

**TIG KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEN
TRIP 450/800 VE ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ**

**2013
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

Yavuz TAŞYIKAN

**TIG KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEN TRIP 450/800 VE ÇİFT-
FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ**

Yavuz TAŞYIKAN

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

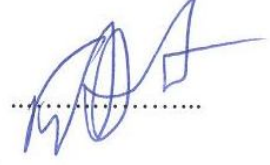
KARABÜK

Ocak 2013

Yavuz TAŞYIKAN tarafından hazırlanan “TIG KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEN TRIP 450/800 VE ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarız.

Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı



Yrd. Doç. Dr. Sadettin ŞAHİN

Tez Danışmanı, Kırıkkale Üniversitesi



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 18/ 01/2013

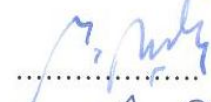
Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası


Başkan : Prof. Dr. Hüseyin UZUN (SAÜ)



Üye : Yrd.Doç. Dr. Memiş IŞIK (KBÜ)



Üye : Yrd.Doç. Dr. Fatih HAYAT (KBÜ)

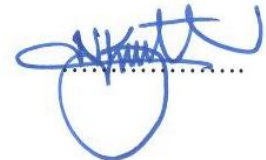


...../...../2013

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

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



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

Yavuz TAŞYIKAN

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TIG KAYNAK YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLEN TRIP 450/800 VE ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ

Yavuz TAŞYIKAN

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Tez Danışmanları:

Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT

Yrd. Doç. Dr. Sadettin ŞAHİN

Ocak 2013, 88 Sayfa

Bu çalışmanın birinci hedefi, TRIP 450/800 çeliği, ısıtma işlemi tekniği ile 740 °C tavlama sıcaklığında 60 dakika bekletildikten sonra suda soğutularak, çift-fazlı çeliğe dönüştürülmektedir.

Çalışmanın ikinci hedefi ise dönüştürülen çift-fazlı çelik ile TRIP 450/800 çeliği TIG kaynak yöntemi kullanılarak birleştirmektir. Ayrıca TRIP 450/800 çeliği ve dönüştürülen çift-fazlı çeliklerde kendi aralarında birleştirilerek elde edilen mekanik ve mikroyapı sonuçları karşılaştırılmıştır. Birleştirilen numunelere çekme ve sertlik darbe deneyi uygulanmış, kaynak bölgesinin mikrosertlikleri alınmış, kaynak bölgesinde kırılma ve yüzeylerinin mikroyapıları incelenerek birbirleri ile karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak TRIP 450/800 çeliğinin ferrit, beyrit ve kalıntı östenit mikroyapısı, ısıtma işlemi yoluyla ferrit ve martenzit yapısına dönüştürülmüştür. Çift-fazlı çelik başarıyla gerçekleştirilmiştir. TIG kaynak yöntemi ile birleştirilen

numunelerin birleştirme mukavemetleri incelendiğinde çok aşırı bir mukavemet farkı olmadığı görülmüştür.

Anahtar Sözcükler : Çift-fazlı elik, TRIP eliği, TIG kaynağı.

Bilim Kodu : 915.3.019

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

Yavuz TAŞYIKAN

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Thesis Advisors:

Assist. Prof. Dr. Fatih HAYAT

Assist. Prof. Dr. Sadettin ŞAHİN

January 2013, 88 pages

The first aim of this study is to turn TRIP 450/800 steel into dual-phase steel after waiting 60 minutes at 740 °C annealing temperature with thermoprocessing technique and then cooling in water.

Studies second aim is to combine TRIP 450/800 steel and converted dual-phase steel by using TIG weld technique. Furthermore mechanical and microstructure results which were acquired by combining TRIP 450/800 steel and converted dual-phase between each other were compared. They were compared by each other by applying strength impulse(test) and tension test, taking microhardness of weld zone and analyzing the microstructures of fraction and surface in weld zone. As a result, ferrite, bainite and residual austenite microstructure of TRIP 450/800 steel was turned into ferrite and martensite structure by heat treatment technique. Dual-phase steel was materialized successfully. It was seen that there wasn't a high endurance difference when the combining endurances of combined samples (with TIG welding technique) were analyzed.

Key Word : Dual-phase steel, TRIP steel, TIG welding.
Science Code : 915.3.019

TEŞEKKÜR

Yüksek Lisans Tez çalışmalarım süresince yardımları ile beni yönlendiren danışman hocam Sn. Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT'a ve Yrd. Doç. Dr. Sadettin ŞAHİN'e yardımlarını esirgemeyen ve yüksek lisans eğitimim boyunca beni yapıcı anlamda yönlendiren ve kıymetli bilgilerinden yararlandığım Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN'a, deneysel çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Prof. Dr. Hüseyin UZUN'a, test numunelerin testlerini yapılmasında laboratuvarlarından istifade ettiğim Kardemir A.Ő.'ne, XRD ve SEM analizlerinin yapılmasında laboratuvarlarından yararlandığım Gebze İleri Teknoloji Enstitüsü'ne teşekkürü bir borç bilirim.

Sevgili aileme manevi hiçbir yardımı esirgmeden yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xvii
BÖLÜM 1.	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	3
TRIP ÇELİKLERİ VE ÖZELLİKLERİ	3
2.1. GİRİŞ.....	3
2.2. TERMO-MEKANİKSEL İŞLEMLER	5
2.3. TRIP ÇELİĞİNİN ÜRETİMİ	7
BÖLÜM 3.	9
ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER VE ÖZELLİKLERİ	9
3.1. GİRİŞ.....	9
3.2. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ.....	13
3.3. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ISIL İŞLEMİ	15
3.4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN AVANTAJLARI VE UYGULAMA ALANLARI	19
BÖLÜM 4.	23
GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN VE OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI ...	23
4.1. GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI.....	23

	<u>Sayfa</u>
4.1.1. Genel Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti.....	23
4.1.1.1. Karbon Eşdeğeri.....	25
4.1.2. Kaynakta Isı Girdisi.....	26
4.1.3. Kaynak Bölgesinin Yapısı	28
4.1.3.1. Ergime Bölgesi	28
4.1.3.2. Isı Tesiri Altında Kalan Bölge(ITAB)	28
4.1.3.3. İnküzyonların Tesiri.....	28
BÖLÜM 5.	30
TIG KAYNAĞI VE ÖZELLİKLERİ.	30
5.1. TIG KAYNAĞI.....	30
5.2. TIG KAYNAĞI TARİFİ VE ÖNEMİ.....	31
5.2.1. TIG Kaynağının Tarifi.....	31
5.2.2. TIG Kaynağının Önemi	31
5.3. TIG KAYNAK YÖNTEMİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI.....	32
BÖLÜM 6.	33
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	33
6.1. GİRİŞ.....	33
6.2. MALZEMELERİN KİMYASAL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİ.....	33
6.3. ÇİFT-FAZA DÖNÜŞTÜRMEK İÇİN UYGULANAN ISIL İŞLEM.....	34
6.4. KAYNAK İŞLEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ	34
6.4.1. Kaynak Telinin Özellikleri	34
6.4.2. Birleştirilecek Levhaların Belirlenmesi.....	35
6.4.3. Deney Parçalarının Birleştirilmesi	36
6.5. KAYNAKLI PARÇALARDAN NUMUNELERİNİN KESİLMESİ.....	36
6.6. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU.....	37
6.7. MAKROYAPI İNCELEMELERİ.....	38
6.8. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU(SEM) İNCELEMESİ.....	38
6.9. X-RAY DIFFRACTION MİKROSKOBU(XRD) İNCELEMESİ.....	38
6.10. ELEKTRON PROB MİKRO ANALİZ MİKROSKOBU(EPMA) İNCELEMESİ.....	39

	<u>Sayfa</u>
6.11. SERTLİK TESTİ.....	39
6.12. ÇENTİK DARBE DENEYİ.....	40
6.13. ÇEKME DENEYİ NUMUNESİNİN HAZIRLANMASI VE UYGULANMASI.....	41
6.13.1. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Deneyi.....	41
BÖLÜM 7.	43
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.	43
7.1. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI.....	43
7.2. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI.....	45
7.3. ÇENTİK DARBE DENEYİ SONUÇLARI.....	49
7.4. METALOGRAFİK SONUÇLAR.....	50
7.4.1. Mikroyapı İncelemeleri Sonuçları.....	50
7.5. KIRILMA VE KOPMA YÜZEYLERİNİN SEM İNCELEMELERİ.....	56
7.5.1. Darbe Çentik Numunelerinin SEM Analizleri.....	57
7.5.2. Çekme Numunelerinin SEM Analizleri.....	64
7.6. XRD SONUÇLARI.....	70
7.6.1. TRIP 450/800-TRIP 450/800 Kaynaklı Bağlantının XRD Sonuçları.....	70
7.6.2. TRIP 450/800-740S Kaynaklı Bağlantının XRD Sonuçları.....	71
7.6.3. 740S-740S Kaynaklı Bağlantının XRD Sonuçları.....	72
7.7. TRIP 450/800-740S KAYNAKLI BAĞLANTININ EPMA SONUCU.....	73
BÖLÜM 8.	82
SONUÇ VE ÖNERİLER.	82
8.1. SONUÇLAR.....	82
8.2. ÖNERİLER.....	83
KAYNAKLAR.....	84
ÖZGEÇMİŞ.....	88

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. TRIP çeliğine ait iç yapı görüntüsü	3
Şekil 2.2. TRIP 600, H220BD ve DDQ çeliklerine ait gerilim gerinim eğrileri	5
Şekil 2.3. Kalıntı östenitin karbonca zenginleştirme yoluyla oluşum mekanizması ..	8
Şekil 2.4. TRIP çeliklerinin üretim şemaları	8
Şekil 3.1. Çift-fazlı çelikte ferrit ve martenzitin görünüşü	9
Şekil 3.2. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdan, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşüm esnasında oluşan martenzit birim kafesi, (Koyu olan noktalar C atomudur).....	10
Şekil 3.3. Çift-fazlı (350/600) ve HSLA (350/450) çeliklerine ait gerilme birim şekil değiştirme eğrileri	11
Şekil 3.4. Çift-fazlı çelikler ile diğer çelik türlerinin kıyaslanması	12
Şekil 3.5. Sürekli tavlama hattının şematik gösterimi	15
Şekil 3.6. Ferrit (açık renk) martenzit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift-fazlı bir çelik	16
Şekil 3.7. Çift-faz ısıtma işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi.....	17
Şekil 3.8. Farklı çift-faz ısıtma işlem teknikleri sonucu elde edilen mikro yapılar	17
Şekil 3.9. Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem ile elde edilmiş ferrit (Açık renk), martenzit (Koyu renk) mikroyapısı 1000 X büyütme	19
Şekil 3.10. Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift-fazlı çeliğe ait mukavemet yüzde uzama grafikleri	20
Şekil 4.1. Kaynak kabiliyetinin temel faktörler ve özelliklerle ilişkisi.....	23
Şekil 4.2. Genel yapı çeliklerinin kaynağa uygunluğu	25

Şekil 4.3. Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (kaynakta düzlemsel sıcaklık alan örnekleri)	26
Şekil 4.4. Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (Kaynakta hacimsel sıcaklık alan örnekleri)	27
Şekil 4.5. H60 çeliği için (a) ZSD ve (b) Kaynak-ZSD diyagramlarının karşılaştırılması	27
Şekil 4.6. Östenit tane boyutuna bağlı olarak tane sınırı ferrit oranı değişimi.	29
Şekil 5.1. TIG Kaynak yönteminin şematik gösterimi	30
Şekil 6.1. Protherm marka kamara tipi ısıl işlem fırını	34
Şekil 6.2. Kaynaklı bağlantıların kaynak planı.....	35
Şekil 6.3. Kaynaklı plakalardan deney parçalarının çıkarılma planı	37
Şekil 6.4. Deneylerde kullanılan optik mikroskop.....	38
Şekil 6.5. SCHIMATHSU marka sertlik ölçüm cihazı	39
Şekil 6.6. Yatay eksen de sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar.....	40
Şekil 6.7. Çentik darbe deneylerinin yapıldığı test cihazı	40
Şekil 6.8. Lazer kesim ile hazırlanmış çekme deneyi numuneleri	41
Şekil 6.9. 40 Ton Kapasiteli AMSLER Marka Çekme Cihazı	42
Şekil 7.1. Sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar	43
Şekil 7.2. Yatay eksen de alınan sertlik ölçüm sonuçları	44
Şekil 7.3. R kodlu kaynaklı bağlantıların karşılaştırmalı çekme deneyi sonuçları ..	46
Şekil 7.4. UR kodlu kaynaklı bağlantıların karşılaştırmalı çekme deneyi sonucu...	46
Şekil 7.5. R1-1 kodlu numuneye ait gerilme - % uzama eğrisi	47
Şekil 7.6. R2-1 kodlu numuneye ait gerilme - % uzama eğrisi	47
Şekil 7.7. R3-1 kodlu numuneye ait gerilme - % uzama eğrisi	48
Şekil 7.8. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafları	48
Şekil 7.9. TRIP 450/800-TRIP 450/800 Kaynaklı bağlantının 500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.....	51
Şekil 7.10. TRIP 450/800-TRIP 450/800 Kaynaklı bağlantının 1500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.....	52

Şekil 7.11. TRIP450/800-740S Kaynaklı bağlantının 500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.....	53
Şekil 7.12. TRIP450/800-740S Kaynaklı bağlantının 1500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.....	54
Şekil 7.13. 740S-740S Kaynaklı bağlantının 500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.....	55
Şekil 7.14. 740S-740S Kaynaklı bağlantının 1500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.....	56
Şekil 7.15. 20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizi.....	58
Şekil 7.16. -20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizleri.....	59
Şekil 7.17. -20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunenin SEM analizi.....	60
Şekil 7.18. -20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizi.....	61
Şekil 7.19. 0 °C’de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizi.....	62
Şekil 7.20. 0 °C’de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunenin SEM analizi.....	63
Şekil 7.21. Çekme testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizleri.....	64
Şekil 7.22. Çekme testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunenin SEM analizleri.....	65
Şekil 7.23. Çekme testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizleri.....	66
Şekil 7.24. Çekme testi ile kırılan Ur(TRIP 450/800-TRIP 450/800) numunenin SEM analizleri.....	67
Şekil 7.25. Çekme testi ile kırılan Ur(TRIP 450/800-740S) numunenin SEM analizleri.....	68
Şekil 7.26. Çekme testi ile kırılan Ur(740S-740S) numunenin SEM analizleri.....	69
Şekil 7.27. TRIP 450/800-TRIP 450/800 kaynaklı malzemenin XRD analizi.....	70
Şekil 7.28. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin XRD analizi.....	71
Şekil 7.29. 740S-740S kaynaklı malzemenin XRD analizi.....	72
Şekil 7.30. EPMA deney bölgeleri.....	73
Şekil 7.31. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin kaynak bölgesi EPMA görüntüsü.....	74
Şekil 7.32. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin kaynak metali EPMA görüntüsü.....	74

	<u>Sayfa</u>
Şekil 7.33. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin TRIP800 bölgesi EPMA görüntüsü.....	75
Şekil 7.34. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin 740S bölgesi EPMA görüntüsü.....	75
Şekil 7.35. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin ITAB bölgesi EPMA görüntüsü.....	76
Şekil 7.36. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin 740S bölgesi elementel analizi.....	77
Şekil 7.37. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin TRIP bölgesi elementel analizi.....	78
Şekil 7.38. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin 740S(ITAB) bölgesi elementel analizi.....	79
Şekil 7.39. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin TRIP(ITAB) bölgesi elementel analizi.....	80

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 3.1. Ticari çift-fazlı çelik ve kompozisyonları.....	13
Çizelge 3.2. Çift-fazlı çeliklerin uygulama alanları.....	22
Çizelge 4.1. Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler	24
Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına göre kimyasal bileşimi	33
Çizelge 6.2. Kullanılan ilave kaynak telinin kimyasal bileşimi	34
Çizelge 6.3. Kullanılan ilave kaynak telinin mekanik özellikleri.....	35
Çizelge 6.4. TIG kaynak makinesinin teknik özellikleri	36
Çizelge 7.1. Sertlik ölçüm sonuçları.....	43
Çizelge 7.2. Kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları.....	45
Çizelge 7.3. Çentik darbe deney sonuçları.....	50
Çizelge 7.4. EPMA deney bölgelerine göre elemantel analiz sonuçları.....	73

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

$Cr_{eş}$: Krom Eşdeğerliliği
$Ni_{eş}$: Nikel Eşdeğerliliği
Ag	: Gümüş
Al	: Alüminyum
Ar	: Argon
Au	: Altın
Cu	: Bakır
H_2	: Hidrojen
He	: Helyum
Mo	: Molibden
Ni	: Nikel
$erf(z)$: Hata İşlevi
γ	: Birim Hacim Ağırlığı
$\Gamma(x)$: Gama İşlevi
θ	: Kutupsal Açı
σ	: Normal Gerilme
σ_c	: Tek Eksenli Basınç Dayanımı

KISALTMALAR

AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing and Materials
AWS	: American Welding Society
DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
EN	: Avrupa Normu
IIW-IIS	: Uluslararası Kaynak Enstitüsü
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
MIG	: Metal Inert Gas
TIG	: Tungsten Inert Gas
TS	: Türk Standardı
TRIP	: Transformation Induced Plasticity Steels

BÖLÜM 1

GİRİŞ

1982 yıllarında geliştirilen yüksek mukavemetli ve şekillendirme kabiliyeti iyi olan çift-fazlı çelikler, otomobil imalatında kullanılmaya başlanmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda termo mekanik işlemlerle mekanik özellikleri daha da yükseltile ve şekillendirme kabiliyetleri daha da arttırıldığı TRIP 450/800 çelikleri geliştirilerek otomotiv sektöründe çift-fazlı çeliklerin yerini almaya başlamıştır.

TRIP 450/800 çeliklerinin otomotiv imalatında kullanımı gündeme gelince, bu çeliklerin kaynaklı birleştirme kabiliyetlerinin bilinmesinin önemi de artmıştır. Şu ana kadar yapılan çalışmalar incelendiğinde TRIP 450/800 çeliklerinin nokta direnç kaynağıyla, MAG gazaltı kaynak yöntemiyle, TIG kaynak yöntemiyle, lazer kaynak yöntemiyle birleştirilerek, kaynak kabiliyetleri belirlenmeye çalışılmış, en uygun kaynak teli ve kaynak parametrelerinin neler olabileceği hakkında çalışmalar yapılmıştır.

Özellikle ince sacların birleştirilmesinde önemli bir yer oluşturan TIG kaynak yöntemiyle TRIP 450/800 çelik saclarının birleştirilmesi detaylı bilginin var olmadığı belirlenmiştir. Bu nedenle bu tez çalışmasında TRIP 450/800 çeliği TIG kaynak yöntemiyle birleştirilerek, birleştirme mukavemeti ve kaynak bölgesinin mikroyapısının incelenmesi amaçlanmıştır.

Ayrıca TRIP 450/800 çeliğinin ferrit, beynit ve kalıntı östenit mikroyapısı ısı işlem yardımıyla ferrit + martenzite dönüştürülüp çift-fazlı bir çelik haline dönüştürülmesinin mümkün olup olmayacağı araştırılmıştır. Dönüştürülen çift-fazlı çeliğin mekanik özelliklerinin TRIP 450/800 çeliğinden ne gibi bir farkın olabileceği incelenmeye çalışılmıştır.

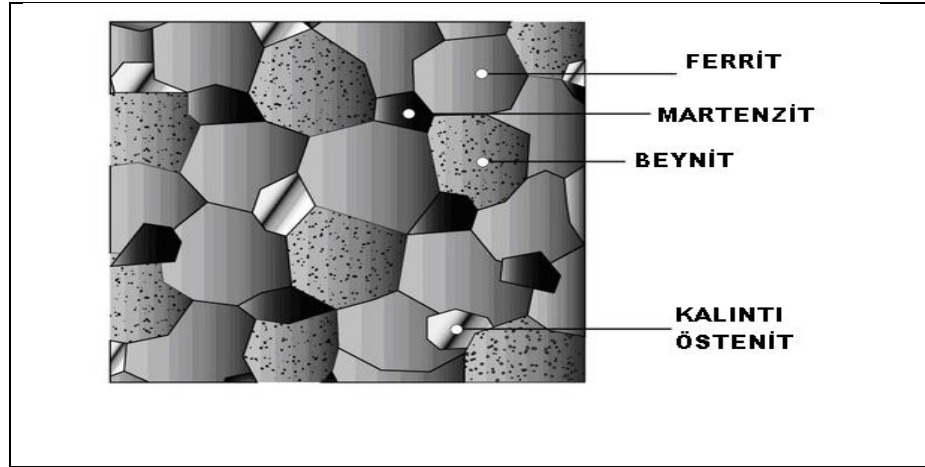
Dönüştürülen çift-fazlı çeliklerde TIG kaynak yöntemiyle birleştirilerek, birleştirilen TRIP 450/800 çeliğin birleştirme özellikleri ile karşılaştırılmaya çalışılmıştır. Ayrıca TRIP 450/800 çeliği ile dönüştürülen çift-fazlı çelik birleştirilirse, birleştirme mukavemetinin ve kaynak bölgesi mikroyapısının nasıl bir değişiklik göstereceği incelenmeye çalışılmıştır.

BÖLÜM 2

TRIP ÇELİKLERİ VE ÖZELLİKLERİ

2.1. GİRİŞ

TRIP kısaltması “transformation induced plasticity” kelimelerinin ilk harflerinden oluşmaktadır (Şekil 2.1) [1-4]. Uygun termo-mekaniksel işlemlerle yapıdaki kalıntı östenit, sıcaklık ve deformasyonun etkisiyle, martenzite dönüşür [3].



Şekil 2.1. TRIP çeliğine ait iç yapı görüntüsü.

Çelikler üzerine yapılan çalışmalarda, karbon ve karbür yapıcı alaşım elementleri içeren östenit fazının oda sıcaklığının üzerinde fakat yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapısal değişime uğrayabildikleri belirlenmiştir. Yüksek dayanımlı şekillendirilmiş çeliklerde, deformasyonla ve sonrasında martenzite dönüşümle sert alaşım karbürlerin ince dağılımı ve yüksek dislokasyon yoğunluğu sağlanmıştır. Alaşım karbürlerinin bu işlemlerle hızlı bir şekilde oluşması sonucunda, östenitte karbonca bir azalma meydana gelmiştir. Bu da MS (martenzit başlangıç) ve MF (martenzit bitiş) sıcaklıklarının bölgesel yükselmesine neden olmuştur [5,6]. Bu

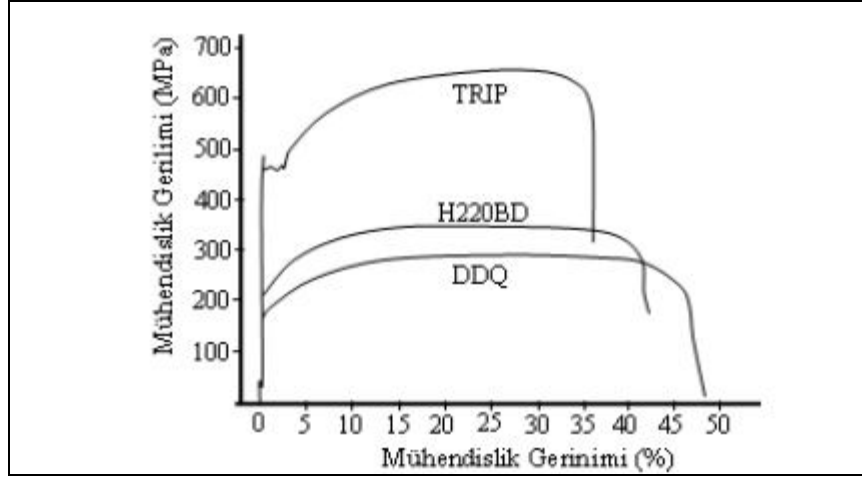
işlemler sırasında temel kural, dizayn edilen yarı kararlı östenitin deformasyon işlemi öncesi oda sıcaklığı altında olan MS ve MF sıcaklıklarını oda sıcaklığının üzerine çıkartmaktır. Böyle bir çelik, ideal termo-mekaniksel işlemlerden sonra tamamıyla östenitik yapıda olabilir ve şekillendirme işlemi ile arzu edilen yüksek dislokasyon yoğunluğu, alaşım karbürlerin ince dağılımı gibi yapısal özelliklerin bazısına sahip olabilir. Oluşturulan martenzit ile dayanım ve sünekliğin yükselmesi sağlanır. Eşsiz karakteristik özellikler olan yüksek dayanım ve süneklik, deformasyon ile gerçekleşen yapısal dönüşüm ile elde edilir. Araştırmacılar bu gibi karakteristik özellikler gösteren alaşımlara TRIP çelikleri adını vermiştir [5,7-10].

Otomotiv endüstrisindeki uygulamalar için aranan yüksek dayanım-uzama kombinasyonu sağlayan (800-1000 MPa aralığında yüksek dayanım-%30 dan fazla uzama) TRIP çelikleri son 10-15 yıldır araştırmacıların büyük ilgisini çekmektedir. TRIP çelikleri temelde farklı bir yüksek dayanım çelik türü olup tipik kimyasal kompozisyonları % ağırlıkça Fe, 0.2C, 1.7Mn, 1.5Si'dir [6,7].

Artan dayanım ve süneklik mekanik yükleme altında martenzit fazının oluşumu ile elde edilir. TRIP çeliklerinin mikroyapısını ferrit, beyrit ve kalıntı östenit oluşturmaktadır.

Tipik bir TRIP çeliğinin oda sıcaklığında mikroyapısı %55-60 ferrit, %25-40 beyrit ve %5-15 yarı kararlı kalıntı östenitten oluşur. TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri mikroyapıda bulunan düşük miktardaki kalıntı östenit tarafından kontrol edilir [12, 13]. Plastik gerinim altında yarı kararlı östenitin martenzite dönüşmesinden dolayı TRIP çelikleri, yüksek dayanım ve sünekliğe sahiptir [1,9,14]. Bu özellikler TRIP çeliklerine olan ilginin artmasının en önemli sebebidir. TRIP çeliklerinde deformasyon sırasında kalıntı östenitin martenzite dönüşümü pekleşme katsayısında artışa neden olur. Bu tür çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı arttıkça dayanım katsayısının arttığı gözlemlenmiştir [15]. Bu nedenle geçmiş yıllarda yapılan araştırmaların çoğunluğunda mekanik özellikler kalıntı östenit hacim oranıyla ilişkilendirilmeye çalışılmıştır. Uygun termo-mekaniksel işlemler sonucunda boyun

verme ve çatlak oluşumundaki gecikme, yüksek akma ve çekme dayanımı ile birlikte yüksek ve üniform bir toplam uzamaya neden olmaktadır (Şekil 2.2) [16].



Şekil 2.2. TRIP 600, H220BD ve DDQ çeliklerine ait gerilim gerinim eğrileri [16].

TRIP çelikleri gerinim hızına duyarlı bir malzemedir. Bazı araştırmacılar gerinim hızının TRIP çelikleri üzerine olan etkisini incelemişlerdir. Kenji Saito ve arkadaşları [17] düşük karbonlu TRIP çeliklerinde gerinim hızının ve sıcaklığın etkisini incelemişler, artan gerinim hızının ve sıcaklığın martenzitik dönüşümü sınırlandırdığını belirlemişlerdir. Choi ve arkadaşları [18] kalıntı östenit hacim oranının ve gerinim hızının çekme özellikleri üzerine etkilerini incelemiştir. Kalıntı östenit hacim oranı arttıkça çekme dayanımı, toplam uzama ve absorbe edilen enerji miktarı artarken, akma dayanımının azaldığını belirlemişlerdir. Vuoristo ve arkadaşları yüksek gerinim hızında çift-fazlı çelik ile TRIP çeliğinin davranışlarını karşılaştırmışlardır[19]. Deney sonuçları TRIP çeliklerinin enerji absorpsiyon kapasitelerinin çift-fazlı çeliklerden daha yüksek olduğunu göstermiştir.

2.2. TERMO-MEKANİKSEL İŞLEMLER

TRIP çeliklerinde mekanik özelliklerin malzemenin kimyasal bileşimine güçlü bir şekilde bağlı olduğu bilinen bir gerçektir. Fakat yapıda görülen fazlar ve hacim oranları da, örneğin kalıntı östenitin morfolojisi, tane boyutu ve karbon içeriği,

mekanik özellikler üzerinde oldukça etkilidir. Ayrıca yapıda bulunan bu fazlar, deformasyon sırasında TRIP çeliğinin davranışını da belirlemektedir [20].

TRIP işlemi, malzemeye uygulanan deformasyon sonucu, östenitin martenzite dönüşümü sırasında deformasyon sertleşme katsayısının artmasıyla, homojen deformasyon bölgesinin genişletilmesidir. Çeliklerde östenit mukavemetle birlikte özellikle süneklik sağlar. Karbonun % 0.3'e kadar yükseltilmesi TRIP işleminde mukavemet artışına neden olur. TRIP çeliğini üretmek için iki yöntem vardır:

a) Çeliğin kimyasal kompozisyonu, yapının oda sıcaklığında tamamen östenit olarak kalmasını sağlayacak biçimde ayarlanır. Bu durumda MF sıcaklığı oda sıcaklığının üzerindedir. Östenit fazını içeren çelik daha sonra MF sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta termo-mekanik bir işlem görür. Bunun için çeliğe 250-550°C sıcaklıkları arasında % 80 deformasyon uygulanır. Östenitik yapıdaki malzemeye uygulanan yüksek miktardaki deformasyon sonucu MS ve MF sıcaklıklarında artış olur. Dönüşümü hızlandıran bu artışlara rağmen oda sıcaklığına kadar soğutulan yapıda östenit kararlı olarak kalır. Oda sıcaklığındaki çeliğe uygulanan ikinci bir deformasyonla östenitin büyük bir miktarının martenzite dönüşümü sağlanır. Oluşan martenzit yüksek mukavemet ve süneklik özellikleri gösterir. İşlem sonucu istenilen düzeyde mukavemet artışı elde edebilmek için çeliğin karbon miktarı % 0.3 olarak sınırlandırılmaktadır.

b) Bileşiminde % 0.3 civarında karbon ve karbür oluşturu elementler bulunan çeliğin kimyasal kompozisyonu, MS ve MF sıcaklıkları oda sıcaklığının altında kalacak biçimde ayarlanır. Östenitleme sonrası çeliğe 250-550°C arasında deformasyon uygulanır. Bu termo-mekanik işlem hem östenitin deformasyonunu, hem de karbür oluşumunu sağlar. Bu da MS ve MF sıcaklıklarını yükseltir. Daha sonra oda sıcaklığında uygulanan ikinci bir deformasyon ile östenitin martenzite dönüşümü sağlanır. Oluşan yapı yüksek mukavemetli ve sünektir [21].

