

**T.C.  
PAMUKKALE ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**XPF800 SICAK HADDELENMİŞ FERRİTİK ÇELİĞİN  
FARKLI KAYNAK YÖNTEMLERİNDE OPTİMUM KAYNAK  
PARAMETRELERİNİN TESPİTİ**

**DOKTORA TEZİ**

**EMRE KORKMAZ**

**DENİZLİ, NİSAN - 2022**

**T.C.**  
**PAMUKKALE ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**  
**MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**



**XPF800 SICAK HADDELENMİŞ FERRİTİK ÇELİĞİN**  
**FARKLI KAYNAK YÖNTEMLERİNDE OPTİMUM KAYNAK**  
**PARAMETRELERİNİN TESPİTİ**

**DOKTORA TEZİ**

**EMRE KORKMAZ**

**DENİZLİ, NİSAN - 2022**

**Bu tez çalışması Pamukkale Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar  
Koordinasyon Birimi tarafından 2020FBE033 nolu proje ile desteklenmiştir.**

**Bu tezin tasarımı, hazırlanması, yürütülmesi, araştırmalarının yapılması ve bulgularının analizlerinde bilimsel etiğe ve akademik kurallara özenle riayet edildiğini; bu çalışmanın doğrudan birincil ürünü olmayan bulguların, verilerin ve materyallerin bilimsel etiğe uygun olarak kaynak gösterildiğini ve alıntı yapılan çalışmalara atfedildiğine beyan ederim.**

**Emre KORKMAZ**



## ÖZET

**XPF800 SICAK HADDELENMİŞ FERRİTİK ÇELİĞİN FARKLI  
KAYNAK YÖNTEMLERİNDE OPTİMUM KAYNAK  
PARAMETRELERİNİN TESPİTİ  
DOKTORA TEZİ  
EMRE KORKMAZ  
PAMUKKALE ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**(TEZ DANIŞMANI:PROF. DR. CEMAL MERAN)**

**DENİZLİ, NİSAN - 2022**

Bu tez kapsamında TATA çelik firması tarafından yeni üretilen mikro alaşımlı sıcak haddelenmiş ferritik XPF800 çeliğinin tungsten inert gaz, metal aktif gaz ve sürtünme karışıma kaynağı yöntemleri ile kaynaklanabilirliği incelenmiştir. Herbir kaynak yönteminin içyapı ve mekanik özelliklere olan etkisi kapsamlı bir şekilde araştırılmıştır. Kaynaklı bağlantıların içyapısı, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak karakterize edilmiştir. İçyapıda bulunan elementlerin atomik konsantrasyonlarının belirlenebilmesi için enerji dağılımlı X-ışını spektrometrisi kullanılmıştır. XPF800 plakalara uygulanan tungsten inert gaz kaynağında akım, kaynak hızı ve ısı girdisi için optimum parametreler sırasıyla 140 A, 100 mm/min ve 0,62 kJ/mm olarak bulunmuştur. Metal aktif gaz kaynağında optimum kaynak parametreleri 180 A kaynak akımı, 650 mm/min kaynak ilerleme hızı, 21,6 V kaynak ark voltajı ve 0,287 kJ/mm ısı girdisi olarak belirlenmiştir. Sürtünme karıştırma kaynağında ise optimum kaynak parametreleri 11 kN baskı yükü, 750 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı ve 95 mm/min ilerleme hızı olarak belirlenmiştir. Üç farklı kaynak yönteminde de kaynak bölgesinin içyapısında oluşan asiküler ferritin mukavemeti artırıcı yönde etkilediği gözlemlenirken, ısıdan etkilenen bölgede yumuşama kaynaklı mukavemet düşüşü gözlemlenmiştir.

**ANAHTAR KELİMELELER:** XPF800 çeliği, TIG kaynağı, MAG kaynağı, SKK, içyapı, mekanik özellikler, IEB yumuşaması, asiküler ferrit

## **ABSTRACT**

### **DETERMINATION OF OPTIMUM WELDING PARAMETERS IN DIFFERENT WELDING METHODS OF HOT ROLLED FERRITIC XPF800 STEEL**

**PH.D THESIS**

**EMRE KORKMAZ**

**PAMUKKALE UNIVERSITY INSTITUTE OF SCIENCE  
MECHANICAL ENGINEERING**

**(SUPERVISOR:PROF. DR. CEMAL MERAN)**

**DENİZLİ, APRIL 2022**

In this thesis, the weldability of the newly produced micro-alloyed hot rolled ferritic XPF800 steel by TATA steel company using tungsten inert gas, metal active gas and friction stir welding methods was investigated. The effect of each welding method on the microstructure and mechanical properties has been extensively investigated. The microstructure of the welded joints was characterized using an optical microscope and a scanning electron microscope. Energy dispersive X-ray spectrometry was used to determine the atomic concentrations of the elements in the microstructure. Optimum parameters for current, welding speed and heat input in tungsten inert gas welding applied to XPF800 plates were found to be 140 A, 100 mm/min and 0,62 kJ/mm, respectively. Optimum welding parameters in metal active gas welding were determined as 180 A welding current, 650 mm/min welding speed, 21,6 V welding arc voltage and 0,287 kJ/mm heat input. In friction stir welding, the optimum welding parameters were determined as 11 kN tool downforce, 750 min<sup>-1</sup> tool rotational speed and 95 mm/min traverse speed. In all three different welding methods, it was observed that acicular ferrite formed in the microstructure of the weld zone affected the strength in an increasing way, while a decrease in strength due to softening was observed in the heat-affected zone.

**KEYWORDS:** XPF800 steel, GTAW, GMAW, FSW, microstructure, mechanical properties, HAZ softening, accicular ferrite

# İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET.....	i
ABSTRACT .....	ii
İÇİNDEKİLER .....	iii
ŞEKİL LİSTESİ.....	v
TABLO LİSTESİ .....	ix
SEMBOL LİSTESİ .....	x
ÖNSÖZ.....	xi
<b>1. GENEL BİLGİLER .....</b>	<b>1</b>
1.1 Giriş .....	1
1.2 Literatür Bilgisi .....	8
1.3 Çalışmanın Amacı .....	19
<b>2. OTOMOTİV SEKTÖRÜNDE KULLANILAN ÇELİKLER.....</b>	<b>20</b>
2.1 Düşük Karbonlu Mikro Alaşımli Sıcak Haddelenmiş XPF .....	24
Çelikleri .....	24
<b>3. OTOMOTİV SEKTÖRÜNDE KULLANILAN KAYNAK YÖNTEMLERİ .....</b>	<b>27</b>
3.1 Tungsten Inert Gaz (TIG) ve Metal Aktif Gaz (MAG) Kaynakları ...	29
3.1.1 Koruyucu Gaz .....	31
3.2 Sürtünme Karıştırma Kaynağı .....	32
3.2.1 SKK’da Kullanılan Karıştırıcı Takım .....	35
<b>4. MATERYAL VE YÖNTEM .....</b>	<b>37</b>
4.1 Deney Malzemesi .....	37
4.2 Kaynak İşlemleri Sonrası Mekanik ve İyapı Özelliklerinin Belirlenmesi.....	37
4.3 TIG Kaynak Yönteminin Uygulanması.....	40
4.4 MAG Kaynak Yönteminin Uygulanması.....	40
4.5 SKK Yönteminin Uygulanması.....	42
4.5.1 SKK için Kullanılan Deney Düzeneği .....	42
4.5.2 SKK için Kullanılan Karıştırıcı Takım .....	45
4.5.3 Sıcaklıkların Tespiti .....	46
<b>5. BULGULAR VE SONUÇLAR .....</b>	<b>47</b>
5.1 TIG Kaynak Yöntemi .....	47
5.1.1 İdeal TIG Kaynak Parametrelerinin Belirlenmesi .....	47
5.1.2 Kaynak Isı Girdisinin Kaynak Geometri Profiline Etkisi .....	49
5.1.3 Kaynak Isı Girdisinin Mukavemete Etkisi.....	51
5.1.4 İyapı Analizleri .....	54
5.1.5 Mikrosertlik Analizleri .....	64
5.1.6 Çentik Darbe Dayanımı ve Kırılma Yüzeyi Analizleri .....	65
5.2 MAG Kaynak Yöntemi .....	67
5.2.1 İdeal MAG Kaynağı Parametrelerinin Belirlenmesi .....	67
5.2.2 İyapı Analizleri .....	73
5.2.3 Mikrosertlik Analizleri .....	85

5.2.4	Çekme Testinden Elde Edilen Veriler .....	86
5.2.5	Çentik Darbe Dayanımı ve Kırılma Yüzeyi Analizleri .....	89
5.3	SKK Yöntemi .....	91
5.3.1	SKK Yöntemi ile Gerçekleştirilen Ön Deneyler .....	91
5.3.2	SKK Yöntemi ile Gerçekleştirilen Esas Deneyler .....	95
5.3.3	SKK Sırasında Sıcaklıkların Tespiti .....	109
5.4	Optimum SKK Parametrelerinde Gerçekleştirilen Kaynaklı .....	
	Numunede Yapılan İncelemeler. ....	111
5.4.1	İçyapı Analizleri .....	111
5.4.2	Mikrosertlik Analizleri .....	120
5.4.3	Çekme Testinden Elde Edilen Veriler .....	121
5.4.4	Kırılma Yüzeyi Analizleri .....	122
5.5	Farklı Kaynak Yöntemlerinde Birleştirilen Kaynaklı .....	
	Numunelerin Mekanik Özelliklerinin Kıyaslanması. ....	124
<b>6.</b>	<b>SONUÇ ve ÖNERİLER.....</b>	<b>126</b>
	<b>KAYNAKLAR.....</b>	<b>128</b>

## ŞEKİL LİSTESİ

### Sayfa

<b>Şekil 2.1:</b> Otomotiv üretiminde kullanılan çeliklerin uzama ve gerilme değerleri.....	23
<b>Şekil 2.2:</b> XPF çelikleri ve sıcak işlenmiş AHSS çeliklerinin toplam uzama ve delik-genişletme kapasitesi değerleri .....	24
<b>Şekil 3.1:</b> Otomotiv sektöründe kaynak uygulamalarının bazıları (a) lazer kaynağı (b) nokta direnç kaynağı (c) punta kaynağı (d) alüminyum ve çelik parçaların birleştirilmesinde kullanılan SKK (e) gazaltı kaynağı .....	28
<b>Şekil 3.2:</b> SKK'nın şematik gösterimi .....	33
<b>Şekil 3.3:</b> SKK yöntemi sırasında oluşan bölgeler .....	34
<b>Şekil 4.1:</b> XPF800 plakaların (a) su jeti kesimi için yerleşimi ve (b) test numunelerinin geometrik ölçüleri.....	38
<b>Şekil 4.2:</b> Kaynaklı numunenin (a) TIG kaynağı (b) MAG kaynağı ve (c) SKK yöntemleri sonrası sertlik ölçüm noktalarının gösterimi.....	39
<b>Şekil 4.3:</b> XPF800 plakalara dolgu teli kullanılmadan uygulanan TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi .....	40
<b>Şekil 4.4:</b> MAG kaynak robotu.....	41
<b>Şekil 4.5:</b> SKK çalışmaları yapılan deney düzeneğinin genel görünümü .....	43
<b>Şekil 4.6:</b> SKK (a) öncesi sabitlenmiş plakalara, (b) sonrası kaynaklanmış plakalara ait fotoğraf .....	44
<b>Şekil 4.7:</b> SKK sırasında kullanılan karıştırıcı takım (a) resmi ve (b) geometrik ölçüleri.....	45
<b>Şekil 4.8:</b> SKK sırasında sıcaklıkların tespiti amacıyla yerleştirilen ısı çiftler ve kızılötesi kamera yerleşimi .....	46
<b>Şekil 5.1:</b> Isı girdisinin (a) kaynağın geometri profil parametreleri ve (b) kaynak penetrasyon derinliği ve kaynak genişliği boyutları üzerindeki etkisi .....	50
<b>Şekil 5.2:</b> TIG kaynağı uygulanmış plakaların çekme testi sonrası hasarlı görüntüleri .....	53
<b>Şekil 5.3:</b> Farklı ısı girdilerine bağlı olarak gerçekleştirilen TIG kaynağı sonrası ölçülen dayanım değerleri.....	54
<b>Şekil 5.4:</b> XPF800 esas malzemesinin mikro yapısını gösteren optik mikroskop görüntüsü.....	55
<b>Şekil 5.5:</b> TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin kesit görüntüsü.....	55
<b>Şekil 5.6:</b> TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EB'sinin OM görüntüleri .....	57
<b>Şekil 5.7:</b> TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EB'sinin SEM görüntüleri.....	58
<b>Şekil 5.8:</b> Ergime bölgesinin EDS analizi .....	59
<b>Şekil 5.9:</b> TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin IEB'sinin OM görüntüleri.....	60
<b>Şekil 5.10:</b> TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin IEB'sinin SEM görüntüleri.....	61

<b>Şekil 5.11:</b> TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EM'sinin OM görüntüleri.....	62
<b>Şekil 5.12:</b> TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EM'sinin SEM görüntüleri.....	63
<b>Şekil 5.13:</b> TIG kaynağı uygulanmış Numune 4'ün mikrosertlik (HV <sub>0.1</sub> ) profili .....	65
<b>Şekil 5.14:</b> Kırık yüzeyi SEM görüntüleri (a) XPF800 esas malzeme, (b) TIG kaynaklı numune 4.....	66
<b>Şekil 5.15:</b> 160 A ve farklı ilerleme hızlarında MAG kaynağı yapılmış XPF800 plakaların üst ve alt görüntüleri .....	69
<b>Şekil 5.16:</b> 180 A ve farklı ilerleme hızlarında MAG kaynağı yapılmış XPF800 plakaların üst ve alt görüntüleri .....	70
<b>Şekil 5.17:</b> 200 A ve farklı ilerleme hızlarında MAG kaynağı yapılmış XPF800 plakaların üst ve alt görüntüleri .....	71
<b>Şekil 5.18:</b> MAG kaynağı sonrası numunelerin kaynak dikişlerinin görüntüleri .....	72
<b>Şekil 5.19:</b> MAG kaynağı sonrasında oluşan bölgelerin JMatPro kullanılarak tahmini faz oranları diyagramı .....	74
<b>Şekil 5.20:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin OM genel görünümü.....	76
<b>Şekil 5.21:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EB'sinin OM görüntüsü .....	77
<b>Şekil 5.22:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin KT-IEB'sinin OM görüntüsü .....	77
<b>Şekil 5.23:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EB'sinin SEM görüntüleri .....	78
<b>Şekil 5.24:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin KT-IEB'sinin SEM görüntüleri.....	79
<b>Şekil 5.25:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin K-IEB'sinin OM görüntüsü .....	80
<b>Şekil 5.26:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EM bölgesinin OM görüntüsü .....	80
<b>Şekil 5.27:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin K-IEB'sinin SEM görüntüleri.....	81
<b>Şekil 5.28:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EM'sinin SEM görüntüleri .....	82
<b>Şekil 5.29:</b> MAG kaynağı yapılmış Numune 5'in KT-IEB'sinin EDS analizi .....	83
<b>Şekil 5.30:</b> MAG kaynağı yapılmış Numune 5'in K-IEB'sinin EDS analizi .....	84
<b>Şekil 5.31:</b> MAG kaynağı sonrası Numune 5'e ait mikrosertlik dağılımı.....	86
<b>Şekil 5.32:</b> MAG kaynağı sonrası esas malzeme ve Numune 5'in çekme testi sonrası hasarlı görüntüleri.....	87
<b>Şekil 5.33:</b> Kaynaklı numunelerin ısı girdi değerlerine bağlı dayanım sonuçları .....	88
<b>Şekil 5.34:</b> Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) esas malzeme, (b) MAG kaynaklı Numune 5 .....	90
<b>Şekil 5.35:</b> Başlangıç deliği açılarak SKK uygulanan plaka görüntüsü .....	92
<b>Şekil 5.36:</b> Karıştırıcı takım ucu yüksekliğinin 2,7 mm olduğu durumda SKK yapılan başarısız kaynak görüntüleri.....	93

<b>Şekil 5.37:</b> SKK sırasında (a) 2,7 mm yüksekliğine sahip takımların ucunun kırılması nedeniyle dolgu sağlanamayan plaka, (b) SKK sonrası takımların görüntüsü .....	94
<b>Şekil 5.38:</b> SKK işlemi sırasında baskı yükünün 7 kN olarak uygulandığı kaynak işlemine ait plaka görüntüsü .....	95
<b>Şekil 5.39:</b> Baskı yükünün 11 kN ve ilerleme hızının 60 mm/min'de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları .....	97
<b>Şekil 5.40:</b> Baskı yükünün 11 kN ve ilerleme hızının 75 mm/min'de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları .....	98
<b>Şekil 5.41:</b> Baskı yükünün 11 kN ve ilerleme hızının 95 mm/min'de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları .....	98
<b>Şekil 5.42:</b> Baskı yükünün 11 kN ve ilerleme hızının 118 mm/min'de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları .....	99
<b>Şekil 5.43:</b> Baskı yükünün 11 kN'da sabit tutularak, 600 min <sup>-1</sup> takım devir sayısında ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK'lı numunelerin dayanım değerleri .....	101
<b>Şekil 5.44:</b> Baskı yükünün 11 kN'da sabit tutularak, 750 min <sup>-1</sup> takım devir sayısı ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK'lı numunelerin dayanım değerleri .....	102
<b>Şekil 5.45:</b> Baskı yükünün 11 kN'da sabit tutularak, 950 min <sup>-1</sup> takım devir sayısında ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK'lı numunelerin dayanım değerleri .....	102
<b>Şekil 5.46:</b> Baskı yükünün 11 kN'da sabit tutularak, 1180 min <sup>-1</sup> takım devir sayısında ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK'lı numunelerin dayanım değerleri .....	103
<b>Şekil 5.47:</b> SKK sonrasında kaynak kusuru oluşmuş Numune 5'in makro görüntüsü.....	104
<b>Şekil 5.48:</b> SKK sonrasında N17 ve N19 numaralı numunelerin makro görüntüleri.....	105
<b>Şekil 5.49:</b> SKK sonrasında N6 numaralı numunelerin makro görüntüsü .....	106
<b>Şekil 5.50:</b> Takım baskı yükünün mukavemete etkisi (takım devir sayısı 750 min <sup>-1</sup> ve ilerleme hızı 95 mm/min sabit)	106
<b>Şekil 5.51:</b> Dört farklı baskı yükü kullanılarak gerçekleştirilen SKK'lı plakaların görüntüleri (takım devir sayısı 750 min <sup>-1</sup> ve ilerleme hızı 95 mm/min sabit) .....	107
<b>Şekil 5.52:</b> SKK işlemi gerçekleştirilmiş Numune 6'nın üst ve alt görüntüleri ve kullanılan karıştırıcı takımın SKK öncesi ve sonrası görüntüleri.....	109
<b>Şekil 5.53:</b> Numune 6'nın SKK işlemi sırasında (a) ısı çiftlerinin yerleşiminin (b) kızılötesi kamera ile sıcaklık tespiti görüntüsü .....	110
<b>Şekil 5.54:</b> SKK işlemi gerçekleştirilmiş XPF800 çeliğinin JMatPro yazılımı ile tahmini sıcaklık faz diyagramı çizimi .....	111
<b>Şekil 5.55:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin OM genel görünümü .....	112

<b>Şekil 5.56:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin KB'sinin OM görüntüleri .....	114
<b>Şekil 5.57:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin KB'sinin SEM görüntüleri .....	114
<b>Şekil 5.58:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin TMEB'sinin OM görüntüleri .....	115
<b>Şekil 5.59:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin TMEB'sinin SEM görüntüleri .....	115
<b>Şekil 5.60:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin IEB'sinin OM görüntüleri .....	117
<b>Şekil 5.61:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin IEB'sinin SEM görüntüleri .....	117
<b>Şekil 5.62:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin EM'sinin OM görüntüleri .....	118
<b>Şekil 5.63:</b> SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin EM'sinin SEM görüntüleri .....	118
<b>Şekil 5.64:</b> SKK'lı Numune 6'nın EDS analizi sonuçları .....	119
<b>Şekil 5.65:</b> SKK uygulanmış Numune 6'nın mikrosertlik dağılımı .....	121
<b>Şekil 5.66:</b> XPF800 esas malzemenin ve SKK'lı Numune 6'nın çekme testi sonrası hasarlı görüntüleri .....	122
<b>Şekil 5.67:</b> Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) esas malzeme, (b) SKK'lı Numune 6 .....	123
<b>Şekil 5.68:</b> Farklı kaynak yöntemlerinde gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması .....	125
<b>Şekil 5.69:</b> Farklı kaynak yöntemlerinde gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin çentik darbe deneyi sonuçlarının karşılaştırılması ..	125



## TABLO LİSTESİ

### Sayfa

<b>Tablo 1.1:</b> Çeliklere uygulanan SKK çalışmalarında kullanılan bazı parametre, malzeme ve takımlar .....	12
<b>Tablo 1.2:</b> Çeliklere uygulanan MAG ve TIG kaynak çalışmalarında kullanılan parametreler.....	18
<b>Tablo 2.1:</b> Otomobillerde kullanılan malzemelerin dağılımı .....	20
<b>Tablo 4.1:</b> XPF800 çeliğinin kimyasal bileşimi (ağırlık %) .....	37
<b>Tablo 4.2:</b> ER100S-G dolgu telinin kimyasal bileşimi (ağırlık %).....	42
<b>Tablo 5.1:</b> XPF800 çeliğinin sabit kaynak ilerleme hızında TIG kaynak parametreleri.....	48
<b>Tablo 5.2:</b> XPF800 çeliğinin sabit akımda TIG kaynak parametreleri .....	48
<b>Tablo 5.3:</b> XPF800 çeliğinin esas malzeme ve kaynaklı numunelerinin çekme test sonuçları .....	52
<b>Tablo 5.4:</b> XPF800 çeliğinin esas malzeme ve TIG kaynağı uygulanmış Numune 4'ün çentik darbe deneyi sonuçları.....	66
<b>Tablo 5.5:</b> MAG kaynağı için belirlenen ön deney parametreleri.....	67
<b>Tablo 5.6:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 plakalarda oluşan kaynak dikiş boyutları .....	73
<b>Tablo 5.7:</b> MAG kaynağı uygulanmış XPF800 plakalarda ait çekme testi sonuçları.....	88
<b>Tablo 5.8:</b> XPF800 esas malzeme ve MAG kaynağı uygulanmış Numune 5'in çentik darbe deneyi sonuçları.....	89
<b>Tablo 5.9:</b> SKK için belirlenen ön deney parametreleri.....	91
<b>Tablo 5.10:</b> SKK için belirlenen esas deney parametreleri (Baskı yükü sabit).....	96
<b>Tablo 5.11:</b> SKK için belirlenen esas deney parametreleri (Devir sayısı ve ilerleme hızı sabit).....	96
<b>Tablo 5.12:</b> Takım baskı kuvvetinin 11 kN'da sabit tutularak, farklı parametrelerde gerçekleştirilen SKK'lı plakaların çekme deneyi sonuçları.....	99
<b>Tablo 5.13:</b> Takım devir sayısı ve ilerleme hızının sabit tutularak, farklı baskı yüklerinde gerçekleştirilen SKK'lı plakaların çekme deneyi sonuçları.....	104
<b>Tablo 5.14:</b> Esas malzeme ve Numune 6'nın çekme testi sonuçları.....	122
<b>Tablo 5.15:</b> XPF800 esas malzeme ve SKK'lı Numune 6'nın çentik darbe deneyi sonuçları.....	123
<b>Tablo 5.16:</b> XPF800 esas malzeme ve farklı kaynak yöntemleri ile kaynaklanmış numunelerin mekanik sonuçları .....	124

## SEMBOL LİSTESİ

<b>YDDA</b>	:	Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı/HSLA
<b>DP</b>	:	Çift faz
<b>YDÇ</b>	:	Yüksek dayanımlı çelik/HSS
<b>GYDÇ</b>	:	Gelişmiş yüksek dayanımlı çelik/AHSS
<b>IF</b>	:	Arayer atomsuz
<b>BH</b>	:	Fırında sertleştirilebilir
<b>PHS</b>	:	Presle sertleştirilmiş çelik
<b>TRIP</b>	:	Dönüşüm kaynaklı plastisite
<b>TWIP</b>	:	İkizlenme kaynaklı plastisite
<b>CP</b>	:	Kompleks faz
<b>TIG</b>	:	Tungsten inert gaz/GTAW
<b>MAG</b>	:	Metal aktif gaz/GMAW
<b>SKK</b>	:	Sürtünme karıştırma kaynağı/FSW
<b>EM</b>	:	Esas malzeme
<b>IEB</b>	:	Isıdan etkilenen bölge
<b>EB</b>	:	Ergime bölgesi
<b>KB</b>	:	Karıştırma bölgesi
<b>TMEB</b>	:	Termo mekanik etkilenmiş bölge
<b>KT-IEB</b>	:	Kaba taneli ısıdan etkilenen bölge
<b>K-IEB</b>	:	Kısmen dönüşüme uğramış ısıdan etkilenen bölge
<b>KMA</b>	:	Korumalı metal ark
<b>PCBN</b>	:	Polikristal Kübik Bor Nitrür
<b>WC</b>	:	Wolfram karbür
<b>SEM</b>	:	Taramalı elektron mikroskopu
<b>EDS</b>	:	Enerji dağılım spektroskopisi
<b>DT</b>	:	Dövme tarafı
<b>HT</b>	:	Haddeleme tarafı
<b>AF</b>	:	Asiküler ferrit
<b>F</b>	:	Ferrit
<b>P</b>	:	Perlit
<b>B</b>	:	Beynit
<b>TS</b>	:	Tane sınırı

## ÖNSÖZ

Doktora eğitimim boyunca desteğini benden esirgemeyen, çalışmalarımın her aşamasına engin bilgi ve tecrübesi ile önemli bilimsel katkılar sağlayan çok değerli danışman hocam, Sayın Prof. Dr. Cemal MERAN'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Yine tecrübelerinden, bilgi birikimlerinden ve yönlendirmelerinden yararlandığım Tez İzleme Komitesi'ndeki çok değerli hocalarım Sayın Prof. Dr. Tezcan ŞEKERCİOĞLU ve Doç. Dr. İsmail OVALI'ya teşekkürlerimi sunarım.

Çalışma kapsamında kaynak makinalarının kullanımını konusunda verdiği desteklerden dolayı Hidrobarsan Mermer Makinaları San. ve Tic. Ltd. Şti. ve Germetal Makine San. ve Müh. Tic. Ltd. Şti.'ne ve ayrıca deneylerde kullanılan XPF800 malzemesini tarafımıza sağlayan Sayın Andaç Tansuğ bey şahsında SIO Automotive Taşıt Yedek Parça San. ve Tic.A.Ş.'ye teşekkür ederim.

Laboratuvar çalışmalarım sırasında yardımını benden hiç esirgemeyen, Dr. Öğr. Üyesi Yalçın BULUT'a teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca doktora eğitimim boyunca varlığını ve desteğini hep yanımda hissettiğim sevgili eşim Merve Bergin KORKMAZ'a ve canım kızım Arya Beren KORKMAZ'a minnettarlığımı belirtmek isterim.

Son olarak tüm hayatım boyunca maddi, manevi desteğini benden hiç esirgemeyen değerli aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

# 1. GENEL BİLGİLER

## 1.1 Giriş

Çelikler sahip oldukları yüksek dayanım, yüksek şekillendirilebilirlik gibi özellikler ve bunların yanında düşük maliyetli olmasından dolayı otomotiv sektöründe kullanılan malzemeler arasında en büyük pazar payına sahip ürünlerdir. 1900 yılından beri çelikler, Kuzey Amerika'da motorlu taşıtların gövde yapımında kullanılan önemli bir malzeme olmuştur (Fekete ve Hall 2017). İlk yıllarda araçlarda maksimum şekillendirilebilirlik ve kolay tamir edilebilirlik gibi kriterlerden dolayı yumuşak çelikler seçilmiştir. 1960'larda, otomotiv endüstrisi, araç yapısal gereksinimlerini temelden değiştirecek önemli zorluklarla karşı karşıya kalmışlardır. Bu zorluklar, daha güvenli, daha temiz ve daha fazla yakıt verimliliğine sahip araçlar için düzenleyici talepleri, Kuzey Amerika pazarına yeni giren malzemelerin artan rekabetini, daha yüksek performansı, konfor ve güvenilirlik gibi müşteri taleplerini içermektedir. 1973 yılında, ekonomik sonuçları ve artan yakıt maliyetleri ile dünya çapında petrol krizi patlak vermiştir. Genel hedef yakıt tüketimini azaltmaktır ve otomobil üreticileri bu sorunu araç ağırlığını azaltarak çözmeye çalışmışlardır. Araç ağırlıklarının azaltılması amacıyla yapısal parçaların kalınlıklarının azaltılması fakat bunun karşılığında malzeme mukavemet seviyelerinin artmasına yönelik çalışmalar başlatılmıştır. Öte yandan, kaza istatistiklerinin bozulması nedeniyle otomobil üreticilerine yeni güvenlik standartları getirilmiştir. Ağırlık azaltma ve güvenlik birbiriyle çelişen zorluklardı. Çünkü gelişmiş güvenlik genellikle otomobillerin artan ağırlığıyla sağlanıyordu. Bu ikileme çözümü getirmek amacıyla 1975 yılında niyobyum (Nb) ile alaşımlandırılarak yaklaşık 350 MPa ve titanyum (Ti) ile alaşımlandırılarak yaklaşık 500 MPa akma sınırına sahip mikroalaşımlı yüksek dayanımlı düşük alaşımlı (YDDA/HSLA) çelikleri geliştirilmiştir. Mikroalaşımlama, tane inceltme ve çökeltme sertleştirme yoluyla mukavemetin artırılması, mikroyapısal kontrol ve mekanik özelliklerin ayarlanması için etkili bir yöntemdir. Mukavemet ve sünekliğin olağanüstü bir kombinasyonuna sahip çift fazlı (DP) çelikler, ilerleyen yıllarda araştırma konusu olmuşlardır. 1970'lerin sonunda otomotiv üreticileri başka zorluklarla baş etmek

zorunda kaldılar. Tüketicinin korunması nedeniyle korozyon önleyici düzenlemeler hazırlanmıştır. Elektrogalvanizli sac talebi giderek artmış, böylece çok sayıda elektrogalvanizleme hattı kurulmuştur. 1980'lerin ortalarına gelindiğinde, arayer atomsuz (IF) ve fırında sertleştirilebilir (BH) çelikler geliştirilmiştir. Özellikle IF çelikleri, daha sofistike tasarım yapılmasına olanak tanıyan yumuşak çeliklerden bile daha düşük mukavemet seviyelerinde olağanüstü bir şekillendirilebilirlik göstermiştir. 1990'ların ortalarına kadar, otomobil gövdesi tasarımı için çoğunlukla yumuşak çelikler arasında bulunan, IF, BH ile yüksek dayanımlı çelikler (YDÇ/HSS) arasında bulunan HSLA çelikleri yaygın olarak kullanılıyordu. 1994 yılında, çelik endüstrisi, Audi A8'in çelik araba gövdesine göre çok daha düşük bir ağırlık sağlayan tamamen alüminyumdan oluşan beyaz gövdeyi (Body In White) (BIW) tanıtmasıyla birdenbire paramparça olmuştur. Dünya çelik endüstrisi, hafif çelikten oto gövde yapısı tasarlamak ve çeliğin potansiyelini göstermek amacıyla uluslararası bir çelik üreticileri konsorsiyumu adıyla ortak bir program başlatarak hemen tepki göstermiştir. 1998 yılında Ultra Hafif Çelik Oto Gövde (ULSAB) programı hazırlanmıştır. Sonraki yıllarda, ULSAB girişimlerinin sonuçları ve çelik ile alüminyum (Al) veya magnezyum (Mg) gibi düşük yoğunluklu malzemeler arasındaki rekabet, gelişmiş yüksek dayanımlı çelik (GYDÇ/AHSS) alanında yeni çelik kalitelerinin kapsamlı bir şekilde geliştirilmesini teşvik etmiştir. Tek fazlı bir malzeme olan HSS ile karşılaştırıldığında, AHSS, benzersiz mekanik özellikler üretmek için yeterli miktarlarda martenzit, beynit ve/veya ostenit içeren çok fazlı çeliklerdir. Özellikle 1970'lerin sonunda piyasaya sürülen fakat o yıllarda kullanımı ihmal edilen çift fazlı (DP) çelikler, 1995 yılında soğuk haddelenmiş ürün olarak ticarileştirilmiştir ve bu otomotiv endüstrisinde modern AHSS'nin gelişiminin başlangıcını olarak kabul edilmiştir (Lesch ve diğ. 2017).

