nayaka, S.S., Baltazar, Hernandez, V.H., Okitaa, Y., Zhou Y., "Microstructure–hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds", *Materials Science and Engineering A*, 551, 73– 81, (2012).
56. Ding, H. Song, D. Tang, Z. and Yang P., "Strain hardening behavior of aTRIP/TWIP steelwith 18.8% Mn", *Material Science and Engineering A*, 528: 868-873, (2011).
57. Pal, T. K. and Chattopadhyay, K., "Resistance spot weldability and high cycle fatigue behaviour of martensitic (M190) steel sheet", *Fatigue&Fracture of Engineering Materials&Structures*, 34: 46-52, (2010).
58. International Iron & Steel Institute Committee on Automotive Applications, "Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines", http://observatorio.aimme.es/otea_document.asp?id=357&n=1, March 2005.
59. 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).
60. Sakuma, Y., Matsumura, 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).
61. 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).

62. Bhadeshia, H. K. D. H., "TRIP-Assisted Steels?", *ISIJ International*, 42 (9): 1059-1060, (2002).
63. Kang, C. Y., Han T. K., Lee B. K. and Kim J. K., "Characteristics of Nd: YAG laser welded 600 N/mm² grade TRIP and DP steels," *Materials Science Forum*, 539-543: 3967-3972 (2007).
64. 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).
65. 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).
66. 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).
67. 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).
68. 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 N/mm² class TRIP steel," *ISIJ International*, 45 (1): 60–65 (2005).
69. 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).
70. Anık, S., Anık, E.S., Vural, M., "1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı", Cilt 1, *Birsen Yayınevi*, İstanbul, (1993).
71. Gültekin, N., "Kaynak tekniği", *Y.Ü. Yayını*, Sayı: 184, İstanbul, (1983).
72. Oğuz, B., "Plazma arkla kaynak ve kesme", *Oerlikon Kaynak Bilimi*, Sayı: 2, s. 3-43, (1985).
73. Karadeniz, S., "Plazma Tekniği", *TMMOB Yayın No: 137*, , Ankara, (1990.)
74. Kaluç, E., "Plazma arkı ile kesme ve kaynak İşleri", *Endüstride Bizim Dünyamız Dergisi*, Sayı: 12, s. 5-9, İstanbul, Haziran (1986).

75. Kaluç, E., "Plazma arkı ile kesme ve kaynak", TMMOB MMO İstanbul Şubesi, Meslekiçi Eğitim Programı, **Özel Kaynak Yöntemleri Semineri**, 10-12, s. 172-185, İstanbul, Kasım (1993).
76. N.N., "Metals Handbook-Volume 6- Welding, Brazing and Soldering", Ninth Edition, **ASM**, U.S.A., (1983).
77. N.N., "Welding Handbook-Volume 4- Metals and Their Weldability", Seventh Edition, **AWS**, U.S.A., (1982).
78. Folkhard, E., "Welding metallurgy of stainless steels", **Springer-Verlag**, Wien-Austurya, (1988).
79. Smith, D., "Welding Skills and Technology", **Mc Graw Hill**, Singapur, (1986).
80. Nikolaev, G., Olhansky, N., "Advanced welding processes", **Mir Publishers**, Moskova-Rusya, (1977).
81. N.N., "Welding Handbook-Volume 2- Welding Processes", Ninth Edition, **AWS**, U.S.A., (1991).
82. 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).
83. Stojko, A., Sub-zero Treatment of Tool Steels, M.Sc. Thesis, **Technical University of Denmark**, DTU Department of Manufacturing Engineering and Management, Denmark, (2001).
84. K.Arslan, A.Şelte, "Takım çeliklerinde sıfırlatı işlem mekanizması", **Teknik Yazı**, Türk Mühendis ve Mimarlar Odası Birliği Metalurji Mühendisleri Odası, 37-38.
85. Fuerst, J.D., "Cryotreatment", **Panacea or Black Magic**, (1996).
86. Huang, J.Y., Zhu, Y.T., Liao, X.Z., Beyerlein, I.J., Bourke M.A., T.E Mitchell, "Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel", **Materials Science and Engineering A**, 339, 241-244, (2003),
87. Wang, X.d., Huang, B.x., Rong Y.h., Wang, L., "Microstructures and stability of retained austenite in TRIP steels", **Materials Science and Engineering A**, 438-440, p. 300-305, (2006).
88. Yinghui, Z., Yonli, M., Yonglin K., 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).

89. Nageswararao, P., Kaurwar, A., Singh, D., Jayaganthan,R., “Enhancement in strength and ductility of Al-Mg-Si alloy by cryorolling followed by warm rolling”, *Procedia Engineering*, 75, 123–128 (2014).
90. De Cooman, B.C., “Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite”, *Current opinion in solid state and Materials Science*, 8, 285-303, (2004).
91. N. Fonstein, N. Pottore, S. Lalam, & D. Bhattacharya: “Phase transformation behavior during continuous cooling and isothermal holding of aluminum and silicon bearing trip steels”, *Materials, Science and Technology*, Meeting, 549-561, (2003).
92. Kučerová, L., Bystrianský, M., “Comparison of thermo-mechanical treatment of C-Mn-Si-Nb and C-Mn-Si-Al-Nb TRIP steels”, *Procedia Engineering* 207, 1856–1861, (2017).
93. S.A. Kulin, Cohen M., Averbach B.L., *Trans. AIME* 193, 661, (1952).

ÖZGEÇMİŞ

Büşra KARAOĞLU 1991 yılında Zonguldak'ta doğdu; ilk ve orta öğrenimini Karabük'te tamamladı. Vakıfbank Zübeyde Hanım Anadolu Lisesi Fen Bölümü'nden mezun oldu. 2010 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2017 yılında mezun oldu. 2018 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İmalat Mühendisliğinde yüksek lisans programına başladı. Aynı yıl Yerlikaya İnşaat şirketinde kontrol mühendisi olarak göreve başladı, 8 ay çalıştıktan sonra Kasım 2018'de MARZİNC Marmara Geri Kazanım SAN. TİC. A.Ş.'de Teknik Ofis Mühendisi olarak işe başlamış olup halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Balıklarkayası Mevkii / KARABÜK
Tel : (552) 933 1136
E-posta : busrakaraoglu2@gmail.com