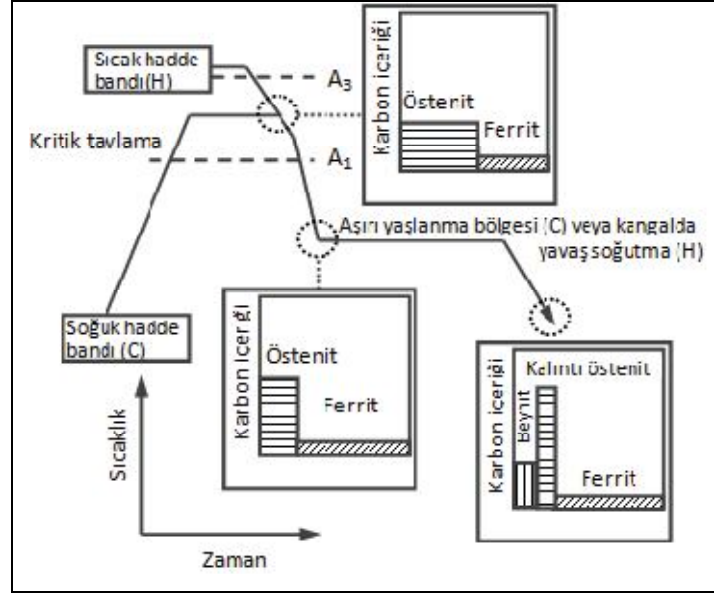
TRIP çeliklerinin elde edilmesinde ilk işlem istenilen kompozisyondaki çeliğin MF sıcaklığını oda sıcaklığının üzerine çıkarmaktır. Daha sonra çelik MF sıcaklığının

üstünde, 250-550°C arasında, % 80 deforme edilir ve oda sıcaklığında kararlı östenitik yapı oluşturulur. Deney sırasında gerçekleşen martenzitik dönüşünden dolayı oda sıcaklığında yüksek dayanım ve süneklik elde edilir [22]. Literatür taraması şeklindeki bu çalışmanın sonuçları için aşağıdaki değerlendirmeler yapılabilir;

1. TRIP çeliklerine uygulanan termo-mekanik işlemler yapı-özellik ilişkilerini belirlemektedir.
2. Kompleks mikroyapıya sahip TRIP çeliklerinde fazların hacim oranı ve morfolojisi mekanik özellikleri ve kararlılığı belirlemektedir. Kalıntı östenitin modifikasyonu daha belirleyici rol oynamaktadır.
3. Günümüzde seri üretim açısından pek çok malzemenin şekillendirilmesindeki zorluk, şekillendirme esnasında malzemenin dayanımının artması ve sünekliğinin azalmasıdır. Bu olumsuzluğun giderilmesinde TRIP çelikleri öncü çelikler sınıfındadır.
4. Termo-mekanik işlemlerden sonra, belirli kimyasal kompozisyona sahip çelik malzemede, plastik deformasyon nedenli dönüşüm sağlanabilir. TRIP etkisi ile 1000 ile 2000 MPa arasında yüksek akma dayanımına ve %25 ile %49 arasında iyi derecede % uzamaya sahip malzemeler üretilebilir.
5. TRIP çeliklerinde dönüşüm kontrolündeki zorluk bu yöntemi pahalı bir işlem haline getirmektedir.

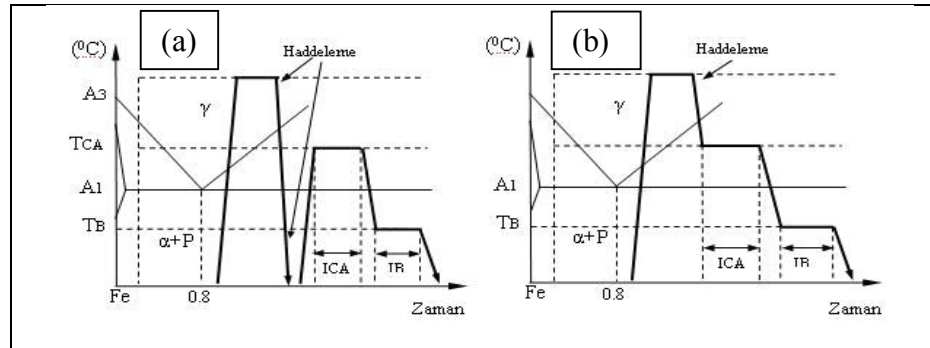
2.3. TRIP ÇELİĞİNİN ÜRETİMİ

Yüksek mukavemetli çeliklerin üretim ısıl işlem rotaları benzer özelliğe sahiptir. TRIP çeliğinin üretim prensibi ve oluşan fazlar Şekil 2.3'te verilmiştir.



Şekil 2.3. Kalıntı östenitin karbonca zenginleştirme yoluyla oluşum mekanizması [7].

Dünya çelik üreticilerinin TRIP çeliği hakkındaki araştırma ve geliştirme çalışmaları artmakta, üretim kapasitesi her geçen gün çoğalmaktadır. Sıcak haddeleme sıcaklığını çok yakından kontrol etmedeki başarı ve soğuk haddelemedeki son teknolojik gelişmeler, karbon, silisyum, mangan ve diğer rölatif olarak düşük fiyatlı elementlerin eklendiği TRIP çeliklerinin imalatına giden yolu açmıştır ve Japonya'da otomobillerin üretim maliyetlerinin düşmesine yardım etmiştir. Modern TRIP çelikleri iki şekilde üretilir: birincisi; sıcak hadde bantlarında veya soğuk hadde bantlarında üretim, ikincisi ise tavlama ile üretilir. Şekil 2.4'de sıcak hadde bantlarında TRIP çeliğinin üretim şeması gösterilmiştir [7].



Şekil 2.4. TRIP çeliklerinin üretim şemaları a) levha üretim şeması, b) sıcak şerit-bant üretim şeması [7].

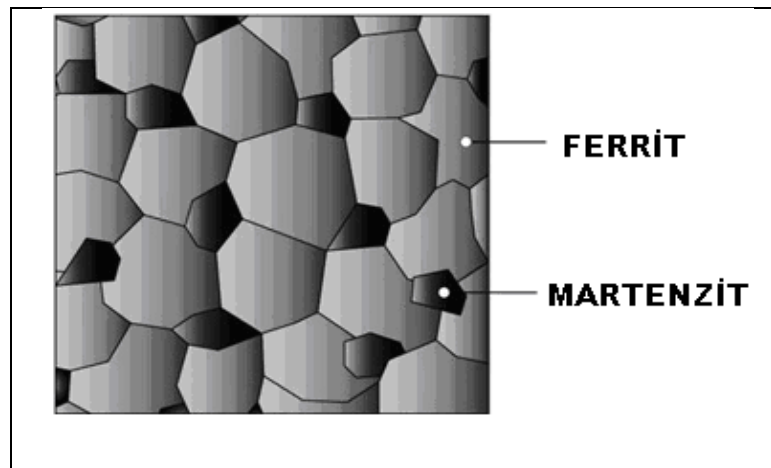
BÖLÜM 3

ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER VE ÖZELLİKLERİ

3.1. GİRİŞ

1970’te yaşanan petrol krizinden sonra, daha az yakıt tüketimi için araçların daha hafif otomobillerin üretilmesine yönelik araştırmalar başlamıştır. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (H.S.L.A.) çelikler geliştirilmiştir. Ancak şekil verme özelliklerinin iyi olmaması sonucu çift-fazlı çelikler geliştirilmiştir.

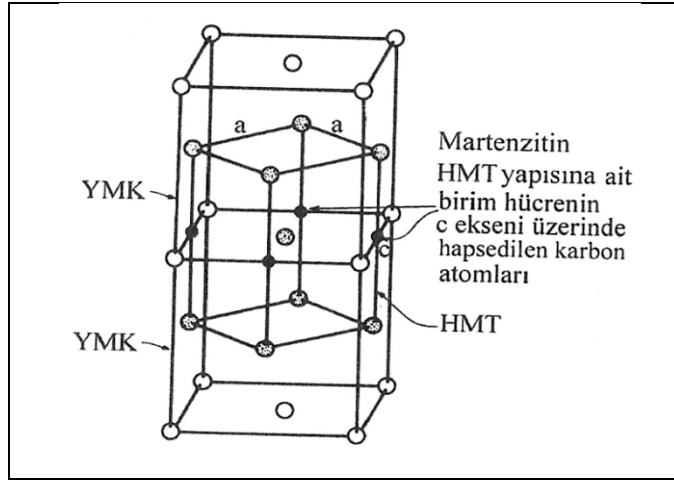
Çift-fazlı çelikler bir bakıma yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (H.S.L.A.) çeliklerin iyileştirilmiş yeni bir versiyonudur. Mikroyapılarında, Şekil 3.1’de görüldüğü gibi, martenzit fazı, ferrit matris içinde adacıklar şeklinde yer almaktadır. Çift-fazlı çelikler, yumuşak ferrit (α) ve sert martenzit (M) fazlarının bir arada bulundurduklarından dolayı, yumuşak ferrit yüksek sünekliği, sert martenzit ise yüksek mukavemeti sağlamaktadır [23-26].



Şekil 3.1. Çift-fazlı çelikte ferrit ve martenzitin görünüşü.

Martenzit hacim oranı %15-20 arası, ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin sağlanması için ideal bir değerdir. Çift-fazlı çelik yapısındaki martenzit miktarı, tavlama sıcaklığı, soğuma hızı ve çeliğin karbon miktarına bağlı olarak değişebilmektedir. Yüksek orandaki martenzit miktarı çift-fazlı çeliğin sünekliğini ciddi oranda azaltmakta ve şekil verme özelliğinin azalmasına sebep olmaktadır.

Çift-fazlı iç yapı oluşumunda östenitten martenzite dönüşüm esnasında martenzit hacimce büyümekte ve matris durumdaki ferrit fazını zorlayarak ferritte bölgesel gerilmeler oluşturmaktadır (Şekil 3.2) [27,28].



Şekil 3.2. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdan, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşüm esnasında oluşan martenzit birim kafesi, (Koyu olan noktalar C atomudur).

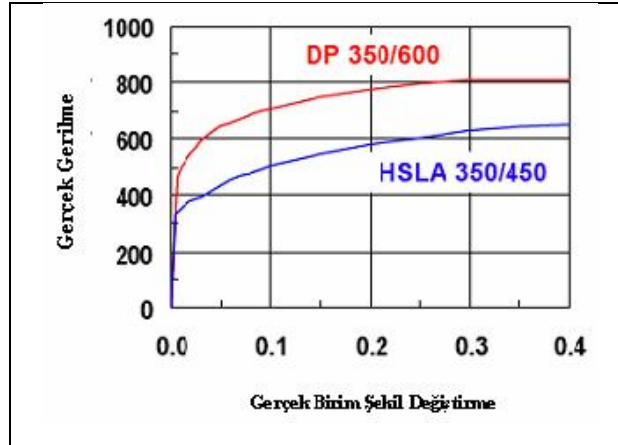
Akma mukavemetinin çekme mukavemetine oranı düşük ve biçimlenebilme kabiliyeti yüksek olan çift-fazlı çelikler, yüksek “mukavemet/ağırlık” oranına sahip olduklarından taşıt ağırlığını azaltmak ve dolayısıyla yakıt tüketimini düşürmek amacıyla otomotiv sektöründe kullanılmaktadır [27-29].

Çift-fazlı çeliklerden beklenen özellikleri şu şekilde sıralanabilir;

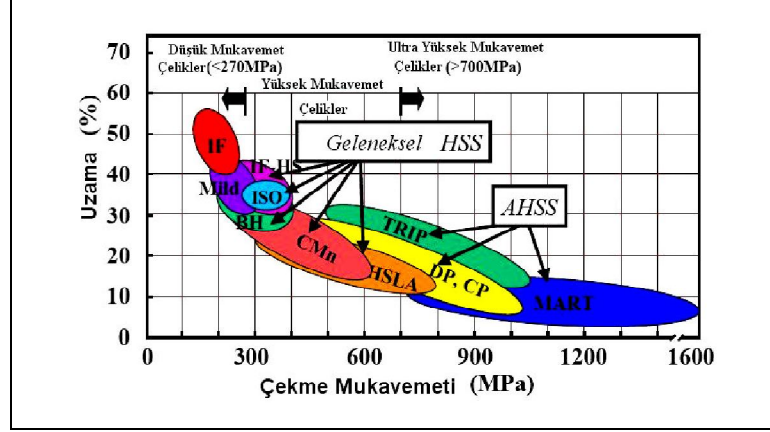
1. Çift-fazlı çelikler sürekli akma göstermelidir.
2. % 0,2 akma mukavemeti maksimum 340 – 500 MPa aralığında olmalıdır.

3. Çekme mukavemeti 620 – 1250 MPa aralığında olmalıdır.
4. % 5'den düşük deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızı yüksek olmalıdır.
5. Toplam uzama % 20'den büyük, şekillenebilirlikleri yüksek, akma/çekme mukavemeti oranı düşük olmalıdır.

Şekil 3.3'de yüksek mukavemetli düşük alaşımlı HSLA çelik ile çift-fazlı çeliğe ait “gerilme – birim şekil değişme” eğrileri görülmektedir. Eşit uzama değerlerinde çift-fazlı çelikler, HSLA çeliklerinden daha yüksek mukavemete sahiptirler. Çekme mukavemeti 650 MPa çift-fazlı çelik ile 450 MPa çekme mukavemetine sahip HSLA çeliğin eşit şekillenebilme kabiliyetine sahiptir. Eşit çekme mukavemetine sahip çift-fazlı çelikler ile mikro alaşımlı çelikler kıyaslandığında, çift-fazlı çeliklerin daha düşük akma mukavemeti, daha yüksek uniform ve toplam (%) uzama gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 3. 4) [30].



Şekil 3.3. Çift-fazlı (350/600) ve HSLA (350/450) çeliklerine ait tipik gerilme birim şekil değiştirme eğrileri [30].



Şekil 3.4. Çift-fazlı çelikler ile diğer çelik türlerinin kıyaslanması [30].

Arıkan ve Başman'a (2001) göre çift-fazlı çelikler, ilk kez 1937'de Grabe tarafından yatak malzemesi yapmak üzere %25 C içeren çeliği kritik bölgeden soğutarak çift-fazlı bir yapı etmesi ve bu çalışmayla patent alması ile gündeme gelmiştir. Grabe'nin ardından Herres ve Lorig, çift-fazlı çelik üretimini kısmi östenitleştirme işlemi olarak nitelemiş ve bu işlemin yüksek alaşımlı östenit adalarının oluşumuna ve ardından martenzit oluşumuna yol açtığını 1947 yılında söylemişlerdir [31]. 1960'larda ise Davies tarafından yapılan kalay kaplamalarda çift-fazlı şerit yapının geliştirilmesi bu alandaki ilk ciddi çalışmalar sayılmaktadır [32]. 1970'lere kadar çok az sayıda araştırmacının ilgisini çeken çift-fazlı çelikler, bu yıldan sonra özellikle yaşanan ekonomik darboğazların ardından bilim adamlarının otomotiv endüstrisine sunduğu alternatif çözümler olarak üzerinde etraflıca çalışılan bir alan olmuştur.

1980 yılından sonra ticari olarak büyük tonajlarda üretilmeye başlanmıştır. Günümüzde ticari olarak çift-fazlı çelik üreten ülkeler üretimlerini genellikle sürekli tavlama hatlarında yapmaktadırlar [33].

Çift-fazlı Çelikler, günümüz uygulamalarında özellikle otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahip olmuştur [21,27,29].

3.2. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ

Ticari olarak çift-fazlı çelik üretimi Japonya, ABD ve Almanya, İtalya, İngiltere, Fransa gibi ülkelerde yapılmaktadır. Üretilen çift-fazlı çeliklerin özellikleri, ülkelerin ekonomik ve teknolojik durumlarına göre birbirinden farklılıklar göstermektedir.

Ticari olarak çift-fazlı çelik üretimi üç yöntemle yapılmaktadır;

1. Sıcak veya soğuk haddelenmiş sacın sürekli tavı
2. Soğuk haddelenmiş sacın kutu tavı
3. Haddelenmiş durumda kullanılmak üzere sıcak sac haddesi.

Çizelge 3.1’de farklı kompozisyonlara sahip ürünler için uygun olan ticari üretim yöntemleri gösterilmektedir.

Çizelge 3.1. Ticari çift-fazlı çelik kompozisyonları [25].

Üretim Yöntemi	Kimyasal Kompozisyon (%)						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S
Sıcak Haddelenmiş Sacın Sürekli Tavı	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Soğuk Haddelenmiş Sacın Sürekli Tavı	0,11	1,2	0,4	-	-	-	-
Soğuk Haddelenmiş Sacın Kutu Tavı	0,12	2,1	1,4	-	-	-	-
Haddelenmiş durumda kullanılmak üzere Sıcak Sac Haddesi	0,06	0,9	1,35	0,5	0,35	-	-

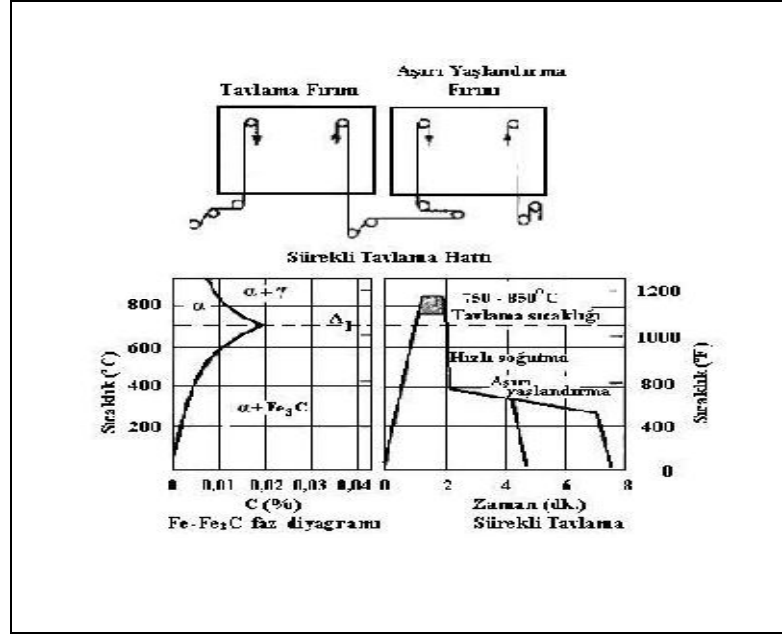
Sürekli tavlama metodunda, sıcak veya soğuk haddelenmiş saclar rulo olarak sarılmadan önce, sürekli tavlama fırınlarında Fe-Fe₃C faz diyagramına göre “ferrit + östenit” faz bölgesindeki sıcaklıklarda 1–2 dakika tavllanır ve uygun bir hızla soğutulur. Özel durumlarda aşırı yaşlandırma ünitesi de sisteme dahil edilir. Bu yöntem ile üretilen çift-fazlı çeliklerin özellikleri, fırın sıcaklığının yanı sıra sacın fırın içerisindeki hareket hızına da bağlı olmaktadır [33].

Şekil 3.5’de şematik olarak Betlehem firmasının kullandığı sürekli tavlama hatları yer almaktadır.

Bu hatlarda, aşağıda belirtilen çelik sac türlerinin üretimi yapılabilmektedir;

1. Katı eriyikle mukavemetlendirilmiş saclar,
2. Çökeltme ile mukavemetlendirilmiş çelik saclar,
3. Düşük alaşımli çift-fazlı çelikler,
4. Yüksek alaşımli çift-fazlı çelikler,
5. Toparlanma tavlamaşı uygulanmış çelikler.

Kutu tavı çok dar bir kullanım alanına sahip bir yöntemdir. Bu yöntem, ince sacların üretiminde kullanılmakta ve malzeme soğuk haddelenerek istenilen kalınlığa getirildikten sonra rulo olacak şekilde sarılmaktadır. Rulo sac, “ferrit + östenit” faz bölgesindeki sıcaklıklarda uzun süre tavlanamaktadır. Çeliğin bileşime göre havada ya da suda soğutulmaktadır. En önemli avantajı ısı işlem üniteleri bakımından düşük maliyetli olmasıdır. Bu yöntemin dezavantajı ise, yavaş soğumalarda iyi sertleşebilirlik için yüksek alaşımlama işleminin gerekliliği ve mekanik özelliklerin soğuma esnasında rulonun merkezinden dış kısma doğru sıcaklık farkı meydana gelmesi nedeniyle homojen olmamasıdır [33].



Şekil 3.5. Sürekli tavlama hattının şematik gösterimi [34].

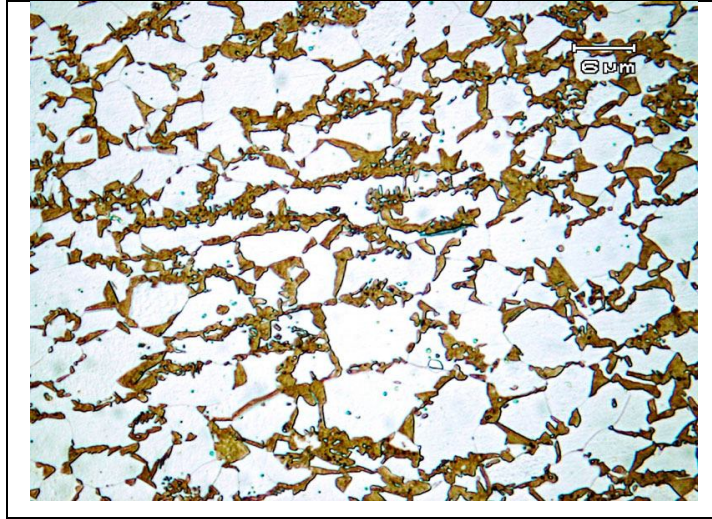
Sıcak sac haddesi ile (haddelenmiş durumda kullanılmak üzere) çift-fazlı çelik üretiminde sıcak haddelenmiş çeliğe iki kademeli soğutma uygulanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan haddelemenin son pasosundan sonra, hadde çıkışında çelik, mikroyapıda % 80–90 ferrit oluşacak bir hızda soğutulur. Mikroyapının geriye kalan % 10-20'si ise, rulonun sarılması işleminden sonraki soğutma ile martenzite dönüştürülür. Haddeleme yöntemi ile üretilen çeliklerde, birinci soğuma kademesinde perlit, ikinci soğuma kademesinde ise beynit oluşumunu engellemek amacıyla ferrit dönüşümü hızlı, perlit ve beynit dönüşümleri yavaş olmalıdır. Sıcak haddelemede deformasyon oranının sınırlı olması ve alaşımlama için ek masrafa gerek duyulması, bu yöntemin dezavantajlarından [27].

3.3. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ISIL İŞLEMİ

Çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemi, ötektoid altı çeliklere uygulanmaktadır. Bu nedenle çift-fazlı çeliklerde arzu edilen mekanik özellikleri elde edebilmek için sertleşebilirlikleri sade karbonlu çeliklere oranla daha iyi olan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı veya alaşımsız çelikler tercih edilir. Çift-fazlı mikroyapı esas olarak söz konusu çeliklerin Fe-Fe₃C faz diyagramında A₁-A₃ sıcaklık aralığındaki ferrit

östenit bölgesinde herhangi bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, bir süre tutulup östenitin martenzite dönüşebileceği hızlarda soğutulmasıyla üretilir.

Çift-fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içerisinde adacıklar biçiminde dağılmış % 10–30 dolayında martenzit fazı içeren çeliklerdir. Çift-faz terimi bu çeliklerin ferrit ve martenzit fazlarından dolayı kullanılmaktadır. Çift-fazlı çelikler üstün özelliklerini metalografik yapısından almaktadır. Yani bir fazın üstün özelliklerinden yararlanırken, aynı fazın istenmeyen özelliklerinin başka bir faz yardımı ile denetim altına alınmasıdır. Şöyle ki fazlardan biri sert olup (martenzit) gerekli dayanımı sağlarken, diğeri yumuşak faz olup (ferrit) süneklik sağlar. Her iki özelliğin bir arada bulunması ile dayanım ve süneklik özelliği yüksek olan bir mikroyapı elde edilmiş olur. Şekil 3.6’da bir çift-fazlı çelik mikroyapısı gösterilmektedir.



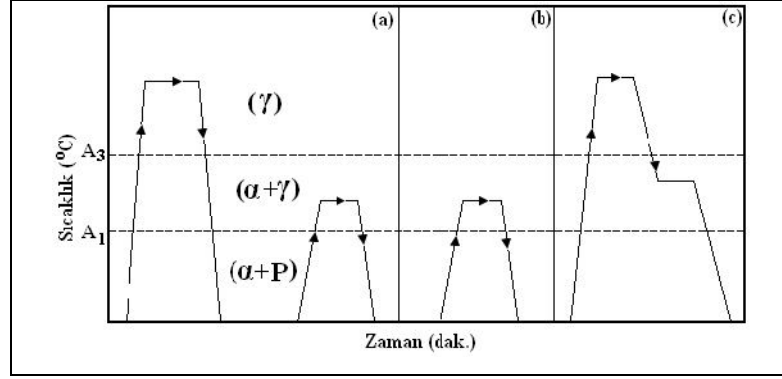
Şekil 3.6. Ferrit (açık renk) martenzit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift-fazlı bir çelik [35].

Çift-fazlı çeliklerin mikroyapıları dönüşüm yoluna bağlı olduğundan, değişik ısı işlemlerle elde edilen mikroyapılar arasında önemli farklar mevcuttur. Çift-faz elde etmek için uygulanan başlıca ısı işlemler;

1. Ara su verme
2. Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama

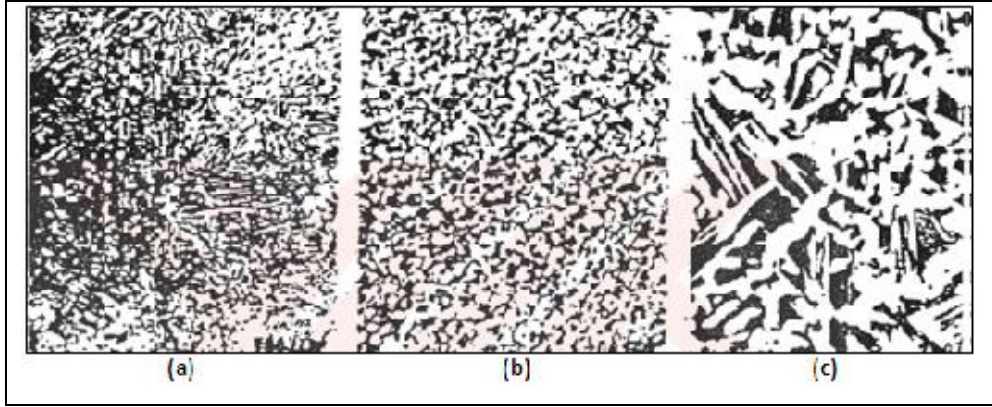
3. Kademeli (basamaklı) su verme

olmak üzere üç grupta incelenmektedir. Şekil 3.7’de bahsedilen aşamaların şematik gösterimi verilmektedir.



Şekil 3.7. Çift-faz ısı işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi, a) Ara su verme b) Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama c) Kademeli (basamaklı) su verme [35].

Şekil 3.7’de gösterilen üç farklı çift-faz ısı işlemi sonucu oluşan mikro yapılar Şekil 3.8’de verilmektedir.



Şekil 3.8. Farklı çift-faz ısı işlem teknikleri sonucu elde edilen mikro yapılar. a) Ara su verme b) Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama c) Kademeli (basamaklı) su verme [35].

Şekil 3.8 (a)’da görülen ara su verme işleminde östenit bölgesinden su verilmiş malzemenin tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martenzit dilim sınırları

boyunca östenitin çekirdeklenmesine neden olur. Bu işlem sonucu fiberli (lifli) martenzit, ferrit matris içerisinde dağılmaktadır.

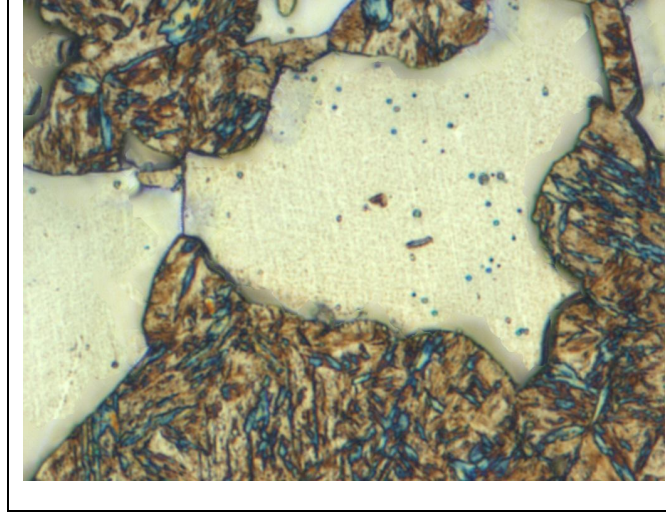
Şekil 3.8 (b)'de $\alpha + \gamma$ bölgesinde tavlama işleminde malzemenin başlangıç mikroyapısı ötektoidaltı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. İkili bölgede tavlama ile oluşan östenit, ferrit-sementit (karbür) ara yüzeyinde çekirdeklenir ve büyür. Su verildikten sonra mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince küresel martenzitten oluşmaktadır.

Şekil 3.8 (c)'de görülen kademeli su verme işleminden önce östenitleme yapılır, sonra $\alpha + \gamma$ bölgesine malzeme soğutulur. Sıcaklık iki fazlı bölgeye düşüncü ferrit, primer östenit tane sınırları boyunca çekirdeklenir ve büyür. Ferrit (α) ve östenitten (γ) oluşan yapı hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martenzit parçacıkları meydana gelmektedir.

Ferrit, çift-fazlı çeliklerin mukavemet değerlerini, süneklik özelliklerini belirlemektedir. Sünekliği yüksek bir çift-fazlı çeliğin elde edilmesi için yüksek süneklik ve düşük dayanıma sahip ferrit fazının mikroyapıda bulunması gerekmektedir. Çift-fazlı çeliklerde ferrit tanelerinin eş eksenli olması istenir.

İğnesel ferrit morfolojisine sahip mikroyapının mukavemet özellikleri iyidir fakat sünekliği azdır. Yine ferrit fazının dayanımının artırılması, ara yer atomları (karbon gibi) veya ferrit fazı içerisinde çökelen karbür ve nitrokarbürlerle sağlanmakta, buna karşılık süneklik büyük ölçüde düşmektedir.

Şekil 3.9'da SAE1020 çeliğinde kritik sıcaklıklar arası ısıl işleme elde edilen ferrit, martenzit mikroyapısını göstermektedir.



Şekil 3.9. Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemiyle elde edilmiş ferrit (açık renk), martenzit (koyu renk) mikroyapısı 1000 X büyütme.

Ferrit fazının dayanımına soğutma sonunda oluşan martenzit taneleri de etki etmektedir. Soğutma sonunda martenzit tanelerinde meydana gelen % 2-4'lük hacim genişlemesi, ferrit tanelerinde kalıntı gerilmelerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu nedenle ferrit tanelerinin dayanımı artmaktadır.