Yakıt ekonomisi iyileştirmeleri ve sera gazı emisyonlarının azaltılması gibi problemler otomobillerin de ötesine geçen, toplumda bir bütün olarak kabul edilen çevresel bir yaklaşıma dönüşmüştür (Lesch ve diğ. 2017). Bu gereksinimleri karşılamanın yolu, araç ağırlığının azaltılarak hafif tasarımlar oluşturmaktır. Fakat, daha fazla güvenlik için en kolay yol ağırlığı arttırmaktır. Bu durum, güvenlik ve yakıt ekonomisi/CO<sub>2</sub> emisyonları arasındaki temel çelişkidir (Hall 2017). Bu çelişkinin çözümü için, bir yandan gelişmiş yüksek dayanımlı çelikler (AHSS) gibi daha yüksek mukavemet seviyelerine sahip malzemelerin kullanılması diğer yandan farklı

mukavemet seviyelerine sahip yeni malzemeler geliştirilmiştir (Lesch ve diğ. 2017). Çarpışma dayanıklılığını artırmak için malzemenin temel olarak dikkate alınacak iki farklı işlevi vardır. Bir yanda yolcuların bulunduğu güvenlik bölgesi bulunmaktadır. Yolcuları ve yakıt deposunu korumak için minimum müdahale ile bütünlüğünü korumak üzere tasarlanmış sert bölgedir. Bu bölgede kullanılacak malzeme, çarpışmaya karşı en yüksek dirence sahip olmalıdır, bu da mekanik özellikler açısından maksimum akma sınırı anlamına gelir. Presle sertleştirilmiş çelikler (PHS) gibi martenzitik çelikler bu sert bölgeler için tercih edilen kalitelere sahiptir. Öte yandan ise, motor bölmesi ve bagajın etrafı gibi ezilebilir bölgeler vardır. Bunlar, darbe üzerine üretilen enerjiyi sönmek için kırılmadan önce maksimuma kadar deforme olmalıdır. Malzeme, süneklik ile birlikte en yüksek çekme mukavemetine, yani akma sınırından bağımsız olarak yüksek deformasyon sertleşmesine sahip olmalıdır. Burada çift faz (DP), kompleks faz (CP) ve dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) çelikleri gibi çok fazlı çelikler tercih edilen kalitelere sahiptir (Lesch ve diğ. 2017).

Otomotiv ve diğer endüstriler için çelik sacların geliştirilmesindeki temel sorun, yüksek mukavemet parametreleri, süneklik, şekillendirilebilirlik, yorulma, korozyon dirençlerinin yanında iyi kaynaklanabilirlik ve üretim maliyetinin düşürülmesi gerekliliğidir. Günümüzde kullanılan geleneksel yaklaşımlar sorunu çözmekte yetersiz kalmaktadır. En yaygın olarak kullanılan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı otomotiv saclarının mukavemetindeki artış, geleneksel sertleştirme mekanizmalarının kullanılması nedeniyle sünekliklerinin, korozyon direncinin ve diğer özelliklerinin azalmasına neden olur (Simich-Lafitskii ve diğ. 2020). Gelişmiş otomotiv sac çeliklerinin gelişimi, aynı anda nispeten yüksek mukavemet ve süneklik parametrelerinin elde edilmesini mümkün kılmıştır. Ancak buna, şekillendirilebilirliğin ve korozyon direncinin düşmesi eşlik eder. Bu tür çelikler, yapılarında sert bileşenlerin (martenzit, beynit vb.) bulunması nedeniyle sınırlı şekillendirilebilirliğe sahiptir ve üretimleri özel ekipman kullanımını ve karmaşık bir alaşımlama sistemini gerektirmesinden dolayı da maliyetlerin artmasına neden olur (Fonstein 2015). Bu nedenle, aynı anda yüksek mukavemet, süneklik, şekillendirilebilirlik, yorulma ve korozyon direnci ve diğer hizmet özelliklerini birleştiren bir çelik yoktur (Zaitsev ve diğ. 2020). Söz konusu sorunu çözmek için oldukça etkili bir yolu, düşük karbonlu çeliklerin dayanımlarının, iç yapısında ince taneli ferritik yapı oluşması ve termal olarak kararlı nanoboyutlu faz çökeltilerinin

üretilek sağlanmasıdır (Simich-Lafitskii ve diğ. 2020). Her iki güçlendirme mekanizması da çeşitli tiplerdeki faz çökeltileri ve dispersiyonlarla kontrol edilir. Ostenitte oluşun çökeltiler, mikro yapının incelmesine katkıda bulunur. Çökeltme sertleştirme mekanizması, esas olarak, çeliğin soğuması veya temperlenmesi esnasında faz dönüşümü sırasında veya sonrasında karbürlerin, karbonitrürlerin çökeltmesiyle gerçekleşir (Funakawa ve diğ. 2004),(Bu ve diğ. 2015), (Chen ve diğ. 2009). Bu tür çökeltiler sırasıyla rastgele (random) ve fazlar arası (interphase) çökeltiler olarak adlandırılır. Rastgele fazlar, nano ölçekli karbür çökeltilerinin düzensiz dağılımı ile meydana gelir. Çekirdeklenmeleri ve büyümeleri dislokasyonlarda gerçekleşir; ortalama boyutları 3-10 nm'dir. Fazlar arası çökeltiler ise 1-5 nm'lik bir boyuta sahiptir (Bu ve diğ. 2015). Başlangıçta 700-1000 MPa'ya kadar mukavemete ve yüksek süneklik, şekillendirilebilirlik özelliklerine sahip haddelenmiş ürünlerin üretilmesini sağlayan Ti-Mo (titanyum-molibden) mikro alaşımlama sistemi kullanılmıştır (Koldaev ve diğ. 2019), (Seto ve diğ. 2007), (Mao ve diğ. 2010), (Frisk ve Borggren 2016). Mo ve Ti ile mikro alaşımlı NANOHITEN tipi yeni oluşturulan çelikler bu tür bir yapıya sahiptir (Funakawa ve diğ. 2004). Japonya (JFE Steel) ve Çinli üreticiler, bu tür haddelenmiş çeliklerin üretimini sağlamışlardır. Çeliğin yüksek mukavemete (700-800 MPa'ya kadar) sahip olan ferritik mikro yapısı, yüksek süneklik (% 20 - 25'e kadar uzama) ve şekillendirilebilirlik sağlamaktadır. Bahsedilen çelikler, (% 0,03 – 0,06 C, %1,5'e kadar Mn ve %0,3'e kadar Ti + Mo) çok ekonomik bir bileşime sahiptir ve silisyum içermemesi, çinko kaplamaların yapışmasını artırır. Daha sonraki yıllarda vanadyum (V), niyobyum (Nb), titanyum (Ti) ve molibden (Mo) ile tek tek veya birlikte alaşımlanan çeliklerin detaylı çalışmaları yapılmıştır. Sonuç olarak, V, Nb ve Mo ile mikro alaşımlı ferritik çelikler geliştirilmiştir (Simich-Lafitskii ve diğ. 2020). Tata Steel 650, 800 ve 1000 MPa mukavemet değerlerinde XPF650, XPF800 ve XPF1000 kalitelerinin üretimine başlamıştır (Zaitsev ve diğ. 2018). NANOHITEN'den farklı XPF çelik kaliteleri V, Nb, Mo ve bazı durumlarda B'de (Bor) dahil olmak üzere çeşitli mikro alaşımlama sistemlerine sahiptirler (Deng ve diğ. 2017), (Rijkenberg ve diğ. 2014). Bu yeni üretilen çelikler, sıcak haddelenmiş kompleks fazlı (CP800) çeliğine göre kütlede %15 azalma ile birlikte iyi dayanım, şekillendirilebilirlik ve çalışma güvenilirliği kombinasyonlarına sahiptir. Bu ferritik çelikler aynı anda yüksek mukavemet, süneklik ve şekillendirilebilirlik gibi özelliklere sahip olması nedeniyle,

diğer otomotiv sac çelik türlerine kıyaslada bariz bir avantaj sağlamaktadır (Simich-Lafitskii ve diğ. 2020).

Otomotiv sektöründe kullanılan çeliklerin mukavemet ve şekillendirilebilirlik özelliklerinin yanı sıra kaynak kabiliyeti özelliği oldukça büyük bir öneme sahiptir. Birçok otomotiv parçası şekillendirilmeden önce kaynaklı birleştirme işlemine tabi tutulurlar (Russo Spena ve diğ 2015). Gas Tungsten Ark Kaynağı (GTAK-GTAW) ya da başka bir ifadeyle Tungsten inert (soy) gaz kaynağı (TIG), Gas Metal Ark Kaynağı (GMAK-GMAW) ya da başka bir ifadeyle Metal Aktif Gaz (MAG) kaynağı ve sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) yöntemleri otomotiv sektöründe kullanılan çelik plakaların birleştirilmesinde sıklıkla kullanılan yöntemlerdendir (Küçükömeroğlu ve diğ. 2018), (Chen ve diğ. 2020), (Ola ve Doern 2019), (Çam ve diğ. 2017), (İpekoğlu ve diğ 2019). TIG kaynağı yüksek kaynak kalitesi ve düşük enerji tüketimi sayesinde sürdürülebilir çevre sağlama nedeniyle genellikle 3 mm kalınlığa kadar olan plakaların birleştirilmesinde efektif bir şekilde sıklıkla kullanılan bir yöntemdir (Dong ve diğ. 2014), (Singh ve diğ. 2019), (Sadeghian ve diğ. 2014), (Kulkarni ve diğ.2018). Daha yüksek plaka kalınlıklarında nüfuziyeti artırmak amacıyla palslı veya palssız ultrasonik destekli tungsten inert gaz kaynağı (pulsed and un-pulsed ultrasonic assisted GTAW) (Chen ve diğ. 2020), aktif tungsten inert gaz kaynağı (A-TIG) (Arivazhagan ve Vasudevan 2015), (Sharma ve Dwivedi 2019), (Kulkarni ve diğ. 2019), anahtar deliği tungsten inert gaz kaynağı (K-TIG) (Cui ve diğ. 2019), anahtar deliği derin penetrasyon TIG kaynağı (DP-TIG) (Cui ve diğ. 2018) gibi farklı TIG kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. MAG kaynak yöntemi ise hem hızlı hem de kolay uygulanması nedeniyle yaygın bir kullanıma sahiptir (John ve diğ. 2020), (Saha ve diğ. 2018), (Biswas ve diğ. 2018). MAG kaynağı otomotiv sektöründe genellikle ekstra mukavemet istenen kapalı parçaların kaynağında kullanılır (Ahiale ve Oh 2014), (Ramazani ve diğ. 2014). Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), geleneksel ergitme kaynak yöntemlerin de oluşan yüksek çarpılma, katılma çatlaması, makro ve mikro segregasyonlar, kaba dentritik yapılar, gaz poroziteleri, yüzey oksidasyonu, geniş ısı etkisinde bölge (IEB) oluşması, yüksek enerji tüketimi, çevresel kirlilik vb. sorunlara çözüm sağlama nedeniyle ilgisini her geçen gün artırmaktadır (Nandan ve diğ. 2008, Mishra ve Ma 2005, Kasha ve diğ. 2018, Çam ve İpekoğlu 2017, Çam ve diğ. 2022). Özellikle ark kaynaklarında oluşan büyük çarpılmalar ve kaynak sonrası yüzeyin düzgün olmaması gibi nedenler otomotiv sektöründe çeliklerin birleşimi için



SKKyönteminin kullanımının önünü açmaktadır (Koley ve diğ 2018). SKK öncelikle alüminyum (Al) ve alaşımlarına uygulanmaya başlanmıştır. Daha sonrasında ergime sıcaklığı Al gibi düşük olan magnezyum (Mg) ve alaşımlarının birleşimi için kullanılmıştır. Günümüzde yüksek ergime sıcaklığına sahip Demir (Fe) (Ueji ve diğ. 2006), (Lienert ve diğ. 2003) nikel (Ni) (Ye ve diğ. 2006) ve titanyum (Ti) (Dressler ve diğ. 2009) esaslı alaşımlarda kusursuz bir şekilde uygulanmaktadır. Literatürde düşük karbonlu çelik (Low carbon steel) (Fujii ve diğ. 2006), yumuşak çelik (mild steel) (Lienert ve diğ. 2003), yüksek karbonlu çelik (high carbon steel) (Chen ve Nakata 2009), (Cui ve diğ. 2007), düşük alaşımlı orta karbonlu çelik (medium carbon steel with low alloy) (Imam ve diğ. 2015) vb. gibi çelik malzemelere SKK uygulanarak içyapı ve mekanik özelliklerinin araştırıldığı birçok çalışma bulunmaktadır.

Otomotiv sektöründe birleştirilecek parçaların kaynak yöntemi seçilirken kaynak esnasında oluşan mekanik ve içyapı değişiklikleri büyük önem taşımaktadır (Russo Spena ve diğ 2015). Özellikle kaynak ısı girdisi ve soğuma oranları mekanik ve içyapı değişimlerini etkileyen en önemli parametreler arasındadır (Dong ve diğ. 2014), (Cui ve diğ. 2019), (Singh ve diğ. 2019). XPF gibi düşük karbonlu çeliklerin ısı girdisi ve soğuma oranları arasındaki ilişki farklı ferritik içyapıların oluşmasına neden olmaktadır (Korkmaz ve Meran 2021), (Krauss ve Thompson 1995). Örneğin yüksek ısı girdileri soğuma oranının azalmasına ve tanelerin büyümesine yol açmaktadır (Singh ve diğ. 2019). Düşük ısı girdilerinde ise soğuma oranları artmaktadır (Cui ve diğ. 2019). Isı girdisinin 0,67 kJ/mm olduğu şartlarda HSLA çeliklerine gerçekleştirilen tungsten inert gaz (TIG) kaynağında, ısıdan etkilenen bölgede (IEB) alt beynit (lower bainite) and asiküler ferrit oluşumu gözlemlenirken, ısı girdisinin 0,77kJ/mm'ye çıkması içyapıda üst beynit (upper bainite) oluşmaktadır (Dong ve diğ. 2014). Yüksek ısı girdisi uygulanarak yapılan ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında içyapıda martenzitik yapılar oluşmakta ve mukavemeti arttırmaktadır (Mukherjee ve Pal 2012). Fakat ferritik çeliklerde tane irileşmesi ve martenzitik yapılar tokluğu azaltıcı etkiler göstermiştir (Kumar ve Nath 2014). Ferritik çeliklerin kaynağında içyapıda oluşan asiküler ferritin mukavemet ve tokluk üzerine önemli etkisi vardır (Babu 2004). İçyapıda bulunan asiküler ferrit sertliğin artmasına yardımcı olmaktadır. Çeliklerin kaynağı esnasında IEB değişik alt bölgelere ayrılmaktadır. Kaynak sırasında yüksek sıcaklıklar ve sonrasında hızlı soğumunun gerçekleştiği kaba taneli IEB (KT-IEB) (CGHAZ) bölgesi tanelerin irileştiği bölgedir.

Bu bölgede yüksek sıcaklıklar ostenit tanelerinin irileşmesine sebep olmaktadır. Bazı çelik malzemelerde iri ostenit taneleri ve hızlı soğuma yapıda kırılğan beynit ve ferrit yan plakaların (ferrite side plate) oluşmasına neden olmaktadır. Sürtünme karıştırma kaynağı parametreleri arasında olan ilerleme hızının mikroalaşımli çeliklerde ve paslanmaz çeliklerde mekanik ve içyapı özellikleri üzerine önemli etkileri bulunmaktadır. İlerleme hızının artması ulaşılan maksimum sıcaklığın düşmesine neden olmaktadır (Tiwari ve diğ. 2019). Kaynak ilerleme hızı arttıkça soğuma oranları da artmakta ve bu da kaynak bölgesinde farklı fazların oluşumuna neden olmaktadır (Lienert ve diğ. 2003).

Mikroalaşım elementleri çeliklerde mukavemeti artırmak amacıyla kullanılırlar. Nb düşük karbonlu çeliklerde tane sınırlarında NbC çökeltileri oluşturarak tanelerin irileşmesini engellemektedir. Benzer şekilde kaynak esnasında oluşan NbC sertliği artırıcı yönde etki etmektedir (Osorio ve diğ. 2019). Fakat Nb kaynak sırasında ısı girdisine bağlı olarak ısıdan etkilenen bölgenin (IEB) tokluğunda etkilemektedir. V ve Nb elementleri kaba taneli ısıdan etkilenen bölgede (KT-IEB) farklı içyapılar oluşmasına neden olmaktadır. V içyapıda, taneler arası asiküler ferrit (intergranüler acicular ferrite) oluşturarak KT-IEB'nin tokluğunu artıcı etki yapmasına rağmen (Fang ve diğ. 2009), (Li ve diğ. 2001), Nb, özellikle yüksek ısı girdilerinde tokluğu azaltmaktadır (Wang ve diğ. 1990). XPF çeliklerinde V tane inceltme etkisi ve çökeltme sertleştirme etkisinden dolayı oldukça önemlidir (Rijkenberg ve diğ. 2014). Mn ilavesi, ostenit-ferrit dönüşüm sıcaklığını ( $Ar_3$ ) azaltarak ince karbürlerin büyümesini engeller. Az miktarda Mo ilavesi, tane sınırlarında hem perlit hem de büyük sementit birikimini geciktirir. Ayrıca, %0.09'dan fazla Ti ilavesi hem akma hem de çekme mukavemetlerini artırır (Funakawa ve diğ. 2004). Mikro alaşım elementleri ilavesi sonucunda, ferrit tane inceltme nedeniyle dolaylı olarak mukavemet artırılır (Matlock ve diğ. 2005).

IEB yumuşaması, çeliklerinin kaynak kalitesini etkileyerek mukavemeti düşürmesi nedeniyle çok kritik bir faktördür. Çeliklerinin kaynağında IEB yumuşaması nedeniyle IEB'deki sertlik ve mukavemetin hem ana malzemeye hem de kaynak bölgesine göre daha düşük olduğu görülmüştür. Kaynak sırasında, sıcaklığı  $Ac_1$ 'in üzerinde olan IEB'de mikro yapı tamamen ostenite dönüşür. Daha sonra soğutma boyunca bu ostenitler sertliği azaltan ferrite dönüşür. Isı girdisinin artması,

IEB yumuşaması nedeniyle mukavemeti azaltmaktadır (Kah ve diğ. 2013). İnce taneli ferritin esas malzemeden IEB'ye kademeli olarak kabalaşmaya başlaması ve mikroyapıdaki ferrit oranının artması IEB yumuşamasının nedenleri olarak kabul edilir (Gorka 2018), (Ito ve diğ. 2005). Karbon oranlarını değiştirmek, ısı girdisini azaltmak, harici soğutma yapmak ve  $Ac_3$  sıcaklığı üzerinde kaynak sonrası ısı işlem uygulamak IEB yumuşama problemini azaltmak için kullanılacak tekniklerdir (Mohandas ve diğ. 1999), (Hanhold ve diğ. 2013).

## 1.2 Literatür Bilgisi

Sürtünme karıştırma kaynağı başlangıçta alüminyum alaşımlarını birleştirmek için geliştirilmiştir. Ancak kaynak takımı, bağlama aparatları, proses kontrolü ve SKK varyantları açısından teknolojik gelişmeler, bu işlemle kaynaklanabilecek malzemeleri genişletmiştir. Çeliklerin SKK'sı araştırma ve potansiyel uygulanabilirlik konusunda önemli bir ilgi uyandırmıştır, ancak çeliklerin SKK ile birleştirilmesi, alüminyumun malzemelere göre çok daha zordur. Bu zorluk kaynak sırasında çeliklerde yumuşama için çok daha yüksek sıcaklıklara ulaşılması gerekliliğinden ve dolayısıyla karıştırıcı takımın ulaşması gereken sıcaklıkların çok yüksek (1300 °C'ye kadar) olmasından kaynaklanmaktadır (Venkatesh ve diğ. 2018). Birkaç araştırmacı düşük karbonlu çelik (Fujii ve diğ. 2006), yumuşak çelik (Lienert ve diğ. 2003) yüksek karbonlu çelik (Chen ve Nakata 2007), (Cui ve diğ. 2007), düşük alaşımlı orta karbonlu çelik (İmam ve diğ. 2015), farklı karbon çeliklerinde (Cui ve diğ. 2007), SKK yöntemini uygulamış ve esas olarak bu çeliklerin SKK ile kaynaklanabilirliğini ve bağlantıların mikroyapısal ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Benzer şekilde lazer, ark ve nokta direnç kaynağı gibi değişik kaynak yöntemleri ile AHSS ve HSS çeliklerin kaynağı üzerine literatürde birçok çalışma bulunmaktadır (Spena ve diğ. 2015). Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı ve düşük karbonlu çelikler gibi otomotiv çelikleri, her türlü ergitme kaynak yöntemi ile kolayca kaynaklanabilir. Ancak bu çeliklerin ergitme kaynağı soğuk çatlama, artık gerilme, çarpılma ve yorulma hasarı gibi sorunlara yol açar. Bu sorunlar, sürtünme karıştırma kaynağı gibi katı hal kaynak işlemleri ile ortadan kaldırılabılır. Nathan ve diğ. (2015) çalışmalarında, korumalı metal ark (KMA), MAG ve SKK yöntemleri ile birleştirilmiş HSLA çelik bağlantılarının mekanik (çekme, darbe, sertlik) ve mikroyapısal özelliklerinin karşılaştırmalı bir değerlendirmesini

yapmışlardır. SKK yönteminin kullanılmasının, ergitme kaynak işlemleriyle ilgili sorunları ortadan kaldırdığı ve ayrıca MAG ve KMA kaynaklı birleştirmelere göre daha üstün mekanik özellikler sağladığı tespit edilmiştir.

Çeliklerin SKK işleminde, yüksek sıcaklıklar sonucunda içyapıda yeniden kristalleşme ve tane büyümesi görülebilir. Bu nedenle, SKK işlemi uygulanan çelikler, alüminyum alaşımlarından daha karmaşık mikroyapısal evrim geçirirler. Allotropik faz dönüşümü meydana geldiğinde, yüksek sıcaklıklardaki ostenitik faz, oda sıcaklığındaki faz tarafından tüketilir. Faz dönüşümü, ostenitik fazın deformasyon geçişini, dokusunu ve tane yapısını değiştirir veya gizler. Ostenitik paslanmaz çelikler ile yapılan bir çalışmada SKK'nın karıştırma bölgesinde (KB) ferrit, tane sınırı ferrit ve ince perlitten oluşan daha ince bir mikro yapı ile sonuçlandığı bulunmuştur (Liu ve diğ. 2018).

Çelikler genellikle geleneksel ergitme kaynak işlemleri kullanılarak başarılı bir şekilde kaynaklanabilir. Bununla birlikte, SKK yöntemi bu çelikleri daha düşük sıcaklıklarda kaynaklayabilir, bu da daha düşük artık gerilme ve çarpımalara (distorsiyonlara) yol açar (Baillie ve diğ. 2015).

1,6 mm kalınlığında ultra düşük karbonlu arayer atomsuz (IF) çelik plakaların sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesi üzerine yapılan bir çalışmada, 100 mm/min ilerleme hızı ve 400 min<sup>-1</sup> devir sayısı ile 400 mm/min ilerleme hızı ve 400 min<sup>-1</sup> devir sayısı parametreleri seçilerek yapılan kaynakların maksimum sıcaklıklarının A<sub>3</sub> sıcaklığından (yaklaşık 910 °C) daha düşük olduğu bulunmuştur. Bu sonuç SKK işlemi sırasında IF çeliğinin içyapısının ferrit tek faz aralığında kaldığını göstermiştir. Şiddetli plastik deformasyon ve yeniden kristalleşmenin görüldüğü KB'nin içyapısı eş eksenli ince tanelerden oluşmuştur. 839 °C ve 643 °C altında kaynaklanmış KB'nin merkezindeki ortalama tane boyutları sırasıyla yaklaşık 5 ve 6 µm iken aynı metalin esas malzeme (EM) sertlik değeri ise 24 µm olarak bulunmuştur. S12C (hız çeliği/1.3202) çeliği gibi içyapısında perlit yapısı bulunduran düşük karbonlu çeliklere, sürtünme karıştırma kaynağı yapıldığında oluşacak içyapı, kaynakların sıcaklığına ve soğutma hızına bağlıdır. S12C çeliğine, A<sub>3</sub>'ün üzerindeki sıcaklıklarda (tek fazlı ostenit bölgede) kaynak yapıldığında, yüksek sıcaklık ve tane büyümesini engelleyecek ikinci fazın olmaması nedeniyle yeniden kristalleşmeden sonra tane irileşmesinin meydana geldiği ve KB'nin içyapısında yaklaşık 5 µm'lik

ferrit tane boyutu oluştuğu görülmüştür. S12C eliğine ikili faz bölgesinde kaynak yapıldığında, yeniden kristalleşen tanelerin birbirleri için ikinci faz olarak çalıştığı ve bu fazların tane irileşme oranını önemli ölçüde azalttığı görülmüştür. Bu koşul altında gerçekleştirilen kaynaklar sonrası KB'de ferrit tane boyutu sadece 3  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür (Fujii ve diğ. 2006). Çelikteki karbon oranının artışı ile birlikte soğutma sırasında daha fazla faz dönüşümü meydana geldiğinden, SKK sırasında mikroyapısal evrim daha karmaşık hale gelir.  $\geq 0,2$  karbon içeren karbon elikleri A<sub>1</sub> sıcaklığının üzerinde kaynak yapıldığında, kaynak sırasında oluşan ostenitin bir kısmı martenzite dönüşebilir (Sato ve diğ. 2007). İçyapıda oluşan martenzit sertlikte önemli bir artışa neden olur. Genel olarak, kaynak bölgesindeki martenzitik yapının yüzde içeriği, artan karbon içeriği ve artan soğutma hızı ile artar. Kaynak sonrası martenzitik dönüşüm kaynaklı çeliğin mukavemetini arttırırsa da kaynaklı çeliklerin tokluğunu ve sünekliğini de önemli ölçüde düşürür. Martenzitik yapının hacmini azaltmak için kaynak soğuma hızının yavaşlatılması ve bu sayede tokluk ve süneklik kaybı azaltılabilir (Choi ve diğ. 2011).