3.4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN AVANTAJLARI VE UYGULAMA ALANLARI

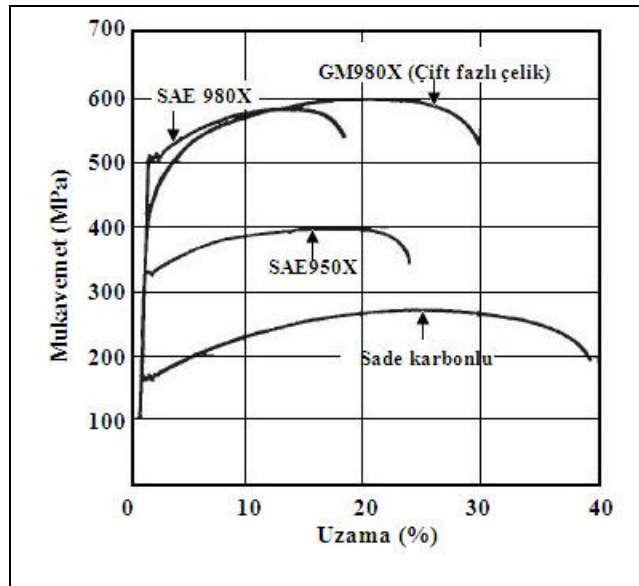
Yumuşak ferrit fazı, mikroyapının % 75-80'ini teşkil ettiğinden sert martenzit tanecikleri çift-fazlı çeliklerin şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinde ihmal edilebilecek küçük bir etkiye sahiptir. Mikroyapının % 10-30'unu teşkil eden martenzit tanecikleri gerilme altında uzamayı azaltırlar. Malzemenin darbeli çalışma, çökme ve eğilme karakterleri ile birlikte genel olarak malzemenin mukavemetini arttırırlar. Şekil 3.10'de, % 0,2'lik uzamanın meydana geldiği nokta plastik deformasyonun başladığı noktadır. Bu noktanın diğer az karbonlu çeliklere göre daha yukarıda olması iyi şekil değiştirme kabiliyetini ifade eder. İyi şekillendirilebilirlik kabiliyeti malzemenin elastik deformasyon bölgesinden çok plastik deformasyon bölgesinde uzamaya başlaması anlamındadır.

Şekil 3.10'da görüldüğü gibi YMDA ve az karbonlu çeliklere göre mukavemet ve yüzde uzama ile birlikte iyi şekil değiştirme kabiliyetinin kombinasyonu çift-fazlı çelikleri otomotiv endüstrisindeki kullanımı açısından çok cazip kılmaktadır. Bahsedilen bu avantajlar sonucu karmaşık parçalar bile bir dizi işlem sonucu optimum seviyede düzenlenebilmektedir [33].

Kimyasal bileşimi değiştirerek ve kritik sıcaklıktan soğuma hızını kontrol ederek çift-fazlı çeliklerde tokluk özellikleri iyileştirilebilmektedir.

Mikroyapıda bulunan martenzit fazının çift-fazlı çeliğe sağladığı yüksek mukavemet ve ince ferrit tanelerinin sağladığı süneklik özelliği ile şekil verilebilme açısından sağladığı bazı avantajları sıralandığında,

1. Sürekli akma davranışı,
2. Akma mukavemeti / Çekme mukavemeti oranının düşük olması,
3. Pekleşme katsayısının optimum düzeylerde olması,
4. Yüzde uzama değerlerinin yüksek ve orantılı olması.



Şekil 3.10. Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift-fazlı çeliğe ait mukavemet – yüzde uzama grafikleri [33].

Çift-fazlı çelikler sürekli akma gösterdikleri için şekillendirilen parçaların yüzeyleri çok düzgün olmaktadır. Akma mukavemetinin düşük olması plastik deformasyonda az bir kuvvetle şekillendirilebilirliği sağlamaktadır. Şekillendirilen parçaların tekrar şekillendirilmesinde aşırı kuvvetler gerekmemektedir. Çekme dayanımlarının yüksek olması ise parçaların hasara uğramasını geciktirmektedir. Akma mukavemeti / Çekme mukavemeti oranının düşük olması çift-fazlı çeliklerin derin çekme ile üretilen parçalarda kullanılabilirliğini arttırmaktadır. Derin çekme esnasında iş parçasının kesiti azalacağından şekil verme işleminin diğer kademelerindeki kuvvetleri karşılayabilmesi için parçanın mukavemet değerlerinin iyi olması gerekmektedir. Mukavemet özelliklerinin yanı sıra süneklik özellikleri de iyi olan çift-fazlı çeliklerin optimum pekleşme katsayısına sahip olması bu bakımdan bir avantajdır.

Çift-fazlı çeliklerin bahsedilen avantajlarının yanında bazı sınırlamaları da bulunmaktadır. Sac parçalar da çift-fazlı mikroyapı üretmek hatta seri bir üretimle parçalar imal etmek önemli avantajlarından bir tanesi olsa da kalın kesitli sac parçalarda, bazı makine parçalarında ısıl işlemle dahi çift-faz yapısı üretmek zordur. Seri üretim yapmak isteyen tesislerin kurulması maliyeti yükseltir fakat işlem maliyetini düşük tutmaktadır. Dolayısıyla çift-fazlı sac parçalar üretmek isteyen işletmelerin kurulması maliyet açısından işletmeciyi her zaman düşündürmüştür. Gerek sürekli tavlama hatları ile gerekse ısıl işlem ile üretilen çift-fazlı çeliklerde mikroyapıyı kontrol etmek kolay değildir. Bu olumsuzluğu alaşım elementleriyle gidermeye çalışan araştırmacılar için bu kez de alaşım elementlerinin çift-fazlı bir çelikteki davranışları problem olarak ortaya çıkmıştır. Alaşım elementlerinin, çift-fazlı bir çelik üretirken mikroyapıdaki tavrı, östenit+ferrit bölgesine olan etkileri, martenzit ve ferrit fazına olan etkileri henüz standart verilere dayanmamaktadır. Yakıt tüketimini azaltmak, motor veriminin artırılması veya taşıt ağırlığının azaltılması ile mümkün olabilir. Yahut her iki durumunda bir arada olduğu durumlarda mümkün olabilir. Günümüzde motor verimlerinin üst seviyelerde olması otomotiv endüstrisinin ar-ge çalışmalarını taşıt ağırlığına yoğunlaştırmıştır. Taşıt ağırlığının % 50-60'nı çeliklerin oluşturduğu düşünülürse yüksek mukavemetli sacların kullanılması ile hem taşıt ağırlığı azaltılarak yakıt tasarrufu sağlanır hem de çarpmalara karşı taşıtın emniyeti artırılır. Bu nedenlerle 1970'li yılların ortalarından itibaren taşıtlarda karbon

içeriği az olan ve katı eriyik ile sertleştirilmiş küçük taneli ferrit içerisinde karbürlerin (NbC, VC gibi) bulunduğu perlitik çelikler yani YMDA çelikler kullanılmaya başlanmıştır [33].

YMDA çeliklerinin biçimlenebilme kabiliyetlerinin düşük olması nedeniyle 1975 yılı sonlarına doğru çift-fazlı çelikler otomobil endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır. Yüksek mukavemet ve yüksek sünekliğin bir arada olması bu çeliklerin tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi presle biçimlendirilebilen çeşitli otomobil parçalarının yapımında kullanılmasını mümkün kılmaktadır. Orta boyuttaki bir taşıta 250 kg kadar bulunması halinde ağırlıkta 50–80 kg kadar bir tasarruf sağlanabilmektedir.

Çizelge 3.2.'de çift-fazlı çeliklerin bazı sektörlerdeki uygulama alanlarıyla ilgili açıklamalar verilmektedir [33].

Çizelge 3.2. Çift-fazlı çeliklerin uygulama alanları [33].

ÜRETİCİ FİRMA	ÜRÜN	AÇIKLAMA
General Motors	Tekerlek diskleri ve jantları	Yolcu arabaları ve hafif kamyon tekerlekleri için
	Tampon takviyeleri yüzey çubukları	
	Kriko destekleri	
	Su pompası makaraları	
Hoesch-Estel	Tekerlek diskleri	Takımlar şerit ölçüsüne adeptelidir.
	Fren levhası desteği(Girling)	
Inland Stell	Kapı panelleri, bagaj kapakları	Hi-Form 80 çift-faz çeliği iyi şekil verilebilirlik göstermiştir ve daha çok alüminyum gövde saçı gibi davranmıştır.
	Merkez direkleri, Rüzgarlık çerçeveleri	
	Tekerlik aparatları	
Jones And Laughlin	Tampon yüzey çubukları, tampon	2.2 mm'lik çift-faz çeliği 2.8 mm'lik YMDA çeliğiyle yer değiştirmektedir.
	Arka süspansiyon, tekerlek aparatları	
	Alternatör fan pervaneleri direksiyon	Daha iyi yorulma özellikleri
	Mil takviyeleri	
Kawasaki	Stili tekerlik diskleri	Lider Avrupa araba imalatçıları tarafından kullanılan
	Kapı ve kaput panelleri, çamurluklar	Fosfatlamaya tepkisi AK çeliklerle olduğu kadar iyidir.
Nippon Stell	Tampon durdurma yan kapı darbe çubukları çerçeve bölümleri	500-700 Mpa (Çekme Muk.)
NKK	Dış ve iç paneller,kapı,kiriş ve tampon takviyeleri	
Sumitomo Metal Industries Ltd	Dış oto gövdesi panelleri	Kutu tavllanmış ürün
US Stell	Araba,kamyon,otobüs,çiftlik ekipmanı	USS DP80
	Ağır konstrüksiyon üniteleri	
	Endüstriyel kullanım ünitelerindeki parçalar	

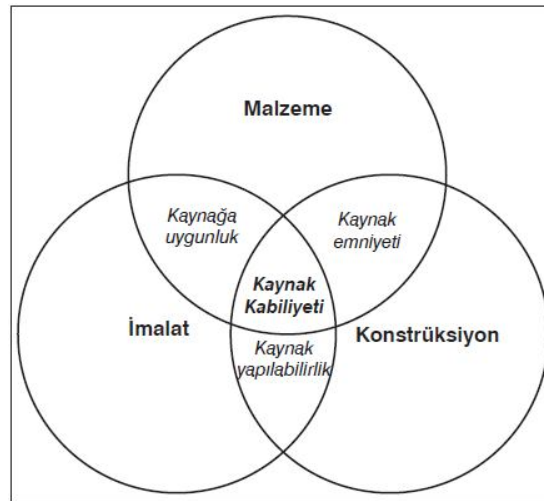
BÖLÜM 4

GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN VE OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI

4.1. GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI

4.1.1. Genel Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti

Kaynaklı yapı elemanlarının imalat amacı, mümkün olan en düşük maliyette imal edilmesi, fonksiyonunu tam olarak yerine getirmesi ve işletmede uzun süreli kullanılmasıdır. Metalik malzemeden bir yapı elemanın kaynak prosesinde, belirli bir kaynak yönteminin kullanıldığı uygun bir imalat sürecinde, maddelerin kaynakla birleştirilmesi söz konusudur. Burada kaynak bölgesinin yerel özelliklerinin ve birleştirilen parçaların tüm konstrüksiyona etkilerinin, önceden belirlenmiş koşulları sağlaması gerekir. Kaynak kabiliyeti, üç temel faktöre, malzeme, konstrüksiyon ve imalata aynı ağırlıkla bağlıdır (Şekil 4.1).



Şekil 4.1. Kaynak kabiliyetinin temel faktörler ve özelliklerle ilişkisi [36].

Kaynak kabiliyeti ile bu temel faktörler arasında, aşağıdaki üç özellik yer alır;

1. Malzemelerin kaynağa uygunluğu
2. Konstrüksiyonun kaynak emniyeti
3. İmalatın kaynak yapılabilirliği.

Bu özelliklerin her biri, kendi içinde malzemeye, konstrüksiyona ve imalata bağlı olmasına rağmen ağırlıkları birbirinden farklıdır. Bir malzeme, eğer belirli bir konstrüksiyon ve imalat şeklindeki özellikleri, kendisinden beklenen her talebe uygun bir kaynak kalitesine ulaşabiliyorsa, o malzeme kaynağa uygun demektir. Bir konstrüksiyon, eğer belirli malzeme ve imalat yöntemleri ile oluşturulduktan sonra, önceden tespit edilmiş işletme şartları altında kendisinden beklenen fonksiyonları yerine getirebiliyorsa, kaynak emniyetine sahip demektir. Bir kaynaklı imalat, belirli malzemelerden oluşturulmuş bir konstrüksiyon halinde, önceden tespit edilmiş imalat şartları altında, kolayca imal edilebiliyorsa, kaynak yapılabilirliğe sahip demektir [36]. Çizelge 4.1’de yukarıda sayılan faktörler bir arada verilmiştir.

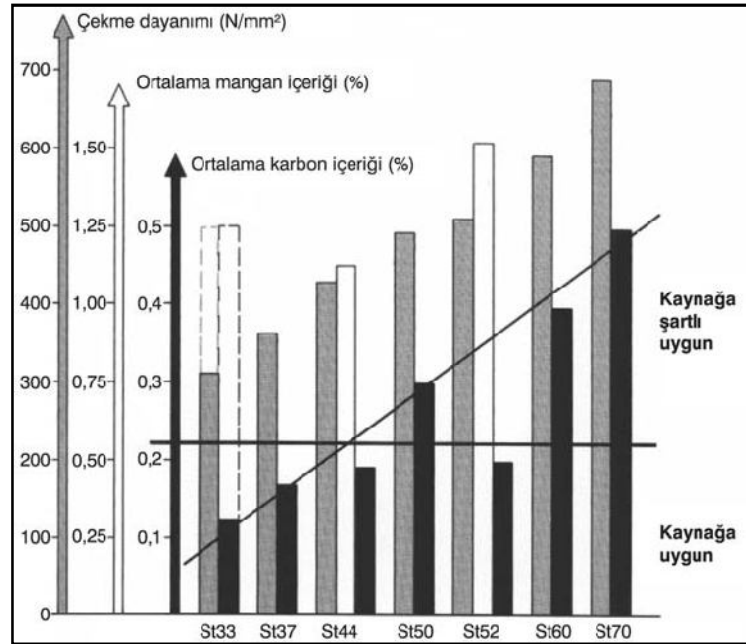
Çizelge 4.1. Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler [36].

Malzeme (Kaynağa uygunluk)	Kimyasal bileşim	Sertleşme eğilimi Yaşlanma Gevrek kırılma Sıcak çatlama Kaynak metali karışım oranı
	Metalurjik özellikler	Segregasyon Kalılgılar Tane büyüklüğü İçyapı Anizotropi
	Fiziksel özellikler	Genleşme özelliği İsıl iletkenlik Erime sıcaklığı Mukavemet Tokluk
Konstrüksiyon (Kaynak emniyeti)	Konstrüktif şekillendirme	Kuvvet hatlarının akışı Dikişlerin konumu Parça kalınlığı Çentik etkisi Rijitlik farklılıkları
	Gerilme durumu	Gerilmelerin tür ve şiddeti Gerilmelerin eksen sayısı Zorlanma hızı Sıcaklık Korozyon
İmalat (Kaynak yapılabilirlik)	Kaynağa hazırlık	Kaynak yöntemi İlave malzemenin türü Birleştirme türü Ağız biçimi Ön tavlama İklim koşulları
	Kaynağın uygulanması	İsıl girdisi İsının uygulanışı Kaynak sırası
	Kaynaktan sonraki işlemler	İsıl işlem Taşlama Dekapaj, temizleme

Yapı çeliklerin karbon yüzdesi % 30’dan azdır. Kaynak edilecek kesitlerin 25 mm’den ince olması ve şiddetli bir bağlantı zorlanması altında olmaması şartıyla bu

çelikler, ön ve son tavlama ve özel bir tedbir almadan kaynak edilebilirler. Kaynağa uygunluğu iyi olan bu çeliklerde 0°C civarında veya daha düşük bir sıcaklık altında kaynak yapılırken elin ılık olarak hissedebileceği bir sıcaklık aralığında ön tavlama yapmak gerekebilir. Kaynağa uygunluğu iyi olan çeliklerde, büyük et kalınlıklarında ($t > 20$ mm) örneğin St 355 ve aynı kalitede çeliklerde 20 ile 150 °C arasında ön ısıtma yapmak gerekebilir [37].

Şekil 4.2’de, kaynaklı imalatta kullanılan yapı çeliklerinin kaynağa uygunluğu gösterilmiştir [36].



Şekil 4.2. Genel yapı çeliklerinin kaynağa uygunluğu [36].

4.1.1.1. Karbon Eşdeğeri

Sertlik artışına etki eden en önemli faktör, ana metalin kimyasal bileşimidir. Alaşım çeliklerin sertleşme kabiliyetleri üzerinde oldukça etkin olan başlıca elementler C ve Mn’dir. Az alaşımlı çeliklerde ise Cr, Mo, V ve Mn gibi alaşım elementleri düşük C oranlarında bile kaynak sonrası ITAB bölgesinde sertlik artışına neden olurlar. Kaynak sırasında çeliğin sertleşme eğilimini belirten bir değer sayısının bulunması ve bununla çeliğin bileşimine dayanarak, kaynak kabiliyetini

belirten bir formülün elde edilmesi için birçok çalışma yapılmış ve alaşım elementlerinin verdiği sertleşmeye eşdeğer sertliği sağlayacak C miktarı saptanmıştır. Bu şekilde saptanan ve çeliğin bileşimindeki alaşım elementlerinin oluşturduğu sertliği veren C miktarına karbon eşdeğeri (Ceş) adı verilmiştir. Günümüze kadar bu konuda birçok çalışma yapılmış ve oldukça fazla sayıda karbon eşdeğeri formülü geliştirilmiştir. Ancak, bunlardan en yaygın olarak kullanılanı Uluslararası Kaynak Enstitüsü Kaynak Kabiliyeti Komisyonuna (IIW) göre düzenlenmiş olan formüldür [37].

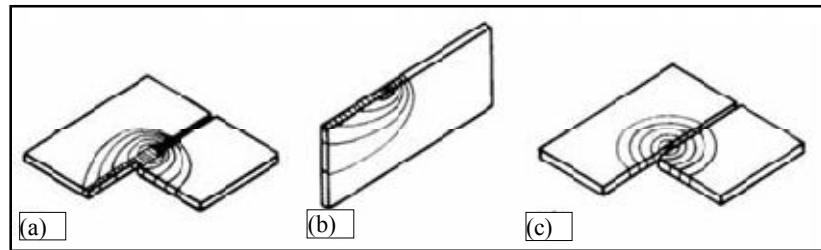
$$C_{eş} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (4.1)$$

4.1.2. Kaynakta Isı Girdisi

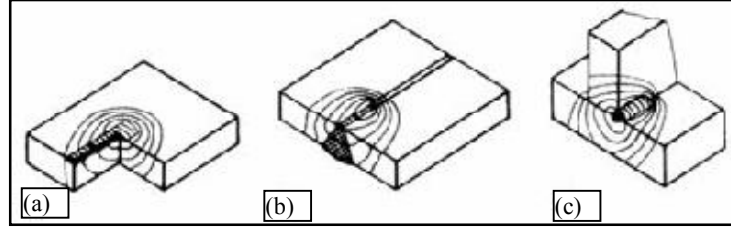
Kaynak işlemi, genel ısı işlemlerden aşağıdaki bakımlardan ayrılır:

1. Yüksek ısınma hızı
2. Kısa tutma süresinde maksimum sıcaklık
3. Yüksek soğuma hızı.

Güç yoğunluğuna, kaynak hızına ve malzeme türüne göre maksimum sıcaklık yüksek veya daha düşük ve esas malzemenin sıcaklığına düşüş hızlı veya yavaş olabilir. Bu davranışlar, kaynak bölgesindeki eşsıcaklık eğrileri ile gösterilebilir. Şekil 4.3 ve Şekil 4.4, sabit tutulan bir tx sıcaklığı için sıcaklık alanlarını göstermektedir.

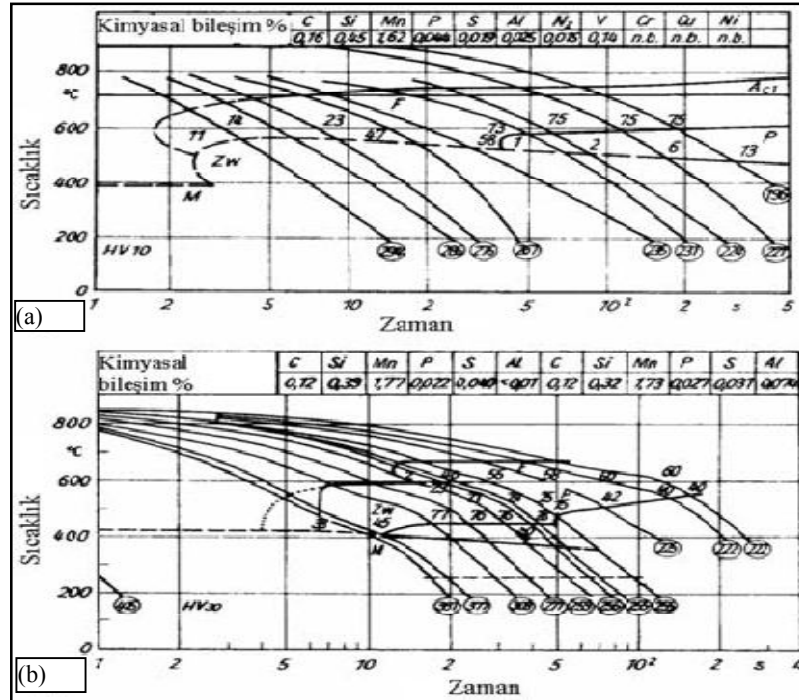


Şekil 4.3. Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (kaynakta düzlemsel sıcaklık alan örnekleri) a) İnce saclarda alın kaynağı, b) İnce bir sacın kenarında, kaynak, c) İnce saclar arasındaki birleştirme kaynağı [36].



Şekil 4.4. Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (Kaynakta hacimsel sıcaklık alan örnekleri) a) Kalın bir levha üzerinde bir dikiş kaynağı, b) Bir V-dikişin kök bölgesinde sonraki paso, c) Kalın levhalar arasında iç köşe kaynağı [36].

Esas metalin, kaynak metalinin ısısının tesiri altındaki bölgesindeki (ITAB) sıcaklık dağılımının ve soğuma hızının bilinmesi halinde, kaynaktan sonra bu bölgede meydana gelebilecek iç yapının tespiti mümkün olabilmektedir. Bu amaçla Kaynak-ZSD diyagramları kullanılır. Şekil 4.5’de H60 çeliğinin ZSD diyagramı ve Kaynak-ZSD diyagramı karşılaştırılmalı olarak verilmiştir [36].



Şekil 4.5. H60 çeliği için (a) ZSD ve (b) Kaynak-ZSD diyagramlarının karşılaştırılması [36].

4.1.3. Kaynak Bölgesinin Yapısı

Kaynak yapılan bir parçada kaynak bölgesini ergime bölgesi ve ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) olmak üzere iki bölümde incelenebilir.

4.1.3.1. Ergime Bölgesi

Ergime bölgesi, kaynak anında oluşan ısının etkisi ile ergiyen ve kaynaktan sonra katılaştıran bölgedir. Isının tesiri altında kalan bölgeden, ergime çizgisi adını verilen ergimiş ve ergimemiş kısımlar arasındaki sınırla ayrılır. Bu sınır bir kaynak bağlantısından çıkartılarak dağlanan ve parlatılan enine kesit üzerinde çıplak gözle dahi kolayca izlenebilir [38].

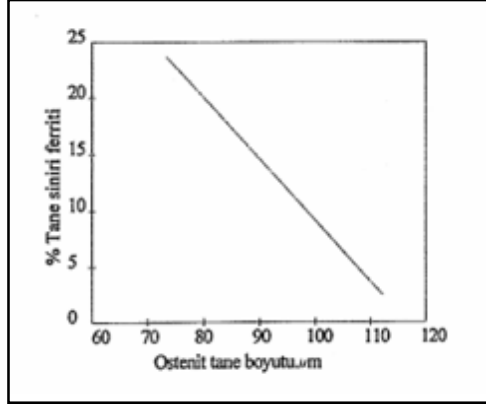
4.1.3.2. Isı Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)

Ergime çizgisinin esas metal tarafında, kaynak sırasında uygulanmış olan ısının oluşturduğu çeşitli ısıl çevrimlerden etkilenmiş ve dolayısıyla iç yapı değişimine uğrayan bir bölge vardır. Bu bölgeye, ısının tesiri altında kalan bölge (ITAB) adı verilir.

Isı tesiri altında kalan bölge kaynak metali ile esas metalin birleştiği sınırdan başlayarak, kaynak işlemi anında sıcaklığın iç yapıyı, dolayısıyla metalin özelliklerini etkilediği bölgedir [38].

4.1.3.3. İnküzyonların Tesiri

Tane boyutu östenitin faz dönüşümünde etkili olmaktadır. Şekil 3.6'da görüldüğü gibi östenit tane boyutu küçüldükçe tane sınırı ferrit faz oranı artar. Tane boyutu küçüldükçe tane sınırı uzunluğu arttığından, ferrit çekirdek ihtimali arttığından ferrit oranı artmaktadır. Kaynak metali oksijen oranı çok az olduğu zaman (200-300 ppm) asüküler ferrit yerine beynit ve ferrit kenar levhalarının hacim oranı artmaktadır. Oksijen oranı azaldığında inküzyon hacim oranı azaldığından asüküler ferrit çekirdeklenmesi gerçekleşmemektedir [39].



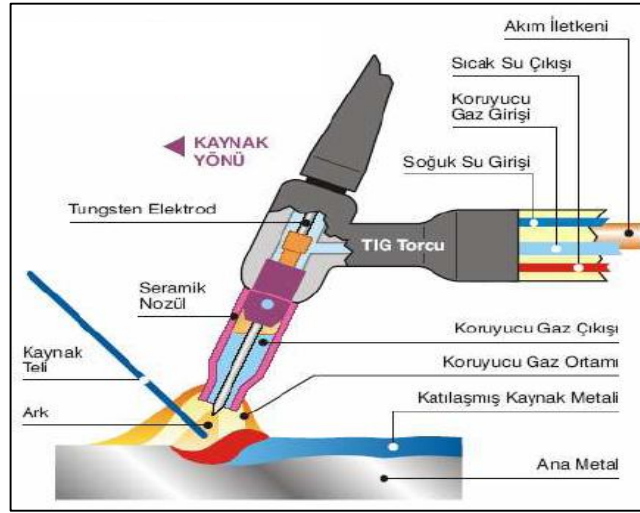
Şekil 4.6. Östenit tane boyutuna bağlı olarak tane sınırı ferrit oranı değişimi [39].

BÖLÜM 5

TIG KAYNAĞI VE ÖZELLİKLERİ

5.1. TIG KAYNAĞI

TIG kaynağı; kaynak için gerekli ısı enerjisi tungsten bir elektrod ve iş parçası arasında oluşturulan ark tarafından sağlanan ve kaynak bölgesinin de elektrodu çevreleyen bir nozuldan gönderilen asal gaz tarafından korunan kaynak yöntemidir. Şekil 5.1’de kaynak yönteminin şematik gösterimi verilmiştir [40].



Şekil 5.1. TIG Kaynak yönteminin şematik gösterimi [40].

Koruyucu bir asal gaz atmosferi altında kaynak yöntemi uygulaması ilk defa İkinci Dünya savaşında uçaklarda kullanılan bazı magnezyum alaşımli parçaların birleştirilmesiyle başlamıştır. Çok kısa bir süre içinde bu yöntemin çeşitli sahalarda kullanılabilmesi ve diğer yöntemlerle kaynatılması zor metal ve alaşımların kaynağı için uygunluğu anlaşılmış ve bugün en çok aranan yöntemlerden birisi haline gelmiştir. TIG kaynağında başlangıçta helyum daha sonraları ise argon gazı

kullanılmaya başlamıştır. Hafif metal ve alaşımlarının kaynağında kullanılan argon gazının çok saf olması gerekir. Aksi takdirde gaz içerisinde bulunabilecek su buharı, oksijen ve azot gibi safiyetsizlikler kaynağın kalitesini düşürür. TIG kaynak yönteminin kaynakçı tarafından kullanılması kolay olup prensip olarak gaz eritme kaynağına oldukça benzemektedir ve çok geniş, uygulama alanına sahiptir. Bu yöntemde erimeyen elektrot kullanıldığından bazı durumlarda ilave kaynak metaline gerek olmadan birleştirme yapılabilir. Gerektiğinde gaz kaynağında olduğu gibi ilave metal kullanılmaktadır. Endüstride bu kaynak yöntemi daha çok kök pasoların çekilmesinde ve tamir işlerinde kaynakçıya büyük kolaylık sağladığından kullanım alanı her geçen gün yaygınlaşmaktadır.

5.2. TIG KAYNAĞININ TARİFİ VE ÖNEMİ

5.2.1. TIG Kaynağının Tanımı

Kaynak tatbik edileceği malzemenin cinsine göre, metal kaynağı ve plastik malzeme kaynağı olarak ele alınır.

Metal kaynağı: Metalik malzemeyi ısı veya basınç veya her ikisini birden kullanarak ve aynı cinsten ve erime aralığı aynı veya yaklaşık bir malzeme katarak veya katmadan birleştirmeye "metal kaynağı" adı verilir. İki parçanın birleştirilmesinde ilave bir malzeme kullanılırsa, bu malzemeye "ilave metal" adı verilir.

Plastik malzeme kaynağı: Aynı veya farklı cinsten termoplastik (sertleşmeyen plastik) malzemeyi ısı ve basınç kullanarak ve aynı cinsten bir plastik ilave malzeme katarak veya katmadan birleştirmeye, "plastik malzeme kaynağı" adı verilir [40].

5.2.2. TIG Kaynağının Önemi

Parçaların kaynakla birleştirilmesinin öneminin kavranabilmesi için, diğer imal usulleriyle mukayese edilmesi gerekir. Her ne kadar her usulün üstün olduğu sahalarda varsa da, birbirine çok yakın oldukları uygulamalar da vardır [40].

5.3. TIG KAYNAK YÖNTEMİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI

TIG kaynak yönteminin avantajları şunlardır;

1. Bütün metal ve alaşımları kaynatılabilir. Paslanmaz çelikler, ısıya mukavim çelikler dökme demir ve çelik, alüminyum, magnezyum, bakır ve alaşımları, titanyum, nikel, molibden, niobyum, tungsten gibi.
2. Bu yöntemle yapılan kaynaklarda mukavemet ve kalite bakımından mükemmel dikişler elde edilir.
3. Dekapana ihtiyaç yoktur.
4. Kaynak dikişleri genellikle kaynaktan sonra olduğu gibi kullanılır.
5. Çok küçük alanın ısıtılması ve ısının sürekli transferi dolayısıyla diğer yöntemlere göre çarpılmalar daha azdır.
6. Tungsten elektrodla dikişte çok az bir karbür ayrışması meydana gelir.
7. Her çeşit birleştirme şekli uygulanabilir; yatay, dik ve tavan pozisyonlarında kaynak yapılabilir.
8. Kaynak torcu hafiftir ve dolayısıyla rahat bir çalışma olanağı sağlar.
9. Bu yöntem sayesinde ayrı cins metalleri ve alaşımları birbirleriyle kaynatmak mümkündür.
10. TIG kaynak yönteminde genellikle koruyucu gaz olarak Argon kullanılır.
11. Kaynak dikişi üzerinde curuf yoktur.

TIG kaynak yönteminin dezavantajları ise şunlardır:

1. TIG kaynağının metal yığıma hızı diğer ark kaynak yöntemlerine göre düşüktür.
2. Kalın kesitli malzemelerin kaynağında ekonomik bir yöntem değildir.
3. Koruyucu gaz gerekir.
4. Kirliliğe hassastır bu yüzden yüzey temizliği gerektirir.
5. Açık havada zor kullanılır.
6. Kimyasal yapı düzeltilemez.

BÖLÜM 6

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. GİRİŞ

Bu bölümde, deneysel çalışmalarda kullanılan malzemeler hakkında bilgi verilerek, TRIP 450/800 çeliğinin çift-faza dönüştürme işlemleri tanımlanacaktır. Gerek TRIP 450/800, gerek çift-faza dönüştürülmüş çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemi ve kullanılan kaynak parametreleri tanımlanmıştır. Birleştirilen numunelere uygulanan makroyapı, mikroyapı, mikrosertlik, çekme, çentik darbe ve XRD (X-Ray Diffraction), SEM (Scanning Electron Microscope) ve EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) çalışmalarının nasıl yapıldığı ve hangi numunelerin kullanıldığı hakkında detaylı bilgi verilecektir.

6.2. MALZEMELERİN KİMYASAL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİ

Deneysel çalışmalarda, otomotiv sektöründe kullanılan ve ticari adı TRIP 450/800 olan 1.5 mm kalınlığında çelik saclar kullanılmıştır. Çizelge 6.1'de bu çeliğin deneysel olarak yapılan spektral analiz değerleri ve literatürde verilen kimyasal içeriği karşılaştırılmaktadır. Ayrıca çeliğin çift-fazlı bir çeliğe dönüştürülmesinin uygun olup olmadığını anlamak amacıyla, çift-faza dönüştürmek için bulunması gereken asgari kimyasal içerik değerleri de verilmiştir.

Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına göre kimyasal bileşimi (% Ağırlıkça).

Kalite	C	Mn	Al	Cr	Si	Ti	V	W	Fe
TRIP 450/800	0.193	2.13	0.58	0.338	0.39	0.004	0.007	0.012	Kalan

6.3. ÇİFT-FAZA DÖNÜŞTÜRMEK İÇİN UYGULANAN ISIL İŞLEM

Deney parçaları, 1200°C kapasiteli fırında östenitleme yapılmış ve daha sonra 740°C sıcaklıkta 1 saat bekletilmiş ve akabinde suda soğutulmuştur. Deney parçalarının ısıl işleminin uygulandığı kamara tipi ısıl işlem fırını Şekil 6.1’de verilmiştir.



Şekil 6.1. Protherm marka kamara tipi ısıl işlem fırını.

6.4. KAYNAK İŞLEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ

6.4.1. Kaynak Telinin Özellikleri

Deneysel çalışmalarda kullanılan TIG kaynak SGCrMo1 telinin (AWS A5.28: ER 80 S-B2 yada EN ISO 21952-A: ~WCrMo1Si) standart kimyasal bileşimi Çizelge 6.2’de, mekanik özellikleri Çizelge 6.3’de verilmiştir.

Çizelge 6.2. Kullanılan ilave kaynak telinin kimyasal bileşimi (% Ağırlıkça).

Kalite	C	Mn	Cr	Si	Mo	Fe
SGCrMo1	0.1	0.5	1.2	0.6	0.5	Kalan

Çizelge 6.3. Kullanılan ilave kaynak telinin mekanik özellikleri.

Kalite	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Çentik Dayanımı (ISO-V/ +20°C)	% Uzama (Lo=5do)
SGCrMo1	min.470	550-670	min.78J	min.19

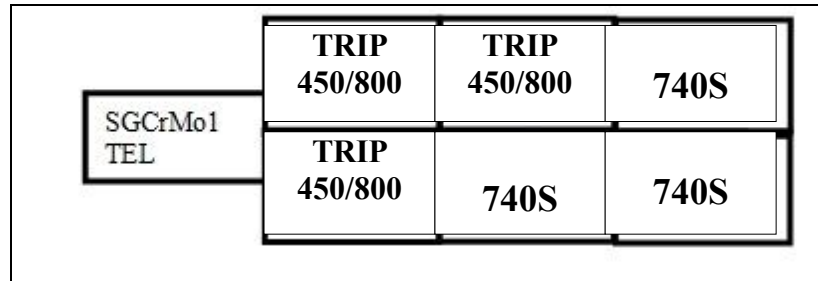
6.4.2. Birleştirilecek Levhaların Belirlenmesi

Birleştirme işlemi üç farklı şekilde gerçekleştirilmiştir:

Birinci olarak TRIP 450/800 □ TRIP 450/800 çelikleri yatay pozisyonda ve küt alın formunda birleştirilmiştir. İkinci olarak TRIP 450/800 □ 740S (çift-fazlı çelik) çelikleri yatay pozisyonda küt alın formunda birleştirilmiştir. Üçüncü olarak 740S □ 740S çelikleri yatay pozisyonda küt alın formunda birleştirilmiştir. Kaynak işlemi için 1,5x150x400 mm ebatlarında lazer kesim cihazında kesilmiş levhalar kullanılarak alın altına birleştirme yapılmıştır.

Şekil 6.2’de görüldüğü gibi TRIP 450/800 ve çift-fazlı numunelere, atölye ortamında alın kaynağı pozisyonunda TIG (Tungsten Inert Gas welding) kaynakla birleştirilmiştir. Üç farklı kombinasyonda kaynak yapılmıştır. Bu kaynaklar: TRIP 450/800-TRIP 450/800, 740S-740S, TRIP 450/800-740S şeklinde olmuştur.

Şekil 6.2’de kaynatılacak parçaların bağlantı detayları verilmiştir.



Şekil 6.2. Kaynaklı bağlantıların kaynak planı.

6.4.3. DeneY Parçalarının Birleştirilmesi

TRIP 450/800 ve 740 °C sıcaklıkta ısıl işlem görmüş çift-fazlı (740S) çelik malzemeler Gedik Fabrikasının kaynak tesislerinde teknik özellikleri Çizelge 6.4’de Invertec® V270-TP Marka otomatik TIG kaynak makinesinde kaynatılmıştır.

Çizelge 6.4. TIG kaynak makinesinin teknik özellikleri.

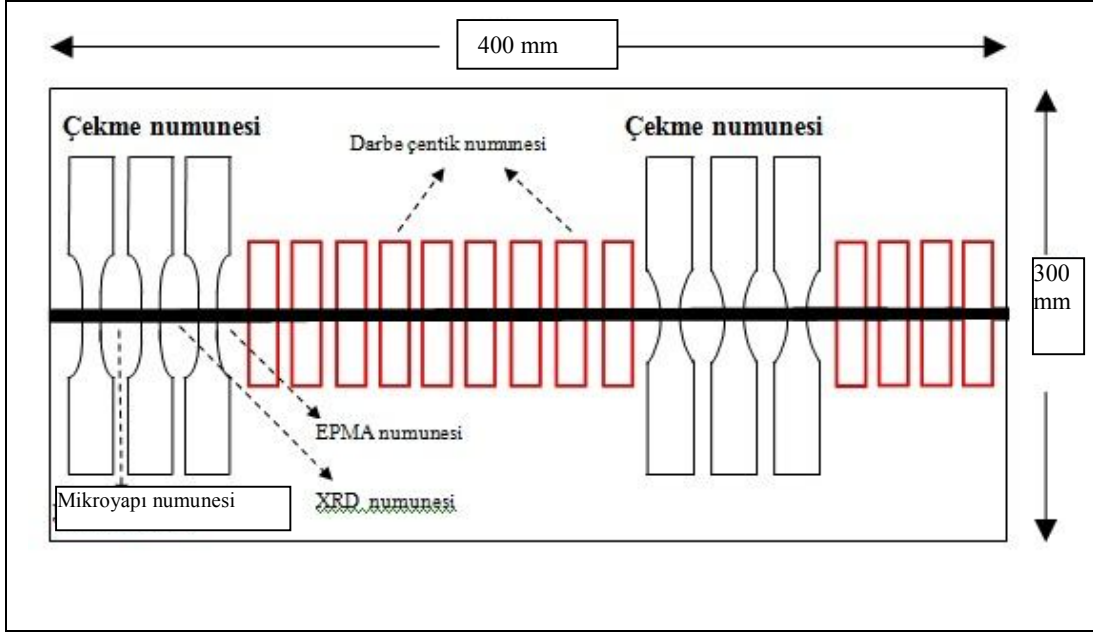
Marka	Model	Besleme Gerilimi(Hz)	Sigorta Değeri (A)	Kaynak Akımı (A-V)	Akım Aralığı(A)
Invertec® V270-TP	81K12024-1	400V-3Faz-50/60	20	200-28-%100	5 - 270 (OCV maks 48 V)

Deneysel çalışmada yapılan kaynak işlemlerinde kullanılan numuneler, kaynak telleri aşağıdaki gibi verilmiştir.

1. Parça TRIP 450/800 kalite malzemeler SGCrMo1 kaynak teli kaynatılmıştır.
2. Parça 740S malzemeler SGCrMo1 kaynak teli kaynatılmıştır.
3. Parça TRIP 450/800 ile 740S malzemeleri SGCrMo1 kaynak teli kaynatılmıştır.

6.5. KAYNAKLI PARÇALARDAN NUMUNELERİN KESİLMESİ

Kaynaklı numunelere çekme, çentik darbe, mikrosertlik ve mikroyapılarının incelenmesi için standartlara uygun parçaların çıkarılması amacıyla lazer kesme işlemi uygulanmıştır. Kesme işlemi başlardan kaynaklı parçanın her iki tarafından 30 mm çıkarılarak yapılmıştır. Sebebi ise kaynak başlama ve bitiminde olası hatalardan kaçınmaktır. Şekil 6.3’de kesim çıkarılma planı ve boyutları verilmiştir.



Şekil 6.3. Kaynaklı plakalardan deney parçalarının çıkarılma planı.

6.6. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

Deney numuneleri, standart metalografik usullerle (zımparalama, parlatma ve dağlama) metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Kaynaklı numunelerin mikroyapı karakterizasyonu için hazırlanan numuneler sırasıyla 200-400-600-800-1000-1200 mesh'lik su zımparasıyla zımparalanarak pürüzsüz yüzey elde edilmiştir. Daha sonra bu yüzeyler sırasıyla 3 μm ve 1 μm elmas pasta ile keçede parlatılarak dağlanmaya hazır hale getirilmiştir. Dağlama işlemi için TRIP 450/800 çelikleri için Le Pera dağlayıcısı ve çift-fazlı çelikler için % 3 Nitrik Asit + % 97 Methanol (%3 Nital) çözeltisi kullanılmıştır. Dağlanan numunelerin yüzeyi methanol ile temizlenip kurutulmuştur. Mikroyapı incelemeleri için Nikon marka Epiphot 200 modeli mikroskop kullanılmıştır (Şekil 6.4).

Kaynaklı bağlantıların mikroyapı incelemeleri kaynak merkezlerinden bor yağı + su soğutmalı olarak kesilmiştir. Ardından yukarıda belirtilen işlem basamakları uygulanarak esas metal, ITAB ve kaynak metalinin mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır.



Şekil 6.4. Deneylerde kullanılan optik mikroskop.

6.7. MAKROYAPI İNCELEMELERİ

Kaynaklı parçalar ana malzeme, ITAB ve kaynak bölgesinin makro incelemelerinin yapılması için STRUERS markalı DISCOTOM-6 model kesme cihazı ile kesilmiş, metalografik numune hazırlama kurallarına uygun bir şekilde sırasıyla 400, 500, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik zımpara ile zımparalanmıştır. BUEHLER HADMET II markalı kaba parlatma cihazı, BUEHLER ECOMET III markalı ince parlatma cihazı ile parlatılmıştır. Makroyapı görüntüleri dijital fotoğraf makinası ile çekilerek elde edilmiştir.

6.8. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İNCELEMESİ

Deneyisel çalışmalarda kullanılan kaynaklı TRIP 450/800 çelikleri ve çift-fazlı çeliğin çekme ve darbe deneyi sonucunda oluşan kırılma yüzey görüntüleri Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Laboratuvarında bulunan PHILIPS XL30 SFEG marka SEM mikroskobu kullanılarak incelenmiştir.

6.9. X-RAY DIFFRACTION MİKROSKOBU (XRD) İNCELEMESİ

Deneyisel çalışmalarda kullanılan kaynaklı TRIP 450/800-TRIP 450/800, TRIP 450/800-740S,740S-740S çeliklerinin kaynak metalinin analizleri Gebze Yüksek

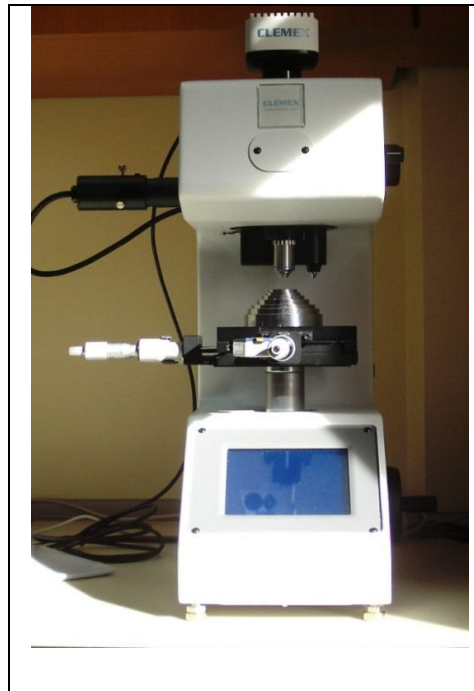
Teknoloji Enstitüsü Laboratuvarında bulunan RİGAKU DMAX 2200 marka XRD mikroskobu kullanılarak incelenmiştir.

6.10. ELEKTRON PROB MİKRO ANALİZ MİKROSKOBU (EPMA) İNCELEMESİ

Deneyisel çalışmalarda kullanılan kaynaklı TRIP 450/800-740S çeliğinin analizi İTÜ Prof. Dr. Adnan Tekin Malzeme Uygulama ve Araştırma Merkezinde bulunan CAMECA Sx 100 marka mikroskop kullanılarak incelenmiştir.

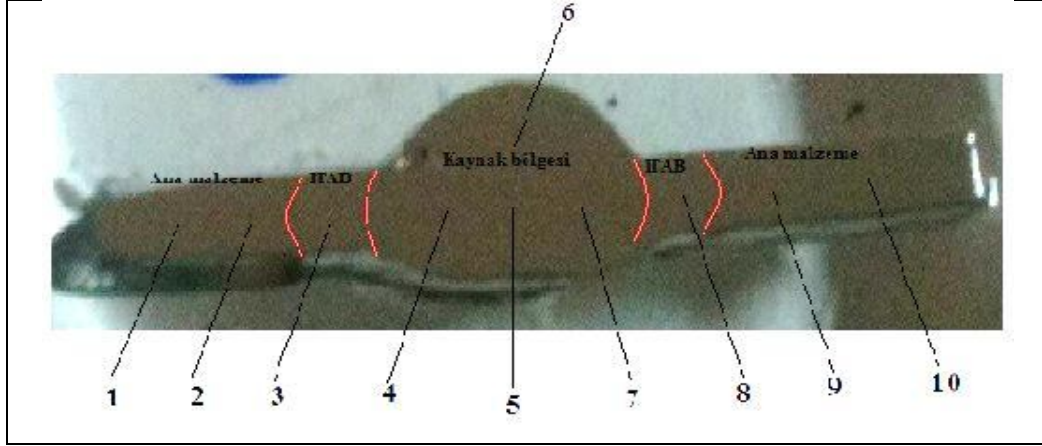
6.11. SERTLİK TESTİ

Deneyisel çalışmalarda TRIP 450/800 ana malzeme ve ısı ile işleme çift-fazlı çeliğe dönüştürülmüş 740S kodlu çeliklerin kaynak yönüne yatay ekseninde sertlik değerleri Vickers sertlik deney metodu ile alınmıştır (Şekil 6.5).



Şekil 6.5. SCHIMATHSU marka sertlik ölçüm cihazı.

Sertlik testleri için, SCHIMATHSU / HV 0.5 N marka cihazla 10 noktadan Vickers türünden Şekil 6.6’da belirtilen noktalardan mikro sertlik ölçüm değerleri alınmıştır.



Şekil 6.6. Yatay ekseninde sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar.

6.12. ÇENTİK DARBE DENEYİ

Deneysel SGCrMo1 telle birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesinin darbe dayanımları SCHENK TREBEL marka çentik darbe cihazı ile ölçülmüştür (Şekil 6.7). Darbe dayanımını ölçmek için kaynak merkezinden standartlara uygun bir şekilde çentikler açılarak 20°C, 0°C ve -20°C sıcaklıklarda darbe deneyi yapılmıştır.

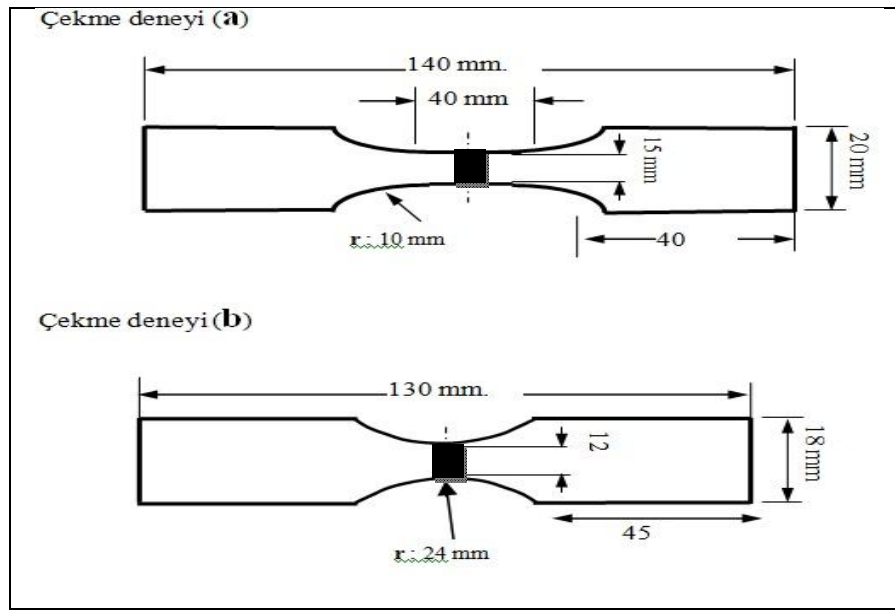


Şekil 6.7. Çentik darbe deneylerinin yapıldığı test cihazı.

6.13. ÇEKME DENEYİ NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI VE UYGULANMASI

6.13.1. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Deneyi

TRIP 450/800 malzeme ve bu malzemenin ısı işlemleri ile elde edilen 740S malzemelerin SGCrMo1 TIG kaynak teli ile kaynaklanmış parçaların (Şekil 6.8) mekanik özelliklerinin incelenmesi adına çekme testleri yapılmıştır.



Şekil 6.8. Lazer kesim ile hazırlanmış çekme deneyi numuneleri.

SGCrMo1 TIG kaynak teli ile kaynaklanmış TRIP 450/800 - TRIP 450/800, 740S-740S, TRIP 450/800 -740S malzemeler TSEN ISO 6892-1 standardına göre Kardemir A.Ş. Mekanik-Metalografik Laboratuvarındaki 40 tonluk AMSLER markalı (Şekil 6.9) çekme deneyi cihazında 2mm/dk. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Testlerde 2 farklı test numunesinin çıkarılma nedeni A numunesinde kaynak metali, ITAB ve ana malzeme gerilmeye maruz kalacak şekilde boyutlandırılmıştır. Burada kopmanın nereden kaynaklanacağı araştırılmak istenmektedir. B numunesinde ise kaynak metali en dar bölge olup kaynak metalinin dayanım değerlerinin ölçülmesi hedeflenmiştir.



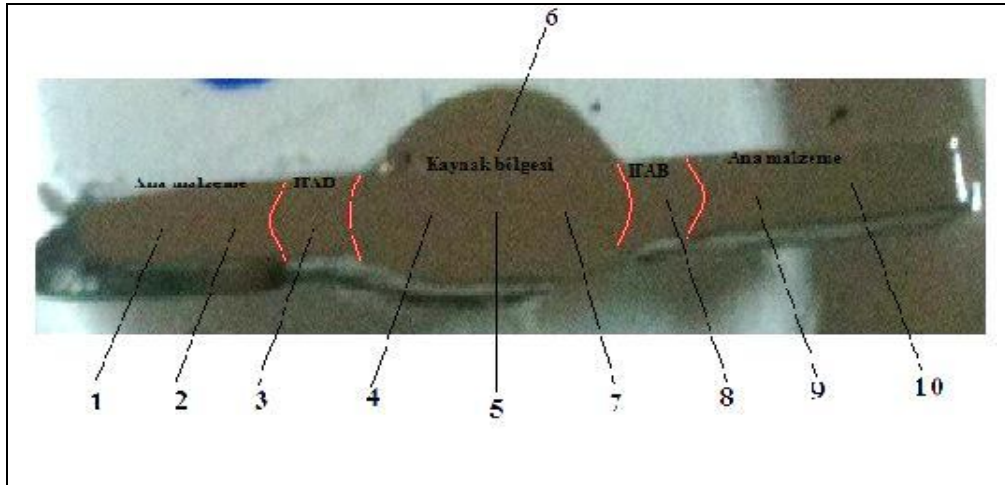
Şekil 6.9. 40 Ton Kapasiteli AMSLER marka çekme cihazı.

BÖLÜM 7

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

7.1. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

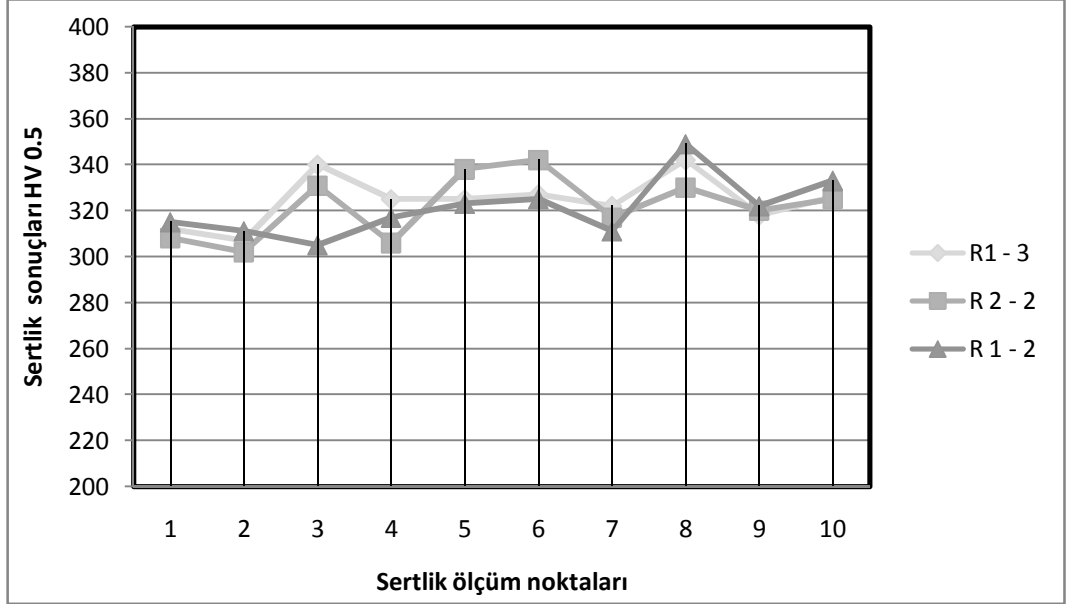
Kardemir A.Ş. test laboratuvarlarında yapılan sertlik deneyi değerleri Şekil 7.1’de verilmiştir. Kaynaklı bağlantıların yatay ekseninden 10 farklı noktadan alınan sertlik ölçümleri sırasıyla şekilde gösterilmiştir.



Şekil 7.1. Sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar.

Çizelge 7.1. Sertlik ölçüm sonuçları.

Numune adı(kodu)	Sertlik ölçüm noktaları (HV 0.5)									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
TRIP-TRIP(R1-3)	312	307	340	325	325	327	322	342	318	326
DP-TRIP(R2-2)	308	302	331	306	338	342	317	330	320	325
DP-DP(R1-2)	315	311	305	317	323	325	311	349	322	333



Şekil 7.2. Yatay ekseninde alınan sertlik ölçüm sonuçları.

Şekil 7.2’de, kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelerin yatay ekseninde gerçekleştirilen sertlik değerlerinin ana malzeme ITAB ve kaynak bölgelerinde birbirine yakın değerlerde olduğu görülmüştür. Ana malzemelere bakıldığında 740S numunesi yaklaşık 310 ± 10 HV iken TRIP 450/800 ana malzemesi yaklaşık 322 ± 10 HV olarak ölçülmüştür.

G. Shi ve S. A. Westgate [41] yaptıkları çalışmada TRIP700 çeliklerinin nokta direnç kaynak kabiliyetlerini incelemiştir. Kaynaklı bağlantıların mikrosertlik deneyi sonucunda esas metalin sertlik değeri yaklaşık 250 HV_1 olduğunu rapor etmiştir. Kaynak metalinde ortalama 600 HV_1 ‘e kadar sertliğin yükseldiğini bildirmiştir.

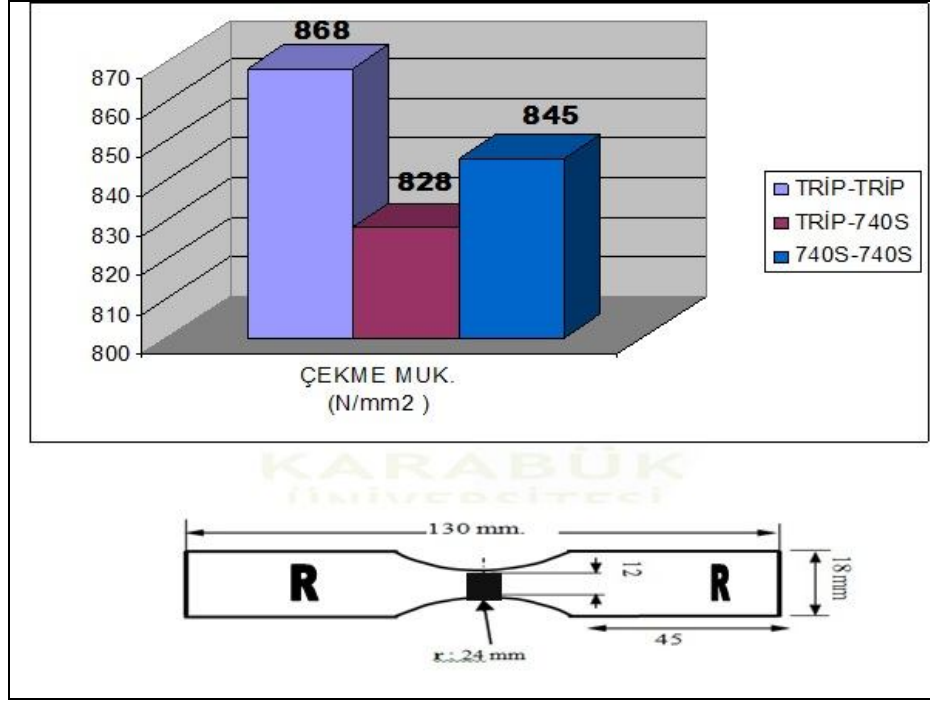
Rajashekbar S. Sharma ve Pal Molion [42] çalışmalarında 1 mm kalınlığındaki TRIP 780 alaşımının laser kaynağını çalışmışlardır. Mikrosertlik deneyi sonucunda esas metalin $250 \text{ HV}_{0.3}$ ve kaynak metalinin $500 \text{ HV}_{0.3}$ olduğunu rapor etmişlerdir.

7.2. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI

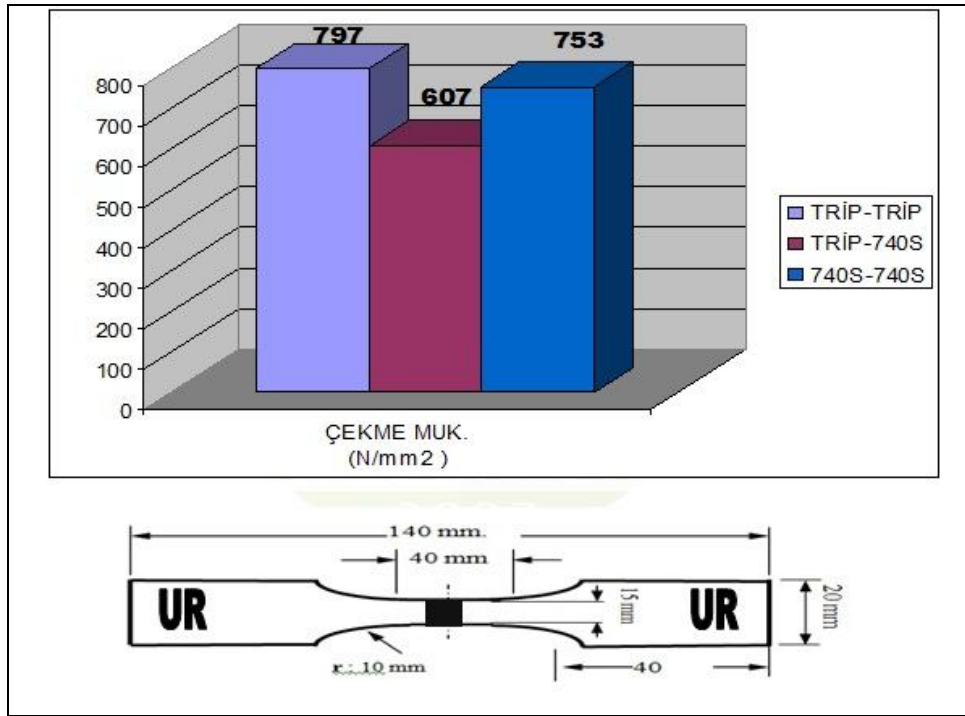
TIG kaynağı ile birleştirilen TRIP 450/800 ve 740S çeliklerinin (TRIP 450/800 - TRIP 450/800, TRIP 450/800-740S, 740S-740S) çekme deney sonuçları karşılaştırmalı olarak Çizelge 7.2'de ve Şekil 7.3-7.4'da verilmiştir.

Çizelge 7.2. Kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları.