Fujii ve diğ. (2006),  tür eliğin (IF elik, S12C, S35C) herhangi bir faz dönüşümü olmaksızın farklı kaynak parametreleri kullanılarak SKK yöntemi ile başarıyla birleştirildiğini, SKK sırasındaki maksimum sıcaklığının yaklaşık 650  $^{\circ}\text{C}$  olduğunu bildirmiştir. Koley ve arkadaşları (Koley ve diğ. 2018), 30 mm/min ilerleme hızında ve 300 ila 900  $\text{min}^{-1}$  takım devir sayılarında sürtünme karıştırma kaynağı ile düşük karbonlu çelikleri birleşimini sağlamışlardır. Yaptıkları alışma sonucunda maksimum çekme dayanımı değerini 450  $\text{min}^{-1}$  devirde gerçekleştirilen şartlarda 336 MPa olarak bulmuşlardır. IF elik plakaların sürtünme karıştırma kaynağının tungsten esaslı alaşımlı takım ile 800  $\text{min}^{-1}$  devir hızında ve 50 mm/min ilerleme hızında gerçekleştirilen çalışmada, oda sıcaklığında nihai çekme mukavemetinin 274 MPa (esas malzemenin %86'sı) ve darbe tokluğunun ise yaklaşık 28 Joule olduğu bulunmuştur (Lakshminarayanan ve diğ. 2010). IF elikleri üzerine yapılan bir başka çalışmada ise lazer kaynak yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıların maksimum çekme dayanımı yaklaşık 234 MPa olarak bulunmuştur (Panda ve diğ. 2007). Matsushita ve diğ. (2011), 1,6 mm kalınlığındaki AHSS eliğinin sürtünme karıştırma kaynağında, tungsten karbür esaslı takım ve 3 $^{\circ}$  takım eğim açısı ile 200 - 600  $\text{min}^{-1}$  devir hızlarında, 10–60 mm/s ilerleme hızlarını kaynak parametresi olarak kullanışlardır. Kim ve diğ. (2014), gelişmiş yüksek mukavemetli çeliğin sürtünme

karıştırma kaynağı bağlantısının  $800 \text{ min}^{-1}$  takım devir hızında ve  $180 \text{ mm/min}$  ilerleme hızında yapıldığını ve ayrıca KB'de sıcaklığın  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  civarında olduğunu bildirmiştir. Sarkar ve diğ. (2014),  $1,6 \text{ mm}$  kalınlığındaki DP 590 çelik saclara uyguladıkları sürtünme karıştırma nokta kaynağı ile hatasız kaynaklar elde etmişlerdir.  $1000 \text{ min}^{-1}$  takım devir sayısı ve  $50 \text{ mm/min}$  ilerleme hızında gerçekleştirilen AISI 1018 çeliğinin sürtünme karıştırma kaynağında kaynak bölgesinin sertliği ve mukavemetinin esas malzemeden daha fazla olduğu sonucuna ulaşılmıştır (Lakshminarayanan ve diğ. 2010). Küçükömeroğlu ve diğ. (2009), SKK ile DP600 plakalar üzerine yaptıkları çalışmalarında benzer sonuçlara ulaşmışlardır. Meran ve Canyurt (2010), AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliklerin SKK'sı üzerine yaptıkları çalışmada takım devir sayısı ve ilerleme hızının kaynak kalitesine ve mukavemete olan etkilerini incelemişlerdir. En yüksek mukavemet değerini,  $950 \text{ min}^{-1}$  takım devir hızında,  $60 \text{ mm/min}$  ilerleme hızında ve  $9 \text{ kN}$ 'luk baskı kuvveti uygulanan şartlarda  $430 \text{ MPa}$  olarak bulmuşlardır.

Tablo 1.1'de farklı kalınlıklarda çelik malzemelere uygulanan SKK yöntemi sırasında uygulanan takım devir sayısı ve ilerleme hızı ile plaka birlikte kaynakların gerçekleştirildiği takım malzemesi ile ilgili literatür özeti verilmiştir.

TIG kaynağı yüksek mukavemetli reaktif metallerin ve paslanmaz çelik, düşük alaşımlı çelik, alüminyum ve magnezyum alaşımları gibi alaşımların birleştirilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır Serindağ ve diğ. 2022). Ayrıca bakır, pirinç, titanyum, nikel ve nikel alaşımları, inconel ve zirkonyum, titanyum gibi malzemeler TIG kaynak yöntemi ile başarıyla kaynaklanmıştır (Kutelu ve diğ. 2018).

Chen ve diğ. (2020), çalışmalarında  $3 \text{ mm}$  kalınlığında Q235 düşük karbonlu çelik plakaları darbeli ve darbesiz ultrasonik destekli TIG kaynağı ile birleştirmişlerdir. Kaynak parametreleri, kaynak akımı  $110 \text{ A}$ , kaynak ilerleme hızı  $5 \text{ mm/s}$ , kaynak voltajı  $12 \text{ V}$ , koruyucu gaz debisi  $15 \text{ l/min}$  ( $\%99,99 \text{ Ar}$ ) olacak şekilde belirlemişlerdir. Palslı ve palsız ultrasonik destekli TIG kaynağı yapılmış plakaların kaynak dikişindeki tane boyutlarının geleneksel TIG yöntemine göre daha ince olduğu sonucuna ulaşmışlardır. Ayrıca sertlik değerleri açısından değerlendirdiklerinde geleneksel TIG yöntemine göre kaynak dikişinde yaklaşık  $30 \text{ HV}$  daha fazla sertlik elde etmişlerdir.

**Tablo 1.1:** Çeliklere uygulanan SKK çalışmalarında kullanılan bazı parametre, malzeme ve takımlar (Pradeep 2012, Rai ve diğ. 2011)

Kaynaklanan Malzeme	Plaka Kalınlığı (mm)	Devir sayısı ( $\text{min}^{-1}$ )	İlerleme Hızı (mm/min)	Takım Malzemesi
SK5	4	700	80	WC-Co
IF çeliği, S12C, S35C	1,6	400	100-400	WC
AISI 1018 çeliği	5	1000	50	Tungsten esaslı takım
AISI 409M Paslanmaz Çelik	4	800-1200	30-110	Tungsten esaslı takım
M190 Martenzitik Çelik	1	1000	12,6-101,4	Kompozit takım
ASTM A945	9,5	300-600	51-203	PCBN
304L, 316L	5,10	300-700	150, 180	W esaslı
HSLA-65	6,4, 12,7	400-450	99-120	W esaslı
C-Mn	6,4	-	-	PCBN
%12 Cr çeliği	12	-	240	-
AISI 1010	6,4	450-650	25-102	Mo-W esaslı
304L	3,2, 6,4	300, 500	102	W esaslı
304	6	550	78	PCBN
Fe-1,02C-0.24Si-0,37Mn-1,42Cr	2,3	400-800	76	PCBN
NSSC 270 ostenitik paslanmaz çelik	6	400,800	30-60	PCBN
SAF2507 süper dubleks paslanmaz çelik	4	450	60	PCBN
DP 780 çeliği	1,5	800-1600	-	PCBN
430, 304, 316L paslanmaz çelik	6 mm	550	80	PCBN
304L	3,2	300, 500	-	W esaslı
Düşük karbon çeliği	0,6	1600	15	WC-%13Co
Karbon çeliği	1,6	100-800	25-400	WC esaslı
SK5	1,6	100-400	100-200	WC esaslı
AISI 1018	6,3	-	25,4-102	Mo-W esaslı
DP590	1,2	3000	-	$\text{Si}_3\text{N}_4$

Cui ve diğ. (2019), çalışmalarında paslanmaz çelikler üzerine K-TIG yöntemi ile 1,99 – 2,46 kJ/mm ısı girdisi aralığında gerçekleştirilen kaynaklı bağlantılarda içyapı ve mekanik davranışlarını incelemişlerdir. Kaynak parametreleri, kaynak akımı 470, 490, 510 ve 530 A, kaynak ilerleme hızı 3,5 mm/s, kaynak voltajı 16,5, 17, 17,5, 18 V, koruyucu gaz debisi 20 l/ min (%99,9 Ar) olacak şekilde belirlemişlerdir. Isı girdisi arttığında, ostenit içeriğinin arttığı ve krom nitrür çökeltisinin yavaş yavaş kaybolduğu sonucuna ulaşmışlardır. Artan ısı girdisinin kaynak metalinin çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerini azalttığı fakat uzama değerlerini arttırdığını gözlemlemişlerdir.

Arivazhagan ve Vasudevan (2015), 12 mm kalınlığında 2,25Cr-1Mo çeliğinin A-TIG yöntemi ile gerçekleştirilen kaynaklı bağlantılarında içyapı ve mekanik özellikleri incelemişlerdir. Kaynak parametreleri, kaynak akımı 250 A, kaynak ilerleme hızı 70 mm/min, kaynak voltajı 14,3 V, koruyucu gaz debisi 10 l/ min (%99,9 Ar), ısı girdisi ise 2,74 kJ/mm olacak şekilde belirlemişlerdir. Kaynak metalinde ötektoit altı ferrite rastlanmadığını ve ölçülen tokluk değerinin 133 J olduğunu belirtmişlerdir.

Sadeghian ve diğ. (2014) çalışmalarında, paslanmaz çelikler ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikleri TIG yöntemi ile birleştirmişlerdir. Kaynaklar esnasında akım 100 A, voltaj 15 V ve ilerleme hızı 1,8 mm/s olmak üzere hesaplanan ısı girdisi 0,506 kJ/mm ve akım 120 A, voltaj 16,75 V ve ilerleme hızı 1,4 mm/s olmak üzere hesaplanan ısı girdisi 0,86 kJ/mm olacak şekilde iki farklı ısı girdisi kullanmışlardır. Düşük ısı girdisinde HSLA ana metalinin ısıdan etkilenen bölgesinde beynit ve ferrit fazlarının oluştuğunu; ancak yüksek ısı girdisinde perlit ve ferrit fazları oluştuğu sonucuna ulaşmışlardır. Darbe testlerinin sonuçları incelendiğinde ise, düşük ısı girdili numunenin gevrek kırılma sergilediğini ve yüksek ısı girdili numunenin ana metallere daha yüksek mukavemete sahip olduğunu gözlemlemişlerdir.

Li ve diğ. (2017), Nb-V içeren düşük karbonlu çelikte ferrit içindeki nanometre boyutlu karbürlerin çökme davranışını elektron mikroskobu ile incelenmiştir. 700 °C'de 60 dakika boyunca izotermal olarak tutulan numunelerde fazlar arası çökme ve rastgele çökmenin aynı anda meydana geldiği görülürken diğer numunelerde sadece rastgele çökme gözlemlenmiştir. 650 °C'de izotermal işlem görmüş



numunelerdeki karbürlerin daha düzgün dağıldığını ve karbürlerin sayı yoğunluğunun 600°C'de işlemde geçirilenden daha büyük olduğu sonucuna ulaşmışlardır.

Wan ve diğ. (2012), düşük karbonlu, yüksek mukavemetli çelikte kaynak metalindeki asiküler ferritin mikroyapısal özellikleri ve birbirine kenetlenmiş mikro yapılarının oluşum mekanizmaları, bilgisayar destekli üç boyutlu yeniden oluşturma tekniği ve elektron geri saçılımlı kırınım analizi yoluyla araştırılmışlardır. Asiküler ferrit plakaları, inklüzyonlar üzerinde çoklu çekirdeklenme ve önceden oluşturulmuş ferrit taneleri üzerinde çekirdeklenme ile oluşmuştur. Yaptıkları çalışmada kaynak metalleri içinde inklüzyonların ağırlıklı olarak Ti, Al, Si, Mn ve O elementlerinden oluştuğunu gözlemlemişlerdir.

Babu (2004), çalışmasında kaynak metalindeki asiküler ferritin, optimum mukavemet ve tokluk kombinasyonu sağladığını göstermiştir. Ayrıca asiküler ferritin çekirdeklenmesi ve büyümesi ile ilgili son araştırmaları incelemiştir.

Dong ve diğ. (2014), TIG kaynağı esnasında oluşan ısı girdisinin IEB'de oluşturduğu mekanik ve içyapı özelliklerine etkisini incelemiştir. Çalışmalarında 200 mm x 100 mm x 6 mm ölçülerinde HSLA çeliği kullanmışlardır. Artan ısı girdilerinde içyapıda martenzit oluşumunu gözlemlemişlerdir. 0,67 kJ/mm ısı girdisi uygulandığı durumda ise içyapıda düşük beynit ve asiküler ferrit yapılarına rastlamışlardır. HSLA çelik bağlantılarının ısıdan etkilenen bölge (IEB) ve ergime bölgesinin (EB) Vickers sertliği, ana metalden çok daha yüksek olduğunu görmüşlerdir. Kaynak ısı girdisinin artmasıyla IEB'nin ortalama sertliği azaldığı ve daha düşük kaynak ısı girdisi kullanıldığında KT-IEB'nin sertliği ince taneli ısıdan etkilenen bölgeninkinden (İT-IEB) daha yüksek olduğunu bulmuşlardır. Sonuç olarak IEB'nin optimum özellikleri, kaynak ısı girdisinin 0.67 kJ/mm olduğunda elde etmişlerdir.

Shirali ve Mills (1993), çeşitli TIG kaynak parametrelerinin oluşturduğu penetrasyon etkisini araştırmışlardır. Kaynak hızındaki artışların penetrasyonu azalttığını ancak kaynak akımındaki artışların yüksek kükürlü (HS) çeliklerde penetrasyonu arttırdığı ve düşük kükürlü (LS) çeliklerde penetrasyonu azalttığını gözlemlemişlerdir.

Krauss ve Thompson (1995), çalışmalarında düşük karbonlu çeliklerde soğuma oranına bağlı olarak içyapıda ostenitik dönüşümle oluşan çeşitli ferrit mikroyapılarını tanımlamışlardır.

TIG kaynağı gibi MIG/MAG kaynak yöntemi de paslanmaz çelikler dahil çeliklerin kaynağında yaygın olarak tercih edilmektedir (Serindağ ve diğ. 2021).

Spena ve diğ. (2015) çalışmalarında, 1,75 mm kalınlığında DP çeliği ile 1,55 mm kalınlığında TWIP çeliğini MAG kaynak yöntemi ile birleştirerek içyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Kaynak parametreleri, kaynak akımı 119 A, kaynak ilerleme hızı 0,83 cm/s, kaynak voltajı 21,5 V, koruyucu gaz ise %18 CO<sub>2</sub> ve %82 Argon karışımı olacak şekilde belirlemişlerdir. Çekme testleri sonucunda DP çeliği tarafında çekme dayanımı 695 MPa olarak bulunmuştur. Kaynaklı numunelerin kırılması, ağırlıklı olarak, kaynak kusurlarının (eksik penetrasyonlar nedeniyle küçük çentikler) bulunabileceği DP tarafında meydana geldiğini belirtmişlerdir. Ayrıca DP çeliği, füzyon bölgesine yakın bir yerde tamamen martenzitik bir mikro yapı ile karakterize edilen büyük bir IEB'ye sahip olduğunu gözlemlemişlerdir.

Ramazani ve diğ. (2014), 2,5 mm x 50 mm x 200 mm ölçülerinde DP600 çeliğinin MAG yöntemi kullanılarak elde edilen kaynaklı bağlantılarının içyapı ve mekanik özellikleri üzerine çalışmışlardır. Kaynak parametrelerini, kaynak akımı 72,9 A, kaynak ilerleme hızı 0,25 m/min, kaynak voltajı 20,5 V, koruyucu gaz ise %20 CO<sub>2</sub> ve %80 Argon karışımı (15 l/min) ve ısı girdisi 504 kJ/mm olarak belirlemişlerdir. Isıdan etkilenen bölgede (IEB), içyapının beynitten iri taneli ferrit ve temperlenmiş martenzitten oluştuğunu belirtmişlerdir. Çekme testleri sonucunda çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerini sırasıyla, 505-512 MPa, 409-433 MPa aralığında bulmuşlardır. Uzama değerleri ise yaklaşık %10,7 - %12,15 aralığında elde etmişlerdir.

Ahiale ve Oh (2014), 2 mm kalınlığında DP440, DP590 ve 1,8 mm kalınlığında MS (martenzitik çelik) çeliğinin MAG yöntemi kullanılarak elde edilen kaynaklı bağlantılarının içyapı ve yorulma dayanımı özellikleri üzerine çalışmışlardır. Kaynak parametrelerini, kaynak akımı 140-160 A, kaynak ilerleme hızı 60-63 cm/min, kaynak voltajı 19-20 V ve koruyucu gaz ise %30 CO<sub>2</sub> ve %70 Argon karışımı olarak belirlemişlerdir. En düşük sertlik değerlerini sırasıyla DP440, DP590 ve MS çeliklerinde ölçmüşlerdir. Numunelerin yorulma kırılmasının, en düşük sertlik

noktalarında meydana geldiğini ve yorulma ömrü değerlerinin, MS >DP590> DP440 sırasıyla olduğunu bildirmişlerdir.

Biswas ve diğ. (2018) çalışmalarında, AISI 304 paslanmaz çelik ve 45C8 orta karbonlu çelik kalitelerinin MAG kaynağı ile gerçekleştirilen kaynaklı bağlantılarının mekanik özellikleri üzerine etkilerini incelemişlerdir. Kaynak parametrelerini, kaynak akımı 140-160 A, kaynak ilerleme hızı 4-6 mm/s, kaynak voltajı 24-26 V ve koruyucu gaz debisi 6-10 l/ min olarak belirlemişlerdir. En yüksek mukavemet değeri 140 A, 24 V, 4 mm/s ve 6 l/min şartlarında gerçekleştirilen kaynaklarda çekme dayanımı 722 MPa, akma sınırı ise 640 MPa olarak raporlanmıştır.

Saha ve diğ. (2019) ostenitik paslanmaz çeliklerin MAG kaynağında ısı girdisinin kaynak dikiş geometrisi üzerine etkilerini incelemişlerdir. Kaynak parametrelerini, kaynak akımı 120-220 A, kaynak ilerleme hızı 360-690 mm/min, kaynak voltajı 22-30 V ve ısı girdisini ise 0,35 - 0,75 kJ/mm olarak belirlemişlerdir. Daha yüksek ısı girdisinin, düşük penetrasyona sahip daha geniş kaynak dikişi sağlandığı gözlemlenmiştir.

Kah ve diğ. (2014), yüksek mukavemetli çeliklerin farklı kaynak yöntemleri ile kaynaklanabilirliği üzerine incelemeler yapmışlardır. Toz altı kaynak yönteminde düşük ısı girdisi ve daha az oranda IEB yumuşaması görülürken, TIG kaynak yönteminde yüksek ısı girdisi ve yüksek oranda IEB yumuşaması benzer şekilde MAG kaynak yönteminde de yüksek ısı girdisi ve yine yüksek oranda IEB yumuşaması ile karşılaşmışlardır.

Bayock ve diğ. (2019), 8 mm x 200 mm x 300 mm ölçülerinde yüksek mukavemetli iki farklı çelik (S700MC/S960QC) plakanın MAG kaynağı ile birleştirilmesinde, ısı girdisinin mekanik ve içyapı özelliklerine etkisi üzerine çalışmışlardır. MAG kaynağı sırasında 15 kJ/cm, 7 kJ/cm ve 10 kJ/cm olmak üzere üç farklı ısı girdisi uygulamışlardır. Kaynak parametrelerini, kaynak akımı 203, 208 ve 211 A, kaynak ilerleme hızı 18, 37,5, 24 cm/min, kaynak voltajı 26,6, 26,7 V ve koruyucu gaz akış hızı 17 l/min olan Ar + %18 CO<sub>2</sub> olarak belirlemişlerdir. Çalışmalarında her iki malzemenin ısıdan etkilenen bölgesinin (IEB) mukavemetini belirleyebilmek amacıyla sürekli soğutma dönüşüm (CCT) diyagramları, makro sertlik değerleri, mikro yapı oluşumları, alaşım elementlerinin bileşimleri ve çekme testi

analizleri gibi deney ve yöntemler kullanmışlardır. 15 kJ/cm ısı girdisinde gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin sertlik değerleri incelendiğinde S700MC'nin IEB sertliğinin (210HV<sub>5</sub>), S960QC çeliğine göre daha düşük olduğu bulunmuştur. Ayrıca bu sertlik değerinin esas malzemenin sertlik değerinden %18 daha düşük olduğu belirtilmiştir. En iyi içyapı oluşumu, beynit, ferrit ve kalıntı ostenit oluşumuna yol açan 10 kJ/cm'lik ısı girdisi kullanılarak elde edilen kaynaklı numunelerde gözlemlenmiştir. Son olarak daha düşük soğutma hızında daha yüksek karbür içeriğinin oluşmasının, hem sertliği hem de mukavemeti azalttığı belirtilmiştir.

Sun ve diğ. (2016), çalışmalarında 5 mm kalınlığında 800 MPa mukavemete sahip, Nb-Ti-Mo ile mikro alaşımlandırılmış C-Mn çeliklerinin lazer ve MAG kaynaklı plakalarının mekanik ve içyapı özellikleri arasındaki farklarını incelemişlerdir. MAG kaynak parametrelerini, kaynak akımı 100 A, kaynak ilerleme hızı 0,22 cm/s, kaynak voltajı 18 V, ısı girdisi 8,2 kJ/cm ve koruyucu gaz akış hızı 15 l/min olan %80 Ar + %20 CO<sub>2</sub> olarak belirlemişlerdir. MAG kaynağı uygulanmış numunenin kaynak bölgesinde asiküler ferrit ve ince taneli ferrit gözlemlenirken, lazer kaynağı uygulanmış numunede iğnemsiz martenzit yapıları görülmüştür.

Mohandas ve diğ. (1999), çalışmasında 200 mm x 200 mm x 4 mm ölçülerinde HSLA çeliğine uygulanan farklı ergitme kaynak yöntemlerinin, ısıdan etkilenen bölgenin (IEB) yumuşaması üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Genel olarak, yüksek ısı girdili proses olan TIG ve MAG kaynağında yumuşama derecesinin maksimum olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca kaynak sonrası ostenit bölgesinde ısıl işlem uygulanması yumuşatılmış bölgeyi ortadan kaldırmıştır.

Oyetunji ve diğ. (2013), kaynak hızlarının 304 L tipi ostenitik paslanmaz çelik ısıdan etkilenen bölgenin sertlik özelliği üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Çalışmalarında IEB sertliğinin, kaynak hızları ve ısı girdileri değişiminden etkilendiğini bildirmişlerdir. 9,5 m/min kaynak ilerleme hızında ve 9,20 kW güç girişinde optimum sertlik değerleri elde edilmiştir.

Gharibshahiyan ve diğ. (2011), ark kaynağının düşük karbonlu çeliğin mikroyapısının sertlik ve mukavemet üzerindeki etkisini incelemiştir. Yüksek sıcaklık girişinde, IEB'de iri tanelerin ortaya çıktığı ve bu da daha düşük sertlik değerlerine

neden olduğu görülmüştür. Yüksek sıcaklıklar ve düşük soğutma hızları, ince ostenit tanecikleri oluşturmuş ve bu da ince taneli poligonal ferritlerin oluşmasını sağlamıştır.

Tablo 1.2’de farklı kalınlıklarda çelik malzemelere uygulanan TIG ve MAG kaynak yöntemi sırasında kullanılan parametreler ile ilgili literatür özeti verilmiştir.

**Tablo 1.2:** Çeliklere uygulanan MAG ve TIG kaynak çalışmalarında kullanılan parametreler

Kaynaklanan Malzeme	Plaka Kalınlığı (mm)	Kaynak Yöntemi	Akım (A)	İlerleme Hızı	Ark Voltajı (V)	Isı Girdisi
Q235	3	TIG	110	5 mm/s	12	-
Paslanmaz çelik	-	TIG	470, 490, 510, 530	3,5 mm/s	16,5, 17, 17,5, 18	1,99-2,46 kJ/mm
2,25 Cr-1Mo	12	TIG	250	70 mm/min	14,3	2,74 kJ/mm
Paslanmaz Çelik	-	TIG	100	1,4 mm/s 1,8 mm/s	16,75	0,86 kJ/mm 0,506 kJ/mm
HSLA	6	TIG				0,67 kJ/mm
DP, TWIP	1,75 1,55	MAG	119	0,83 cm/s	21,5	-
DP600	2,5	MAG	72,9	0,25 m/min	20,5	-
DP440, DP590, martenzitik çelik	1,8	MAG	140-160	60-63 cm/min	19-20	-
AISI 304, 45C8	-	MAG	140-160	4-6 mm/s	24-26	-
Ostenitik paslanmaz çelik	-	MAG	120-220	360-690 mm/min	22-30	0,35-0,75 kJ/mm
S700MC, S960QC	8	MAG	203, 208, 211	18, 37,5, 24 cm/min	26,6, 26,7	7, 10, 15 kJ/cm
C-Mn çeliği	5	MAG	100	0,22 cm/s	18	8,2 kJ/cm

### 1.3 Çalışmanın Amacı

Çeliklerin kaynaklanabilirliği, kaynak sonrası mekanik özellikleri ve içyapıda meydana gelen değişiklikler bu çeliklerin otomotiv endüstrisinde kullanımını doğrudan etkilemektedir. Tata Steel tarafından otomotiv sektöründe kullanılmak üzere son birkaç yıl içinde üretilen mikro alaşımlı sıcak haddelenmiş XPF çelikleri yüksek mukavemet, şekillendirilebilirlik ve yorulma direnci özelliklerinin muhteşem bir karışımına sahiptir. Fakat kaynak işlemi sonrasında içyapıda meydana gelen değişiklikler mukavemet, sertlik, tokluk, şekillendirilebilirlik ve yorulma direnci gibi özelliklerinin değişmesine neden olmaktadır. Literatürde XPF çeliklerinin kaynaklı performanslarına ait herhangi bir yayına rastlanmamıştır. Bu nedenle yeni üretilen XPF800 çeliğinin kaynaklı halinin içyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılarak literatüre sunulması bu çeliklerin efektif kullanımı açısından oldukça önemlidir. Bu çalışmada XPF800 çeliğine, otomotiv sektöründe sıklıkla kullanılan kaynak yöntemlerinden olan TIG, MAG ve SKK yöntemleri uygulanarak kaynaklı plakaların mekanik ve içyapı özellikleri araştırılmıştır. Her bir kaynak yöntemi için farklı parametreler çalışılmış ve en uygun parametreler belirlenerek literatüre kazandırılması amaçlanmıştır. Uygun parametreler ile kaynak işlemi uygulanan XPF800 çeliğinin içyapı özellikleri detaylı bir şekilde incelenmiş ayrıca dayanım, sertlik ve tokluk gibi mekanik özellikler ayrıntılı bir şekilde irdelenmiştir.

## 2. OTOMOTİV SEKTÖRÜNDE KULLANILAN ÇELİKLER

Son on yılda ekonomik ve jeopolitik koşullar, otomobil üreticilerinin tasarım kriterlerini yeniden şekillendirmelerine, dolayısıyla kullanılan çelik sac malzemeleri tekrar gözden geçirmelerine neden olmuştur. Otomotiv sektöründe kullanılan malzemelerin araç ağırlığına oranlarını gösteren veriler Tablo 2.1’de gösterilmiştir. Çelikler tüm araç ağırlığının yarısından fazlasını oluşturmaktadır. Performans kriterleri, yakıt tüketimi, güvenlik, emisyon gibi kurallar ve düzenlemeler ile ilgili gereksinimleri karşılamak için malzeme konseptlerinde yıllar içinde önemli değişiklikler meydana gelmiştir. Özellikle hafif tasarım, bu gereksinimleri karşılamada kilit faktörlerinden biridir. Otomobil gövdesi için yüksek dayanımlı çeliklerin (YDÇ/HSS) ve ardından gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerin (GYDÇ/AHSS) kullanılması, bu hedeflere ulaşmanın önemli bir yolu olarak görülmüştür. Fakat yüksek mukavemet genellikle düşük şekillendirilebilirliği de beraberinde getirmektedir. Bu nedenle, yalnızca yüksek mukavemet seviyelerine odaklanarak çelik kaliteleri geliştirmenin yanı sıra, hem mukavemeti hem de sünekliği, aynı anda yeterli tokluk ve yorulma direnci ile geliştirmek için çok çaba sarf edilmiştir. Bu durum giderek karmaşıklaşan çok fazlı bir mikro yapıya dayanan çeşitli gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerin piyasaya sürülmesiyle sonuçlanmıştır (Lesch ve diğ. 2017).

**Tablo 2.1:** Otomobillerde kullanılan malzemelerin dağılımı (Mallick 2012)

Malzeme	Araç ağırlığına oranı (%)	Kullanım yeri
Çelik	55	Şasi, gövde, panel, motor ve şanzıman bileşenleri, süspansiyon bileşenleri vb.
Dökme Demir	9	Motor parçaları, fren ve süspansiyon sistemleri
Alüminyum	8,5	Motor bloğu, tekerlek ve radyatör
Bakır	1,5	Elektrik bileşenleri
Polimer ve polimer kompozitler	9	Araç iç parçaları, elektrik elektronik bileşenler, yakıt kanalı bileşenleri
Elastomerler	4	Tekerlekler, conta
Glass	3	Oto cam
Diğer	10	Halı, akışkan, yağlayıcı vb.

Son 10 yıl içerisinde otomotiv endüstrisinin talepleri, mukavemet ve süneklik arasındaki çelişkili ilişkiyle karşı karşıya kalan, çeşitli gelişmiş malzeme konseptlerinin gelişimine yol açmıştır. Bu çelik malzemeler tipik olarak, genellikle "muz" diyagramları olarak tanımlanan mukavemet-süneklik performans haritalarında sunulmaktadır (Şekil 2.1). Otomotiv gövdelerinde kullanılan sac formundaki çelikleri genel olarak, sade karbonlu yüksek dayanımlı çelikler ve gelişmiş yüksek dayanımlı çelikler olmak üzere iki ana gruba ayırabiliriz (Lesch ve diğ. 2017).

Sade karbonlu çelikler, arayer atomsuz (IF) çelikler ve düşük karbonlu (LC) veya yumuşak çelikler olarak adlandırılan geleneksel düşük mukavemetli çelikleri içerir. Geçmişte, bunlar otomobil üreticileri tarafından en yaygın olarak kullanılan çelik kaliteleriydi. Arayer atomsuz çelik (IF) katı demir kafesini germek için arayer çözünen atomların olmadığı çeliklerdir. Bu çelikler normalde düşük akma sınırına, yüksek plastik deformasyon oranına (r-değeri) ve iyi şekillendirilebilirliğe sahiptirler. (Lesch ve diğ. 2017).

Artan mukavemet ihtiyacı, bir sonraki malzeme grubuna olan yüksek mukavemetli çelik kalitelerinin gelişmesine yol açmıştır. Bu gruba ait tipik çelikler, geleneksel karbon-mangan (C-Mn) çelikleri, fırında sertleştirilebilir (BH) çelikler ve iyi bilinen yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikleridir. HSLA çeliklerinde, tane incelmeye ve çökme sertleşmesine katkıda bulunan mikro alaşımlamanın etkisi ve ayrıca mukavemet artışı için katı çözeltili sertleştirilmesi önemli ölçüde kullanılmaktadır (Lesch ve diğ. 2017).