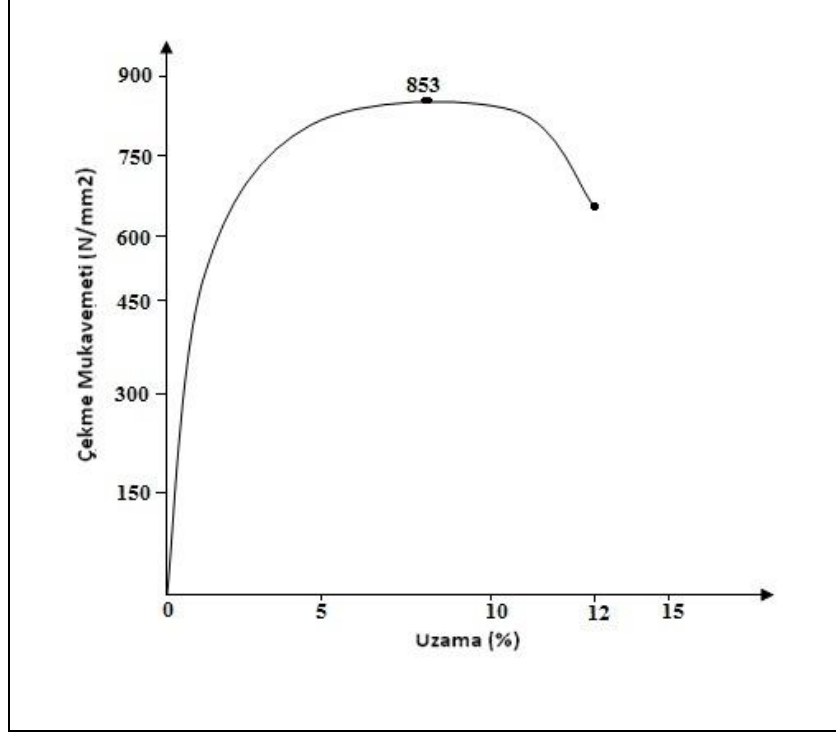
Numune No	Numune Adı		Numune Ölçüsü	Kesit Alanı	Marka Boyu(Lo)	Çekme Muk. (Kg.f)	Çekme Muk. (N/mm ²)	Uzama (Mm)	Uzama (%)
1	R1-1	(R) TRIP-TRIP	12,5X1,5	18,75	25	1630	853	28,0	12,0
2	R1-2		12,0X1,5	18,0	25	1610	877	28,0	12,0
3	R1-3		12,2X1,5	18,3	25	1630	874	28,0	12,0
4	R2-1	(R) TRIP-740S	12,2X1,5	18,3	25	1520	815	28,0	12,0
5	R2-2		12,2X1,5	18,3	25	1570	842	28,0	12,0
6	R3-1	(R) 740S-740S	12,2X1,5	18,3	25	1570	842	27,5	10,0
7	R3-2		12,2X1,5	18,3	25	1580	847	27,5	10,0
8	R3-3		12,2X1,5	18,3	25	1580	847	27,5	10,0
Numune No	Numune Adı		Numune Ölçüsü	Kesit Alanı	Marka Boyu(Lo)	Çekme Muk. (Kg.f)	Çekme Muk. (N/mm ²)	Uzama (Mm)	Uzama (%)
1	UR1-1	(UR) TRIP-TRIP	15,0X1,5	22,5	25	1830	798	28,0	12,0
2	UR1-2		15,0X1,5	22,5	25	1820	794	28,0	12,0
3	UR1-3		15,0X1,5	22,5	25	1830	798	28,0	12,0
4	UR2-1	(UR) TRIP-740S	15,0X1,5	22,5	25	1400	610	-	-
5	UR2-2		15,1X1,5	22,65	25	1400	606	-	-
6	UR2-3		15,1X1,5	22,65	25	1400	606	-	-
7	UR3-1	(UR) 740S-740S	15,0X1,5	22,5	25	1670	728	28,0	12,0
8	UR3-2		15,0X1,5	22,5	25	1750	763	27,5	12,0
9	UR3-3		15,0X1,5	22,5	25	1760	767	27,5	12,0



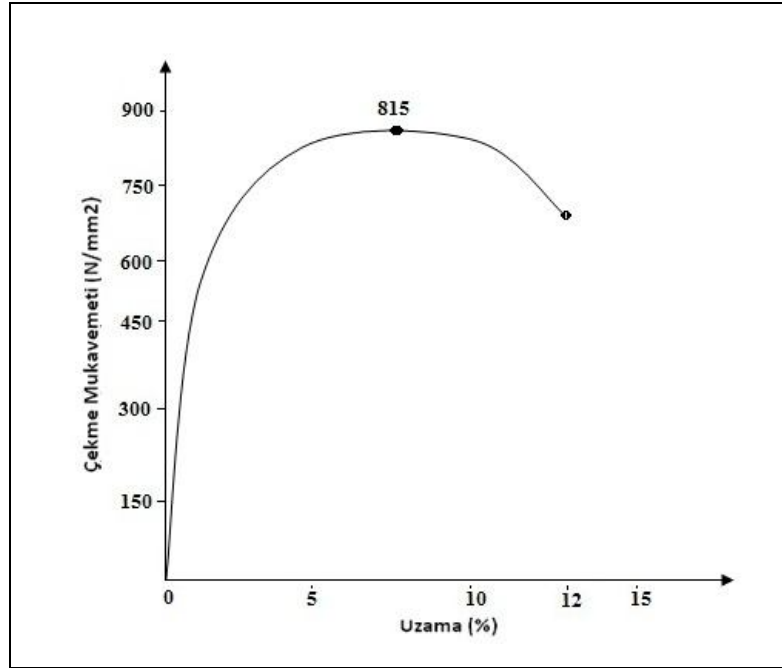
Şekil 7.3. R kodlu kaynaklı bağlantıların karşılaştırmalı çekme deneyi sonuçları.



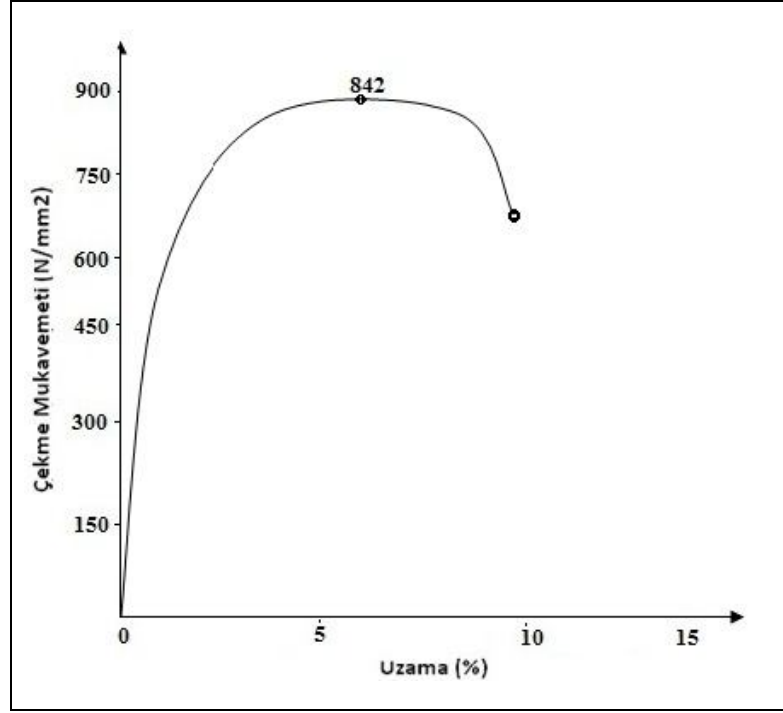
Şekil 7.4. UR kodlu kaynaklı bağlantıların karşılaştırmalı çekme deneyi sonuçları.



Şekil 7.5. R1-1 kodlu numuneye ait gerilme - % uzama eğrisi.

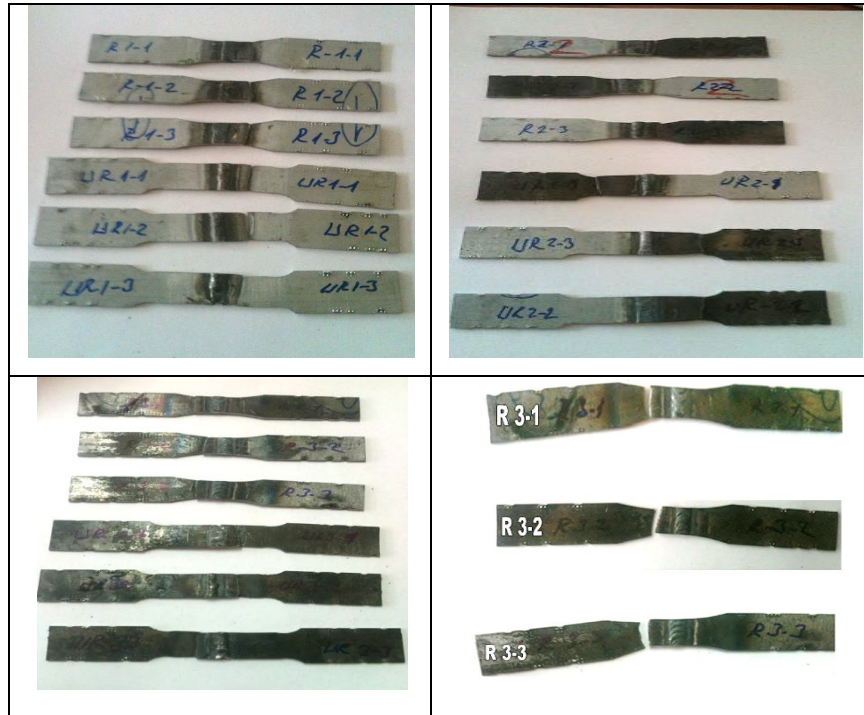


Şekil 7.6. R2-1 kodlu numuneye ait gerilme - % uzama eğrisi.



Şekil 7.7. R3-1 kodlu numuneye ait gerilme - % uzama eğrisi.

Çekme deneyine tabi tutulan numunelerin kopma bölgeleri Şekil 7.8’de verilmiştir.



Şekil 7.8. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafları.

Üç farklı kaynaklı bağlantılardan R, UR kodlu numunelerin her birinden üçer adet çekme test numunesi hazırlanmış ve çekme sonuçları alınmıştır. En yüksek çekme değeri 877 N/mm² ile R1-2 kodlu bağlantıya aittir. En düşük çekme değeri ise 606 N/mm² ile UR2-2 kodlu bağlantıda görülmüştür.

Kaynaklı bağlantıların çekme testleri sonucu tüm kopmaların ITAB-ana malzeme bölgesinde olduğu görülmüştür. Kaynak metalinde kopma olmaması kaynak parametrelerinin uygun değerlerde ayarlanmış olduğunu göstermiştir.

C.H. Kim ve arkadaşları [43] farklı çeliklerin lazer kaynağını çalışmışlardır. TRIP 590 çeliğinin kaynağı sonucunda çekme dayanımının 670 MPa olduğunu ve kopmanın esas metalden gerçekleştiğini rapor etmişlerdir.

7.3. ÇENTİK DARBE DENEYİ SONUÇLARI

Çentik darbe deneyleri, SCHENK TREBEL marka çentik darbe cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Numuneler, LABO marka soğutma kabiniinde soğutulmuştur.

Çentik darbe deney çalışmasında, 20 °C, 0 °C ve -20 °C'de 2 saat süre ile soğutulan numunelere darbe deneyi uygulanmış ve sıcaklık farklılıkları sonucunda malzemelerin mekanik özelliklerinin değiştiği görülmüştür. Bu sonuçlar ana malzeme bölgesi, ITAB ve kaynak bölgelerinden TS EN 10045-1 standardına uygun hazırlanmış numunelere yapılmıştır. Çentik darbe deney sonuçları Çizelge 7.3'te verilmiştir.

Çizelge 7.3. Çentik darbe deney sonuçları.

SICAKLIK	NUMUNE KODU		
	20 °C	3-1 (740S-740S KAYNAK)	
	14,27 J		

SICAKLIK	NUMUNE KODU		
	20 °C	1-4 (TRIP 450/800-740S ITAB)	
	7,79 J		

SICAKLIK	NUMUNE KODU		
	0 °C	1-2 (TRIP 450/800-740S KAYNAK)	2-2 (TRIP 450/800-TRIP 450/800 KAYNAK)
	9,05 J	24,06 J	19,58 J

SICAKLIK	NUMUNE KODU	
	0 °C	1-5 (TRIP 450/800-740S ITAB)
	6,95 J	9,73 J

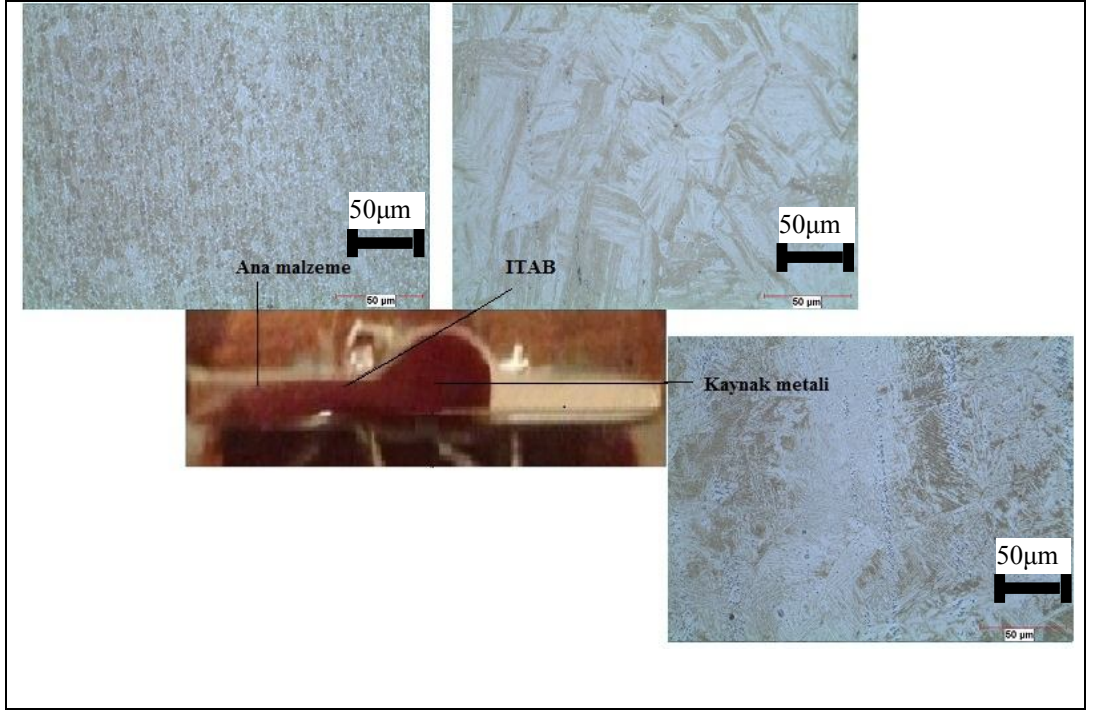
SICAKLIK	NUMUNE KODU		
	-20 °C	1-3 (TRIP 450/800-740S KAYNAK)	2-3 (TRIP 450/800-TRIP 450/800 KAYNAK)
	6,38 J	15,07-16,52 J	5,72 J

SICAKLIK	NUMUNE KODU		
	-20 °C	1-6 (TRIP 450/800-740S ITAB)	2-6 (TRIP 450/800-TRIP 450/800 ITAB)
	7,37 J	9,3 J	12,41 J

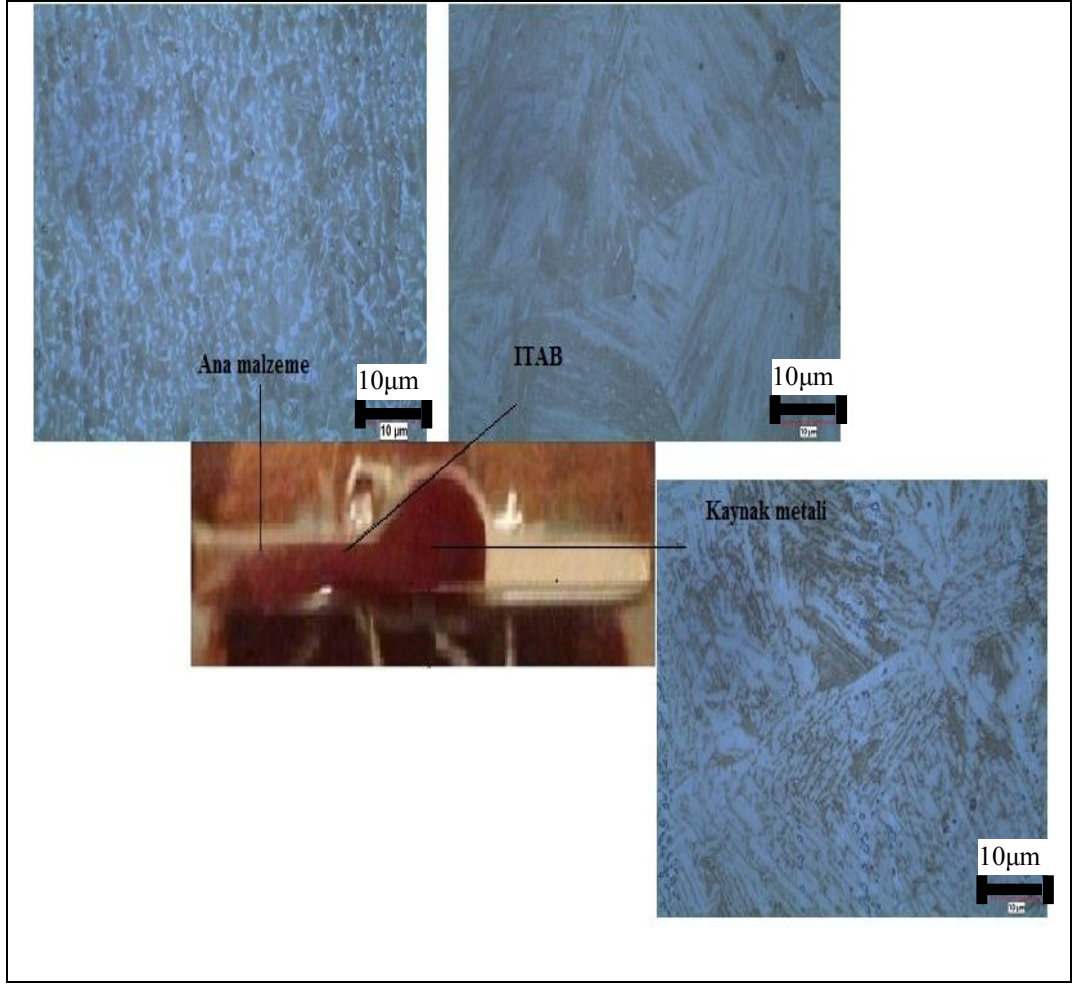
7.4. METALOGRAFİK SONUÇLAR

7.4.1. Mikroyapı İncelemeleri Sonuçları

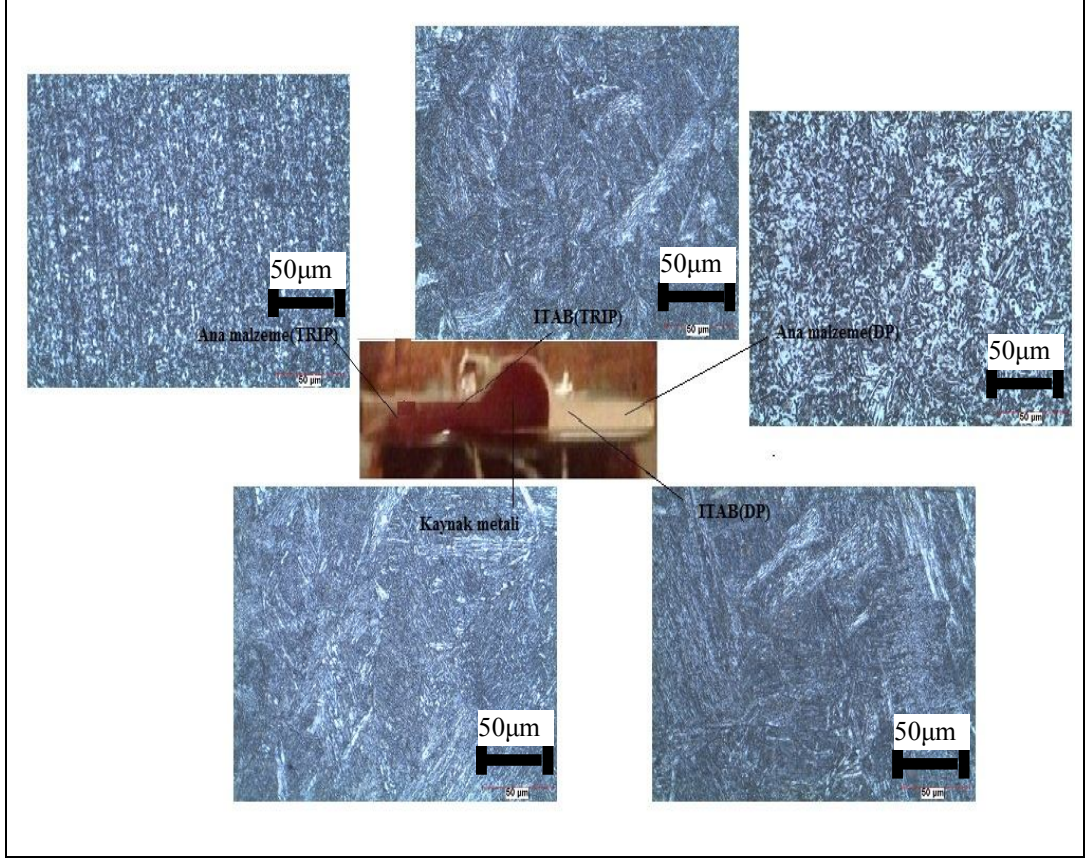
Birleştirilmiş numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları aşağıdaki Şekil 7.9-14'de verilmiştir.



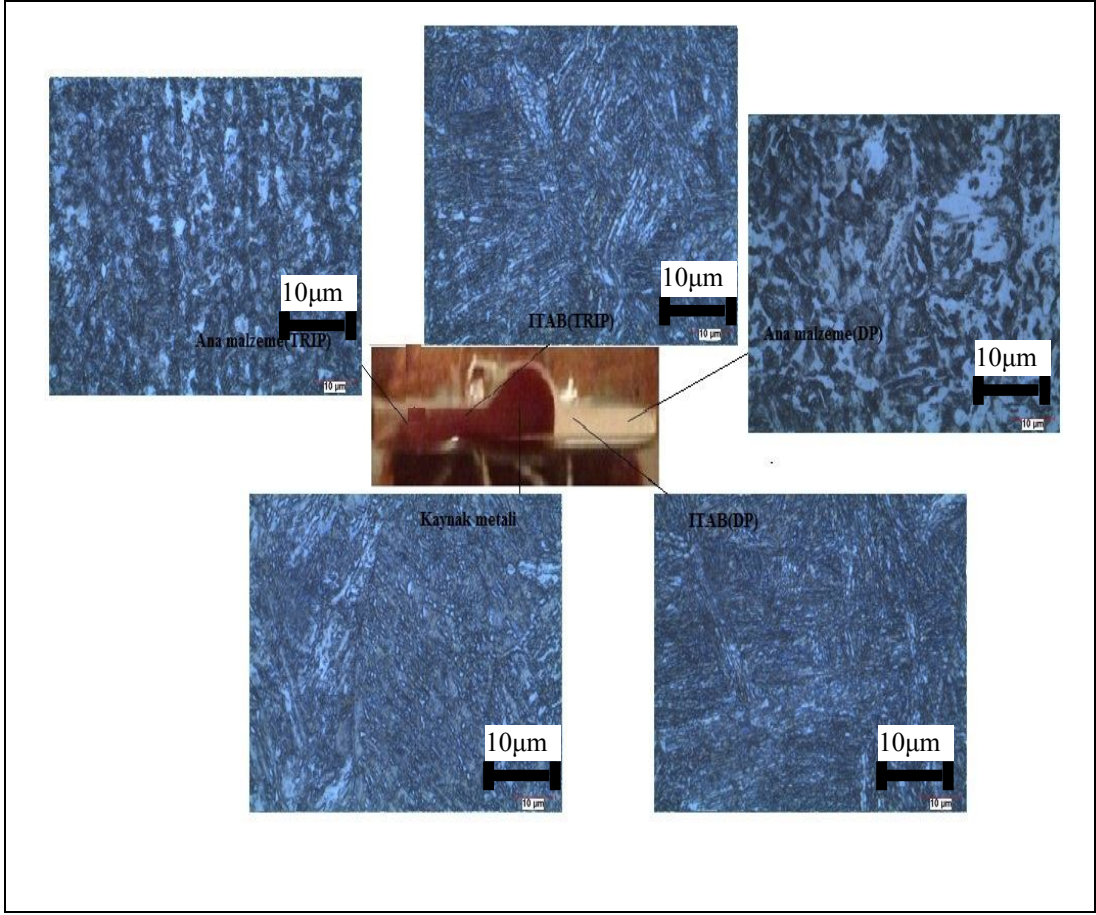
Şekil 7.9. TRIP 450/800-TRIP 450/800 Kaynaklı bağlantının 500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.



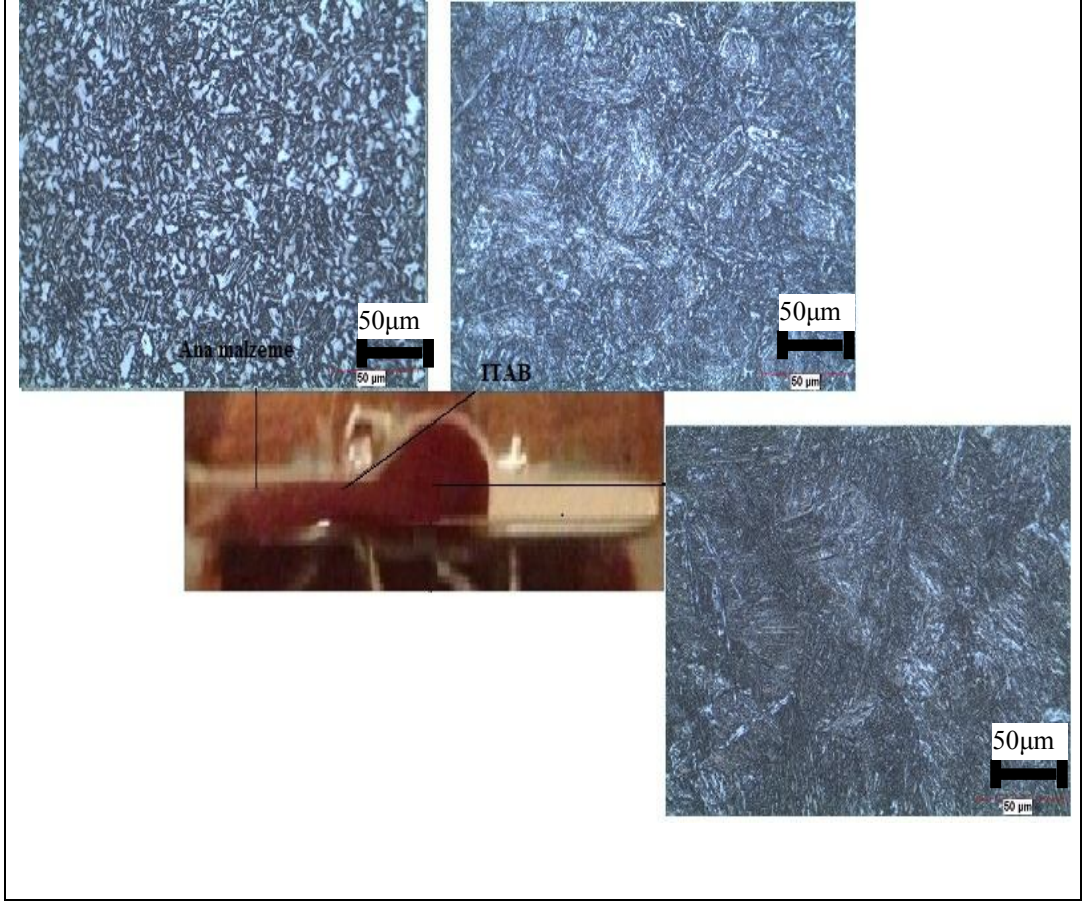
Şekil 7.10. TRIP 450/800-TRIP 450/800 Kaynaklı bağlantının 1500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.



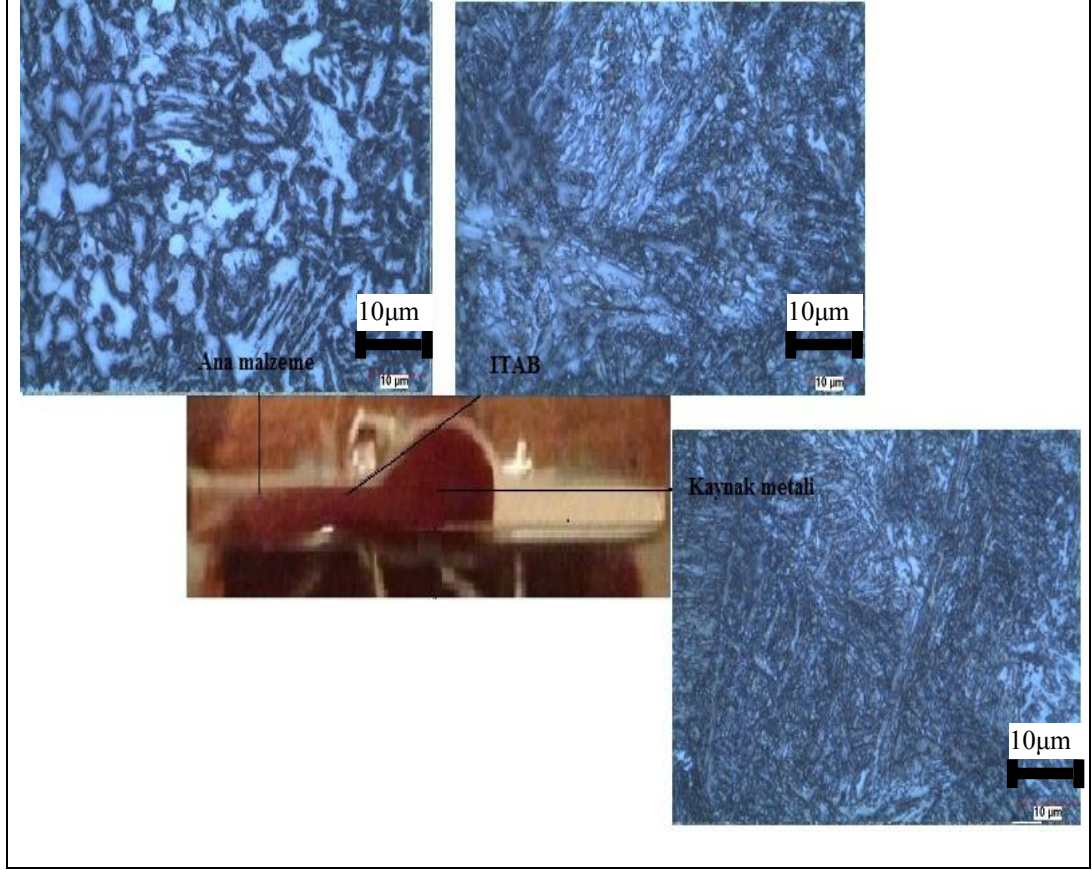
Şekil 7.11. TRIP 450/800-740S Kaynaklı bağlantının 500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.



Şekil 7.12. TRIP 450/800-740S Kaynaklı bağlantınının 1500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.



Şekil 7.13. 740S-740S Kaynaklı bağlantının 500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.



Şekil 7.14. 740S-740S Kaynaklı bağlantının 1500 X büyütmede mikroyapı görüntüleri.

7.5. KIRILMA VE KOPMA YÜZEYLERİNİN SEM İNCELEMELERİ

Kırılma yüzeylerinin SEM çalışmaları farklı deneylerden elde edilen numuneler üzerinden yapılmıştır. SEM analizlerinde aşağıda belirtilen numunelerin kırık yüzeyleri incelenmiştir.

Çentik darbe deneyi numunelerinin kırık yüzey SEM incelemesi;

1. - 20 °C’de TRIP 450/800 çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
2. + 20 °C’de TRIP 450/800 çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi

3. 0 °C'de TRIP 450/800 çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
4. - 20 °C'de TRIP 450/800 çeliği ile TRIP800 çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
5. + 20 °C'de TRIP 450/800 çeliği ile TRIP 450/800 çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
6. 0 °C'de TRIP 450/800 çeliği ile TRIP 450/800 çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
7. - 20 °C'de 740S çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
8. + 20 °C'de 740S çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
9. 0 °C'de 740S çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi

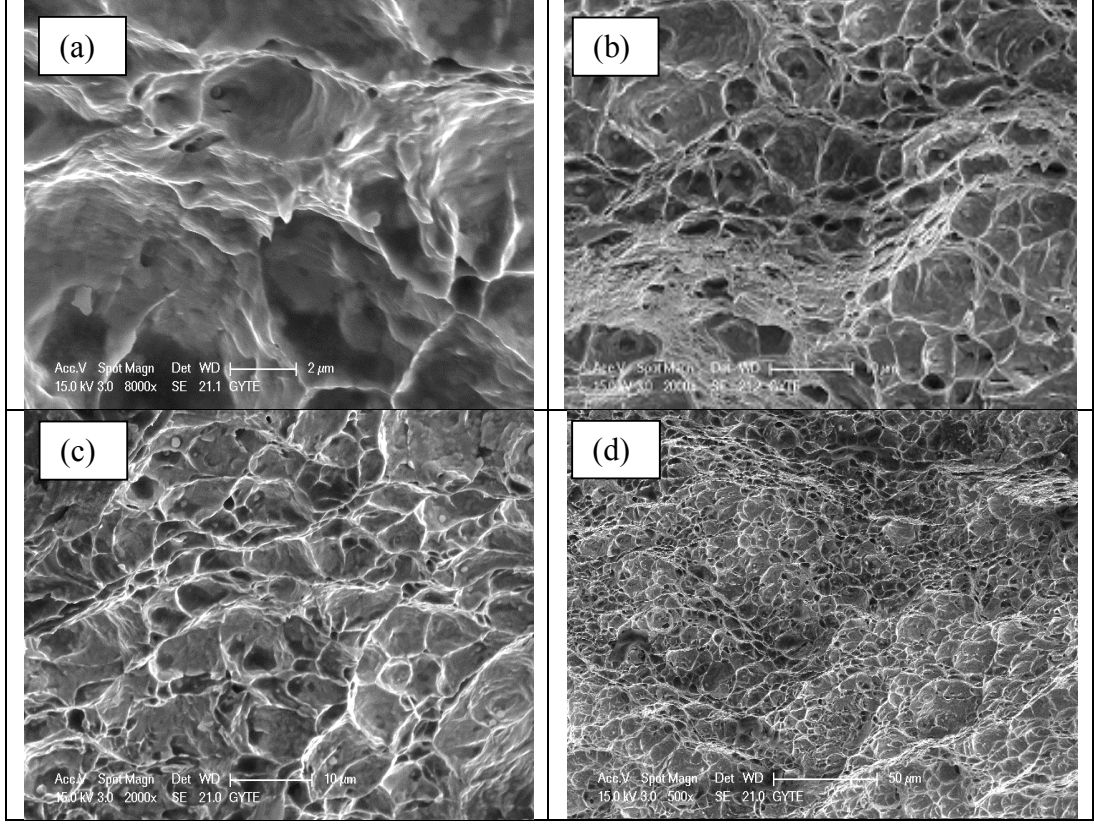
Çekme numunelerinin kopma yüzeyi SEM incelemesi;

1. TRIP 450/800 çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
2. TRIP 450/800 çeliği ile TRIP 450/800 çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi
3. 740S çeliği ile 740S çeliğinin kaynaklı bağlantısının kırık yüzeyi

7.5.1. Darbe Çentik Numunelerinin SEM Analizleri

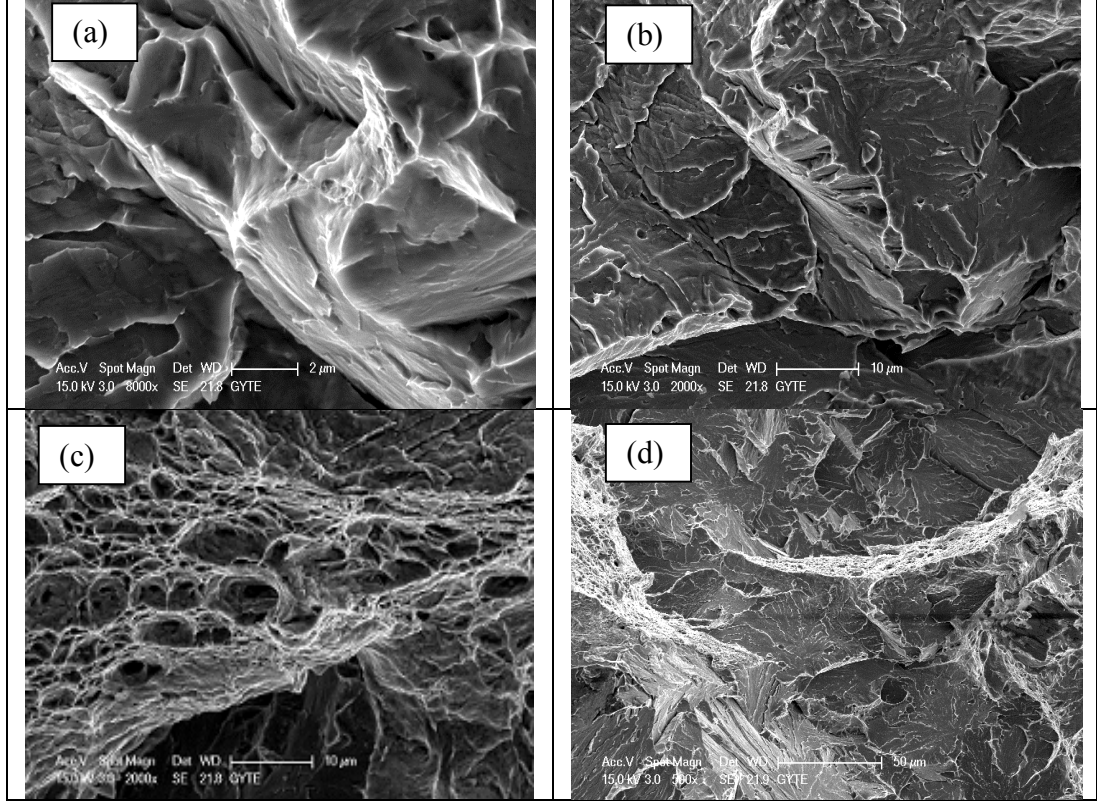
Darbe deneyi sonucunda kırılan numunelerin SEM analizleri için +20 °C ve -20 °C ve 0 °C olmak üzere 3 farklı sıcaklık seçilmiştir.

20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizi Şekil 7.15’de verilmiştir.



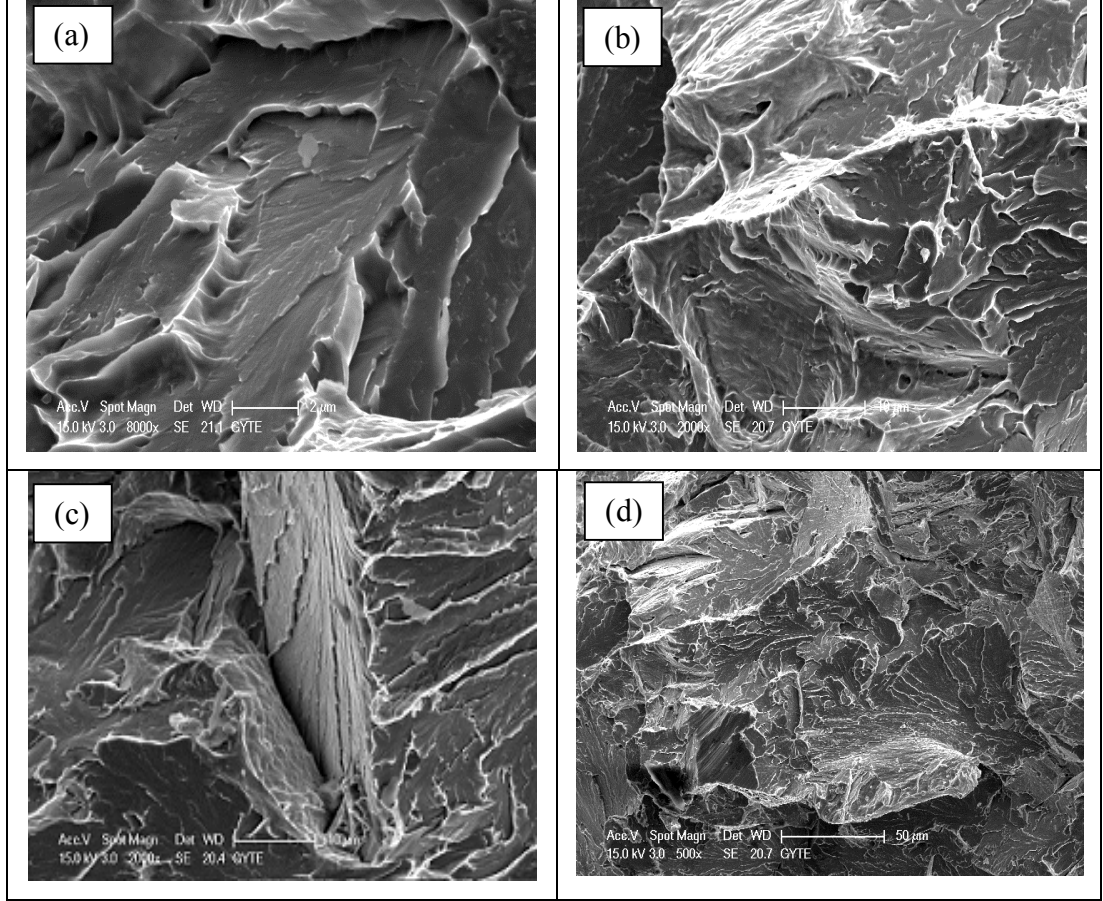
Şekil 7.15. 20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizi a) 8000 X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 500 X büyütme.

Şekil 7.16'da -20 °C'de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizleri verilmiştir.



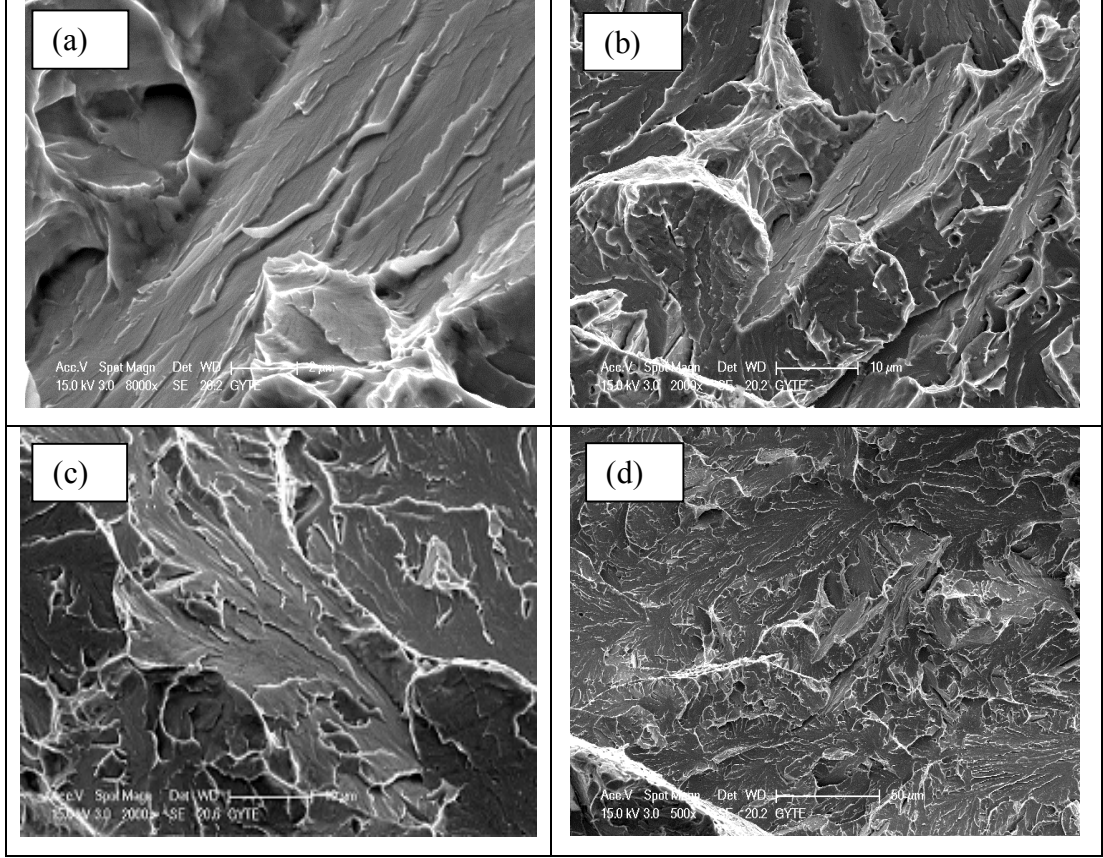
Şekil 7.16. -20 °C'de çentik darbe testi ile kırılan TRIP450/800-740S numunenin SEM analizleri a) 8000X büyütme, b) 2000 X büyütme, c)2000 X büyütme, d) 500 X büyütme.

Şekil 7.17’de -20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunenin SEM analizleri verilmiştir.



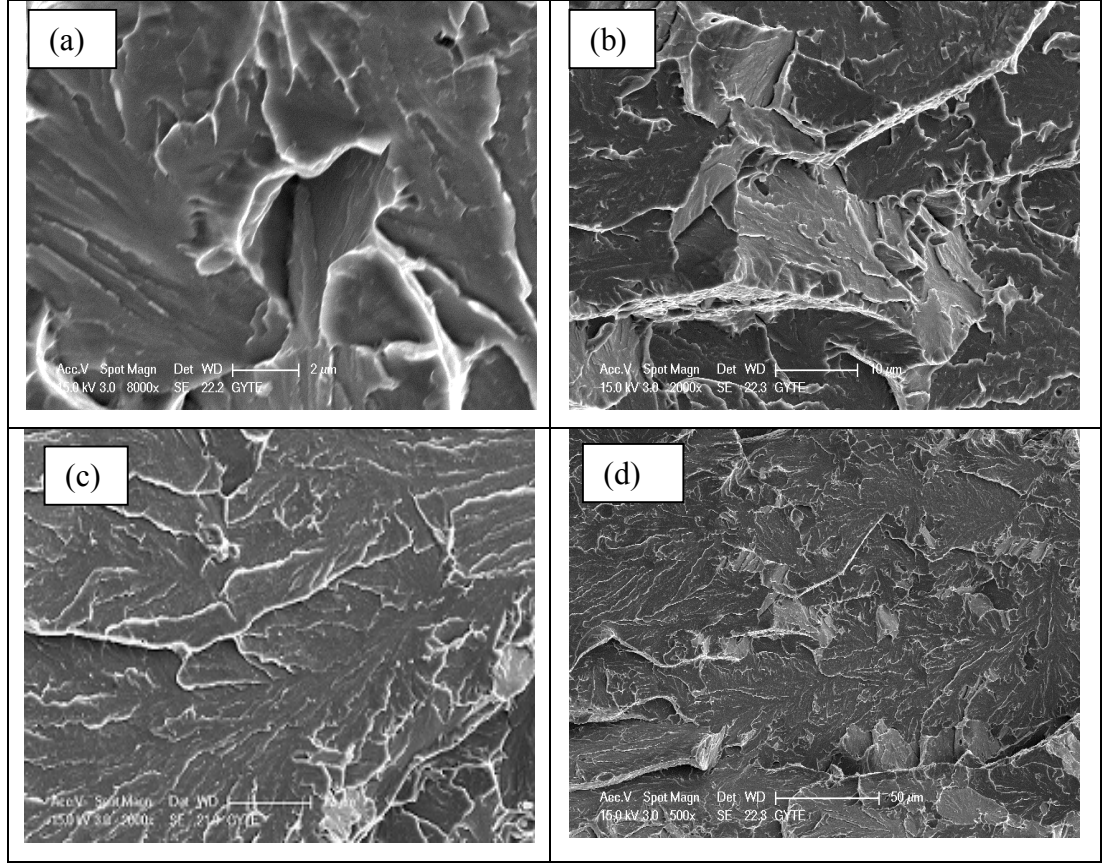
Şekil 7.17. -20 °C’de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450800 numunenin SEM analizi a) 8000 X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 500 X büyütme.

Şekil 7.18'de -20 °C'de çentik darbe testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizleri verilmiştir.



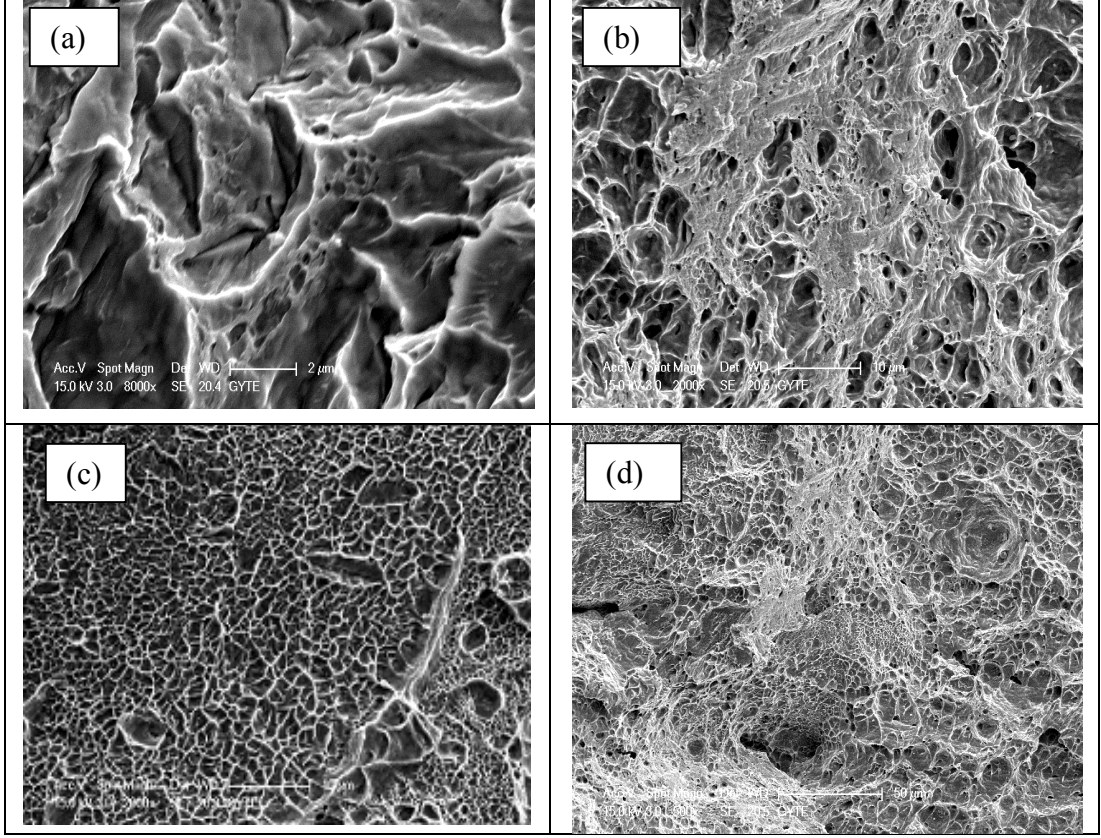
Şekil 7.18. -20 °C'de çentik darbe testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizi a) 8000 X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 500 X büyütme.

Şekil 7.19'da 0 °C'de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizleri verilmiştir.



Şekil 7.19. 0 °C'de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizi a) 8000 X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 500 X büyütme.

Şekil 7.20'de 0 °C'de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800- TRIP 450/800 numunenin SEM analizleri verilmiştir.

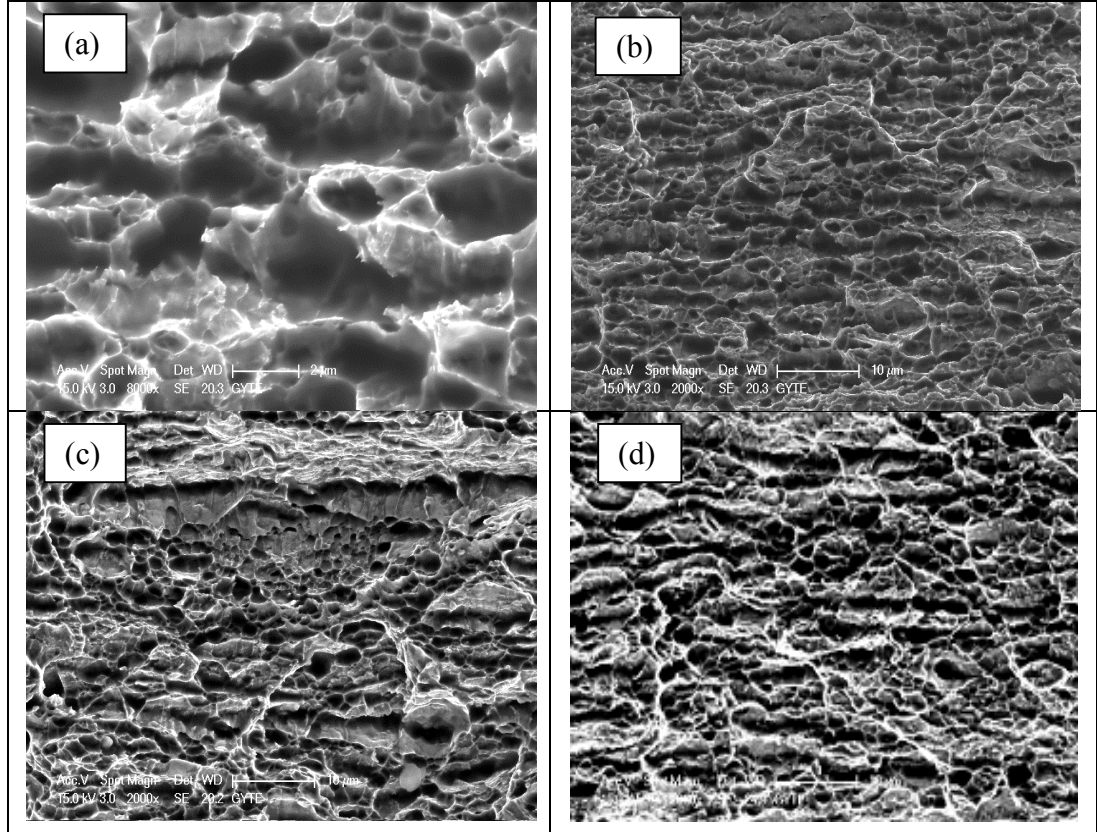


Şekil 7.20. 0 °C'de çentik darbe testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunenin SEM analizi a) 8000 X büyütme, b) 2000 X büyütme, c)2000 X büyütme, d) 500 X büyütme.

Çentik darbe deneyi kırık yüzeylerin SEM analizlerinde; - 20 °C'de çentik darbe deneyi kırılma yüzeylerinin gevrek kırıldığı, 20 °C'de çentik darbe deneyi kırılma yüzeylerinin ise sünek bir şekilde kırıldığı görülmektedir. 20 °C'de kırılan numunelerin kırılma yüzeylerinin süngerimsi ve ağılı bir yapıda olduğu, derin çukurlar oluşturduğu ve yönlenmelerin aynı yönde olduğu tanelerin koparılma yönüne doğru uzadıkları açık bir şekilde görülmektedir. - 20 °C sıcaklıkta kırılmış numunelerde ise böyle bir yapılar görülmemekte, gevrek bir şekilde kırıldığına dair yapı mevcuttur. 0 °C'de ise kopan tanelerin farklı yönlenmeler aldığı, derin oyuklar olduğu görülmektedir.

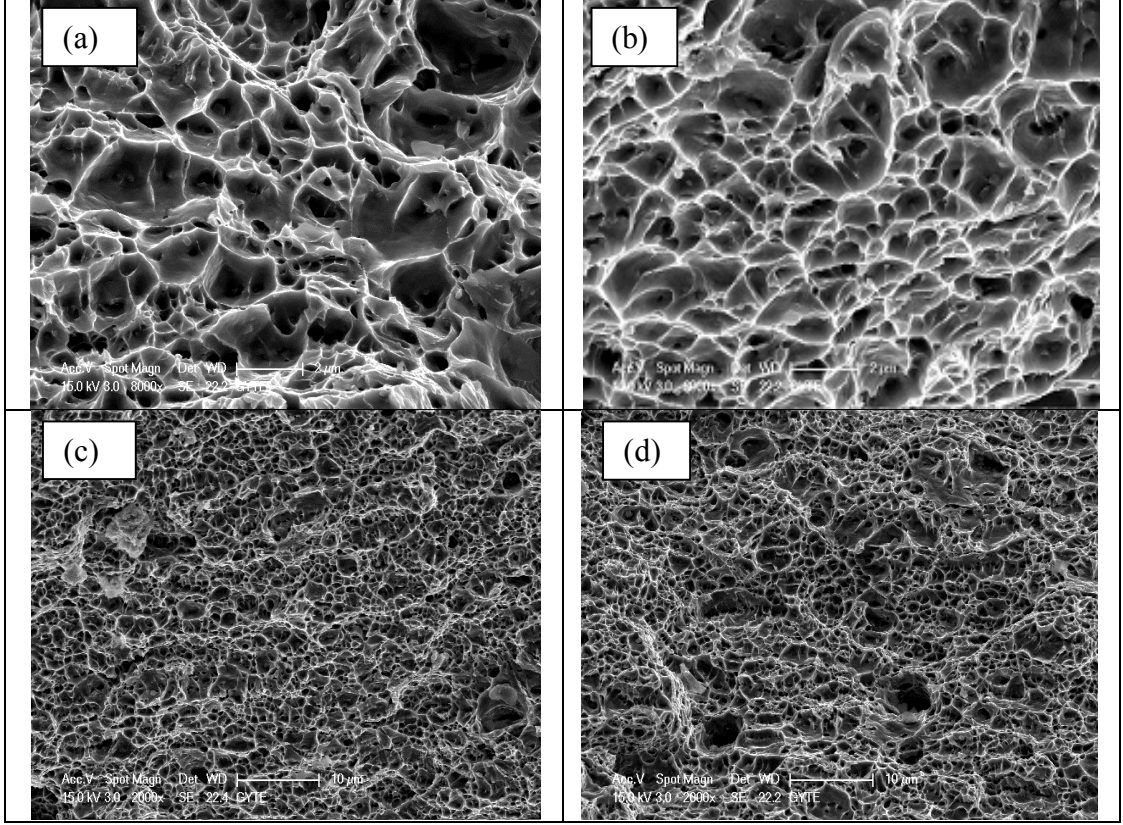
7.5.2. Çekme Numunelerinin SEM Analizleri

Şekil 7.21’de çekme testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizleri verilmiştir.



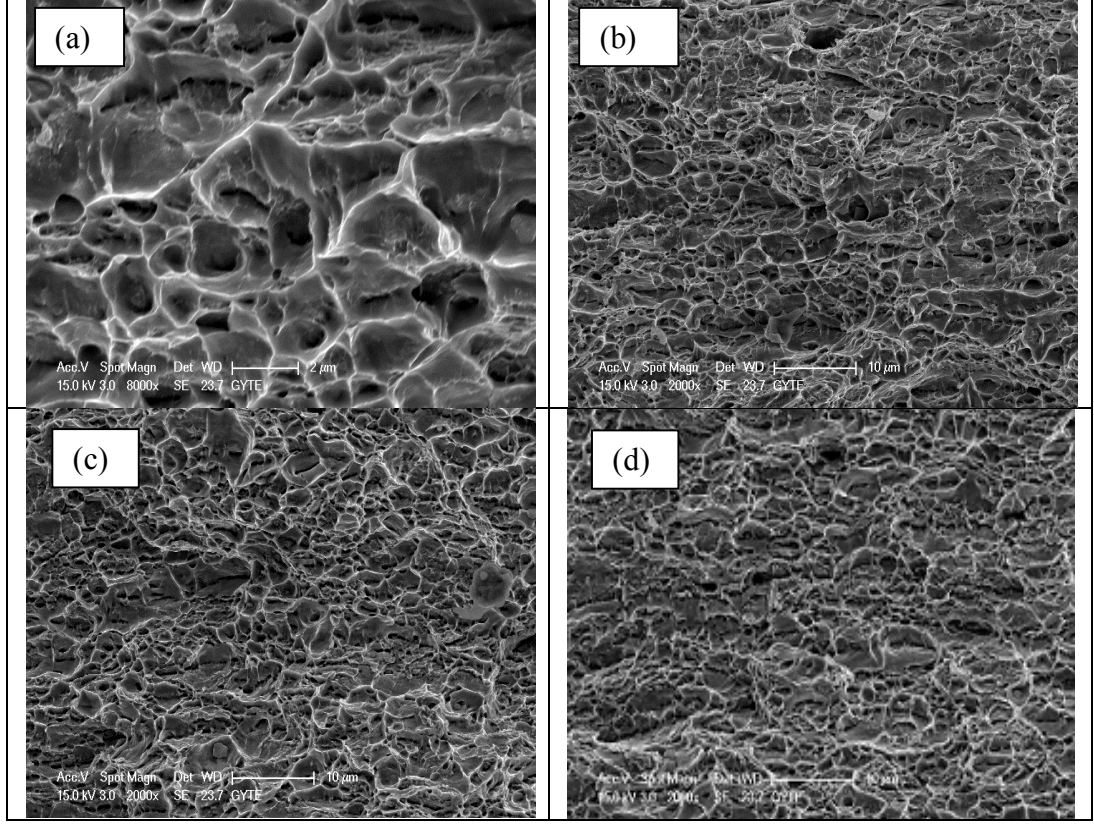
Şekil 7.21. Çekme testi ile kırılan TRIP 450/800-740S numunenin SEM analizleri a) 8000X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 2000 X büyütme.