Yüksek mukavemetli çelikler arasında iyi bir akma sınırı ve şekillendirilebilirlik özelliklerine sahip olan BH çelikleri, araçların dış gövde panellerinde kullanılır. BH çelikleri önce soğuk şekillendirilir ve ardından tipik olarak 175 °C'de 20 ila 30 dakika süreyle pişirme sırasında mukavemet artışı sağlanır (Mallick 2012).

Mikroyapı mühendisliği çağını başlatan yüksek mukavemet seviyelerine sahip çift fazlı (DP) çelikler ile dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) çelikler, kompleks faz (CP) çelikler GYDÇ'leri oluşturan ve otomotiv endüstrisinde yaygın bir şekilde kullanılan çeliklerdir (Lesch ve diğ. 2017).



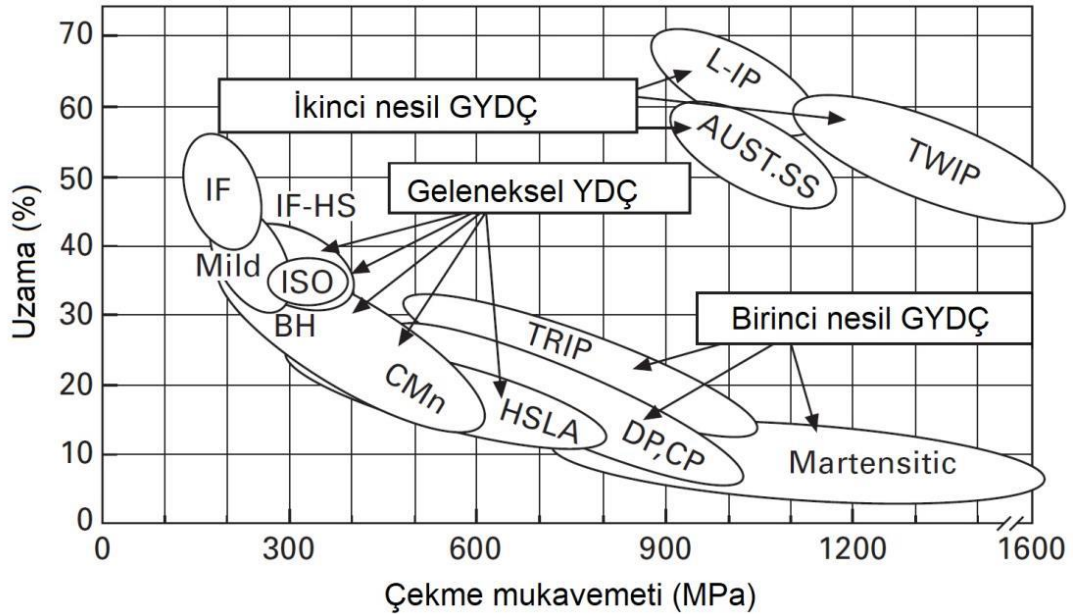
DP çeliklerinin birincil özelliği içyapısında, yüksek mukavemete sahip sert martenzit fazının ve uzama açısından iyi şekillendirilebilirlikten sorumlu olan nispeten yumuşak bir ferrit matrisine sahip olmasıdır. Üretim süreci nedeniyle (sıcak haddeleme veya sürekli tavlama) içyapısında ayrıca az miktarlarda beynit ve kalıntı ostenit içerebilirler. Bu nedenle çift fazlı çelikler özellikle yüksek esnemeli şekillendirme işlemleri için uygundur. Delik genişletme özelliklerini geliştirmek için, daha yüksek miktarlarda beynit içeren bir içyapı elde edilmelidir. (Lesch ve diğ. 2017).

CP çelikleri hem sıcak hem de soğuk haddelenmiş olarak üretilirler. Çok fazlı mikro yapı, çoğunlukla, içinde az miktarda martenzit, temperlenmiş martenzit, kalıntı ostenit ve perlitin bulunabileceği bir ferritik/beynitik matris içerir. Mukavemet artışları, Ti veya Nb gibi mikro alaşım elementlerinin çökmesi ile sağlanır. DP ile karşılaştırıldığında, CP çelikleri önemli ölçüde daha yüksek akma mukavemetlerine sahiptirler. Ayrıca, CP çelikleri yüksek enerji absorpsiyonu, yüksek tokluk ve iyi delik genişleme kapasitesine sahiptirler. CP çelikleri bu özelliklerinden dolayı, şasi bileşenleri, tamponlar ve kirişlerde kullanılmaktadır (Lesch ve diğ. 2017).

TRIP çelikleri içyapısındaki ferrit matris içerisinde % 5 ve % 20 oranında kalıntı ostenit içeren çeliklerdir. Presleme işlem sırasında bu kalıntı ostenitler TRIP çeliklerine yüksek şekillendirilebilirlik özelliği sağlamaktadır. Preslemenin sonunda ise kalıntı ostenitler martenzite dönüşerek mukavemet artışı sağlamaktadır. TRIP çeliklerinde iyi şekillendirilebilirlik ve yüksek mukavemet özellikleri yüksek tokluk elde edilir ve bu sayede darbe sönümlenme gerektiren otomotiv parçalarında sıklıkla kullanılmaktadır (Mallick 2012).

Martenzitik çelikler (MS) hem sıcak hem de soğuk haddelenmiş ürünler olarak mevcuttur. Sünekliği arttırmak için genellikle su verme işlemi sonrası tavlama uygulanır. Sıcak haddeleme ve tavlama sırasında oluşan ostenit ısıtma sırasında martenzite dönüşür. Mikro yapı, ferrit ve/veya beynit kısımlarıyla birlikte neredeyse tamamen martenzitten oluşur. AHSS çelikleri arasında MS çeliği ısıtma işlemlerinden sonra yaklaşık 1700 MPa'a kadar yüksek çekme dayanımına sahiptirler. Bu yüksek dayanımlarından dolayı özellikle güvenlik kafesi bileşenleri gibi yüksek mukavemet istenen yerlerde kullanılırlar (Lesch ve diğ. 2017).

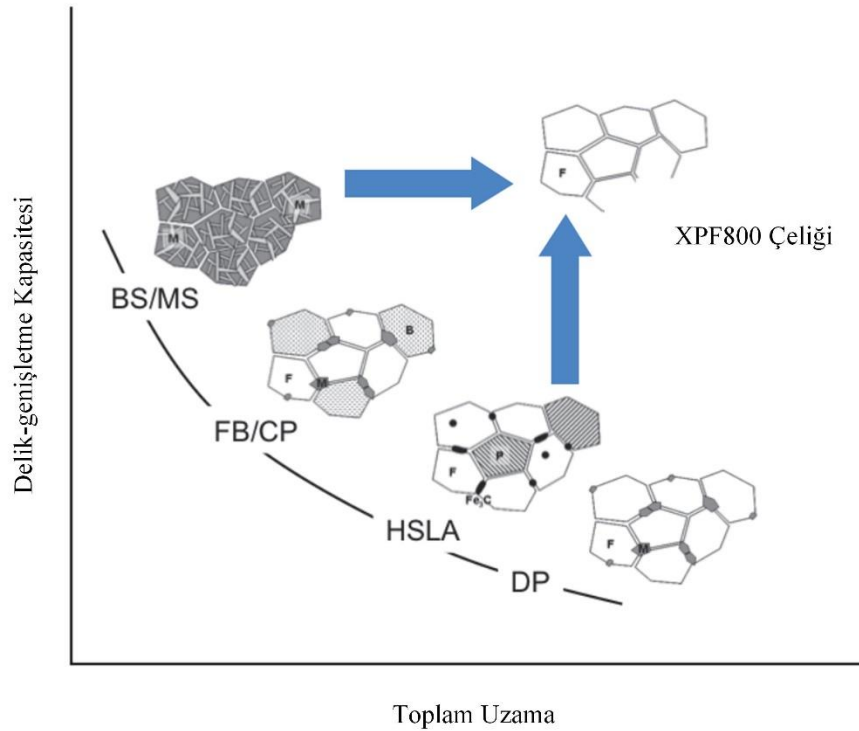
İkizlenme kaynaklı plastisite çelikleri (TWIP) hem yüksek mukavemete hem de yüksek süneklığe sahip ikinci nesil (AHSS) GYDÇ'ler olarak adlandırılan gruptadırlar. TWIP çeliklerin, % 15 ila % 30 oranında Mn içeren ve içyapısı oda sıcaklığında tam ostenitik olan çeliklerdir. Soğuk şekillendirme sırasında, ikizlenme yoluyla deformasyon, ostenit taneciklerinin daha ince boyutlara ayrılmasına neden olur ve böylece tane incilmesi ile mukavemeti arttırmaktadır. Klasik pekleşme mekanizmasına ek olarak, ikizlenme olarak bilinen mekanizma, mukavemet, süneklilik ve pekleşme (deformasyon sertleşmesi) gibi önemli mekanik özellikleri iyileştirebilmektedir. Plastik şekil değişimi sırasında mekanik zorlamalı ikizlerin meydana gelmesi yüksek gerilme-sertleşme oranlarının elde edilmesine ve lokalize deformasyonu geciktirerek yüksek sünekliliğin korunmasına neden olmaktadır. Yüksek dayanımlı ve orta süneklığe sahip olan TRIP çeliklerinden farklı olarak, TWIP çelikleri hem yüksek dayanıma hem de yüksek süneklığe sahiptir. Mukavemet artışı, ağırlıkta azalma sağlarken, süneklilikteki artış, karmaşık parçaların şekillendirilebilirliğine olanak sağlamaktadır. Bu nedenle TWIP çelikleri birçok otomotiv uygulamaları için istenilen özellikleri karşılamakla birlikte diğer çeliklere göre daha yüksek maliyete sahiptir. (Lesch ve diğ. 2017, Mallick 2012).



**Şekil 2.1:** Otomotiv üretiminde kullanılan çeliklerin uzama ve gerilme değerleri. (AUST.SS: ostenitik paslanmaz çelik, BH: fırında sertleştirilebilen çelik, C-Mn: karbon-mangan çeliği, CP: kompleks fazlı çelik, DP: çift fazlı çelik, HSLA: yüksek dayanımlı çelik, ISO: izotropik çelik, L-IP: indüklenmeyle plastikliğı arttırılmış hafif çelikler, Martensitic: martenzitik çelikler, Mild: yumuşak çelikler, TRIP: dönüşüm kaynaklı plastisite çelikleri, TWIP: ikizlenmeyle plastisitesi arttırılmış çelikler) (Mallick 2012).

## 2.1 Düşük Karbonlu Mikro Alaşımli Sıcak Haddelenmiş XPF Çelikleri

Dayanım, şekillendirilebilirlik, kaynak kabiliyeti ve hafiflik otomotiv endüstrisinde çok önemli bir rol oynamaktadır (Njock Bayock ve diğ. 2019), (Simich-Lafitskii ve diğ. 2020). AHSS ve HSLA çelikleri yüksek dayanım özelliklerinden dolayı otomotiv sektöründe sıklıkla tercih edilmektedir (Lesch ve diğ. 2017), (Aktarer ve diğ. 2019). Fakat yüksek mukavemet özellikleri şekillendirilebilirliklerini kısıtlamaktadır. Bu çeliklerin sahip oldukları martenzit ve beynit gibi sert fazlar şekillendirilebilirliklerini kısıtlayan en önemli etkidir (Zaitsev ve diğ. 2020). Bu yüzden araştırmacılar günümüzde çeliklerin sadece yüksek mukavemet özelliklerine odaklanmak yerine aynı zamanda yeterli tokluk ve yorulma direncine sahip, sünekliliği artırılmış çelikler üzerine araştırmalar yapmaktadırlar (Lesch ve diğ. 2017). İşte bu aşamada TATA steel tarafından XPF ticari adıyla yeni mikro alaşımli ferritik sıcak haddelenmiş bir çelik geliştirilmiştir. XPF çelikleri, AHSS ve HSLA çeliklerinde olduğu gibi yüksek mukavemete sahiptir ancak XPF çeliklerinin delik genişletme kapasitesi ve toplam uzama değerleri bu çeliklerden daha üstündür (Şekil 2.2).



**Şekil 2.2:** XPF çelikleri ve sıcak işlenmiş AHSS çeliklerinin toplam uzama ve delik genişletme kapasitesi değerleri (DP: çift fazlı çelik, HSLA: yüksek dayanımlı düşük alaşımli çelik, FB: ferritik beynitik çelik, CP: kompleks fazlı çelik, MS: martenzitik çelik, BS: beynitik çelik, F: ferrit, Fe<sub>3</sub>C: sementit, B: beynit, M: martenzit) (Rijkenberg ve diğ. 2014).

Tata Steel tarafından geliştirilen mikro alaşımlı sıcak haddelenmiş ferritik XPF çelikleri XPF650, XPF800 ve XPF1000 olmak üzere üç gruba ayrılmaktadır. Bu gösterimdeki son eklerde bulunan 650, 800 ve 1000 minimum çekme dayanımını (MPa) göstermektedir. Bu çelikler yüksek mukavemet, şekillendirilebilirlik ve yorulma direnci özelliklerinin muhteşem bir karışımına sahiptir (Simich-Lafitskii ve diğ. 2020). Bu eşsiz özelliklerinden dolayı otomotiv sektöründe şasi ve süspansiyon parçalarında kullanılmak üzere yerini almıştır (Rijkenberg ve diğ. 2014).

XPF çelikleri, sert sementit fazı içeren HSLA çeliklerinin aksine, tek fazlı ferritten oluşur. Mikro yapılarındaki tek fazlı ferrit, mukavemet ve şekillendirilebilirlik arasında üstün bir denge sunmaktadır (Rijkenberg ve diğ. 2014). Çeliklerde bulunan mikro alaşım elementleri tane incelmelerini ve çökeltme sertleşmesini tetiklediğinden dolayı, mukavemet artışı gerçekleşmektedir (Matlock ve diğ. 2005). XPF çelik ailesinin mukavemetindeki artış, karbon (C), mangan (Mn), silisyum (Si) ve molibden (Mo) gibi alaşım elementlerinin ve niyobyum (Nb), titanyum (Ti), vanadyum (V) ve bor (B) gibi mikro alaşım elementlerinin oranına bağlıdır (Matlock ve diğ. 2005), (Osorio ve diğ.2019), (Tirumalasetty ve diğ. 2012), (Sha ve diğ. 2011), (Deng ve diğ. 2017). Tek fazlı bir ferritik mikro yapı sağlamak ve çökeltme sertleştirmesini en üst düzeye çıkarmak için V, NbV ve/veya NbVMo karbür/karbon nitrür çökeltilerinin oluşumunda tüm karbon kullanılmalıdır (Rijkenberg ve diğ. 2014). Nb, XPF çeliklerinde mukavemet artışına neden olan önemli elementlerden birisidir. Düşük karbonlu çeliklere Nb ilavesi tane sınırlarında NbC çökeltileri oluşturarak aşırı tane büyümesini engellemektedir. Ayrıca bu NbC'ler kaynak esnasında sertliğin artmasına yardımcı olmaktadır (Osorio ve diğ. 2019). V, XPF çeliklerinde çökeltme sertleştirmesi ve tane inceltme etkileri sebebiyle kullanılan bir diğer önemli elementtir (Rijkenberg ve diğ. 2014). Ayrıca V kaynak esnasında içyapıda asiküler ferrit oluşumuna yardımcı olur (Li ve diğ. 2001). Mn ilavesi ostenit ferrit dönüşüm sıcaklığını ( $Ar_3$ ) düşürerek ince karbürlerin büyümesini engellemektedir. Az miktarlarda Mo ilavesi ise tane sınırlarında perlit ve iri sementit birikmesini geciktirir. Ayrıca mukavemet artışına katkı sağlaması için %0,09 Ti eklenir (Funakawa ve diğ. 2004). Mikro alaşım elementleri ilavesi sonucunda, ince taneli ferrit oluşumu nedeniyle dolaylı olarak mukavemet artırılır (Matlock ve diğ. 2005).

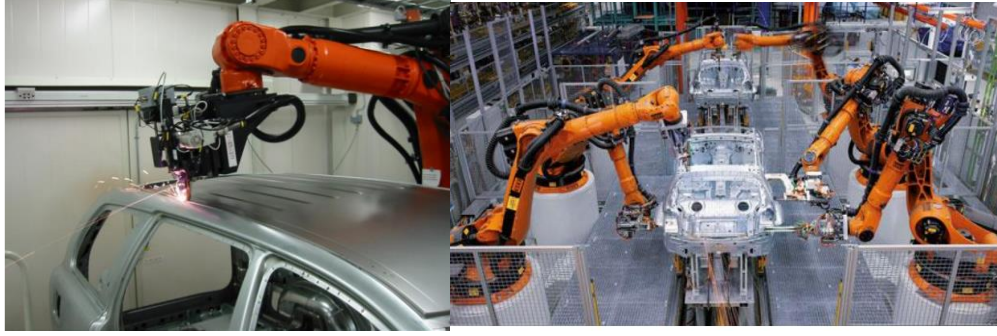
XPF çeliklerinin yüksek mukavemeti, tane boyutu incilmesi, dislokasyonlar, çökeltme sertleştirilmesi ve katı çözümlü sertleştirilmesi gibi mukavemet artırıcı mekanizmalarla elde edilir. Bu mekanizmalardan çökeltme sertleşmesi, XPF çeliklerinin mukavemetine en fazla katkıda bulunan güçlendirme mekanizmasıdır. XPF çeliklerinde, çökeltme kendini rastgele ve fazlar arası gösterebilir. Nispeten düşük karbon ve yüksek  $Ar_3$  sıcaklığına sahip XPF650 çeliğinde çökeltmeler rastgele olurken, XPF1000 çeliğinde artan karbon oranı ve azalan  $Ar_3$  sıcaklığı ile fazlar arası çökeltmeler sıklıkla gözlenmektedir (Rijkenberg ve diğ. 2014). Karbürlerden kaynaklanan fazlar arası çökeltmelerin ortalama boyutu 1-5 nm'dir. Ferritte oluşan, ortalama büyüklükleri 3-10 nm aralığında olan karbonitritlere bağlı rastgele ve nano ölçekli çökeltmeler, ferrit tanelerinin çevresinde büyümeye başlar (Zaitsev ve diğ. 2020). Vanadyum ve niyobyum, XPF çeliklerinde faydalı etkileri için kullanılır. V tane incelmeye ve çökeltme sertleşmesine neden olurken (Fang ve diğ. 2009), Nb, tane sınırlarında NbC oluşturarak tane irileşmesini önler ve böylece mukavemeti artırır (Osorio ve diğ. 2019). Mangan,  $Ar_3$  sıcaklığını düşürerek ince karbürlerin büyümesini engellemektedir. Küçük bir miktar molibden, tane sınırlarında hem sementit hem de perlitin birikmesini geciktirir. Ek olarak, titanyumun %0,09'undan fazlası mukavemet artışına katkıda bulunur (Funakawa ve diğ. 2004).

### 3. OTOMOTİV SEKTÖRÜNDE KULLANILAN KAYNAK YÖNTEMLERİ

Otomotiv endüstrisinde kullanılacak parçaların birleştirilmesinde çoğunlukla kaynak yöntemlerine başvurulmaktadır. Kaynak teknolojileri otomotiv üreticilerine, üretim aşamasında hem hız hem de kaliteli bağlantılar sunmaktadır. Ayrıca günümüzde otomotiv sektöründe seri üretimi desteklemek amacıyla kaynak robotlarının kullanımı kaynaklı birleştirmelerin vazgeçilmez bir unsur olmasını sağlamaktadır. Birçok malzeme ve kaynak yöntemi arasından hangi malzemenin ve yöntemin seçileceği tasarım mühendisleri tarafından bir çok kriter sonucunda belirlenmektedir. Bu kriterler dayanım, şekillendirilebilirlik, çarpışma güvenliği, korozyon direnci vb. olarak sayılabilir. Otomotiv sektöründe sıklıkla kullanılan yöntemler aşağıda verilmiştir. Fakat sektör sadece bu kaynak yöntemleri ile sınırlı değildir.

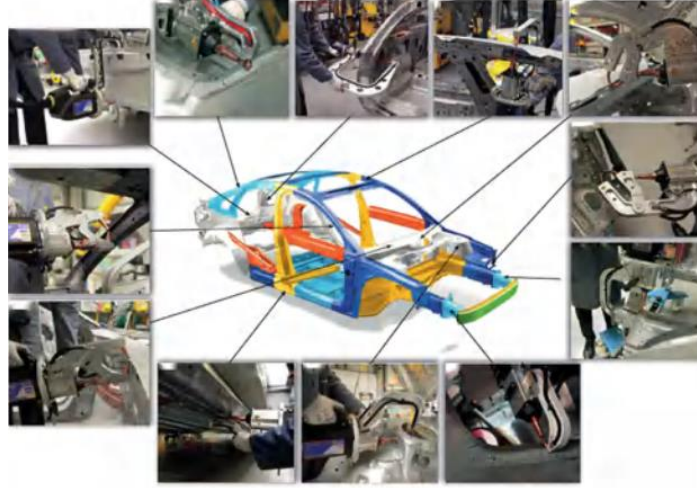
- Nokta direnç kaynağı/ punta kaynağı,
- MIG/MAG kaynağı,
- TIG/WIG kaynağı,
- Lazer kaynağı,
- Sürtünme kaynağı,
- Sürtünme karıştırma kaynağı,
- Plastik kaynağı.

Otomotiv sektöründe parçaların birleştirilmesi için kullanılan farklı kaynak yöntemi uygulamalarının bazıları Şekil 3.1’de verilmiştir. Bu çalışmada TIG, MAG ve SKK yöntemleri kullanılarak otomotiv sektöründe kullanılan XPF800 çelik plakaların kaynaklı birleştirilmesi üzerine çalışılmıştır.

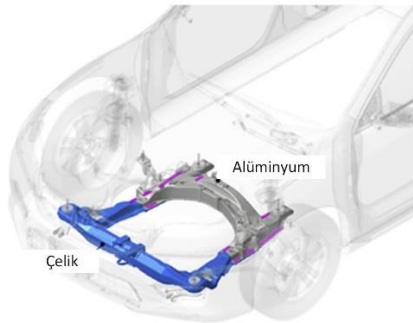


(a)

(b)



(c)



(d)



(e)

**Şekil 3.1:** Otomotiv sektöründe kaynak uygulamalarının bazıları (a) lazer kaynağı (b) nokta direnç kaynağı (c) punta kaynağı (d) alüminyum ve çelik parçaların birleştirilmesinde kullanılan SKK (e) gazaltı kaynağı (Doruk ve diğ. 2016), (Haghshenas ve Gerlich, 2018), (Shome ve Tumuluru, 2015)

### 3.1 Tungsten Inert Gaz (TIG) ve Metal Aktif Gaz (MAG) Kaynakları

Gaz Tungsten Ark Kaynağı (GTAK) olarak da adlandırılan Tungsten inert gaz (TIG) kaynak yönteminde arkı üretmek için ergimeyen bir tungsten elektrot kullanılır. Doğru kaynak koşulları altında tungsten elektrot ergimez. Tungsten 3410°C olan yüksek ergime sıcaklığı ile iyi bir elektrot malzemesidir. Tungsten elektrot ile iş parçası arasında bir elektrik arkı oluşur. TIG kaynak yönteminde ilave dolgu metali kullanılarak ya da kullanılmadan kaynaklar gerçekleştirilebilir. Dolgu metali kullanıldığında, dolgu teli ucu ergimiş kaynak havuzunun ön kenarına daldırılarak doğrudan ergimiş havuza eklenir, dolgu metali kullanılmadığında metalin kenarları ısıtılarak ergitilir ve ergimiş metal soğudukça birleşme meydana gelir. TIG kaynak yöntemi, yüksek ısı girdisi kontrolü ve kaliteli kaynak bağlantıları elde edilmesi sayesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. TIG kaynağı uçak, kimya endüstrileri, nükleer endüstri, gıda endüstrisi, bakım ve onarım işleri ve bazı üretim alanları dahil olmak üzere, hassas kaynak gerektiren alanlarda kullanılmaktadır. (Kutelu ve diğ 2018).

Gaz Metal Ark Kaynağı (GMAK) olarakta bilinen Metal aktif gaz (MAG) kaynak yöntemi, sabit voltaj ve doğru akım güç kaynağı gerektiren en yaygın endüstriyel kaynak işlemi olarak da bilinir (Oluwasegun ve diğ. 2019). MAG kaynağında bir makaradan gelen ve kaynak tabancasından sürekli olarak beslenen katı bir elektrot teli kullanır. Koruyucu gaz, ayrı borudan geçerek elektrot telinin çevresini saracak şekilde kaynak tabancasından akar. MAG kaynağında ark, sürekli beslenen dolgu elektrot telinin ucunun, ana metalin yüzeyini ergittiğinde üretilir. Ergimiş elektrot metali ark boyunca aktarılır ve kaynağın bir parçası haline gelir. Gaz kalkanı, ergimiş kaynağı atmosferik kirlilikten korumak için kaynak tabancası memesinden dışarı akar. MAG kaynağı son derece hızlı ve ekonomiktir. Bu yöntem, kaynak düzeneğinde sadece birkaç değişiklik yaparak ince ayarlı sacdan ağır levhaya kadar değişen kalınlıktaki metalleri kaynaklamak için kullanılabilir (Jeffus 2020).

TIG ve MAG kaynak parametreleri arasında kaynak akımı (I), kaynak voltajı (U), kaynak ilerleme hızı ve bunlara bağlı hesaplanan kaynak ısı girdisi (q) sayılabilir. Bu parametrelere ilaveten kullanılan koruyucu gaz kaynak kalitesini artıran bir diğer parametredir. Kaynak akımı, elektrot yanma oranını, füzyon derinliğini ve kaynakların



geometrisini kontrol eden ark kaynağı işleminde en etkili değişkendir. Akımın kaynak dikişinin şekline, kaynak hızına ve kaynağın kalitesine doğrudan etkisi vardır. Ark kaynaklarında yüksek akım sıçramaya ve iş parçasının hasar görmesine neden olabilir. Benzer şekilde düşük akım kullanılması dolgu telinin yapışmasına neden olur. (Seo ve diğ. 2003, Atma ve Joy 2014).

Kaynak voltajı kaynak telinin ucu ile ergimiş kaynak havuzunun yüzeyi arasındaki elektriksel potansiyel farkıdır. Ark kaynaklarında voltaj ekipmana bağlı olarak sabit veya ayarlanabilir olabilir. Başlangıç voltajının yüksek olması kolay ark başlatma ve daha geniş bir çalışma ucu mesafesi aralığı sağlar. Düşük kaynak voltajlarında ise daha geniş, daha düz ve daha az derine nüfuz eden kaynaklar üretir. Optimum ark voltajında penetrasyon derinliği maksimumdur, yüksek voltaj ise kaynak kalitesinde büyük değişkenliğe yol açacaktır (Tewari ve diğ. 2010).

Kaynak ilerleme hızı, elektrotun dikiş boyunca ilerleme hızı veya elektrotun altındaki işin dikiş boyunca ilerleme hızı olarak tanımlanır (Abioye 2017, Chuaiphan ve Srijaroenpramong 2013). Kaynak hızı, TIG ve MAG kaynağı için önemli bir parametredir. Aynı akım ve voltaj için kaynak hızı arttıkça, ısı girdisi azaltmaktadır. Kaynak hızı artışı, kaynak kesit alanında bir azalmaya neden olur ve sonuç olarak penetrasyon derinliği ve kaynak genişliği de azalır (Janunkar ve diğ. 2017).

Isı girdisi, kaynağın birim uzunluğu başına aktarılan enerjinin nispi bir ölçüsüdür. Isı girdisi ne kadar yüksek olursa, soğutma hızı o kadar yavaş olur. Tersine, ısı girişi ne kadar düşük olursa, soğutma hızı o kadar hızlı olur. Bu nedenle ısı girdisi, kaynağın ve IEB'nin mekanik özelliklerini ve metalurjik yapısını etkileyebilecek olan soğutma hızını etkileyen önemli bir özelliktir (Yuri ve diğ. 2000). Ark kaynağında, enerjinin bir elektrik arkıyla kaynak elektrotundan ana metale aktarıldığı iyi bilinmektedir. Ark başlatıldığında, elektrota yeterli miktarda güç (birim zamanda aktarılan enerji) ve enerji yoğunluğu verilir. Sonuç olarak, kaynak oluşturmak için hem ana metal hem de dolgu metali eritilir (Apurv ve Vijaykumar 2014). Isı girdisi tipik olarak gücün (yani voltaj x akım) ısı kaynağının hızına (yani ark) oranı olarak hesaplanır. Isı girdisi eşitlik (3.1)'e göre hesaplanabilmektedir.

$$q=\eta IU60/v \quad (3.1)$$

Burada sırasıyla,  $q$  ısı girdisini (kJ/mm),  $\eta$  ark verimini (TIG için 0,70; MAG için 0,80),  $U$  kaynak ark voltajını (V),  $I$  kaynak akımını (A),  $v$  kaynak hızını (mm/min) vermektedir.

### 3.1.1 Koruyucu Gaz

TIG kaynağında kaynak metalinin atmosferik kirlenmesini önlemek için koruyucu gazlar kullanılmaktadır. Argon en çok kullanılan koruyucu gazdır. Düşük iyonlaşma potansiyeline sahiptir ve havadan ağır olan argon ergimiş kaynak havuzunun mükemmel bir şekilde korunmasını sağlar. Ayrıca diğer soy koruyucu gaz olan helyumdan daha ucuzdur. Argon, karbon ve paslanmaz çeliklerin ve düşük kalınlıkta alüminyum alaşımlı metallerin kaynağında kullanılır. Kalın alüminyum iş parçalarının ve bakır alaşımları gibi diğer yüksek iletken malzemelerin kaynağı için, argondan daha yüksek iyonlaşma potansiyeline sahip olan ve daha yüksek ısı girdisi üreten helyum önerilir. Koruyucu gaz, sıcak tungsten ve ergimiş kaynak metalini çevreleyen torçtan dışarı akar ve böylece havanın ergimiş metal ile teması veya havanın sıcak tungsten elektrot ile teması önlenir. Helyum veya helyum/argon (%30-%80 He) karışımları, kaynak hızının artmasına ve işlem toleransının iyileştirilmesine olanak tanır. Koruyucu gazların akış hızları kaynak kalınlığına bağlıdır. Koruyucu gaz seçimi, kaynak penetrasyon derinliğini ve yüzey profilini, gözenekliliği, korozyon direncini, kaynak malzemesinin mukavemetini, sertliğini ve kırılabilirliğini etkilediği için oldukça önemlidir (Kutulu ve diğ. 2018).