Şekil 7.22’de çekme testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunenin SEM analizleri verilmiştir.



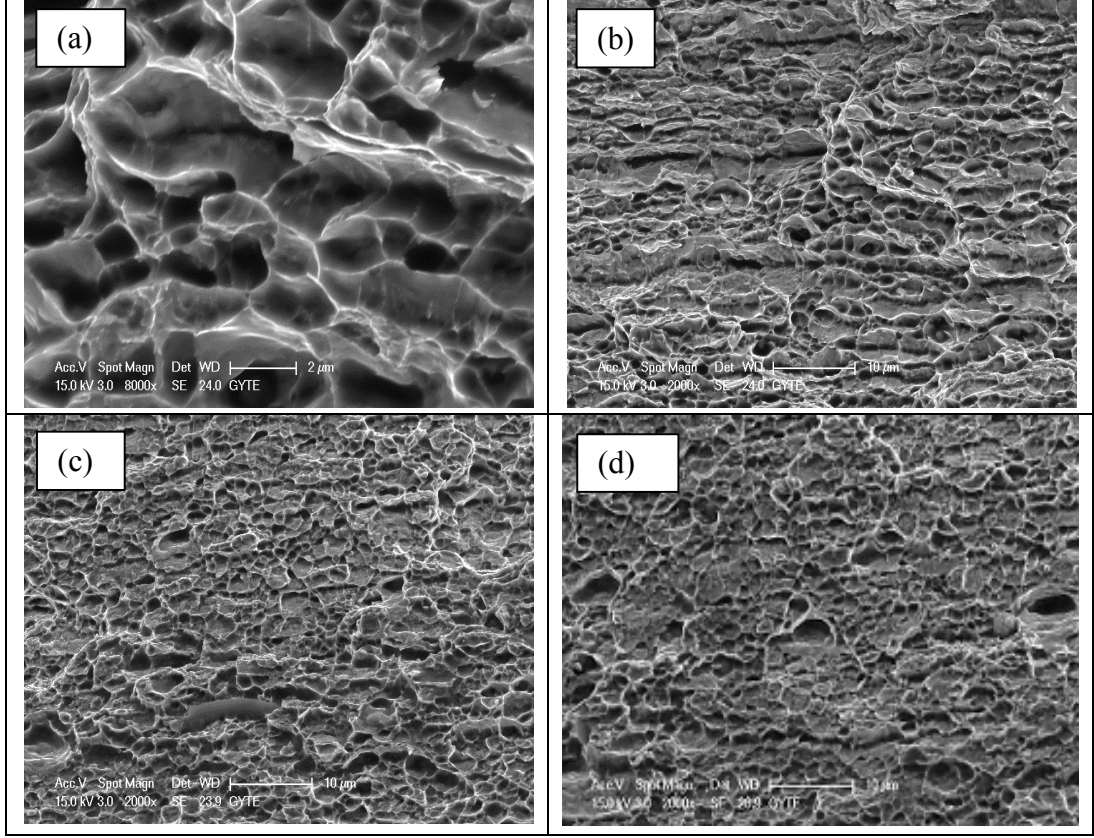
Şekil 7.22. Çekme testi ile kırılan TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunenin SEM analizleri a) 8000X büyütme, b) 8000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 2000 X büyütme.

Şekil 7.23’de çekme testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizleri verilmiştir.



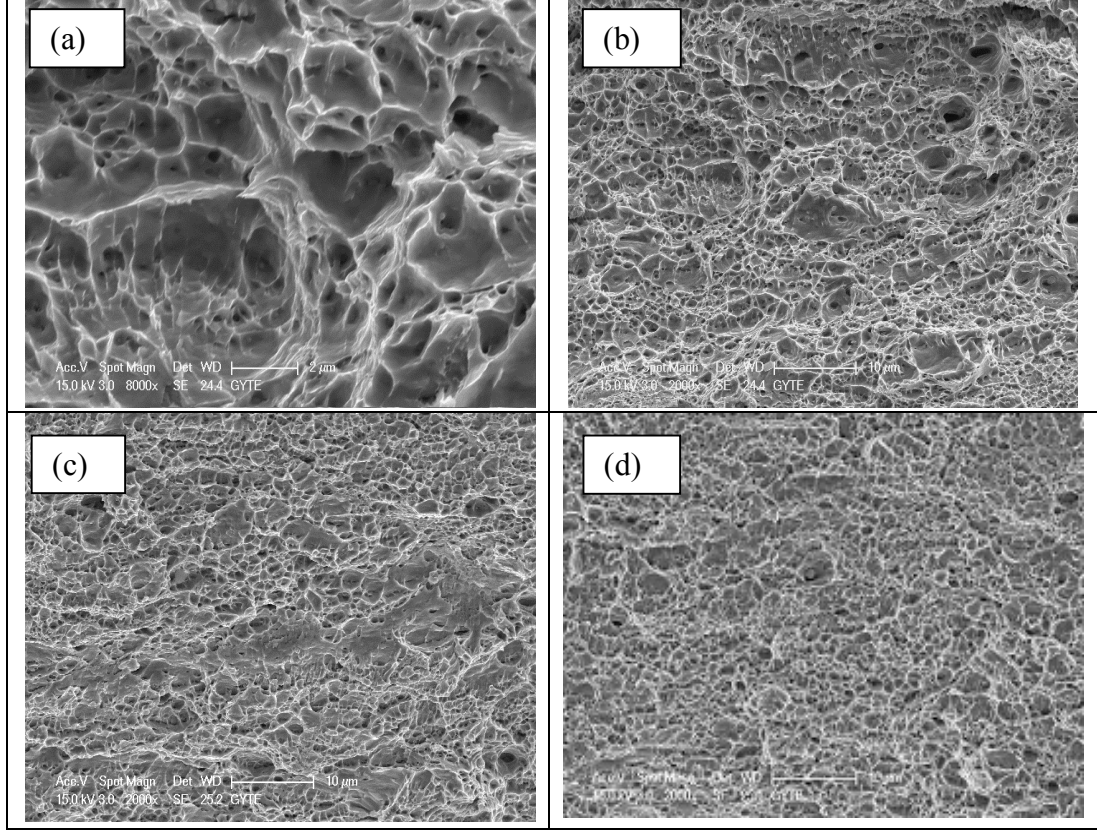
Şekil 7.23. Çekme testi ile kırılan 740S-740S numunenin SEM analizleri a) 8000X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 2000 X büyütme.

Şekil 7.24'de çekme testi ile kırılan UR (TRIP 450/800-TRIP 450/800) numunenin SEM analizleri verilmiştir.



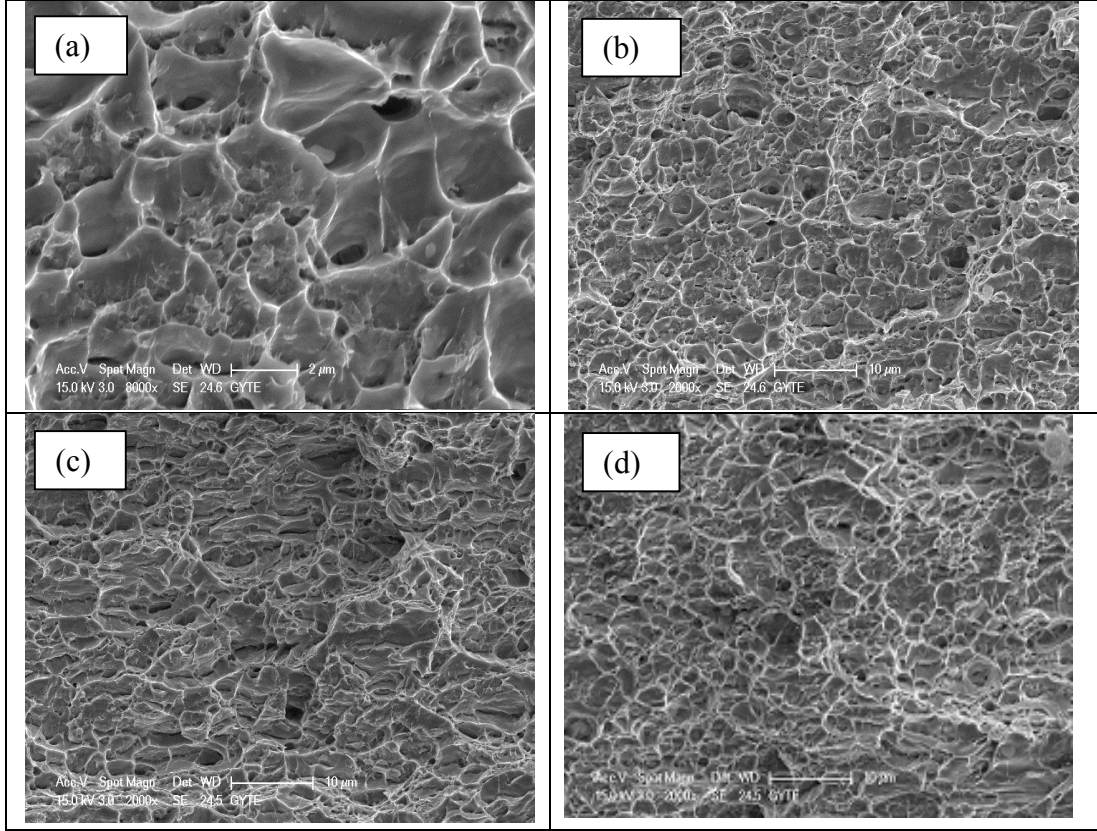
Şekil 7.24. Çekme testi ile kırılan UR(TRIP 450/800-TRIP 450/800) numunenin SEM analizleri a) 8000X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 2000 X büyütme.

Şekil 7.25'de çekme testi ile kırılan UR (TRIP 450/800-740S) numunenin SEM analizleri verilmiştir.



Şekil 7.25. Çekme testi ile kırılan UR(TRIP 450/800-740S) numunenin SEM analizleri a) 8000X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 2000 X büyütme.

Şekil 7.26'da çekme testi ile kırılan UR (740S-740S) numunenin SEM analizleri verilmiştir.



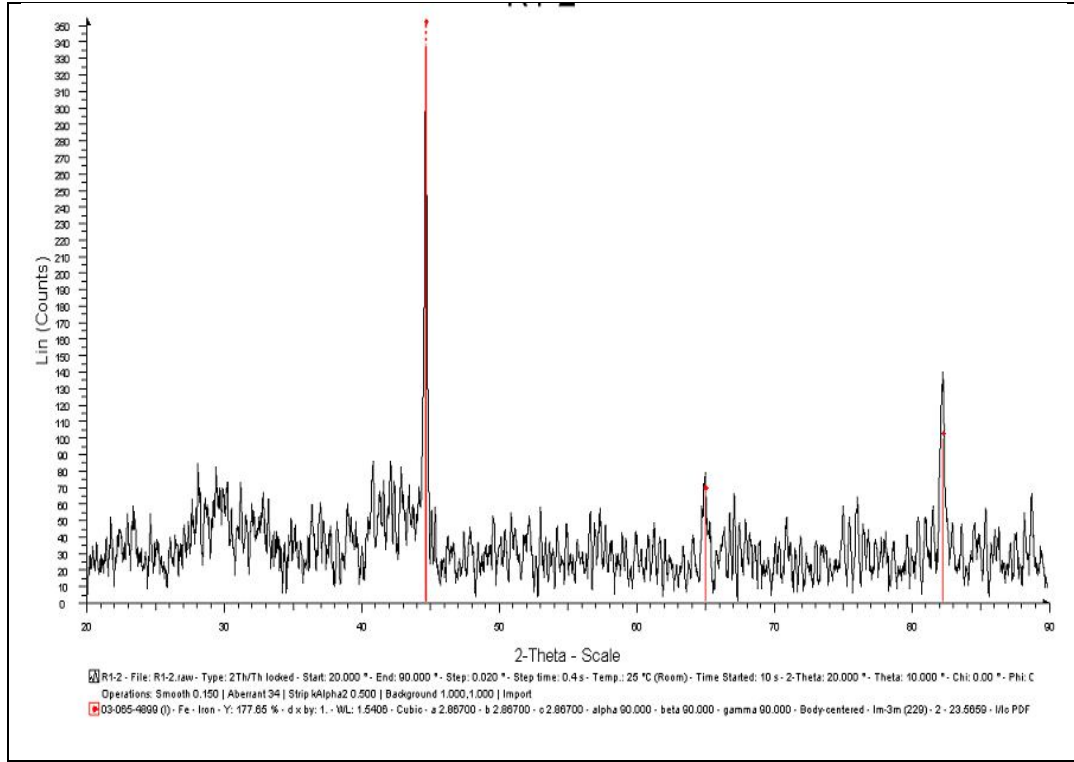
Şekil 7.26. Çekme testi ile kırılan UR(740S-740S) numunenin SEM analizleri a) 8000X büyütme, b) 2000 X büyütme, c) 2000 X büyütme, d) 2000 X büyütme.

TIG kaynak yöntemiyle kaynatılmış TRIP 450/800-740S, TRIP 450/800-TRIP 450/800, 740S-740S kaynaklı bağlantısına ait çekme test sonucu kırılma yüzeylerinin SEM analizlerine ait fotoğraflarda; tüm kırılmaların sünek bir şekilde kırıldığı ve kırılma yüzeylerinin süngerimsi yapıda olduğu, derin oyukların olduğu görülmüştür. Birçok SEM görüntüsünde koparıma yönüne doğru uzayan tanelerin olduğu yani numunelerin koparıma yönünde uzadığı görülmektedir.

7.6. XRD SONUÇLARI

7.6.1. TRIP 450/800-TRIP 450/800 Kaynaklı Bağlantının XRD Sonuçları

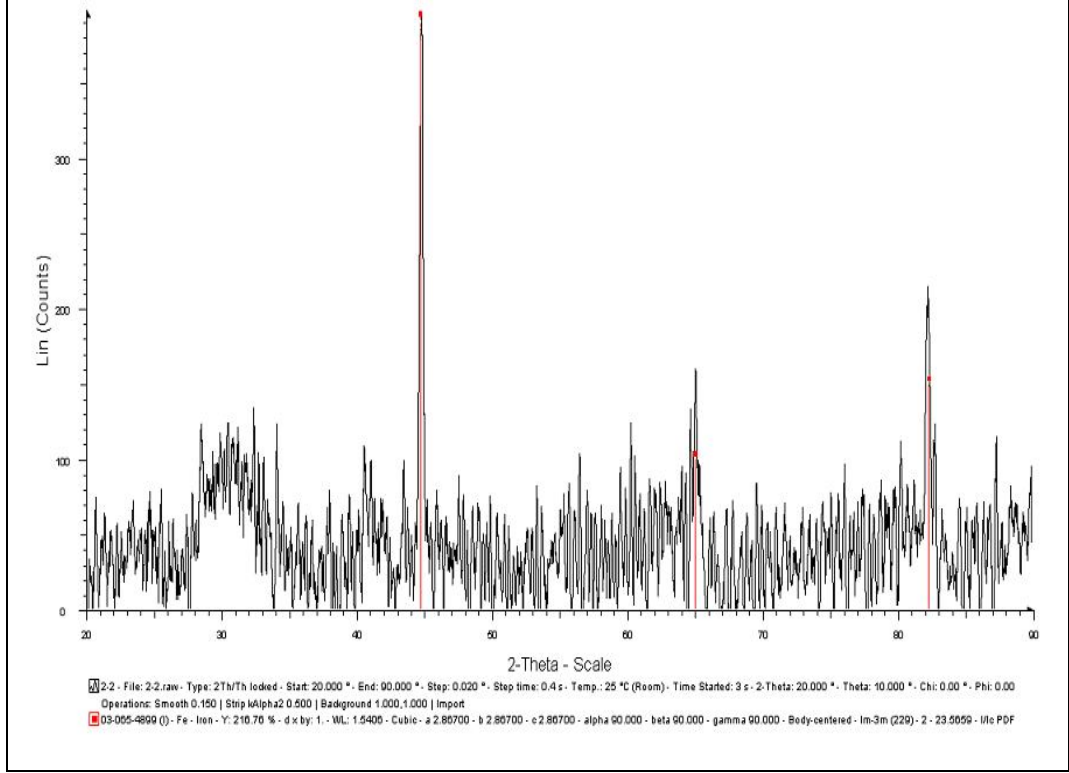
TRIP 450/800-TRIP 450/800 numunesinin XRD sonucu Şekil 7.27’de verilmiştir.



Şekil 7.27. TRIP 450/800-TRIP 450/800 kaynaklı malzemenin XRD analizi.

7.6.2. TRIP 450/800-740S Kaynaklı Bağlantının XRD Sonuçları

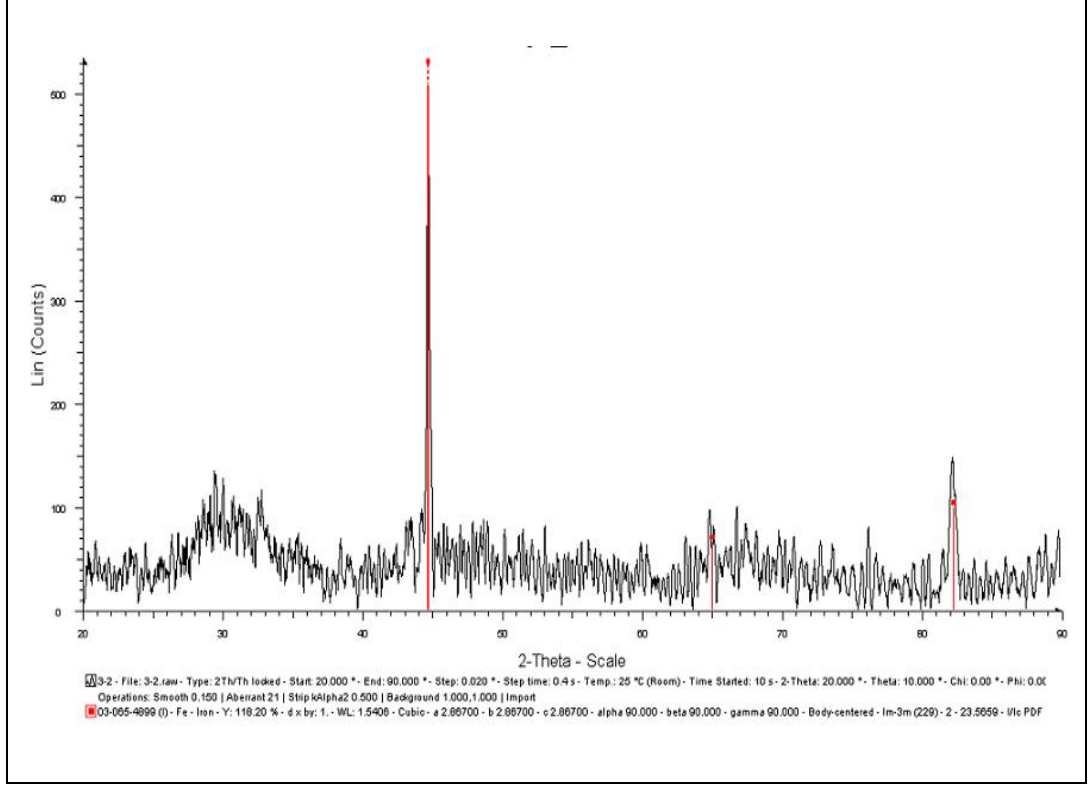
TRIP 450/800-740S numunesinin XRD sonucu Şekil 7.28’de verilmiştir.



Şekil 7.28. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin XRD analizi.

7.6.3. 740S-740S Kaynaklı Bağlantının XRD Sonuçları

740S-740S numunesinin XRD sonucu Şekil 7.29'da verilmiştir.

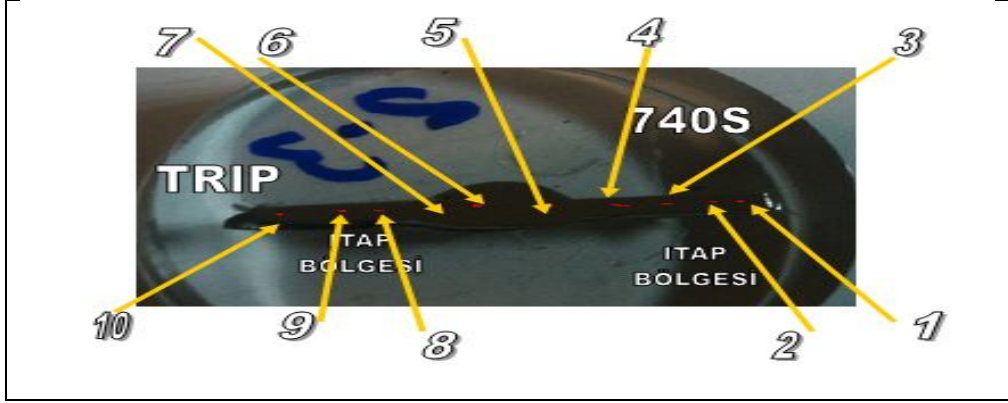


Şekil 7.29. 740S-740S kaynaklı malzemenin XRD analizi.

X-ray difraksiyonu deneyi ile incelenen bölgelerde herhangi bir intermetalik oluşumuna rastlanmamıştır. Bu sonuç intermetalik oluşmadığının kanıtı olmamakla birlikte deney cihazının elde edebileceği sonuçların sınırlı olmasıyla ilgili olduğu düşünülmektedir.

7.7. TRIP 450/800-740S KAYNAKLI BAĞLANTININ EPMA SONUCU

TRIP 450/800-740S kaynaklı numuneye Şekil 7.30'daki bölgelerden EPMA deney sonuçları alınmıştır. EPMA deney sonucu ve elementel analiz sonuçları Çizelge 7.4'de gösterildiği gibidir.

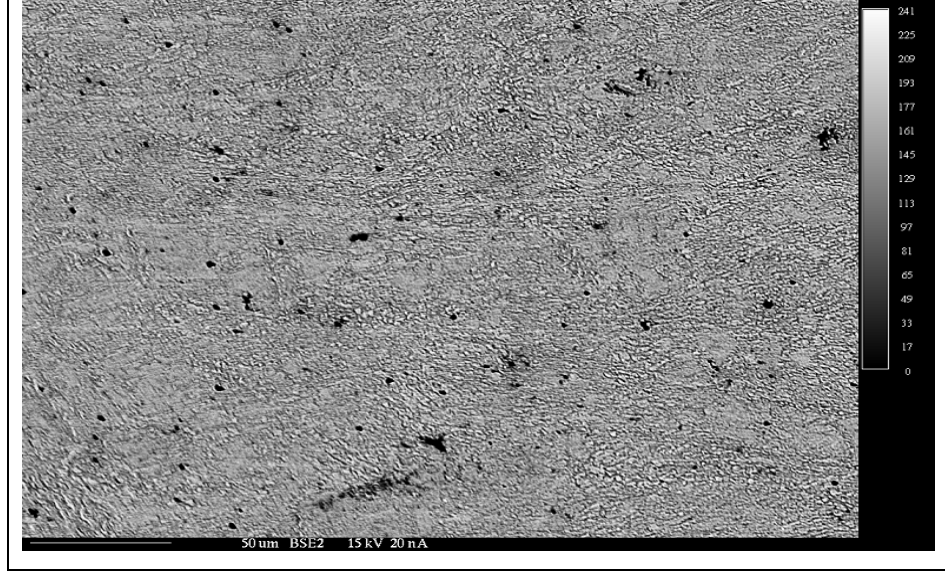


Şekil 7.30. EPMA deney bölgeleri.

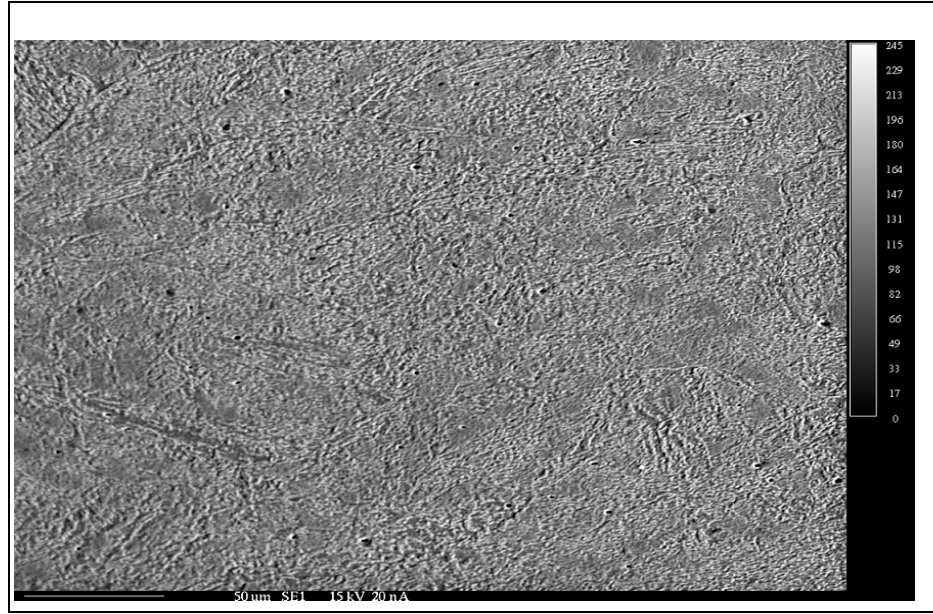
Çizelge 7.4. EPMA deney bölgelerine göre elementel analiz sonuçları.

Bölge No	Cr	Al	Mn	Mo	Si
1	0.4285	0.3877	1.7589	-	0.4292
2	0.3968	0.4619	2.2289	-	0.4289
3	0.4607	0.5557	1.9534	-	0.3891
4	0.3578	0.5651	1.9521	-	0.5426
5	0.8927	0.1756	1.3110	0.176	0.4784
6	0.8634	0.2875	1.6351	0.257	0.6432
7	0.3553	0.7224	2.2060	-	0.5544
8	0.3723	0.7584	1.8842	-	0.6124
9	0.4291	0.5054	2.3897	-	0.4262
10	0.2765	0.4818	1.9386	-	0.3643

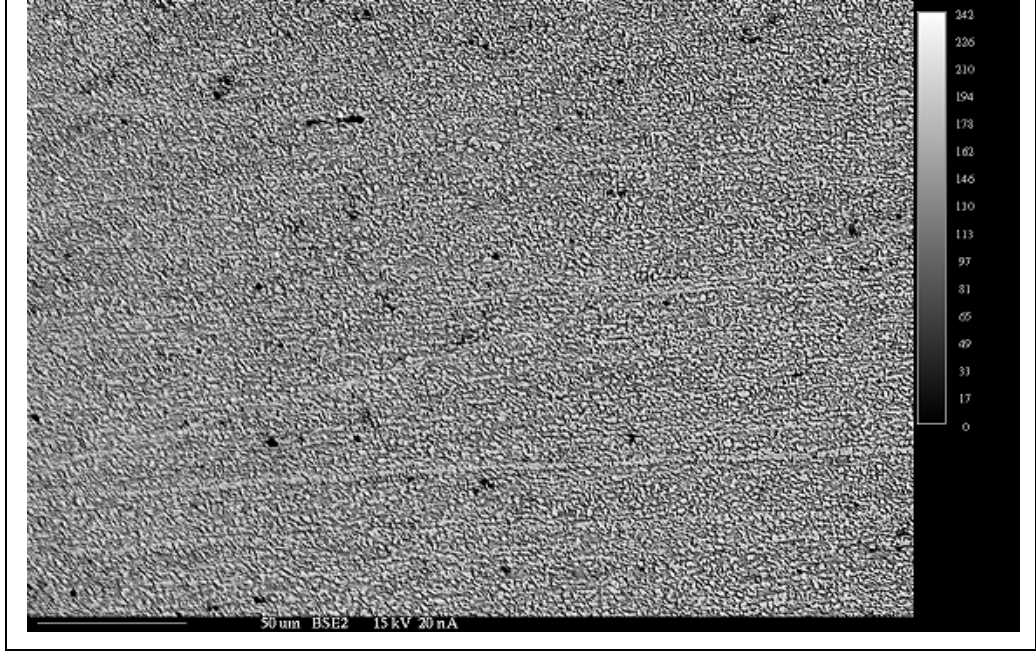
EPMA deney sonucunda kaynak bölgesi, kaynak metali, ITAB ve ana malzemelerin EPMA görüntüleri Şekil 7.31-7.35'de gösterilmiştir.



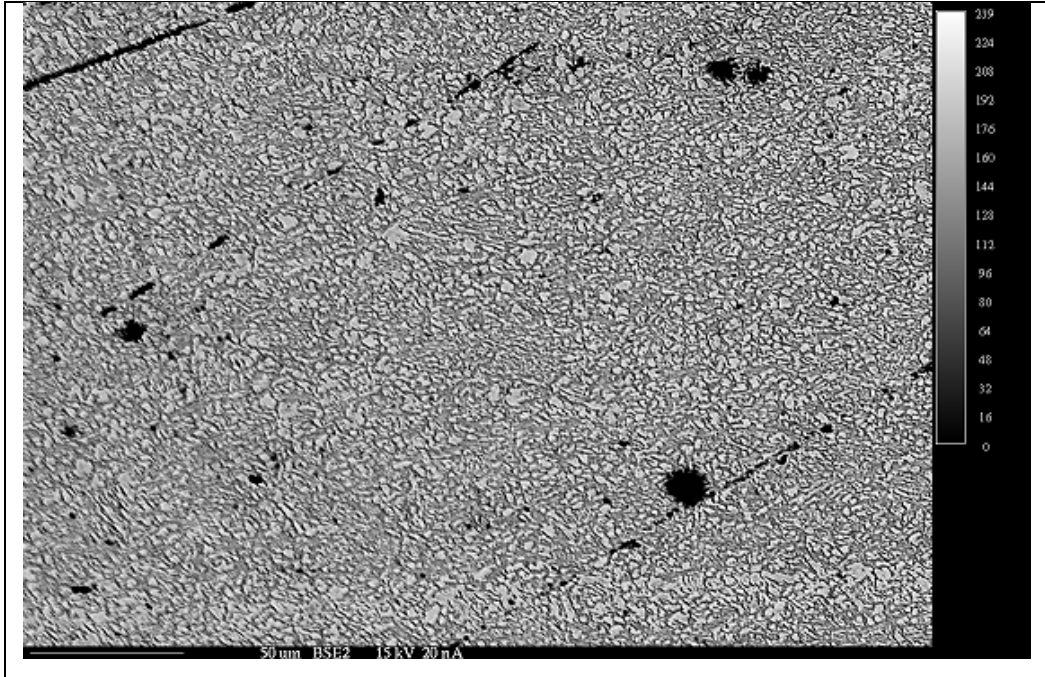
Şekil 7.31. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin kaynak bölgesi EPMA görüntüsü.