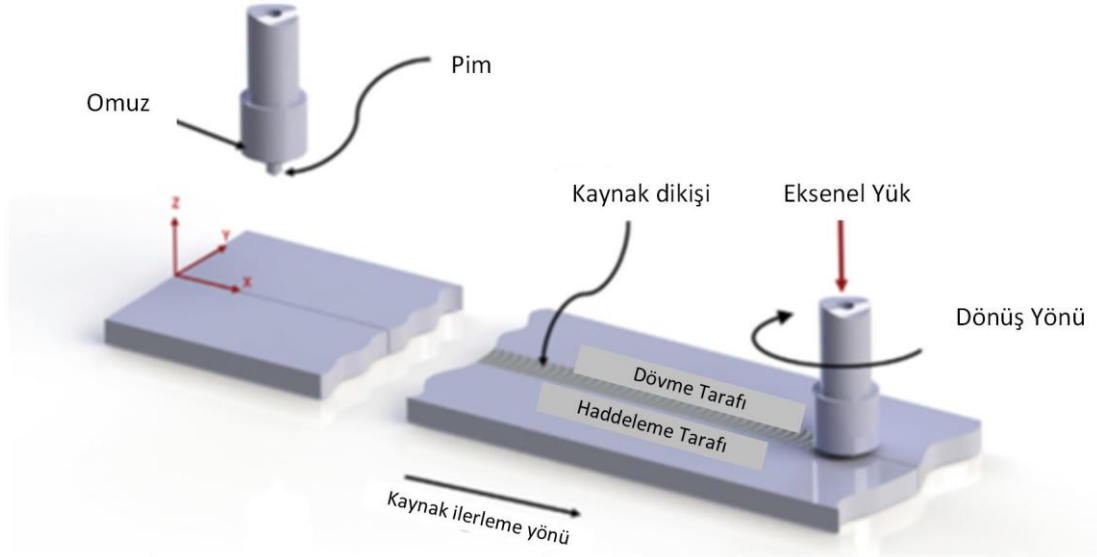
MAG kaynağında ise koruyucu gazlar, öncelikle erimiş metali oksidasyon ve kirlenmeden korumak için kullanılır. Bununla birlikte, belirli bir uygulama için doğru gazı seçerken diğer faktörler de dikkate alınmalıdır. Koruyucu gaz, ark ve metal transfer özelliklerini, kaynak penetrasyonunu, füzyon bölgesinin genişliğini ve kaynak hızını etkileyebilir. Argon ve helyum gibi soy gazlar, başka hiçbir madde ile bileşik oluşturmadıkları ve erimiş metalde çözünmedikleri için gerekli korumayı sağlarlar. Çeliklerin MAG kaynağında saf gaz olarak kullanıldığında, argon ve helyum düzensiz ark hareketi üretebilir, alttan kesmeyi teşvik edebilir ve başka kusurlara neden olabilir. Bu nedenle, bu malzemelerle iyi ark etkisi ve metal transferi elde etmek için genellikle kontrollü miktarlarda reaktif gazlar eklemek gerekir. Soy gaza oksijen veya

karbondioksit eklenmesi, arkı stabilize etme, uygun metal transferini teşvik etme ve sıçramayı en aza indirme eğilimindedir. İstenen etkileri üretmek için gereken reaktif gaz miktarı oldukça azdır. Oksijenin %0,5'i kadar küçük bir fark gözle görülür bir değişiklik üretecektir; Oksijenin %1 ila %5 aralığında kullanımı daha yaygındır. Argona %20 ila %30 aralığında karbondioksit eklenebilir (Jeffus 2020).

### **3.2 Sürtünme Karıştırma Kaynağı**

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), 1991 yılında İngiliz Kaynak Enstitüsü (TWI) tarafından bulunmuştur. Geleneksel ergitme kaynak işlemlerinden farklı olarak, katı hal kaynak işlemlerinde birleştirme, esas malzemenin (EM) ergime noktasının altındaki sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu nedenle, ergime sıcaklığının altında oksit oluşturan metaller (örneğin Titanyum alaşımları) hariç olmak üzere, oksit fazlarının oluşumunu engellemek için genellikle soy bir ortama ihtiyaç yoktur. SKK işleminin katı-hal doğası göz önüne alındığında, ilave metale gerek yoktur, çünkü her iki iş parçasında da birleştirilecek bitişik yüzlerin çevresindeki mevcut malzeme hacmi karıştırılacak ve kaynağı oluşturacaktır. SKK, geleneksel ergitme kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında daha düşük ısı girdisine, daha küçük ısıdan etkilenen bölgeye (IEB), daha düşük çarpımalara ve artık gerilmeye, genel olarak mükemmel mekanik özelliklere sahiptir. (Heidarzadeh ve diğ 2021, Braga ve diğ. 2021).

SKK yönteminin altında yatan genel ilkeler Şekil 3.2'de gösterilmektedir. İki iş parçası arasındaki arayüze bir döner takım yerleştirilir ve daha sonra kaynak hattı boyunca hareket ettirilir. Takım normalde bir karıştırıcı uç ve omuzdan oluşur. Döner takımın neden olduğu deformasyon ve ısı, katı hal kaynağının oluşumuna yol açar (Heidarzadeh ve diğ 2021).

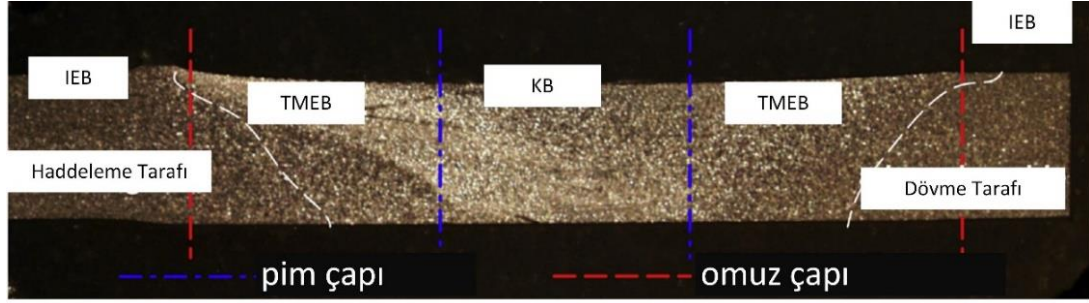


**Şekil 3.2:** SKK'nın şematik gösterimi (Braga ve diğ. 2021)

Karıştırıcı ucun etrafındaki karıştırılan malzeme, takımın önünden arka kenara doğru akarken ciddi plastik deformasyona uğrar. Eşzamanlı aksel hareket ve dönüş göz önüne alındığında, kaynağın bir kesitindeki hız profili simetrik değildir. Bu asimetri, ısı transferi ve malzeme akışı üzerinde tekrarlanır ve mikro yapıda asimetriye yol açar. Bu asimetri göz önüne alındığında, enine kesitteki her bölgenin genişliği, haddeleme tarafı (HT) ve dövme tarafı (DT) arasında farklıdır (Braga ve diğ. 2021). Karıştırıcı takım ucu dönme hareketi ile yumuşayan metali hareket ettirerek arka tarafa atarken, omuz ise karıştırıcı ucun yumuşattığı malzemeyi dikiş içerisinde tutmaktadır (Çam 2020).

Isı girdisi ve şiddetli plastik deformasyon kombinasyonu, SKK'lı bağlantılarında üç farklı mikroyapısal bölge oluşturur. Şekil 3.3'te gösterilen bu bölgeler ısı etkisindeki bölge (IEB), termomekanik etkilenmiş bölge (TMEB) ve karıştırma bölgesi (KB) olarak adlandırılır. Isıdan etkilenen bölgede, adından da anlaşılacağı gibi malzeme sadece kaynak işlemi sırasında oluşan ısıdan etkilenir ve plastik deformasyon olmadığı için tane yapısı ana malzemeye benzer kalır. Kaynağın merkezine daha yakın olan TMEB, ısınmanın yanı sıra plastik deformasyona uğrar, ancak yeniden kristalleşme belirtisi göstermeyebilir. Kaynağın merkezinde ise, deformasyon geriliminin ve sıcaklıkların dinamik yeniden kristalleşmeye oluşumu için yeterli olduğu KB bulunur. Bu alanda ortaya çıkan içyapı, ince eş eksenli tanelerden oluşmaktadır (Braga ve diğ. 2021). En yüksek tepe sıcaklığı, karıştırıcı ucun ve omzun yakın yüzeyleridir ve EM'ye doğru keskin bir şekilde azalma eğilimindedir. KB'de,

tepe sıcaklığı 0,9 ila 0,75  $T_m$  (ergime sıcaklığı) arasında değişir. (Ma 2008). KB, üst yüzeye doğru önemli ölçüde genişleyen havza benzeri bir şekil sergiler ve kaynak hattına göre simetrik değildir (Mishra ve Ma 2005). TMEB'de pik sıcaklık, kaynak hattından uzaklaştıkça yaklaşık 0,7  $T_m$ 'den 0,6  $T_m$ 'ye düşer. TMEB, sıcaklığın keskin bir şekilde değiştiği bir geçiş bölgesidir. IEB'e ise tepe sıcaklığı, 0,55  $T_m$ 'den ortam sıcaklığına kademeli olarak düşmektedir. (Heidarzadeh ve diğ 2021).



**Şekil 3.3:** SKK yöntemi sırasında oluşan bölgeler (IEB: ısıdan etkilenen bölge, TMEB: termomekanik etkilenen bölge, KB: karıştırma bölgesi) (Braga ve diğ. 2021)

SKK'nın potansiyeli, geleneksel kaynak işlemlerine karşı sunduğu avantajlardan kaynaklanmaktadır. Aşağıda bu avantajlardan bazıları listelenmiştir:

- Kaynaklı olarak yüksek mukavemet, süneklik, yorulma dayanımı ve diğer mekanik özellikler,
- Kaynaklanabilir malzemelerin çeşitliliği,
- Farklı malzemeleri kaynak yapabilme yeteneği,
- Dolgu metali ve koruyucu gaz gerektirmemesi,
- Daha yüksek enerji verimliliği,
- Nispeten iyi yüzey kalitesi,
- Daha düşük artık gerilmeler ve çarpılma (distorsiyon) değerleri.

Bu avantajların yanı sıra bazı sınırlamalar ve dezavantajlar da bulunmaktadır. Aşağıda bu dezavantajlar listelenmiştir:

- Kaynaklı plakaların sonunda oluşan, takım çıkışından kaynaklanan anahtar deliği,
- Büyük baskı kuvvetleri nedeniyle özel ekipman ve tutturma mekanizmaları gerekliliği,

- Tek pasolu ergitme kaynak yöntemlerine kıyasla daha yavaş kaynak hızları,
- Farklı kalınlıklarda veya doğrusal olmayan bağlantılarda kaynak yaparken özel dikkat gerektirmesi,
- Küçük yanlış hizalamalar kaynak bağlantı mukavemetini azalttığı için çok hassas geometrik tolerans yönetimi gerektirmesi (Braga ve diğ. 2021).

### 3.2.1 SKK'da Kullanılan Karıştırıcı Takım

Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan karıştırıcı takım, sürecin başarısı için en kritik unsurlardan birisidir. Takım tipik olarak dönen yuvarlak omuzdan ve iş parçasını çoğunlukla sürtünme yoluyla ısıtan ve kaynak bağlantısını oluşturmak için yumuşatılmış alaşımı etrafında hareket ettiren silindirik karıştırıcı uçtan oluşur. İş parçasının toplu ergitilmesi olmadığından, SKK'da katılaşma çatlama, gözeneklilik ve uçucu alaşım elementlerinin kaybı gibi ergitme kaynağının yaygın sorunları önlenir. Bu avantajlar, alüminyum ve diğer yumuşak alaşımların kaynağında ticari başarısının ana nedenleridir. Bununla birlikte, SKK takımı, özellikle çelikler ve titanyum alaşımları gibi sert alaşımların kaynağı sırasında şiddetli kuvvetlere ve yüksek sıcaklıklara maruz kalır. Bu etkiler SKK'nın çelik gibi yüksek ergime sıcaklığına ve mukavemete sahip malzemeler için uygulamasını, kullanılan takımların yüksek maliyeti ve kısa ömrü dolayısıyla sınırlamaktadır. Yakın geçmişte uygun maliyetli ve yeniden kullanılabilir takımlar geliştirmek için önemli çabalar sarf edilmesine rağmen, takım tasarımında iyileştirme için daha fazla çalışmaya ihtiyaç vardır (Rai ve diğ. 2011).

Polikristal Kübik Bor Nitrür (PCBN) esaslı takımlar yüksek sıcaklık kararlılığı ile birlikte yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet ve sertlik değerleri nedeniyle, çelikler ve Ti alaşımları gibi sert alaşımların SKK'sı için tercih edilen bir malzemedir (Miles ve diğ 2009). Ayrıca, PCBN esaslı takımın sahip olduğu düşük sürtünme katsayısı pürüzsüz kaynak yüzeyi sağlar. Ancak PCBN üretiminde gerekli olan yüksek sıcaklıklar ve basınçlar nedeniyle takım maliyetleri çok yüksektir (Sorensen ve Nelson 2007). Tungsten ve molibden gibi refrakter metallerde, çeliklerin SKK'nda

kullanılmaktadır (Meran ve Kovan 2008). Bu malzemelerin kaynak için yeterli olduğu kanıtlanırsa da, kaynak işleminde karşılaşılan yüksek yükler ve takım malzemesinin yüksek sünek-kırılgan geçiş sıcaklıkları nedeniyle daldırma aşamasında takımda deformasyona ve kırılmalar meydana gelebilmektedir. Tungsten karbür (WC) (Meran ve diğ. 2007), WC-Co alaşımı tungsten lantanit (W-La), ve  $Si_3N_4$  SKK'da olarak kullanılan diğeri metalik takım malzemeleridir. WC esaslı takımın 1650 HV sertlik ve iyi derecede tokluğa sahiptir. Fakat bu takım malzemesinde kaynak sırasında sıcaklık ve yükteki ani değışikliklere karşı duyarsızdır (Rai ve diğ. 2011).

## 4. MATERYAL VE YÖNTEM

### 4.1 Deney Malzemesi

Bu çalışmada TATA Steel tarafından son birkaç yıl içerisinde üretilen sıcak haddelenmiş mikro alaşımlı ve minimum çekme dayanımı 800 MPa olan XPF800 plakalara TIG kaynağı, MAG kaynağı ve SKK olmak üzere üç farklı kaynak yöntemi uygulanmıştır. Uygulanan tüm kaynak yöntemlerinde plaka kalınlığı 3 mm'dir. Kaynaklanacak plakalar 3 mm x 100 mm x 200 mm ölçülerinde su jeti yardımıyla kesilmiştir. Sıcak haddelenmiş mikro alaşımlı XPF800 çeliğinin kimyasal bileşimi Tablo 4.1'de verilmiştir.

**Tablo 4.1:** XPF800 çeliğinin kimyasal bileşimi (ağırlık %)

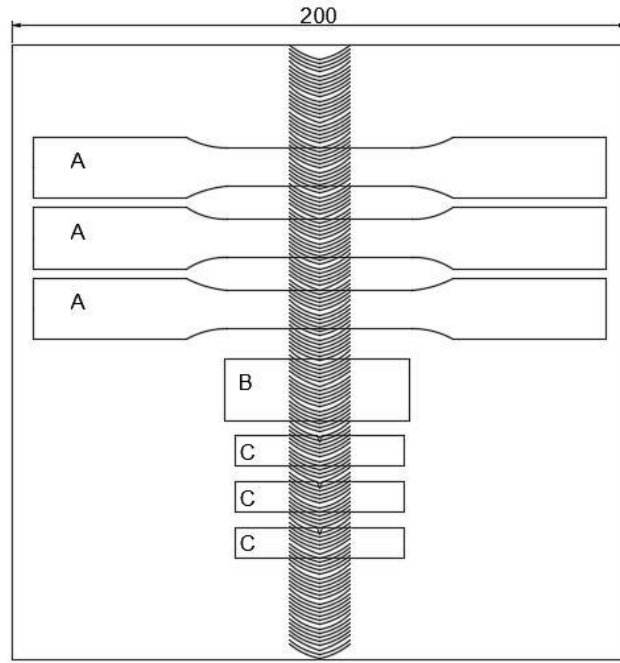
Malzeme	C	Mn	Si	P	S	Al		Ti	Nb	V	Mo+Cr	B	Ti+Nb
	maks.					min.	maks.	maks.					
XPF800	0,08	1,70	0,50	0,02	0,005	0,005	0,038	0,1	0,1	0,3	0,3	0,008	0,2

### 4.2 Kaynak İşlemleri Sonrası Mekanik ve İçyapı Özelliklerinin Belirlenmesi

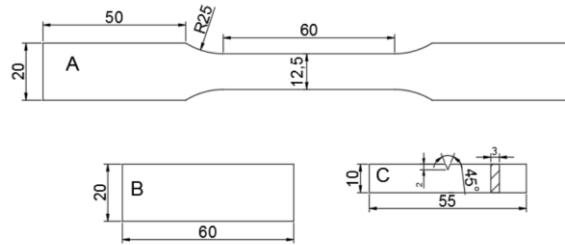
TIG kaynağı, MAG kaynağı ve SKK olmak üzere üç farklı kaynak yöntemi ile alın kaynağı yapılan XPF800 plakaların mekanik özelliklerinin belirlenebilmesi amacıyla çekme, çentik darbe ve Vickers mikrosertlik deneyleri yapılmıştır. Su jeti yardımıyla kesilmiş test örneklerinin geometrik detayları Şekil 4.1a-b'de verilmiştir. Çekme ve Charpy çentik darbe deneyleri, sonuçların doğruluğunu kontrol etmek için üçer numunede uygulanmıştır. Çekme deney numuneleri ASTM E8 standartlarına göre hazırlanmış ve çekme testleri universal tezgâhta çekme hızı 1 mm/min olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. MAG kaynak yöntemi sonrası çekme ve çentik darbe deneylerinde kullanılan kaynaklı numunelerin üzerinde oluşan kaynak dikişi bölgesi sıfırlanmadan deneyler gerçekleştirilmiştir. Tüm kaynak yöntemlerinin Charpy çentik darbe deneylerinde, çentikler kaynak bölgesinin ortasından açılmıştır (Şekil 4.1a). Herbir kaynak yönteminde en uygun parametrelerin belirlenmesi amacıyla ön deneyler gerçekleştirilmiştir. Ön deneyler sonucunda tespit edilen ideal parametreler ile



kaynaklanmış numunelerin detaylı analizleri yapılarak yorumlanmıştır. İdeal şartlarda gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin kırık yüzeylerinin morfolojisini belirleyebilmek için yüksek çözünürlüklü SEM cihazı kullanılmıştır. Sertlik ölçme yöntemi olarak Vickers mikrosertlik yöntemi seçilmiştir. Vickers mikrosertlik yöntemi 100 g'lık baskı yükünde 10 s'lik bekleme süresi uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri 0,5 mm'lik aralıklar ile gerçekleştirilmiştir. TIG kaynağı, MAG kaynağı ve SKK yöntemlerinin uygulandığı kaynaklı numunelerde sertlik ölçümü noktaları şematik olarak Şekil 4.2a-b-c'de gösterilmiştir.



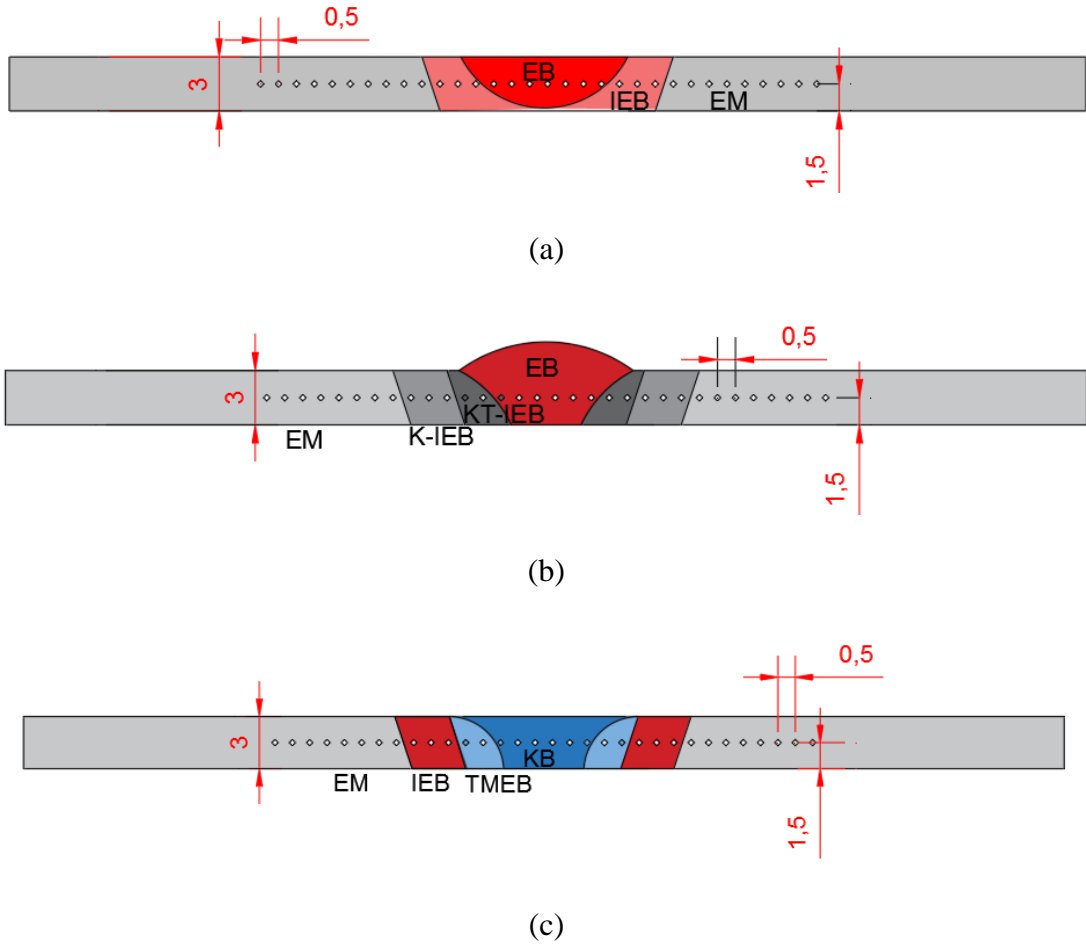
(a)



- A: Çekme Test Numunesi  
 B: İçyapı Analiz Numunesi  
 C: Çentik Darbe Test Numunesi

(b)

**Şekil 4.1:** XPF800 plakaların (a) su jeti kesimi için yerleşimi ve (b) test numunelerinin geometrik ölçüleri (Tüm birimler mm cinsindedir.)

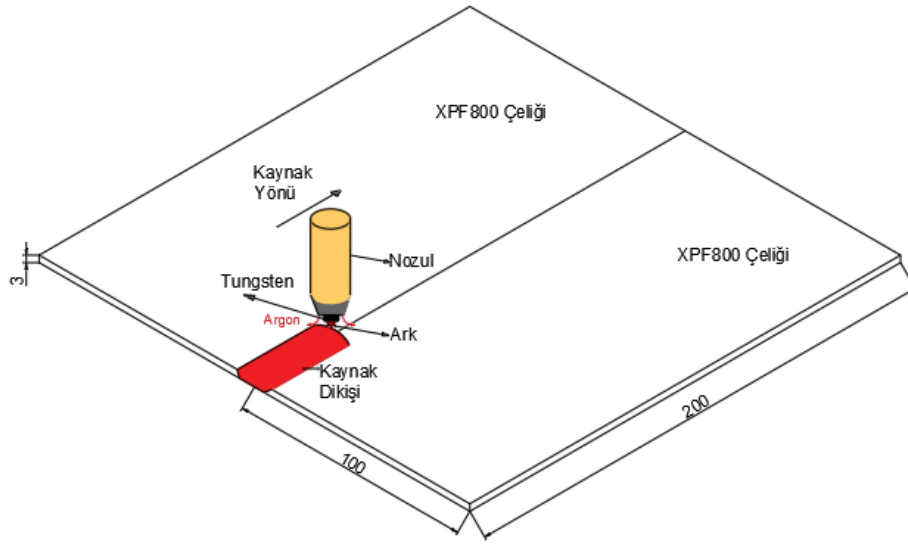


**Şekil 4.2:** Kaynaklı numunenin (a) TIG kaynağı (b) MAG kaynağı ve (c) SKK yöntemleri sonrası sertlik ölçüm noktalarının gösterimi (EB: ergime bölgesi, IEB: ısıdan etkilenen bölge, EM: esas malzeme, KB: karıştırma bölgesi, KT-IEB: kaba taneli ısıdan etkilenen bölge, K-IEB: kısmen dönüşüme uğramış ısıdan etkilenen bölge, TMEB: termomekanik etkilenmiş bölge, Tüm birimler mm cinsindedir.)

Metalografik incelemeler için numuneler Şekil 4.1b’de gösterildiği gibi 3 mm x 20 mm x 60 mm uzunluğunda su jeti yardımıyla kesilmiştir. İçyapı analizi yapılacak numuneler geleneksel zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Hazırlanan numuneler %2 Nital (2ml HNO<sub>3</sub> + 98 ml C<sub>2</sub>H<sub>6</sub>O) solüsyonuna 20 s boyunca daldırılarak dağlanmıştır. Herbir kaynaklı yöntemde oluşan içyapı değişimleri optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) yardımıyla karakterize edilmiştir. SEM incelemeleri için Zeiss Supra 40 VP marka cihaz kullanılmıştır. Ayrıca tez kapsamında oksit inklüzyonları belirleyerek asiküler ferrit oluşumunu desteklemek amacıyla EDS (Energy Dispersive X-ray Spectrometry) yönteminden yararlanılmıştır.

### 4.3 TIG Kaynak Yönteminin Uygulanması

Kaynak işleminden önce XPF800 plaka yüzeylerindeki oksit tabakasının kaldırılması amacıyla plaka yüzeylerine pelox jel uygulaması yapılarak 15 dakika bekletilmiş ve ardından basınçlı su ile yıkanmıştır. Tam otomatik kaynak makinasında gerçekleştirilen TIG kaynağında ilave dolgu teli kullanılmamıştır. TIG kaynağı esnasında kaynak kalitesinin artırılması ve kaynak metalinin oksitlenmesini engellemek amacıyla koruyucu gaz olarak 16 l/min akış hızında saf argon (%99,9) kullanılmıştır. TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi Şekil 4.3'te gösterilmiştir.



Şekil 4.3: XPF800 plakalara dolgu teli kullanılmadan uygulanan TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi (tüm ölçüler mm cinsindedir.)

### 4.4 MAG Kaynak Yönteminin Uygulanması

MAG kaynakları için endüstriyel kaynak robotu (Panasonic YA-AR81) kullanılmıştır (Şekil 4.4). Kaynaklar esnasında kontak meme ile iş parçası arası mesafe 15 mm olarak ayarlanmıştır. Ayrıca çarpılmaları önlemek amacıyla kaynak işleminden önce plakalar punta atılarak kaynak tablasına sabitlenmiştir.



**Şekil 4.4:** MAG kaynak robotu

MAG kaynağı esnasında koruyucu tel olarak 1 mm çapında ER100S-G kaynak teli kullanılmıştır. EN ISO 16834-A standartlarına göre kaynak telinin mukavemeti ve kimyasal bileşimi XPF800 plakaların MAG kaynağı için uygundur. Kaynak telinin kimyasal bileşimi Tablo 4.2’de verilmiştir. Kaynak telinin akma sınırı ve çekme mukavemeti EN ISO 16834-A’ya göre sırasıyla minimum 690 ve 790 MPa’dır. Kaynak dikişini korumak için %80 Argon ve %20 CO<sub>2</sub> karışımı içeren koruyucu gaz

kullanılmıştır. Koruyucu gazın debisi 15 l/min olarak belirlenmiştir. EN ISO 16834-A'da belirtildiği gibi ER100S-G kaynak teli ve M21 (Ar + %15-25 CO<sub>2</sub>) koruyucu gaz kullanılması tavsiye edilmektedir.

**Tablo 4.2:** ER100S-G dolgu telinin kimyasal bileşimi (ağırlık %)

Malzeme	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V
ER100S-G	0,09	0,52	1,57	0,25	0,30	1,40	0,09

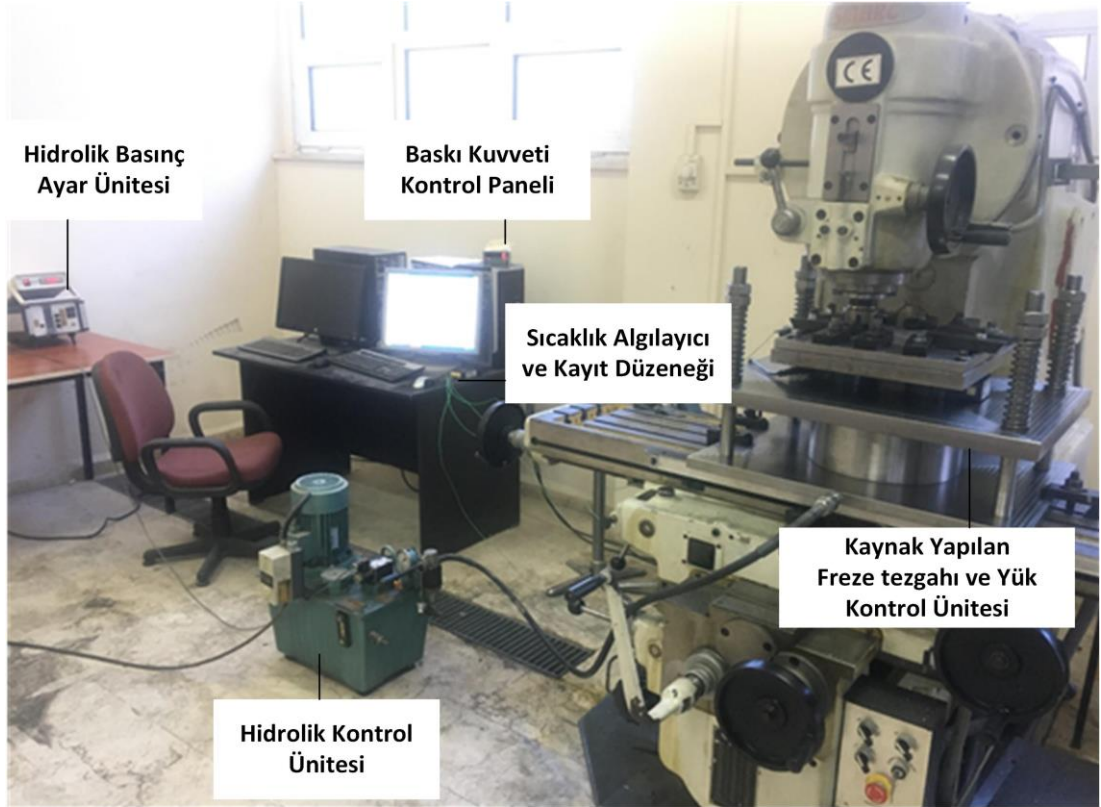
## 4.5 SKK Yönteminin Uygulanması

SKK yönteminde uygulanacak baskı yükü ve kullanılacak karıştırıcı takım sürecin başarılı bir şekilde gerçekleşmesini sağlayan en önemli parametreler arasındadır. SKK sırasında uygulanacak baskı yükünün sabit tutulabilmesi amacıyla bir deney düzeneği hazırlanmıştır. Bu düzenek sayesinde baskı yükü kontrol altına alınabilmektedir. Farklı karıştırıcı uç ölçülerine sahip takımlar ile gerçekleştirilen kaynaklar esnasında karıştırıcı ucun gerçekleştirilen SKK'nın kalitesine büyük ölçüde etkisi olduğu görülmüştür. Ayrıca gerçekleştirilen SKK'lar esnasında oluşan sıcaklıkların tespiti, içyapıda oluşacak yapılar hakkında doğru yorum yapabilmemizi sağlamaktadır.

### 4.5.1 SKK için Kullanılan Deney Düzeneği

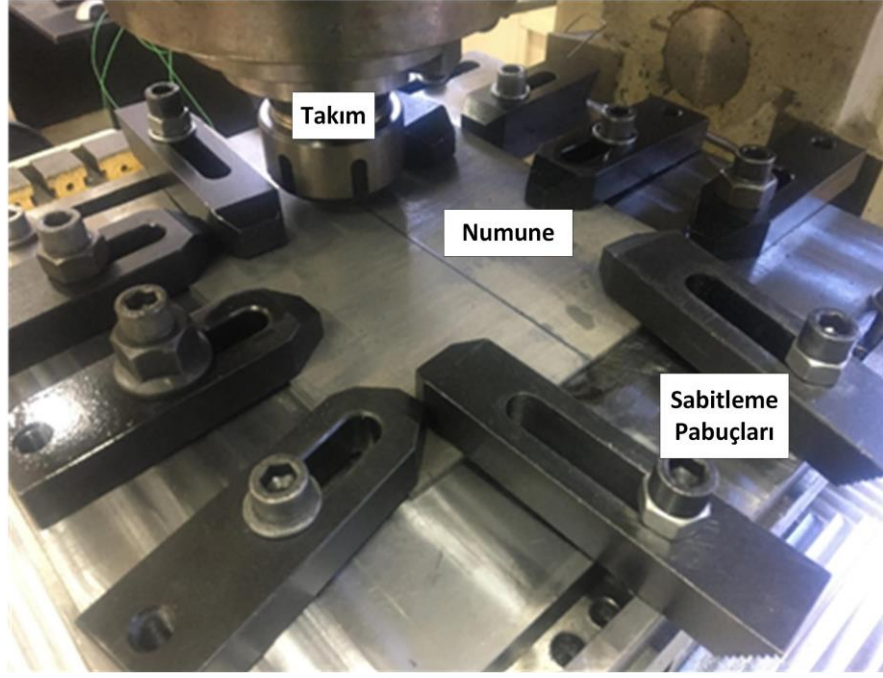
XPF800 çelik plakalara SKK yöntemi uygulanan deney düzeneği Şekil 4.5'te verilmiştir. SKK deney düzeneği, universal dik freze üzerine sabitlenmiş yük kontrol ünitesi, hidrolik basınç ayar ünitesi, sıcaklık algılayıcı, baskı kuvveti gösterge paneli ve verilerin kaydedildiği bilgisayardan oluşmaktadır. Deneylerde SMARC marka universal dik freze tezgâhı kullanılmıştır. Tezgahın devir sayısı 30-1500 min<sup>-1</sup> aralığında ve ilerleme hızı 23,5-1180 mm/min aralığında değiştirilebilmektedir. SKK sırasında freze tezgah tablası üzerine takım baskı yükünün kontrol edilebilmesi amacıyla hidrolik bir sistem monte edilmiştir. Bu hidrolik sistem ve basınç ayar ünitesi sayesinde her kaynak işlemi esnasında baskı kuvvetinin sabit tutulması sağlanmıştır. Kaynaklanacak plakalar hidrolik düzeneğin tablasına pabuçlar yardımıyla sabitlenmiştir. Bu pabuçlar kaynak esnasında plakaların üzerine gelen kuvvetlere bağlı

olarak plakaların ayrılmasını engellemektedir. Şekil 4.6'da SKK işlemi öncesi pabuçlar yardımıyla sabitlenmiş plakalara ve SKK sonrası kaynaklanmış plakalara ait görüntüler verilmiştir. SKK gerçekleştirmek için gerekli olan karıştırıcı takım ise universal freze tezgâhının başlığına pens tutucu yardımıyla tutturulmuştur. SKK yöntemi dönen takımın iş parçasına daldırılması ve ilerleme hareketiyle gerçekleştirilmektedir.



Şekil 4.5: SKK çalışmaları yapılan deney düzeneğinin genel görünümü





(a)



(b)

Şekil 4.6: SKK (a) öncesi sabitlenmiş plakalara, (b) sonrası kaynaklanmış plakalara ait fotoğraf

#### 4.5.2 SKK için Kullanılan Karıştırıcı Takım

SKK esnasında kullanılan karıştırıcı takım, kaynak kalitesi için oldukça önemli bir parametredir. Seçilecek takımın hem yüksek sıcaklıklara dayanabilmesi hem de aşınma dayanımının oldukça yüksek olması gerekmektedir. Bu çalışmada yüksek sıcaklıklara dayanabilen ve aşınma dayanımı yüksek olan wolfram karbür (WC) karıştırıcı takım kullanılmıştır. SKK karıştırıcı takımı genel prensip olarak omuz ve karıştırıcı uçtan oluşmaktadır. Karıştırıcı uç geometrisinin konik olması düz silindirik uçlara göre daha iyi bir malzeme akışı sağlamaktadır. Benzer şekilde omuz çapı ölçüsünün , karıştırıcı uç çapı ölçüsünün yaklaşık üç katı olduğu durumlarda daha iyi bir içyapı ve daha yüksek mekanik özellikler elde edilebilmektedir (Khan ve diğ. 2015 ve Saravanan ve diğ. 2016). Literatürdeki çalışmalara bakarak bu çalışmada takım karıştırıcı ucu, konik geometriye sahip ve ölçüleri 5 mm çap ve 2,5 mm uzunluğunda olacak şekilde hazırlanmıştır. Takım omuz ölçüleri ise 16 mm çapında ve koniklik açısı yaklaşık  $27^\circ$  olacak şekilde belirlenmiştir. Kullanılan takımın resmi ve geometrik ölçüleri Şekil 4.7’de verilmiştir.

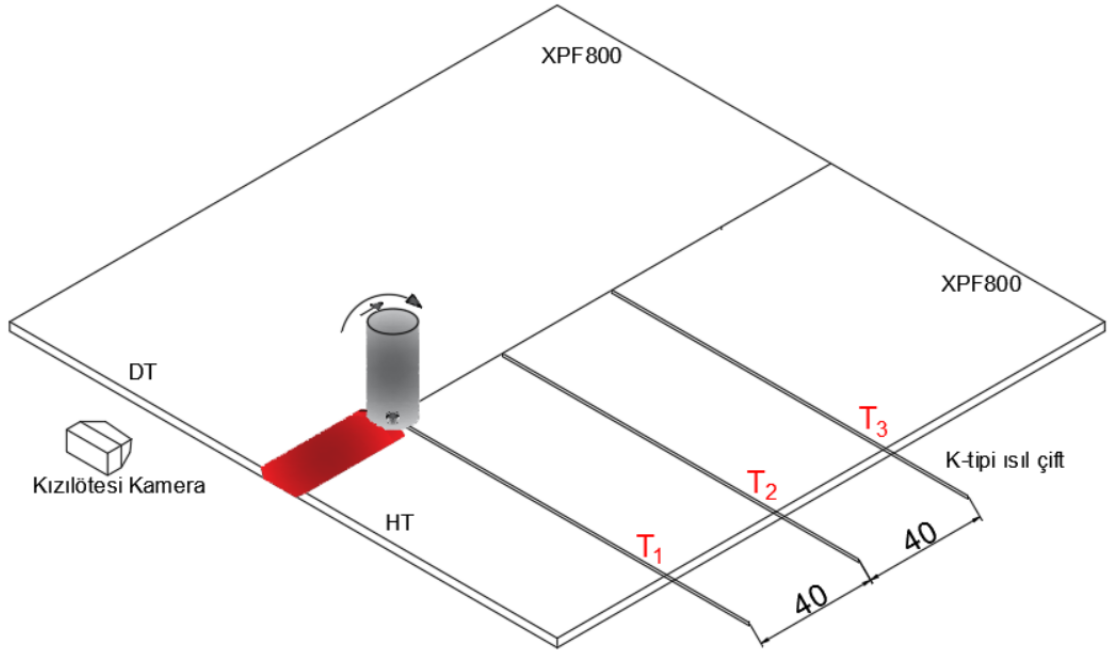


**Şekil 4.7:** SKK sırasında kullanılan karıştırıcı takım (a) resmi ve (b) geometrik ölçüleri (Tüm ölçüler mm cinsindedir.)



### 4.5.3 Sıcaklıkların Tespiti

SKK sırasında sıcaklıkların ölçümü hem kaliteli kaynak dikişinin oluşabilmesi hem de içyapı analizlerinin yorumlanabilmesi amacıyla oldukça önemlidir. SKK esnasında takım omzunun iş parçasına dalmasından sonra çeliğin hamurlaşma sıcaklığına ulaşması ve daha sonrasında ilerleme hareketinin verilmesi gerekmektedir. Bu amaçla sıcaklıklar hem K-tipi ısı çiftleri hem de kızılötesi kamera ile sürekli ölçülerek kayıt altına alınmıştır. K-tipi ısı çiftleri plakaların yerleştirildiği tabla delinerek plakaların hemen altında ve tam karıştırıcı ucun ortasına yerleşecek şekilde 40 mm aralıklarla yerleştirilmiştir. Ayrıca oluşan sıcaklıkların kontrolü amacıyla 1200 °C'ye kadar ölçüm yapabilen Testo 845 marka kızılötesi sıcaklık ölçüm cihazı ile de ölçülerek sıcaklıklar not edilmiştir. SKK sırasında sıcaklıkların ölçülmesi amacıyla yerleştirilen kızılötesi kamera ve ısı çiftlerinin yerleşimi Şekil 4.8'de verilmiştir.



**Şekil 4.8:** SKK sırasında sıcaklıkların tespiti amacıyla yerleştirilen ısı çiftleri ve kızılötesi kamera yerleşimi

## 5. BULGULAR VE SONUÇLAR

XPF800 çelik plakalara TIG kaynağı, MAG kaynağı ve SKK olmak üzere üç farklı kaynak yöntemi uygulanmış ve her bir kaynak yöntemine ait ideal parametrelerde gerçekleştirilmiş kaynaklı numuneler üzerinde mekanik özellikler ve içyapı analizleri gerçekleştirilmiştir. Bu bölümde sırasıyla TIG kaynağı, MAG kaynağı ve SKK yöntemlerinin mekanik sonuçları ve içyapı analizleri kapsamlı bir şekilde verilmiştir.

### 5.1 TIG Kaynak Yöntemi

#### 5.1.1 İdeal TIG Kaynak Parametrelerinin Belirlenmesi

TIG kaynak yöntemi uygulanmadan önce en uygun parametrelerin belirlenmesi amacıyla literatürde yapılan çalışmalardan faydalanarak farklı kaynak şartlarında ön deneyler gerçekleştirilmiştir. Ön deneyler sırasında kaynak ilerleme hızı ve kaynak akımının çekme dayanımı üzerine etkileri incelenmiştir. İki aşamada gerçekleştirilen ön deneylerin birinci aşamasında kaynak ilerleme hızı 100 mm/min'de sabit tutularak farklı kaynak akımı değerlerinde TIG kaynakları gerçekleştirilmiştir ve kaynak akımının, mukavemet ve kaynak geometri profili üzerindeki etkileri araştırılmıştır. İkinci aşamada ise belirlenen optimum kaynak akımı kullanılarak, kaynak hızının mukavemeti nasıl etkilediği incelenmiştir. Ön deneylerde kullanılan TIG kaynak parametreleri Tablo 5.1 ve 5.2'de verilmiştir. TIG kaynağı sırasında oluşan ısı girdisi eşitlik (3.1)'e göre hesaplanmıştır.

**Tablo 5.1:** XPF800 çeliğinin sabit kaynak ilerleme hızında TIG kaynak parametreleri

Numune	Akım (A)	İlerleme Hızı (mm/min)	Ark Voltajı (V)	Isı Girdisi (kJ/mm)
1	100	100	9,6	0,4
2	120	100	9,8	0,49
3	130	100	10	0,55
4	140	100	10,5	0,62
5	160	100	10,8	0,73
6	170	100	11	0,79
7	180	100	11,2	0,85
8	190	100	11,6	0,92

**Tablo 5.2:** XPF800 çeliğinin sabit akımda TIG kaynak parametreleri

Numune	Akım (A)	İlerleme Hızı (mm/min)	Ark Voltajı (V)	Isı Girdisi (kJ/mm)
9	140	80	10,5	0,77
10	140	90	10,5	0,69
4	140	100	10,5	0,62
11	140	110	10,5	0,56
12	140	120	10,5	0,51
13	140	130	10,5	0,47

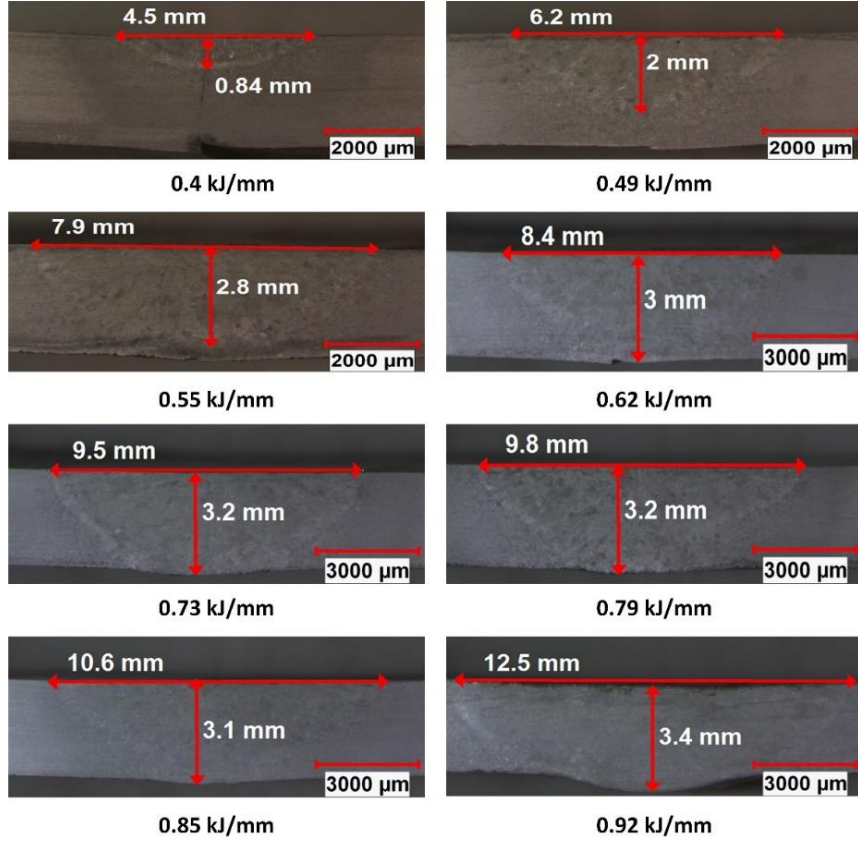
Ön deneyler esnasında birinci aşamada kaynak ilerleme hızı sabit tutularak kaynaklar gerçekleştirilmiştir (Tablo 5.1). Kaynak ilerleme hızının 100 mm/min değerinde sabit tutularak gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin çekme sonuçlarına göre en yüksek mukavemet değeri ve makro gözlemler sonucunda en kaliteli kaynak profili, 140 A kaynak akımı ve 100 mm/min kaynak ilerleme hızında gerçekleştirilen Numune 4’de elde edilmiştir. Ön deneylerin ikinci aşamasında en iyi akım değeri 140 A olarak belirlenerek deneylere devam edilmiştir (Tablo 5.2). Kaynak ilerleme hızının 100 mm/min’de sabit tutularak, akımın 190 A’den daha fazla uygulanması durumunda ısı girdisinin yükselmesine ve aşırı ısı girdisi nedeniyle ergimiş metalin kaynak havuzunun alt tarafından taşmasına neden olmuştur. Benzer şekilde kaynak ilerleme hızının 100 mm/min’de sabit tutularak, kaynak akımının 100 A’den daha düşük

uygulanması, ısı girdisinin çok düşük olmasına ve tam dolgunun sağlanamamasına neden olmuştur. Bu sebeple Tablo 5.1’de verilen ısı girdisi değerlerinin altında ve üstünde ısı girdisi elde edilecek farklı parametrelerin çalışmasına gerek görülmemiştir.

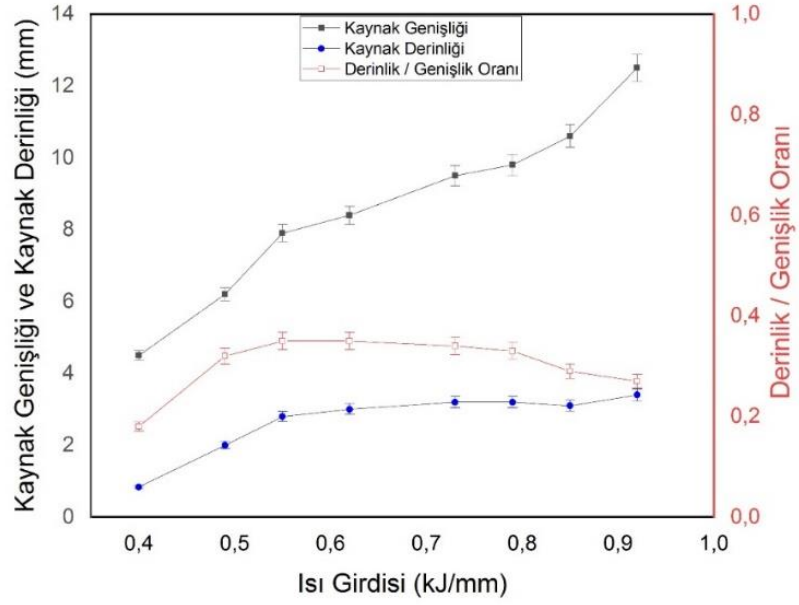
Akım değeri 140 A olarak belirlendikten sonra kaynak ilerleme hızı değiştirilerek ön deneylere devam edilmiştir. Yapılan çekme deneyleri sonucunda 140 A ve 100 mm/min şartlarında gerçekleştirilen Numune 4’ün çekme dayanımı değeri en yüksek çıkmıştır. Tablo 5.2’de gösterilen parametreler haricinde yani kaynak ilerleme hızının 80 mm/min’den düşük olması aşırı ısı girdisine ve kaynak dikişinin bozulmasına benzer şekilde 130 mm/min’den daha yüksek kaynak ilerleme hızının düşük ısı girdisi sağlaması sonucu yetersiz penetrasyon ve başarısız kaynaklar elde edilmesine neden olmuştur. Tüm bu sebeplerden ötürü ön deneyler sonucunda optimum kaynak parametresi olarak 140 A kaynak akımı ve 100 mm/min kaynak ilerleme hızı olarak belirlenmiştir. Bundan sonra gerçekleştirilen tüm deneyler ve analizler bu parametrelerde TIG kaynağı uygulanan Numune 4 üzerinde gerçekleştirilmiştir.

### **5.1.2 Kaynak Isı Girdisinin Kaynak Geometri Profiline Etkisi**

Sabit kaynak hızında ve farklı akımlarda elde edilen farklı ısı girdilerine göre kaynak geometrisi profili ile kaynak penetrasyon derinliği ve kaynak genişliği boyutları Şekil 5.1 a-b’de gösterilmektedir. Penetrasyon derinliği ve kaynak genişliği, artan ısı girdisi ile kademeli olarak genişlemiştir. Isı girdisinin 0,4 kJ/mm ve 0,49 kJ/mm olduğu koşullarda tam nüfuziyet sağlanamamıştır. Isı girdisi 0,62 kJ/mm ile 0,85 kJ/mm aralığında ise, kaynağın oldukça iyi olduğu, kaynak bölgesinin alt tarafındaki penetrasyonun muntazam olduğu sonucuna varılmıştır. Ayrıca, ısı girdisinin 0,92 kJ/mm’ye yükselmesi, aşırı ısı nedeniyle ergimiş metalin kaynak havuzunun alt tarafından taşmasına neden olduğu görülmektedir. Isı girdisinin çok düşük olması eksik penetrasyona ve çatlaklara, ayrıca aşırı ısı girdisi kaynak havuzunun üst tarafının çökmesine (Chui ve diğ. 2018) ve kaynak bölgesinin alt tarafının bozulmasına neden olur. Bu nedenle doğru kaynak işlemi için ısı girdisi oldukça önemlidir.



(a)



(b)

Şekil 5.1: Isı girdisinin (a) kaynağın geometri profil parametreleri ve (b) kaynak penetrasyon derinliği ve kaynak genişliği boyutları üzerindeki etkisi (Numune No 1-8).

### 5.1.3 Kaynak Isı Girdisinin Mukavemete Etkisi

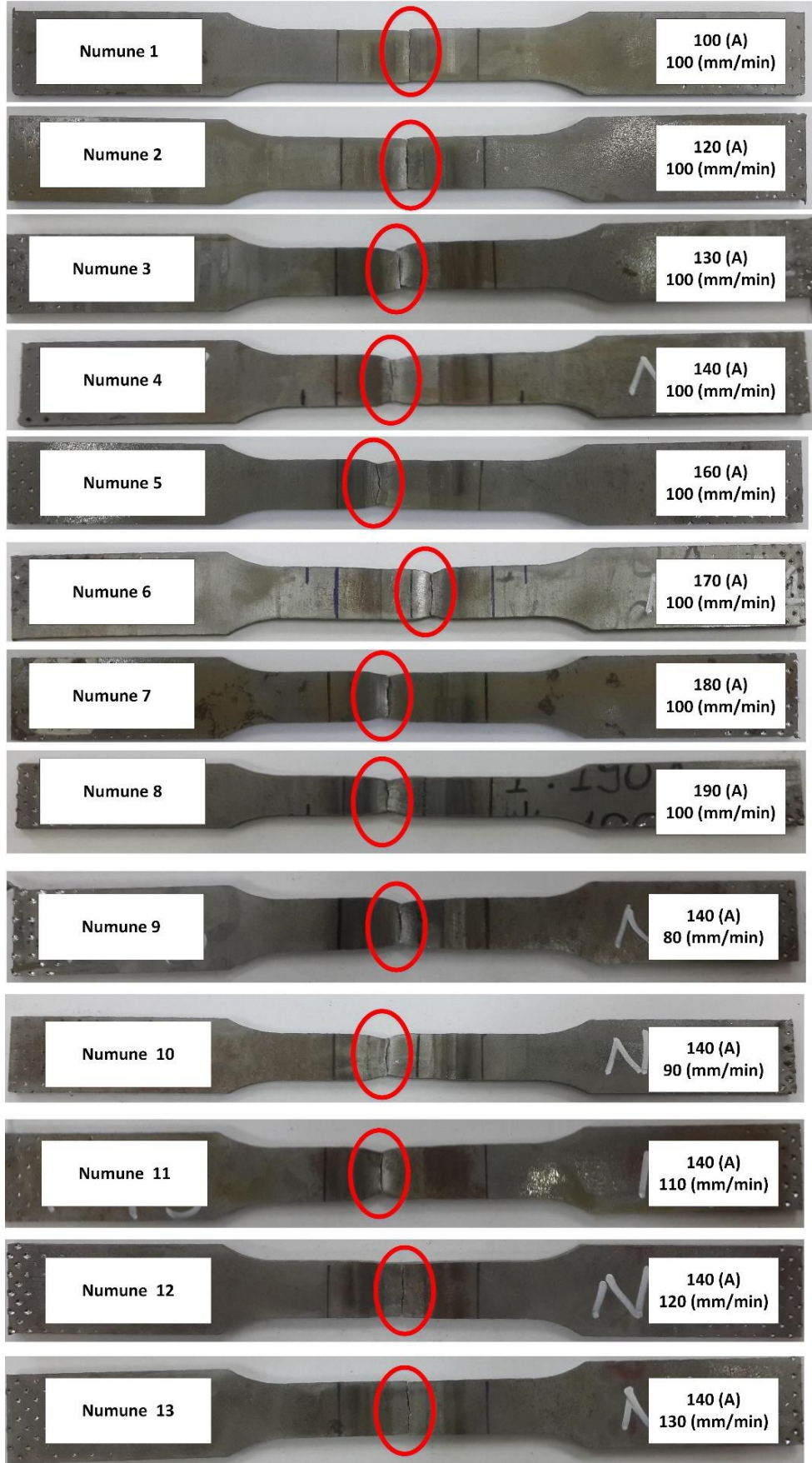
Kaynak profili incelendikten sonra optimum parametreleri belirlemek için çekme testleri yapılmıştır. Esas malzemenin kaynak işleminden önceki akma sınırı, çekme dayanımı ve toplam uzama değerleri sırasıyla yaklaşık 810 MPa, 858 MPa ve %18 bulunmuştur. İlk aşamada sabit kaynak hızı (100 mm/min) ile çekme testleri yapılmış (Numune 1-8) ve en yüksek çekme mukavemeti değeri 777 MPa olan 140 A akıma, 100 mm/min ilerleme hızına ve 0,62 kJ/mm ısı girdisine sahip 4 No'lu numuneden elde edilmiştir. İkinci aşamada, akım değeri 140 A'de sabit tutularak (Tablo 5.2) farklı kaynak hızlarında kaynaklı numunelerin çekme testleri yapılmıştır. Çekme dayanımı değeri yine 140 A akıma ve sahip 4 No'lu numunede (777 MPa) en yüksek çıkmıştır Numune 4'de elde edilen çekme dayanım değeri, esas malzemenin çekme dayanımı değerine göre %10, akma sınırı değerine göre ise yaklaşık %13 daha düşüktür. Esas malzeme ve farklı parametrelere sahip kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçları Tablo 5.3'te verilmiştir. Numune 4'de çekme dayanımı değeri diğer kaynaklı numunelere göre daha yüksek olmasına rağmen, esas malzemenin çekme dayanımı değerine göre daha düşük olduğu görülmektedir. Mukavemetteki bu azalmanın nedeni IEB yumuşaması olarak gösterilebilir. Numune 8'de aşırı ısı girdisi nedeniyle ergimiş metalin kaynak havuzunun alt tarafından taşması ve kaynak dikişinin ise düzgün oluşmaması sebebiyle düşük mukavemet değerleri elde edilmiştir. Isı girdisinin düşük olduğu Numune 1, 2, 12, 13 kısmi penetrasyon nedeniyle daha düşük mukavemet ve süneklik (% uzama) göstermiştir.

Tüm numunelerin çekme testlerinden elde edilen kırılma bölgelerinin görüntüleri Şekil 5.2'de verilmiştir. Kısmi penetrasyon görülen Numune 1,2,12 ve 13'te kopmalar ergime bölgesinden (EB) meydana gelmiştir. Diğer kaynaklı numunelerde ise kopmaların IEB'den olduğu görülmektedir. Şekil 5.3'te ise, farklı ısı girdilerine bağlı olarak mukavemet değişimi gösterilmiştir. Şekil 5.3 incelendiğinde 3 mm kalınlığında XPF800 plakalarının TIG kaynağında ısı girdisi değerlerinin 0,55 kJ/mm ile 0,85 kJ/mm aralığında gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerinin birbirine oldukça yakın olduğu görülmektedir. Bu sebeple bu aralıkta gerçekleştirilen tüm kaynaklı bağlantılar başarılı olarak kabul edilmiştir. Isı girdisinin 0,85 kJ/mm'nin üstünde ve 0,55 kJ/mm'nin altında olduğu şartlarda gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıların dayanım değerlerinin düşük olması

sebebiyle bu şartları sağlayan kaynaklar başarısız olarak değerlendirilmiştir. Bu sonuçlar, ısı girdisinin dayanım üzerindeki etkisinin çok önemli olduğunu göstermiştir.