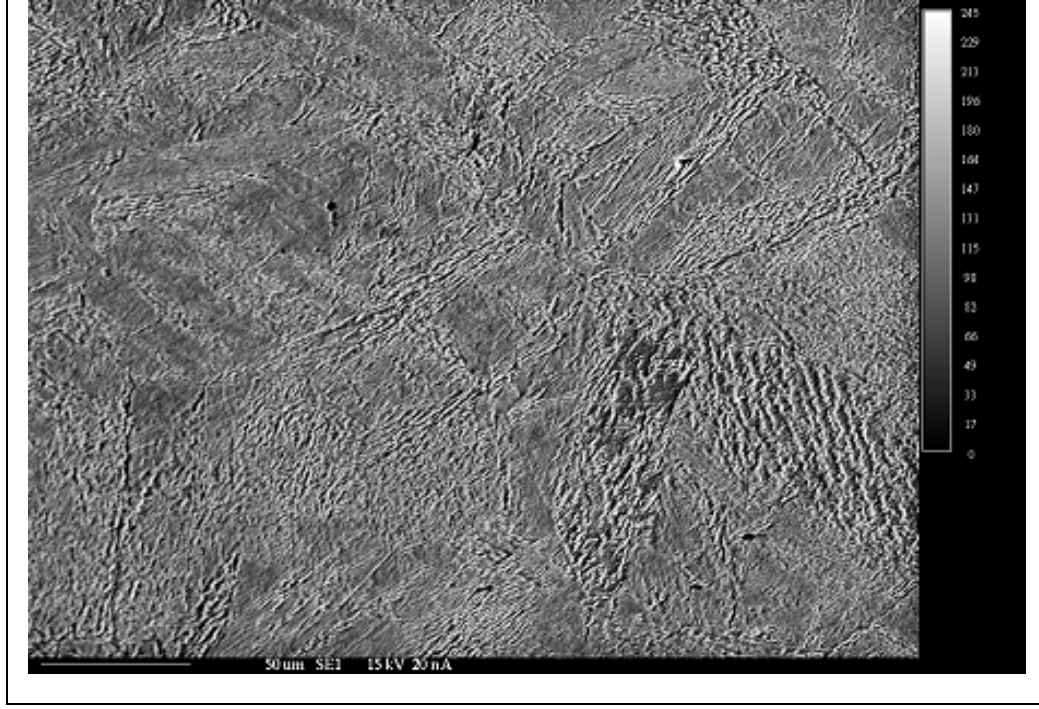
Şekil 7.32. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin kaynak metali EPMA görüntüsü.



Şekil 7.33. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin TRIP 450/800 bölgesi EPMA görüntüsü.

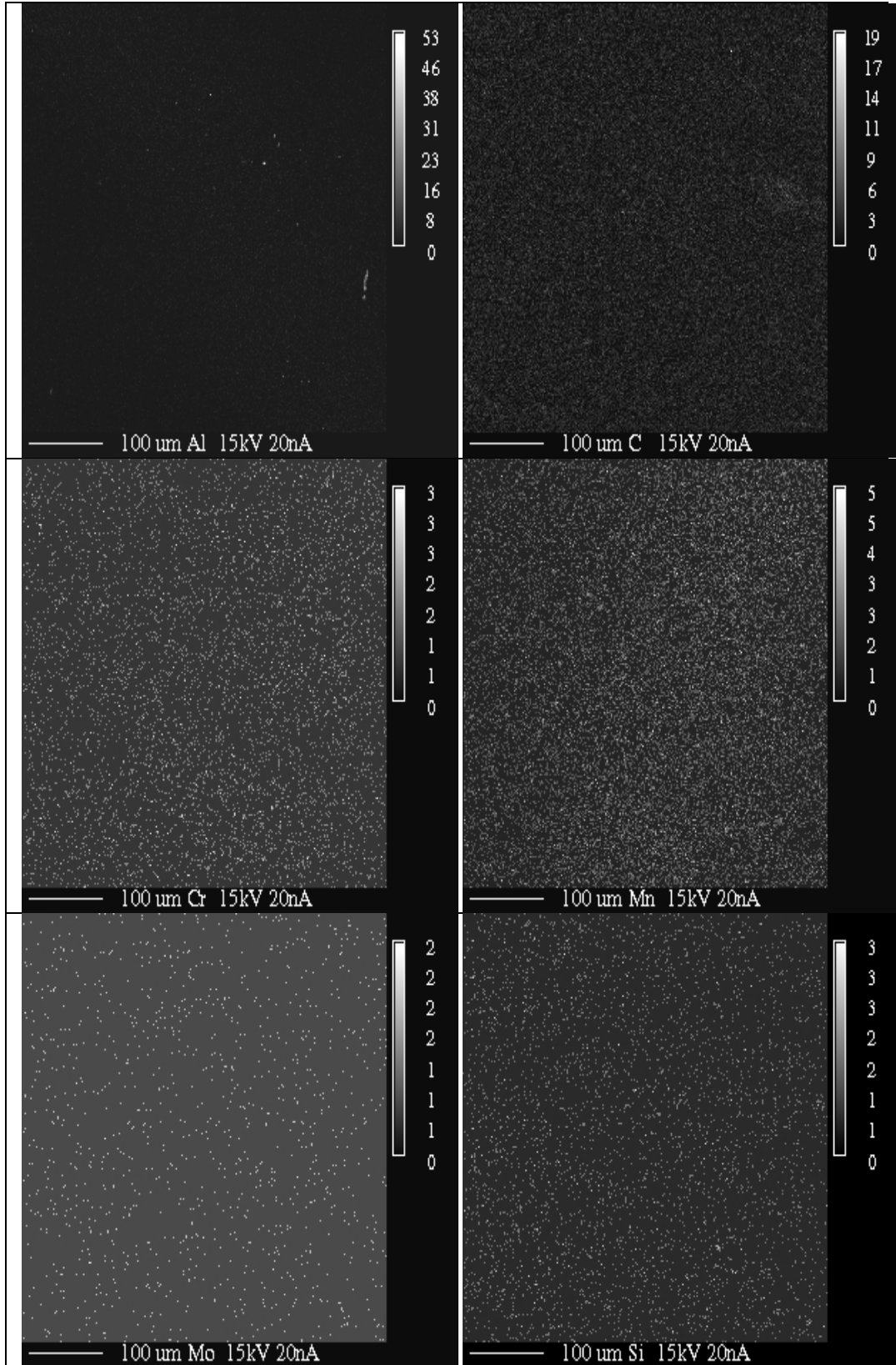


Şekil 7.34. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin 740S bölgesi EPMA görüntüsü.

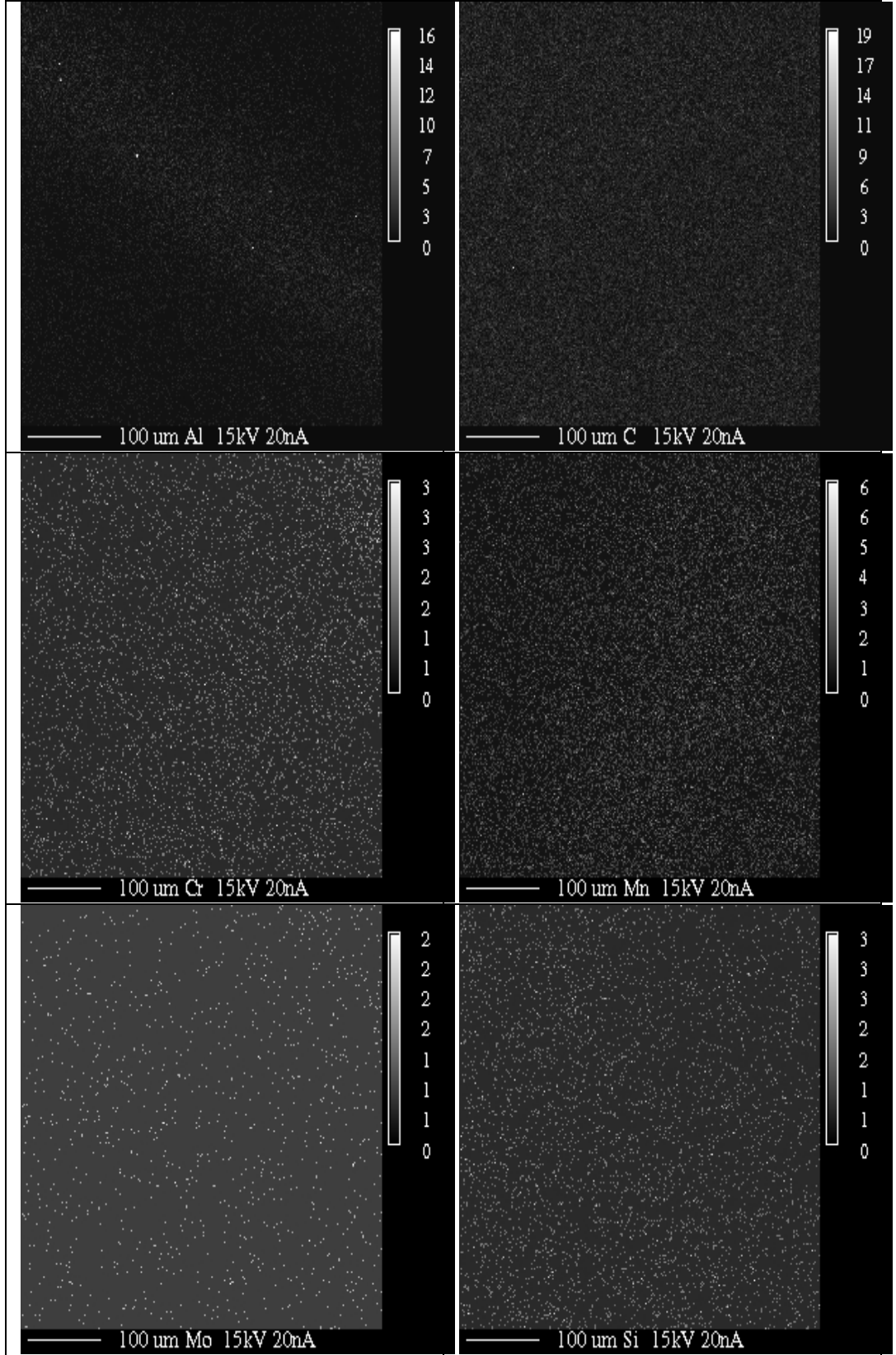


Şekil 7.35. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin ITAB bölgesi EPMA görüntüsü.

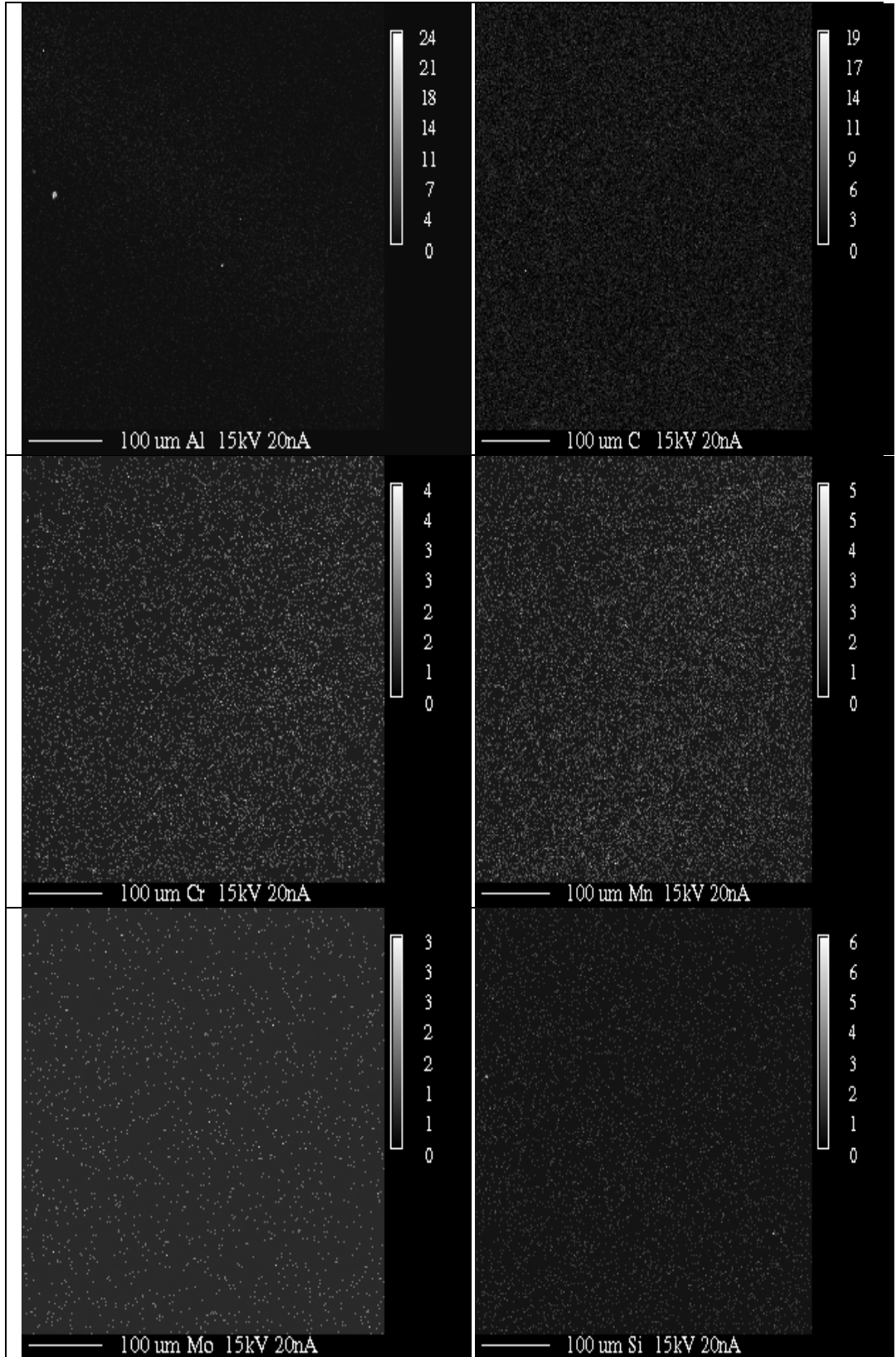
TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin bölgelere göre elementel analizleri şekil 7.36-39' da verilmiştir.



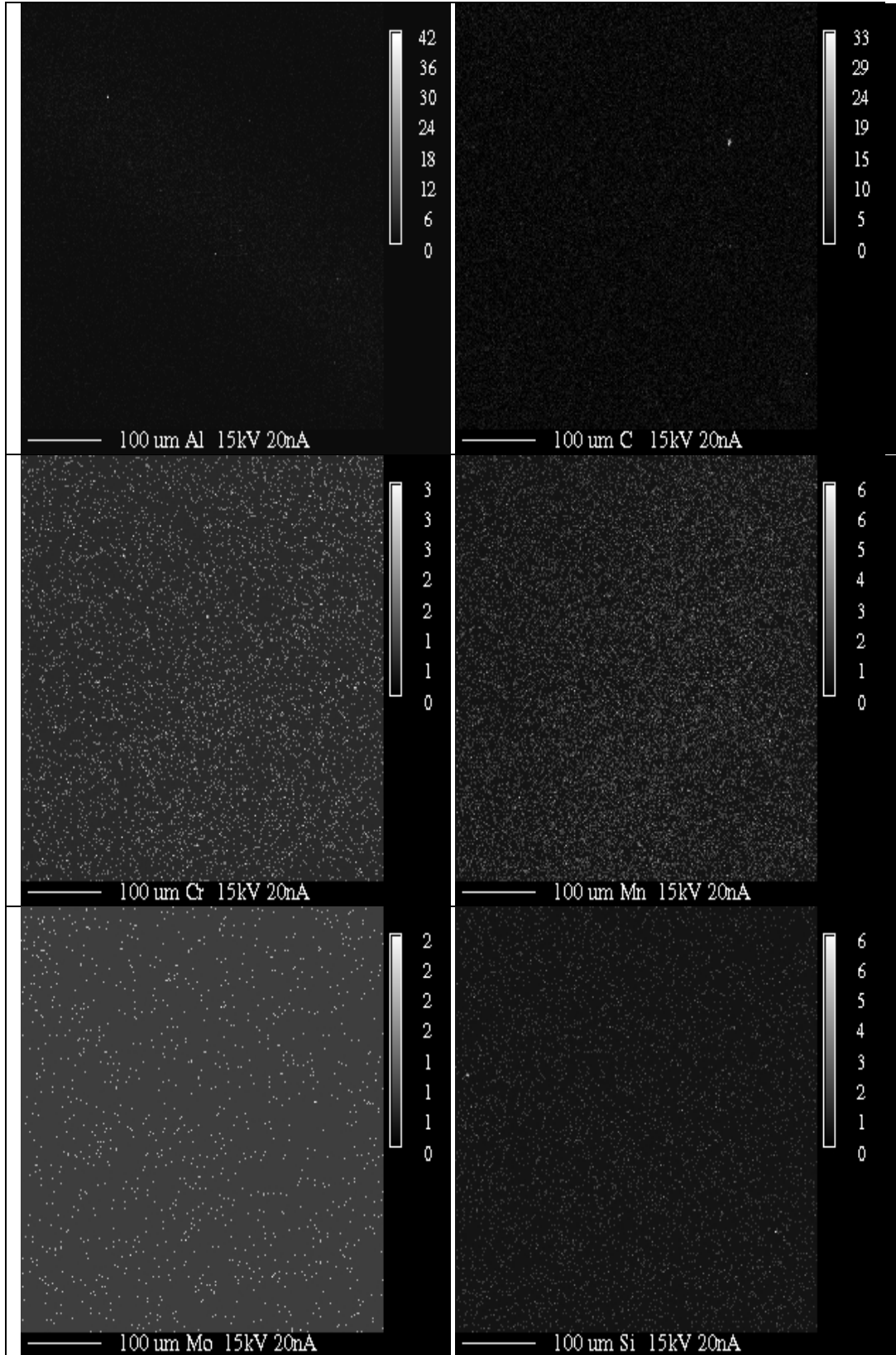
Şekil 7.36. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin 740S bölgesi elementel analizi.



Şekil 7.37. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin TRIP bölgesi elementel analizi.



Şekil 7.38. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin 740S(ITAB) bölgesi elementel analizi.



Şekil 7.39. TRIP 450/800-740S kaynaklı malzemenin TRIP(ITAB) bölgesi elementel analizi.

EPMA analiz sonuçlarına baktığımızda, TRIP malzemesinin ana metali ile ITAB bölgesi irdelendiğinde Si, Mo, Mn ve C oranlarının ITAB'da daha düşük olduğu görülmüştür. Diğer elementlerin ise birbirine yakın oranlarda olduğu tespit edilmiştir.

740S malzemesinin ana metali ile ITAB bölgesi incelendiğinde, ana metalde Si, C ve Al oranlarının daha fazla olduğu görülmüştür. Cr, Mn ve Mo oranları ise her iki bölgede yakın oranlarda olduğu görülmektedir.

BÖLÜM 8

SONUÇ VE ÖNERİLER

8.1. SONUÇLAR

1. Yapılan çalışmada çekme deneyi sonuçlarına göre; TRIP 450/800-TRIP 450/800 bağlantısının çekme dayanımı ortalama 865 N/mm^2 iken, 740S-740S bağlantısının çekme dayanımı ortalama 844 N/mm^2 olmuştur.
2. Darbe çentik deneyi kırık yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde; $-20 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de numuneler gevrek kırılma gösterirken, $20 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de numuneler sünek kırılma göstermiştir.
3. Çekme deneyi kırık yüzey SEM görüntülerine göre; bütün numunelerin genellikle sünek kırılma gösterdiği, kopma yüzeylerinin aynı yönde olduğu, lifimsi yapıların bulunduğu görülmektedir.
4. Çekme deney sonuçlarına baktığımızda; her iki deneyde de kopan numunelerin genellikle ITAB bölgesinden koptuğu görülmektedir.
5. $20 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de kopan numunelerden TRIP 450/800-740S numunesinin çentik darbe deney sonucu 7.79 J ile en düşük değer, 740S-740S numunesinin değeri ise 12.76 J ile en yüksek değer olduğu görülmüştür.

6. Sertlik değer sonuçlarına göre; 740S-740S bağlantısının ana malzeme bölgesinden alınan sonuca göre yaklaşık 310 ± 10 HV ile en düşük sertlik değeri olurken; TRIP 450/800-TRIP 450/800 bağlantılı malzemenin ana malzeme bölgesinden alınan sonucun yaklaşık 325 ± 10 HV ile en yüksek sertlik değeri olduğu görülmüştür. Kaynaklı bağlantılarda ITAB ve kaynak metalinde de sertlik değerlerinin birbirine yakın olduğu görülmüştür.

8.2. ÖNERİLER

1. TRIP 450/800 ve çift-fazlı çeliklere TIG kaynağından sonra çeşitli ısılışlemler gerçekleştirip ITAB, kaynak ve ana malzeme bölgelerinde iç yapı değişiklikleri incelenebilir.
2. TIG kaynağı ile kaynaklanan çift-fazlı ve TRIP 450/800 eliklerinin şekil alabilirliği ve derin çekme kabiliyetleri üzerine çalışma yapılabilir.
3. TRIP 450/800 ve çift-fazlı çeliklerin farklı kaynak yöntemleriyle birleştirilerek mekanik ve mikroyapı özellikleri incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Airod, A., Petrov, R., Colas, R. and Haubaert, Y., “Analysis of the TRIP effect by means of axisymmetric compressive tests on a Si-Mn bearing steel”, *ISIJ. Int.*, 44 (1): 179-186 (2004).
2. Gerberich, W. W. , Hemmings, P. L. , Merz, M. D. and Zackay, F. V., “Preliminary toughness result on TRIP steel” *ASM. Trans. Quart.*, 161: 843-847 (1968).
3. Thibaud, S., Boudeau, N. and Gelin, C. J., “TRIP Steel: plastic behavior modeling and influence on functional behavior”, *Journal of Materials Processing Technology*, 177: 433-438 (2006).
4. Berrahmoune, M. R., Berveiller, S., Inal, K., Moulin, A. and Patoor, E., “Analysis of the martenzitic transformation at various scales in TRIP steel” *Materials Science &Engineering A*, 378: 304-307 (2004).
5. McEvelly, A. J., Bush, R. H., Shaller, F. W. and Schmatz, D. J., “Formation of alloy carbides during ausforming”, *ASM Trans. Quart*, 56 (3): 757-767 (1963).
6. Thomas, G., Schmatz, D. and Gerberich, W. W., “Proc. 2nd Berkeley Int. Materials Conf. on High-Strength Materials, V. F. Zackay, Ed.”, *John Wiley & Sons, Inc.*, NY, 97-251 (1965).
7. Hayat, F., “TRIP Çeliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanımının incelenmesi”, *Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 25 (4): 701-712 (2010).
8. Zackay, F. V., Parker, R. E., Fahr D. and Bush R., “The Enhancement of Ductility in High Strength Steels”, *The Metallurgical Evolution of Stainless Steels*, *ASM and The Metal Society* (1979).
9. Bressanelli, J. P. and Moskowitz, A., “Effect of strain rate temperature and composition on tensile properties of metastable austenitic stainless steel”, *Trans. of the ASM*, 59: 223-299 (1966).
10. Zrník, J., Stejskal, O., Nový, Z., Hornák, P. and Fújda, M., “Structure dependence of the TRIP phenomenon in Si-Mn bulk steel”, *Materials Science&Engineering A*, 462: 253-258 (2007).

11. Hojo, T., Sugimoto, K., Mukai, Y. and Ikeda, S., “Effects of aluminum on delayed fracture properties of ultra high strength low-alloy TRIP-aided steels”, *ISIJ. Int.*, 48 (6): 824-829 (2008).
12. Zrník, J., Stejkal, O., Nový, Z., Hornák, P. and Fujda, M., “Iron and Steel” **40 Supplement**, 587-893 (2005).
13. Jimenez, J. A., Carsi, M., Ruano, O. A. and Frommeyer, G., “Effect of testing temperature and strain ration the transformation behavior of retained austenite in low-alloyed multiphase steel”, *Materials Science and Engineering A*, 1 (2): 195-199 (2009).
14. Matsumura, O., Sakuma, Y., Ishii, Y. and Zhao, J., “Effect of retained austenite on formability of high strength sheet steels”, *ISIJ. Int.*, 32 (10): 1110-1116 (1992).
15. Zrník, J., Muransky, O., Stejkal, O., Lukas, P. and Hornák, P., “Effect of Processing Conditions on Structure Development and Mechanical Response of Si-Mn TRIP Steel”, *Materials Science&Engineering A*, 483-484: 71-75 (2008).
16. Dan, W. J., Li, S. H., Zhang, W. G. and Lin, Z. Q., “The effect of strain-induced martenzitic transformation on mechanical properties of TRIP steel” *Materials and Design*, 29 (3): 604-612 (2008).
17. Saito, K., Ikeda, S., Maki, K., Akamizu, H. and Tomita, Y., “Strain-rate and temperature dependent plastic deformation behavior of low carbon TRIP steel” *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A*, 71 (3): 465-471 (2005).
18. Choi, J. D., Bruce, D. M., Kim, S. J., Lee, C. G., Park, S. H., Matlock, D. K. and Speer, J. G., “Deformation behavior of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates” *ISIJ Int.*, 42 (12): 1483-1489 (2002).
19. Vuoristo, T., Kuokkalo, V. T., Apostol, M. and Peura, P., “Deformation and work hardening of cold-formed high strength steel at high rates of strain”, *Journal of Materials Processing Technology*, 1: 471-480 (2004).
20. Muransky, O., Zrník, J., Lukas, P., Jencus, P. and Nový, Z., “Acta metal”, **ICRS7, Beijing, China**, 10: 228-234 (2004).
21. Arıkan, M. ve Başman, G., “Otomotiv endüstrisi için yeni çelik ürünler ve özellikleri”, Bildiriler Kitabı, *TMMOB Metalurji Müh. Odası 1.Demir-Çelik Sempozyumu*, Zonguldak, 1:E-2001/271-1 (2001).
22. Honeycombe, R. W. K., “Steels Microstructure and Properties” , *Metallurgy and Materials Science Series*, UK, 1: 220-229 (1981).

23. Sevim, İ. and Hayat, F., “The effect of welding parameters on fracture toughness of resistance spot-welded galvanized DP600 automotive steel sheets”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 9 (12): 1043-1050 (2009).
24. Hayat, F., “A comparison of adhesive bonding, resistance spot welding and adhesive weld bonding properties of the coated-uncoated DP 600 steel” *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18 (9): 70-78 (2011).
25. Speich, G. R., “Dual-phase steels”, Heat Treating, 5th Ed , *ASM Handbook*, 424-429 (1997).
26. Hayat, F., Demir B. and Acarer M., "Tensile shear stress and microstructure of low-carbon dual-phase Mn-Ni steels after spot resistance welding" *Metal Science and Heat Treatment*, 49: 9 ,10 (2007).
27. Çimenoğlu, H., Kayalı E. S. and Dikeç F., “The occurrence of yield point after steel relaxation in a plain carbon dual-phase steel”, *Scripta. Met.*, 25: 3011-3021 (1985).
28. Rao, B. V. N. and Rashid, M. S., “Direct Observation of Deformation-Induced Retained Austenite Transformation in A Vanadium-Containing Dual-Phase Steel”, *ASM Handbook*, 435-452 (1983).
29. Erdem, V. E. ve Arısoy, C. F., “Otomotiv endüstrisinde çelikten vazgeçilebilir mi?”, *Metal Dünyası*, 125: 72-81 (2003).
30. Aydın, H., “Çelik saçların çift-faz ısıtılma işlemi sonrası mekanik ve mikroyapı özelliklerinin değişimi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-5 (2006).
31. Speich, G. R., Demarest V. A. and Miller R. L., “Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels”, *Met. Trans. A*, 12: 1418-1428 (1981).
32. Davies, R. G., “The deformation behavior of a vanadium-strengthened dual-phase steel”, *Met. Trans A*, 18: 41-52 (1978).
33. Ulu, S., “Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş ve temperlenmiş yapı çeliklerinin mekanik özellikleri ile kırılma tokluğuna ferrit morfolojisinin ve hacim oranının etkisi”, Doktora Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Afyonkarahisar, 54-61 (2009).
34. Pradhan, R., “Continuous Annealing of The Steel, 5th Ed.”, *ASM Handbook*, 56-66 (1997).
35. Ulu, S., “Çift-fazlı çelikler”, Teknik Not, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 6 (3): 100-108 (2005).

36. Vural, M., Piroğlu, F. ve ağlayan, B. ., “Yapı eliklerinin kaynaklanabilirliği”, *TMH - Türkiye Mühendislik Haberleri*, 426: 5-47 (2003).
37. Ada, H., “Petrol ve doğalgaz boru hatları için üretilen boruların tozaltı ve spiral kaynak yöntemiyle kaynaklanabilirliği ve mekanik özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 55-78 (2006).
38. Tuncer, E., “Aşınmaya dayanıklı çelikler ile genel yapı çeliğinin kaynağında birleşme özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 6-11 (2006).
39. Kendirci, M. F., “İnce taneli yüksek mukavemetli yapı çeliklerinde kaynaklı bölgelerin ısıl işlem mekanik ve mikroyapı özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 42-45 (2008).
40. Anık, S., “Siyah (ferrit)–beyaz (stenit) kaynağı”, *Gedik Kaynak Dünyası*, 1: 3-7 (1990).
41. Shi G. and Westgate S. A., “Techniques for improving the weldability of TRIP steel using resistance spot welding”, *1st International Conference Super-High Strength Steels*, Rome, Italy, (2005).
42. Rajashekbar S. S. and Pal M., “YAG laser welding of TRIP780 steel with dual-phase and mild steels for use in tailor welded blanks”, *Materials and Design*, 30: 4146-4155 (2009).
43. Kim C. H., Choi J. K., Kang M. J. and Park Y. D., “ A study on the CO₂ laser welding characteristics of high strength steel up to 1500 MPa for automotive application”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 39(1): 80-85 (2010).

ÖZGEÇMİŞ

Yavuz TAŞYIKAN 1984 yılında Karabük'te doğdu. İlköğrenimine Safranbolu Misakı Milli İlkokulunda başladı ve Kayabaşı İlkokulunda tamamladı. Ortaokul ve lise eğitimini;5 yıl Karabük Anadolu lisesinde tamamladı.2003-2007 yılları arasında Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde lisans eğitimini tamamladı.

2007 yılında Karabük'te Çelik Konstrüksiyon işi yapan Yerlikaya Firmasında işe başladı.2007 yılı Aralık ayında askerlik görevini yerine getirmek üzere Van ilinin Erciş ilçesine gitti ve 2008 mayıs ayında askerlik görevini tamamlayarak Kardemir A.Ş de Yüksek Fırın İşletme Mühendisi olarak işe başladı. Halen daha Kardemir A.Ş de çalışmaktadır.2009 yılında Karabük Üniversitesi'nde Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde yüksek lisans eğitimine başladı. Evli ve bir çocuk babasıdır.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Yenişehir Mahallesi Sağlık Sokak 1/1

Merkez / KARABÜK

Tel : (505) 499 21 18

E-posta : ytasyikan@kardemir.com