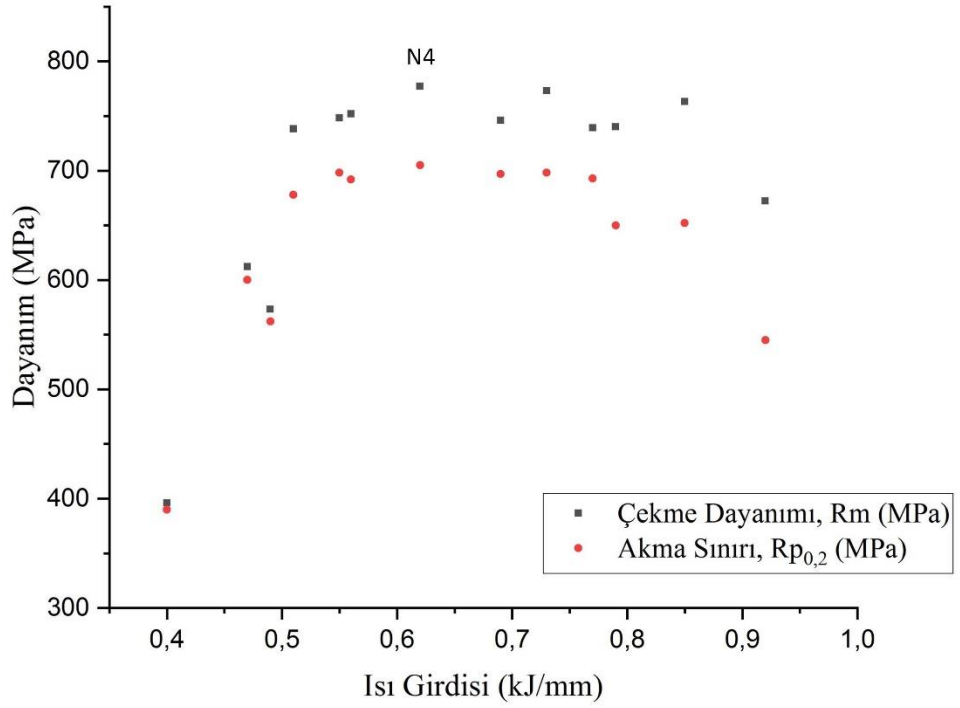
**Tablo 5.3:** XPF800 çeliğinin esas malzeme ve kaynaklı numunelerinin çekme test sonuçları

Numune	Kaynak Akımı (A)	Kaynak Hızı (mm/min)	Isı Girdisi (kJ/mm)	Akma Sınırı, R <sub>p0.2</sub> (MPa)	Çekme Dayanımı, R <sub>m</sub> (MPa)	Uzama (%)
EM	-	-	-	810	858	18
1	100	100	0,4	390	396	3
2	120	100	0,49	562	573	4
3	130	100	0,55	698	748	8
4	140	100	0,62	705	777	12
5	160	100	0,73	698	773	10
6	170	100	0,79	650	740	12
7	180	100	0,85	652	763	14
8	190	100	0,92	545	672	8
9	140	80	0,77	693	739	9
10	140	90	0,69	697	746	9
11	140	110	0,56	692	752	12
12	140	120	0,51	678	738	6
13	140	130	0,47	600	612	4



Şekil 5.2: TIG kaynağı uygulanmış plakaların çekme testi sonrası hasarlı görüntüleri

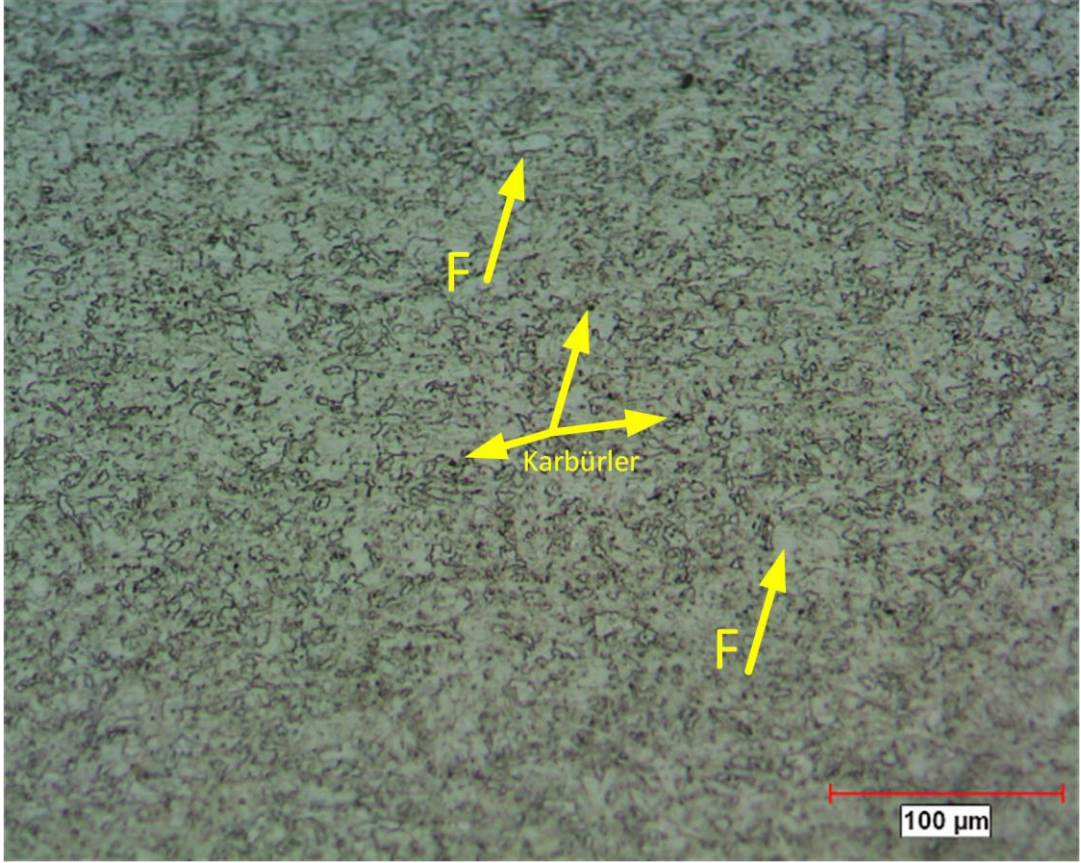




Şekil 5.3: Farklı ısı girdilerine bağlı olarak gerçekleştirilen TIG kaynağı sonrası ölçülen dayanım değerleri

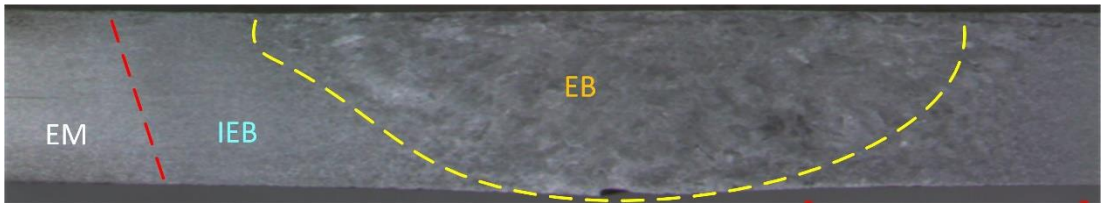
#### 5.1.4 İçyapı Analizleri

XPF800 çelik esas malzemenin mikro yapısı Şekil 5.4'te gösterilmiştir. Esas malzemenin içyapısı karbürlerden ve ince taneli tek faz ferritten oluşmaktadır. Ayrıca içyapıda her yana dağılmış rastgele çökelti gözlemlenmektedir. XPF800 çeliğinde, tane sınırlarında karbürlerin çökmesi, pimleme etkisinden (pinning action) dolayı tane büyümesini engellemektedir. Bu sebeple XPF800 esas malzeme alaşım elementlerinin oluşturduğu çökelti sayesinde ince taneli ferritlerden oluşmakta ve mukavemeti artmaktadır. Fakat kaynak esnasında yüksek ısı girdisi sonucu karbürlerin çözünerek tanelerin büyümesini engelleyememesi, iri taneli bir yapının oluşmasına ve mukavemetin düşmesine neden olabilmektedir (Dong ve diğ. 2014).



**Şekil 5.4:** XPF800 esas malzemesinin mikro yapısını gösteren optik mikroskop görüntüsü (F: ferrit)

Isı girdisinin 0,62 kJ/mm olduğu Numune 4'e ait kesit görüntüsü Şekil 5.5'te verilmiştir. TIG kaynağı sonrasında kesitin makro görüntüsü ergime bölgesi (EB), ısıdan etkilenen bölge (IEB) ve esas malzeme (EM) olmak üzere üç bölgeye ayrılmıştır. Bu bölgelerin ayrı ayrı OM ve SEM görüntüleri incelenerek TIG kaynağı sonrasında içyapıda hangi fazların oluştuğu analiz edilmiştir.



**Şekil 5.5:** TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin kesit görüntüsü

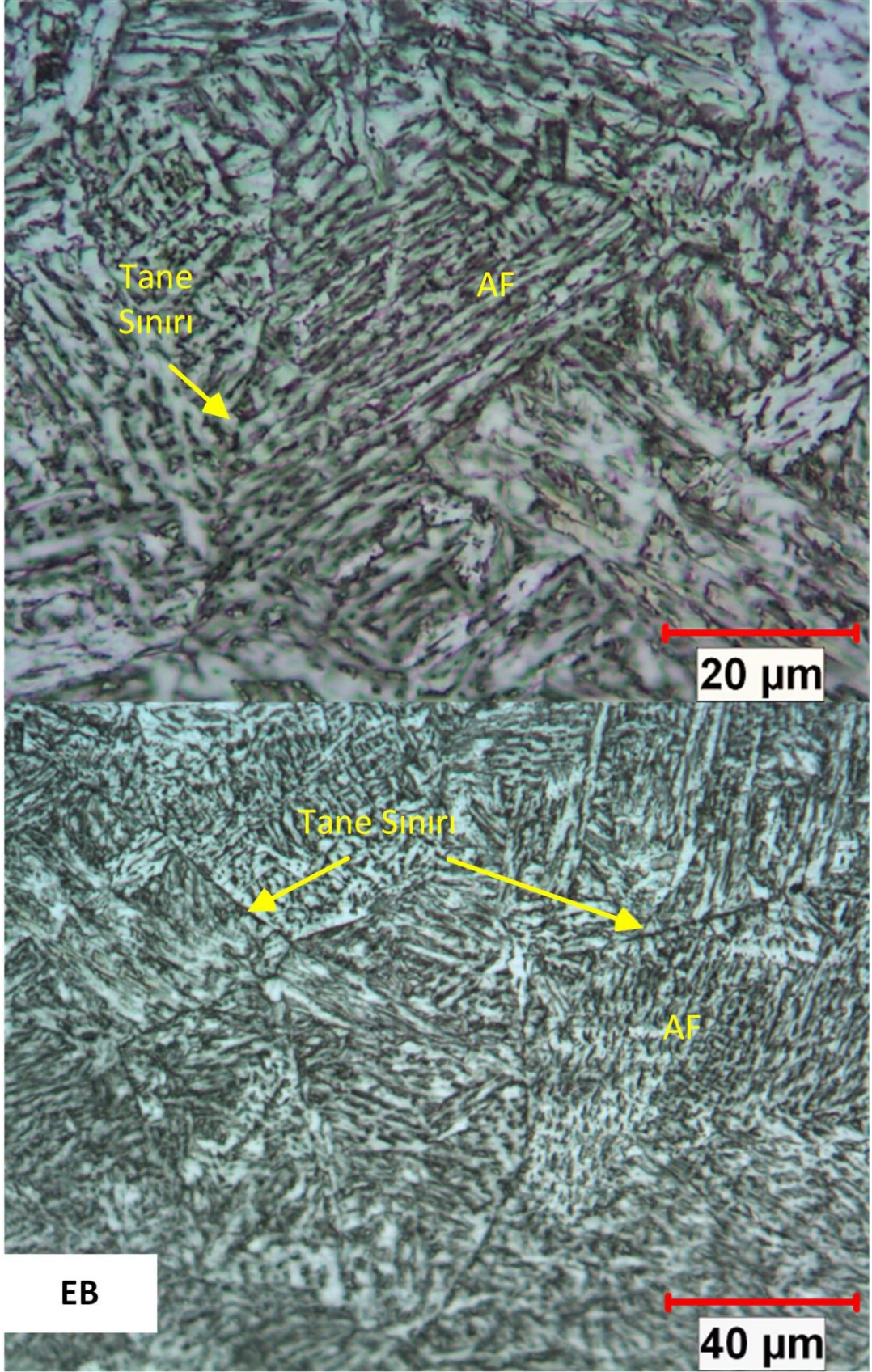
Şekil 5.6 ve 5.7 EB'nin içyapısının sırasıyla optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) görüntülerini vermektedir. TIG kaynağı esnasında EB'de sıvı metal esas malzeme kenarından başlayarak kaynak dikişinin merkezine doğru katılaşmaya başlar. Isı girdisinin yüksek olması soğuma hızını yavaşlatarak iri taneli bir içyapı oluşmasına neden olmaktadır. İnce taneli içyapı iri taneli içyapıya göre

plastik akışı güçlendirdiği için mukavemette artış sağlamaktadır (Çam 2020). Düşük plaka kalınlığı, kaynak sırasında plakadan ısı transferini engelleyerek EB'nin uzun süre yüksek sıcaklıklara maruz kalmasına ve içyapıda görüldüğü üzere yüzeye yönelmiş iri taneler oluşmasına neden olmuştur. Bu iri taneli yapı içinde asiküler ferrit (AF) oluşumu gözlemlenmektedir. AF esas olarak Ti, Al, Si, Mn ve O'den oluşan inklüzyonların çevresinde intragranüler olarak çekirdeklenir ve önceden oluşmuş ferrit taneleri üzerinde büyür (Wan ve diğ. 2012). V ve Nb mikroyapı üzerinde çok önemli etkilere sahiptir. Li ve diğ. (2001), V'nin beynit kolonisinin boyutunu küçülttüğünü ve asiküler ferrit oluşumunu arttırdığını sunmuştur. Nb ise, ferrit yan plakaların (ferrite side-plates) oranını artırma eğilimindedir. Numune 4'ün kaynak bölgesinin EDS analizi Şekil 5.8'de gösterilmiştir. EDS analizleri genelde büyük partiküller üzerinden nokta analizi yapıldığında daha düzgün sonuçlar vermektedir. Küçük bir bölge seçerek EDS analizi yapıldığı durumlarda seçilen alanda genel bir tarama yaparak elementlerin yüzdesel oranları çıkartılabilmektedir. Şekil 5.8'deki EDS nokta analizi incelendiğinde inklüzyon oluşturacak Al, Si, Mn ve O elementlerinin varlığı görülmektedir. Bu bilgiler EB'deki asiküler ferrit oluşumunu desteklemektedir.

Şekil 5.9 ve 5.10 IEB'nin içyapısının sırasıyla optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) görüntüleri göstermektedir. IEB'de  $A_3$  sıcaklıklarının üzerine çıkılarak yapıda ostenit oluşumu ve sonrasında hızlı soğumaya bağlı olarak bu ostenitlerin ince taneli ferrit ve perlit yapısına dönüştüğü görülmektedir. EB'de oluşan AF daha sert ve mukavemeti artıran bir fazdır. Fakat IEB'de EB'ye göre daha yumuşak olan ferrit fazının oluşması bu bölgede mukavemetin düşmesine ve IEB yumuşamasının gerçekleşmesine neden olmaktadır. Çekme deneyleri sırasında numunenin IEB'den hasara uğraması burada oluşan yumuşak fazlara bağlı olarak mukavemetteki düşüştan kaynaklanmaktadır.

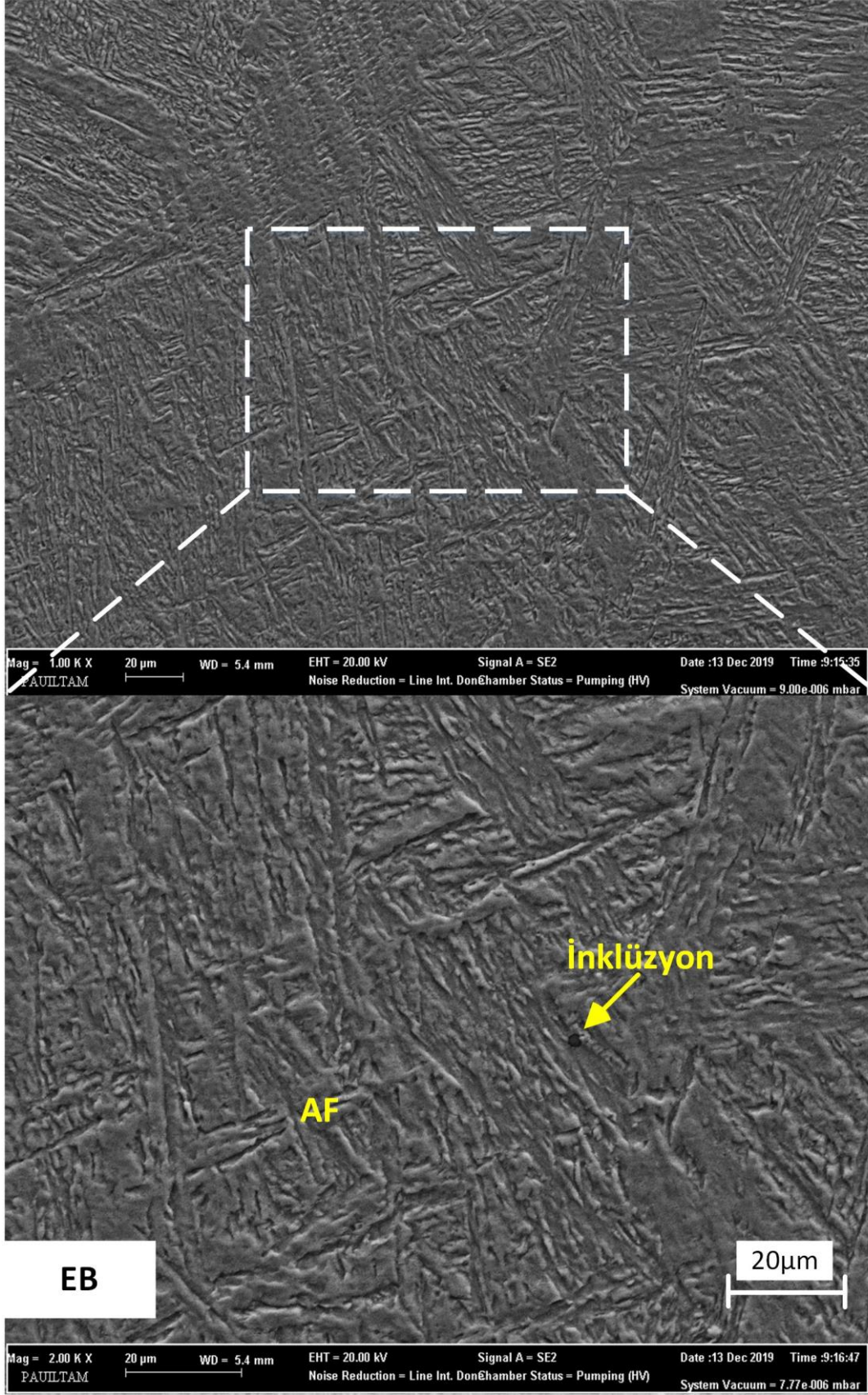
Şekil 5.11 ve 5.12'de ise EM'nin içyapısının sırasıyla OM ve SEM görüntüleri gösterilmiştir. EM'nin içyapısında ince taneli ve eş eksenli ferritik mikroyapı görülmektedir. EM'nin içyapı görüntülerinde rastgele çökeltilerin tekrar oluştuğu görülmektedir. Bu çökeltiler tanelerin büyümesini engelleyerek ince taneli bir içyapı oluşmasına ve mukavemetin IEB'ye oranla daha yüksek olmasına sebep olmaktadır.



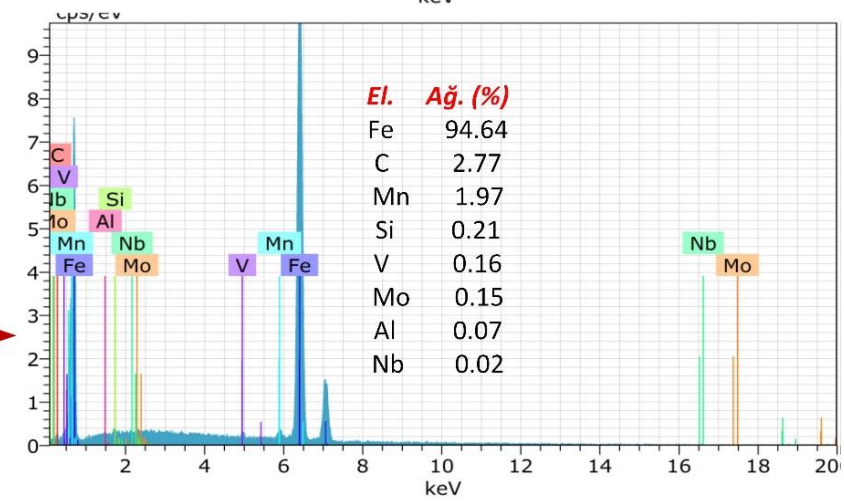
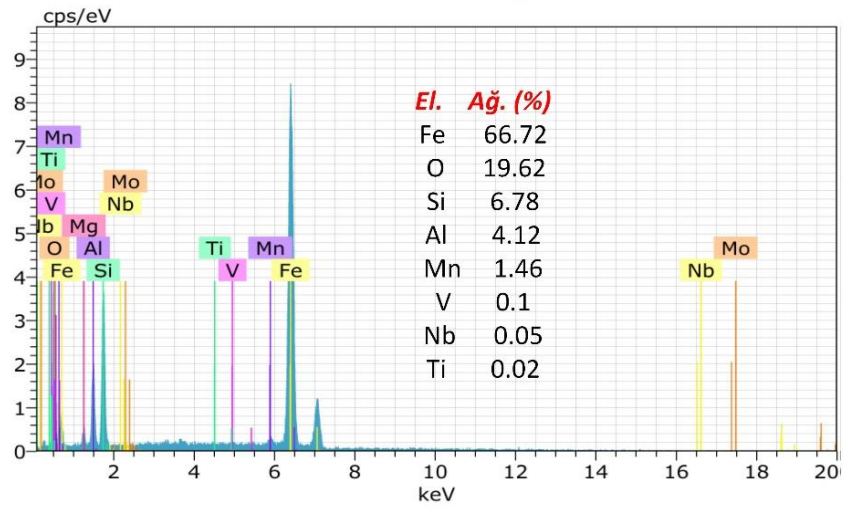
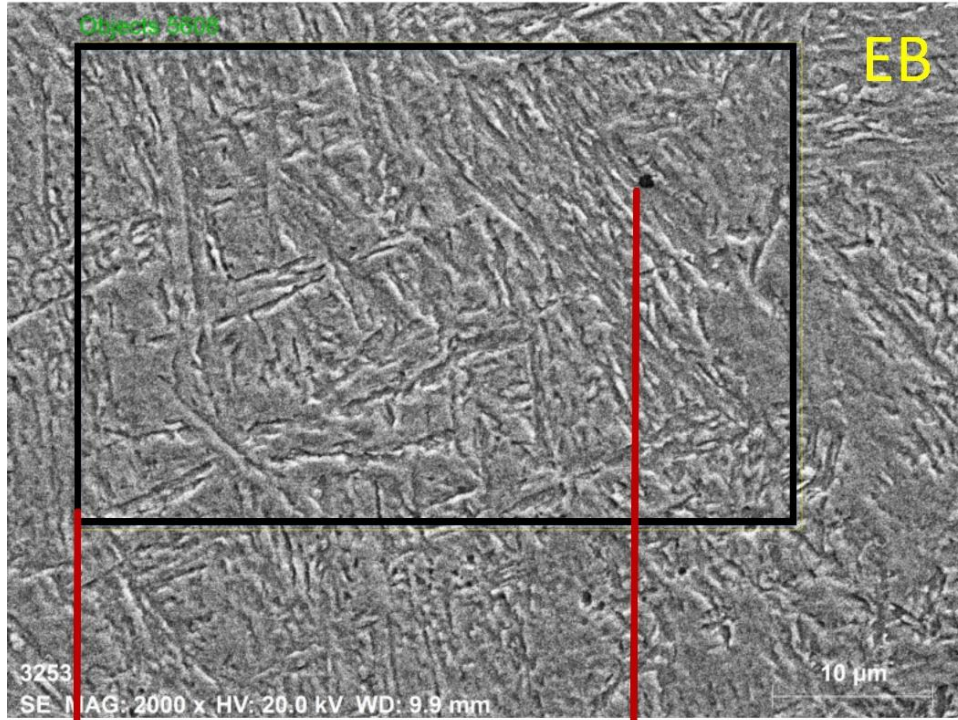


Şekil 5.6: TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EB'sinin OM görüntüleri (AF:asiküler ferrit)



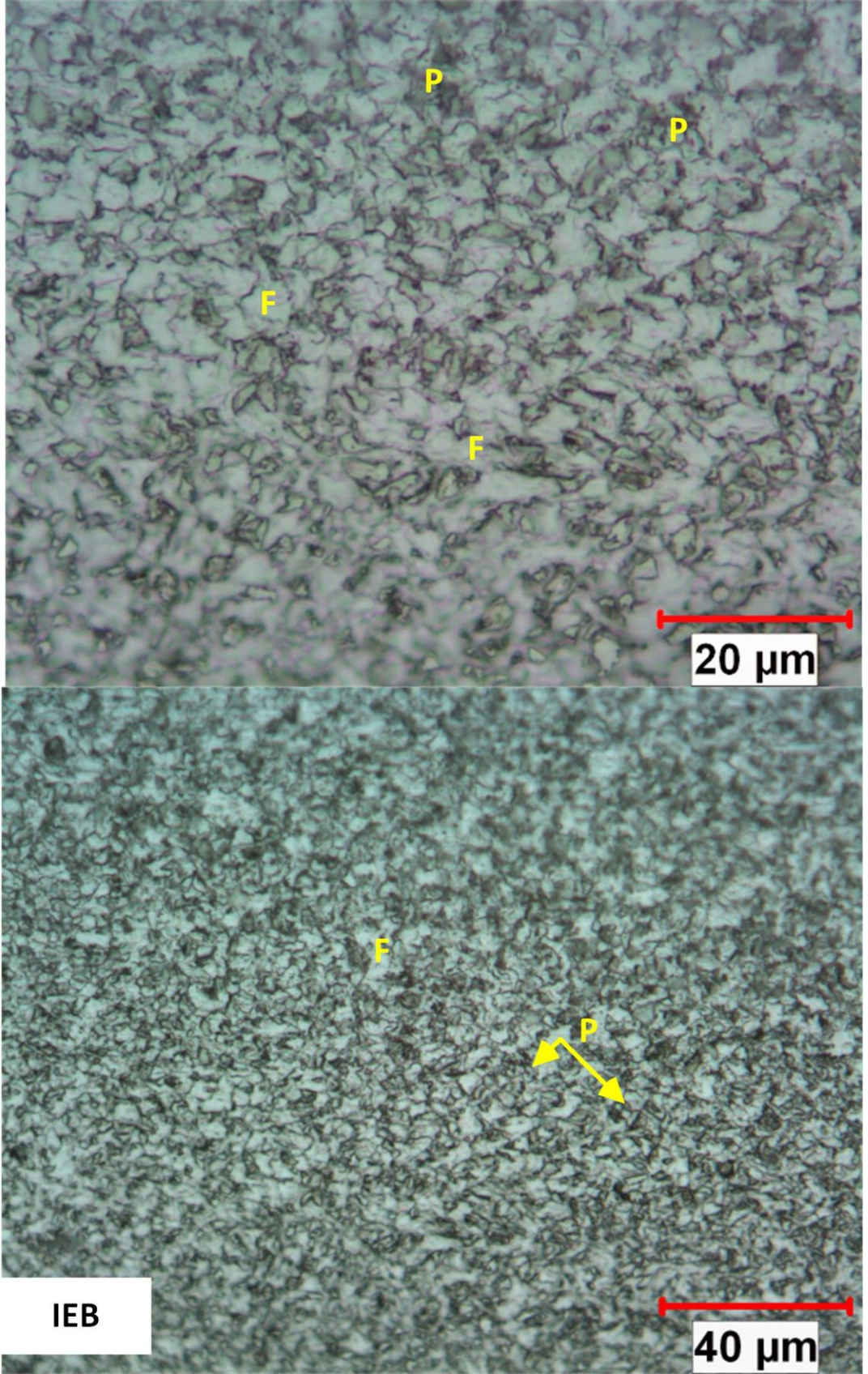


Şekil 5.7: TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EB'sinin SEM görüntüleri (AF: asiküler ferrit)



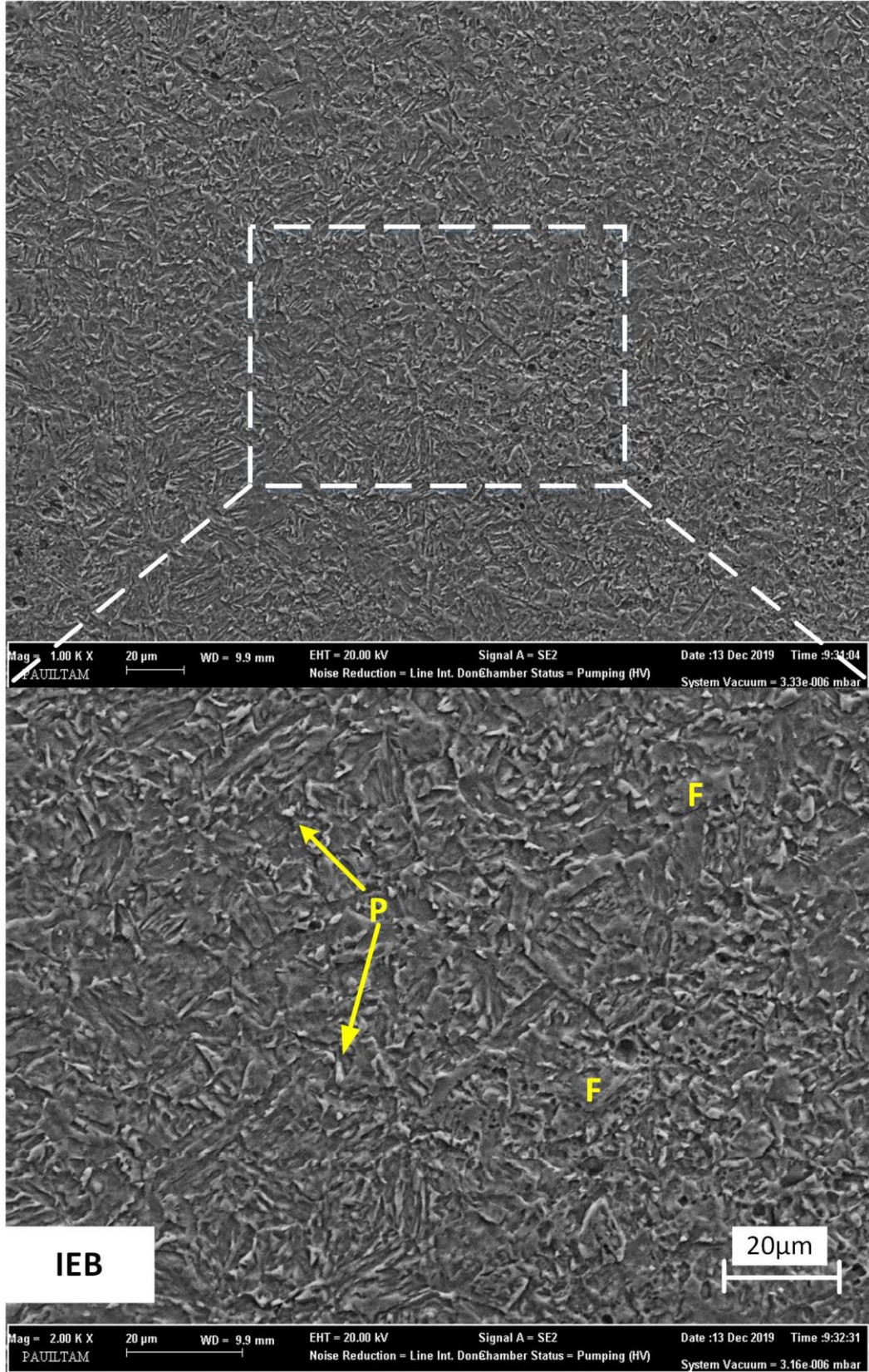
Şekil 5.8: Ergime bölgesinin EDS analizi





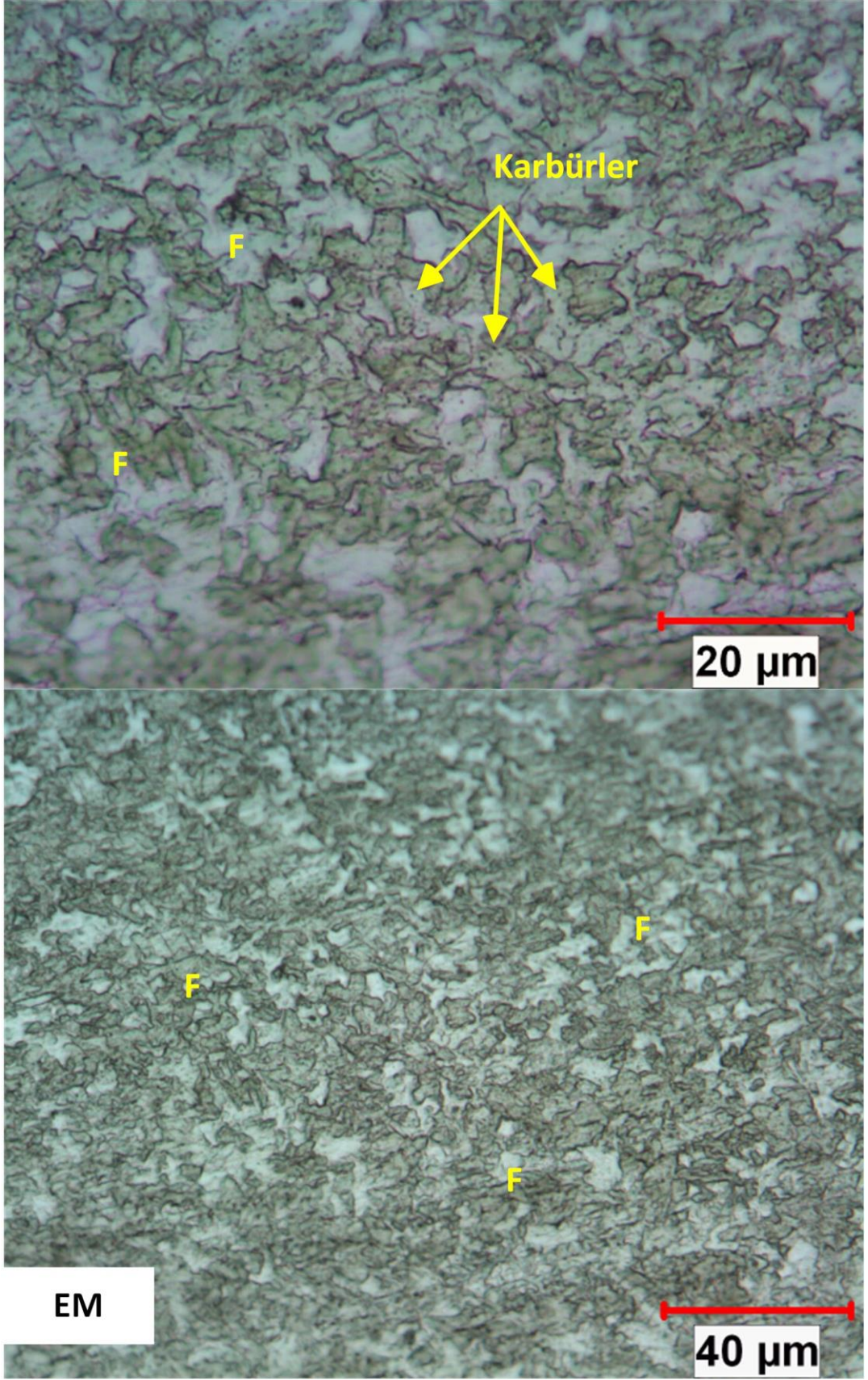
Şekil 5.9: TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin IEB'sinin OM görüntüleri (F:ferrit, P:perlit)





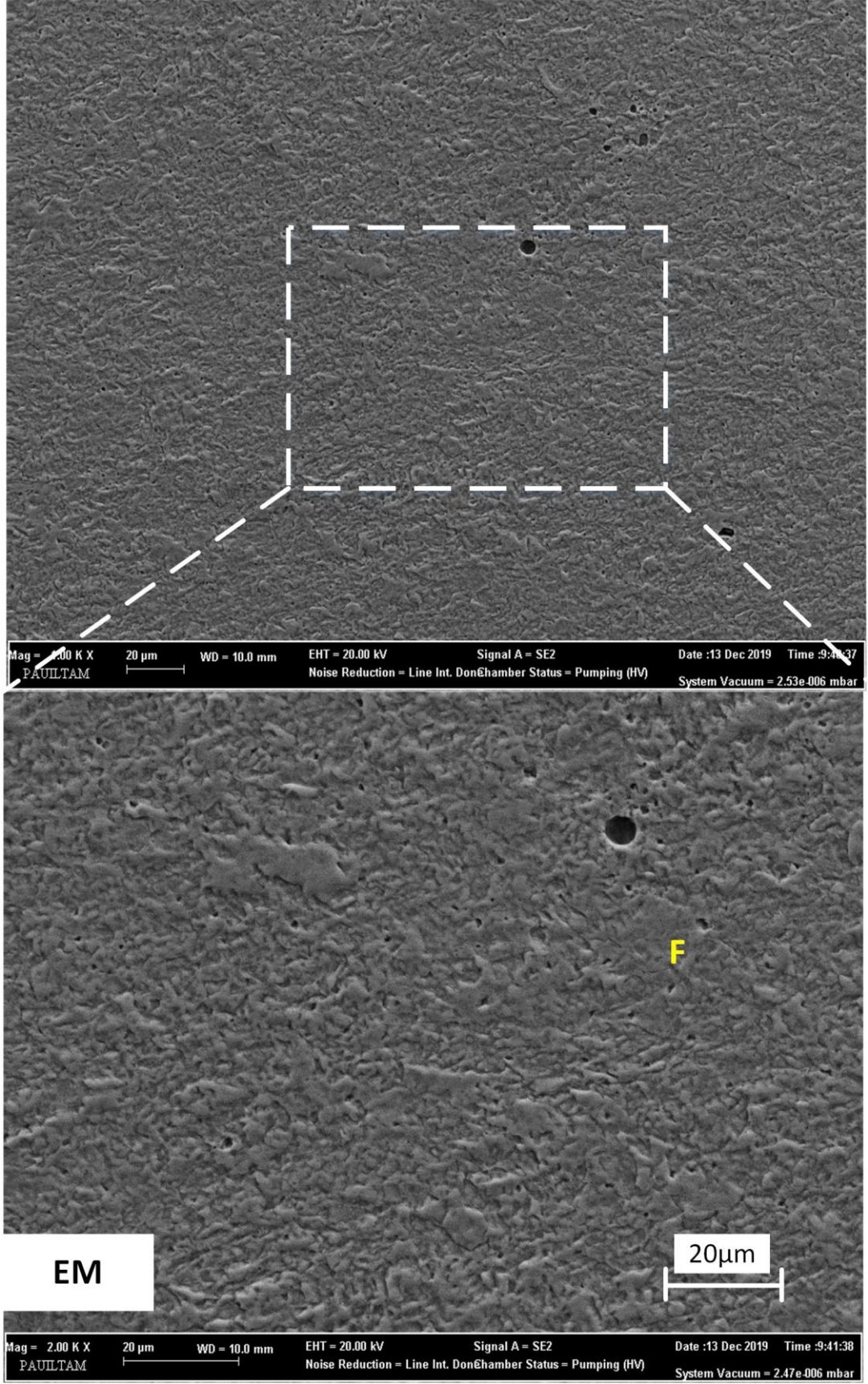
Şekil 5.10: TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin IEB'sinin SEM görüntüleri (F:ferrit, P:perlit)





Şekil 5.11: TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EM'sinin OM görüntüleri (F:ferrit)

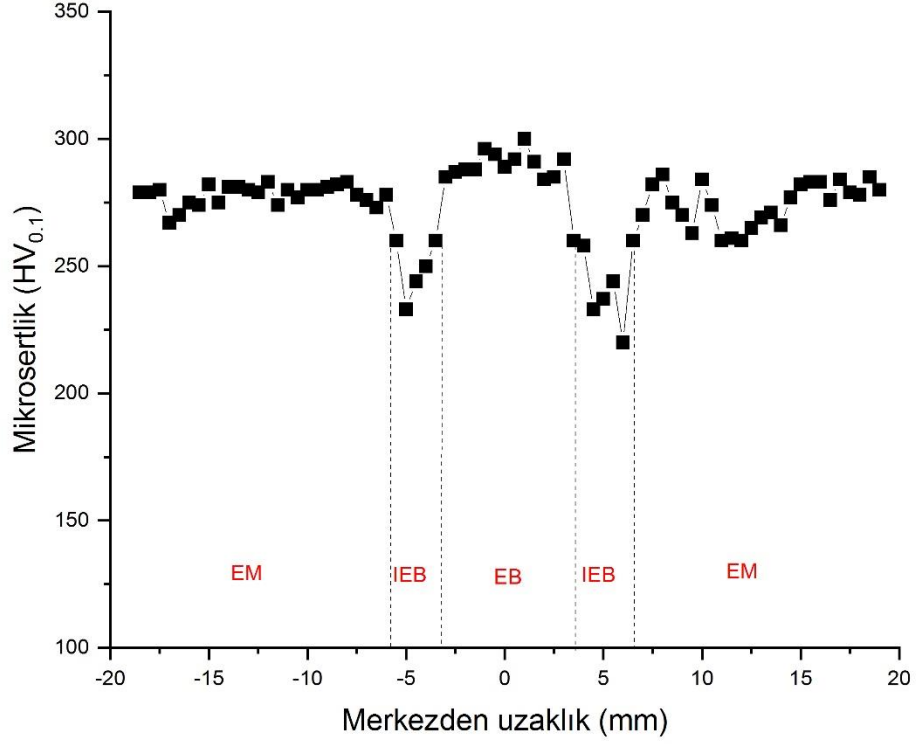




Şekil 5.12: TIG kaynağı uygulanmış XPF800 çelik numunesinin EM'sinin SEM görüntüleri (F:ferrit)

### 5.1.5 Mikrosertlik Analizleri

Numune 4'e ait mikrosertlik ( $HV_{0.1}$ ) değerleri Şekil 5.13'te gösterilmiştir. EB'nin sertliği EM ve IEB'nin sertliğinden daha yüksektir. En yüksek sertlik değeri yaklaşık 300  $HV_{0.1}$  ile EB'de ölçülmüştür. EM, IEB ve EB'deki mikrosertlik, büyük ölçüde mikro yapıya bağlıdır. EB'nin içyapısında oluşan asiküler ferrit sertliğin yükselmesine neden olmuştur. EM'nin sertlik değerleri EB'ninkine yakın ve yaklaşık 270  $HV_{0.1}$ 'dir. Osorio ve diğ. (2019), kaynak işleminde oluşan niyobyum oksidin mikrosertliği arttırdığını göstermişlerdir. Benzer şekilde çalışmamızda, EM'nin hem içyapısının ince taneli olması hem de kaynak sırasında içyapısında oluşan niyobyum oksitin EM'nin sertliğini arttırdığı düşünölmektedir. IEB ince taneli bir yapıya sahip olmasına rağmen sertlik değerleri 240  $HV_{0.1}$ 'e düşmüştür. Ayrıca çekme testi yapıldıktan sonra kopmaların IEB'de meydana gelmesi, burada mukavemetin azaldığını gösterir. Hem sertlik değerlerindeki hem de mukavemetteki azalmanın nedeni IEB yumuşaması olarak kabul edilmektedir. IEB,  $Ac_1$  sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklara maruz kaldığında, ilk mikro yapının çoğunun ostenit tanelerine dönüşmesi beklenir. Ostenit, sonraki soğutma sırasında ferrit gibi düşük mukavemetli mikro yapılara ayrışır. Hanhold ve diğ. (2013),  $Ac_1$  ile  $Ac_3$  arasındaki sıcaklıklara ulaşan bazı çelik gruplarında kaynak yaparken IEB yumuşamasının göröldüğünü belirtmiştir. Bu sorunu çözmek için karbon içeriğinin değiştirilmesi, ısı girdisinin azaltılması ve kaynak sonrası ısıl işlemlerin kullanılması gibi teknikler geliştirilmiştir. Hashemi ve diğ. (2009), IEB'in yumuşamasının neden olduğu bağlantı mukavemetindeki azalma nedeniyle, çekme testlerinde kopmaların IEB'da meydana geldiği sonucuna ulaşmışlardır.



Şekil 5.13: TIG kaynağı uygulanmış Numune 4'ün mikrosertlik ( $HV_{0.1}$ ) profili

### 5.1.6 Çentik Darbe Dayanımı ve Kırılma Yüzeyi Analizleri

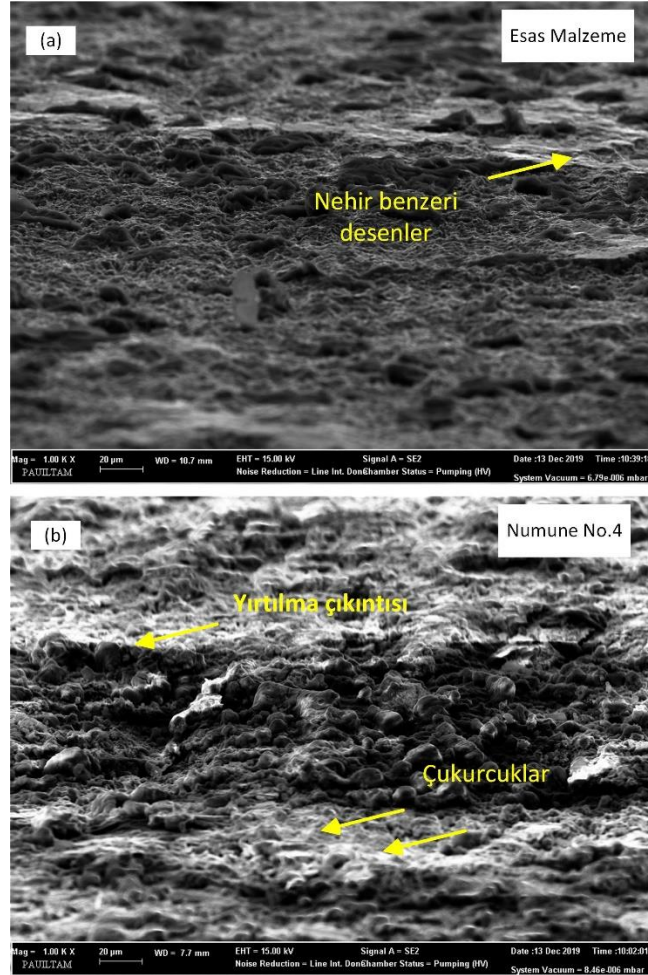
TIG kaynaklı bağlantının oda sıcaklığındaki çentik darbe tokluk değerleri Tablo 5.4'de verilmiştir. Kaynaklı Numune 4 ve XPF800 esas malzemenin darbe tokluk değerleri birbirine yakın görünmektedir. Aralarındaki küçük farklılıkların, EB'de mikro çatlakların yayılmasını engelleyen ve dolayısıyla tokluğu artıran asiküler ferrit oluşumundan kaynaklandığı düşünülmektedir.

Dong ve diğ. (2014), asiküler ferrit ve ferritler arasında dağılan karbürlerin mikro çatlakların yayılmasını engellediğini ve daha yüksek darbe tokluğu ile sonuçlandığını göstermişlerdir. Benzer şekilde Wang ve diğ. (1990) asiküler ferrit oluşumunun darbe tokluk değerini arttırdığından bahsetmiştir.

**Tablo 5.4:** XPF800 çeliğinin esas malzeme ve TIG kaynağı uygulanmış Numune 4'ün çentik darbe deneyi sonuçları

	Çentik Darbe Enerjisi (J)
XPF800 esas malzeme	46
Numune 4	56

XPF800 esas malzemeye ve TIG kaynağı uygulanmış Numune 4'e ait kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 5.14a-b'de gösterilmektedir. Her iki numunede kırık yüzeylerinde birçok çukurcuk oluşmasına neden olan sünek kırılma gerçekleşmiştir. Şekil 5.14a'da, esas malzemenin kırılma yüzeyinde nehir benzeri desenlere sahip yarı yarıyla kırılması gözlemlenmiştir. Kırılma yüzeyinde nehir benzeri desenlerin görüldüğü yarı yarıyla kırılması, nispeten düşük darbe tokluğuna sahip metallerde gözlenir. Yüksek darbe tokluğuna sahip metallerde, kırılma yüzeyinde çok sayıda çukur ve yırtılma çıkıntısı bulunan sünek kırılma gözlenmektedir (Cui ve diğ. 2018). Şekil 5.14b'de Numune 4'ün kırılma yüzeyinde yırtılma çıkıntıları oluşumuna rastlanmaktadır.



**Şekil 5.14:** Kırık yüzeyi SEM görüntüleri (a) XPF800 esas malzeme, (b) TIG kaynaklı numune 4

## 5.2 MAG Kaynak Yöntemi

### 5.2.1 İdeal MAG Kaynağı Parametrelerinin Belirlenmesi

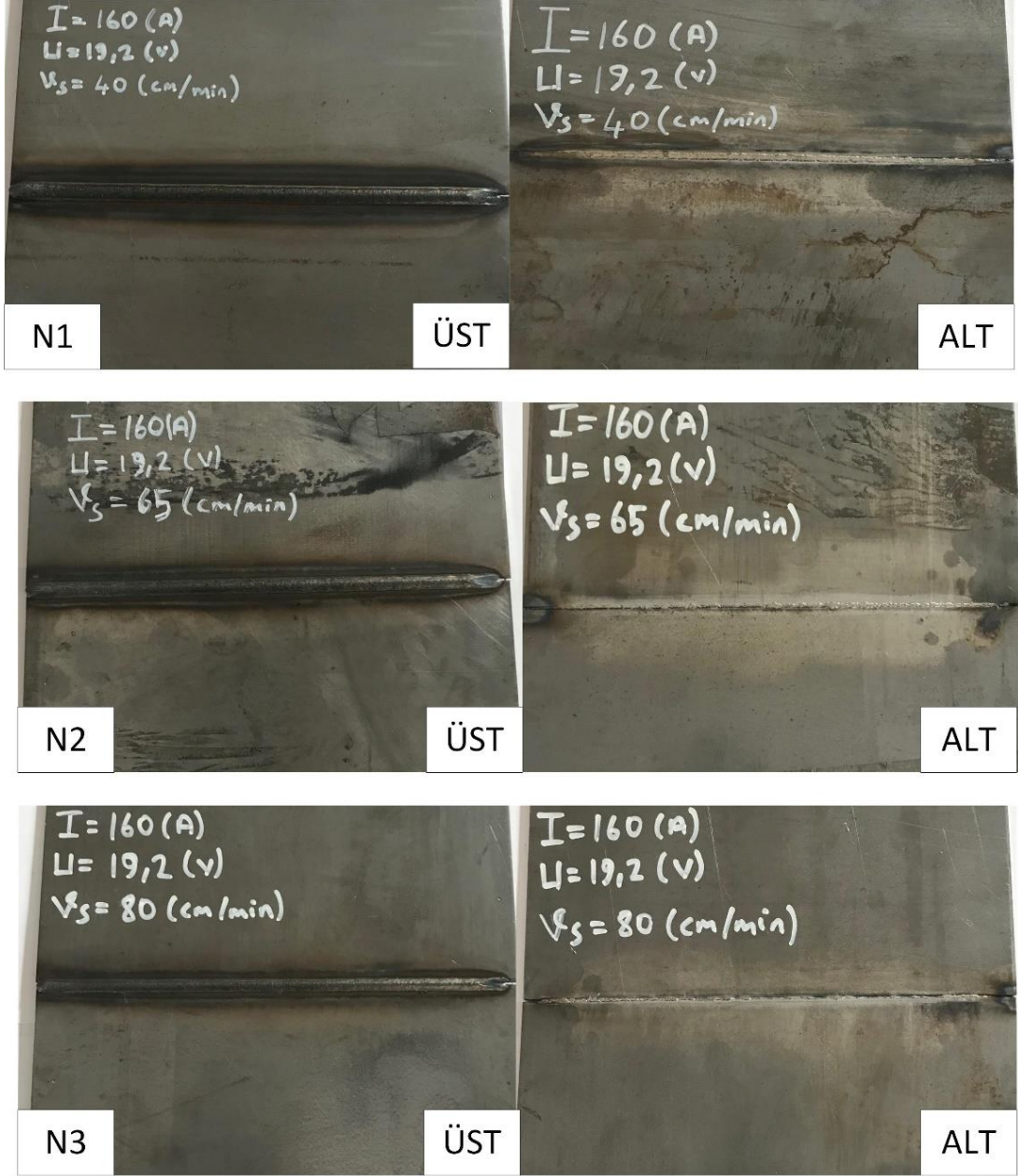
XPF800 çelik plakalara MAG kaynak yöntemi uygulanmadan önce en uygun parametrelerin belirlenmesi amacıyla literatürde yapılan çalışmalardan faydalanarak farklı kaynak şartlarında ön deneyler gerçekleştirilmiştir. Ön deneyler esnasında akım değerleri 160, 180 ve 200 A olarak, ilerleme hızı ise 400, 650 ve 800 mm/min ve voltaj değerleri ise 19,2, 21,6 ve 23,2 V olarak belirlenmiştir. Bu parametrelere bağlı olarak kaynak esnasında oluşan ısı girdileri eşitlik (3.1)'e göre hesaplanmıştır. Ön deneyler esnasında kullanılan MAG kaynak parametreleri Tablo 5.5'te gösterilmiştir.

**Tablo 5.5:** MAG kaynağı için belirlenen ön deney parametreleri

Numune	Akım (A)	Kaynak Hızı (mm/min)	Ark Voltajı (V)	Isı Girdisi (kJ/mm)
1	160	400	19,2	0,369
2	160	650	19,2	0,227
3	160	800	19,2	0,184
4	180	400	21,6	0,467
5	180	650	21,6	0,287
6	180	800	21,6	0,233
7	200	400	23,2	0,557
8	200	650	23,2	0,343
9	200	800	23,2	0,278

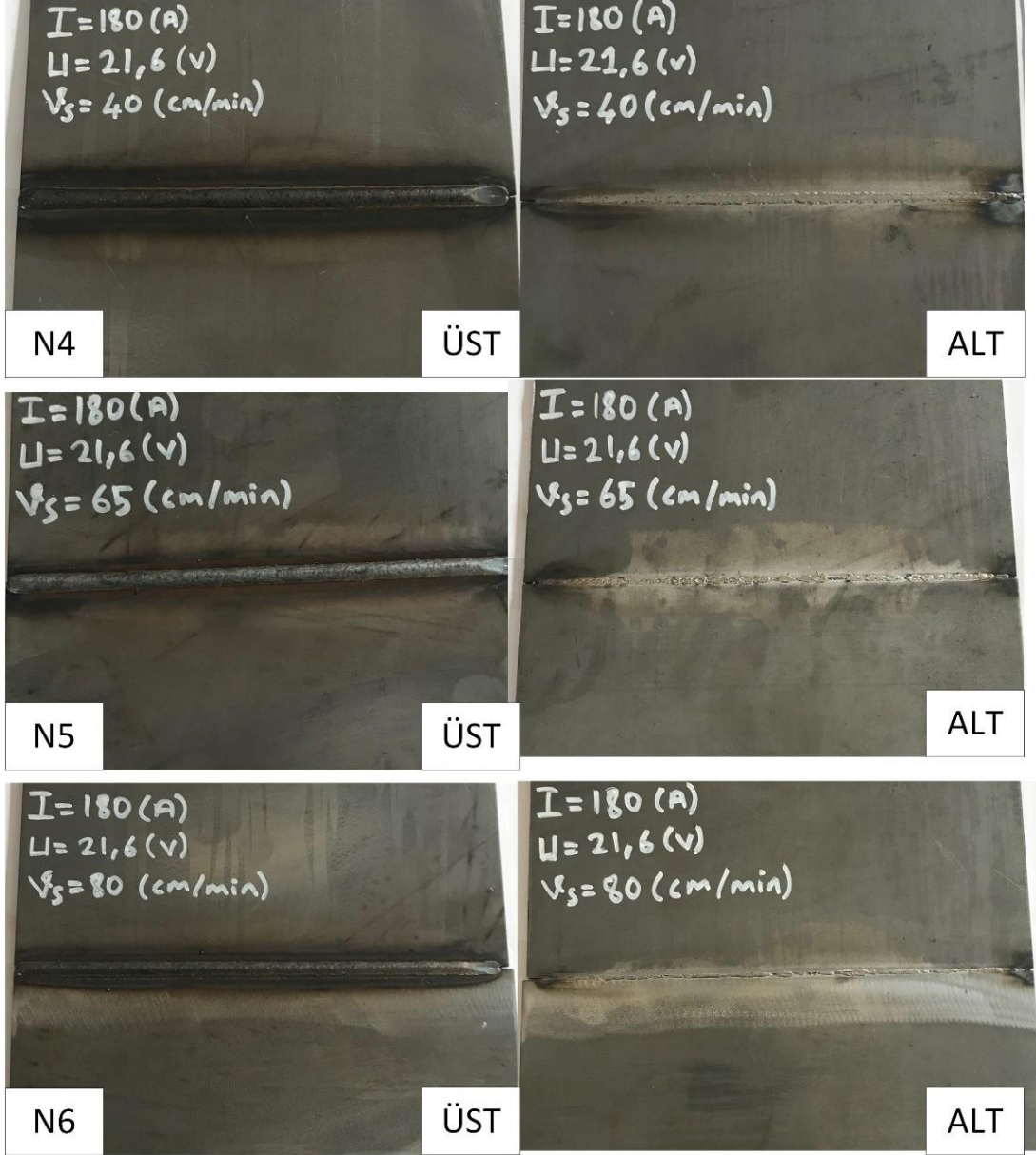
Hesaplanan ısı girdisi değerlerinin 0,55 kJ/mm'nin üzerinde olduğu şartlarda gerçekleştirilen MAG kaynaklarında plakalar aşırı ısı girdisi ve ergiyen metalin kaynak alt bölgesine akması sonucu destek tablalarına kaynaklanmış ve kaynaklar başarısız kabul edilmiştir. Isı girdisi değerlerinin 0,23 kJ/mm değerinin altında olduğu şartlarda gerçekleştirilen kaynaklarda nüfuziyet tam olarak sağlanamamıştır. Bu sebeplerden dolayı XPF800 çelik plakaların MAG kaynağında dokuz farklı şartta gerçekleştirilen numunelerin mekanik sonuçları karşılaştırılmıştır. Dokuz farklı numunenin çekme testleri sonucunda en yüksek çekme dayanımı değeri 822 MPa ile 180 A, 650 mm/min ve 21,6 V ve uygulanan ısı girdisinin 0,287 kJ/mm olan Numune 5'de elde edilmiştir. Bu aşamadan sonra gerçekleştirilecek olan tüm analizler Numune 5 için gerçekleştirilmiştir. 160 A ve üç farklı ilerleme hızı seçilerek gerçekleştirilen MAG kaynaklı XPF800 plakaların önden ve arkadan görüntüleri Şekil 5.15'de, 180 A ve üç farklı ilerleme hızı seçilerek gerçekleştirilen MAG kaynaklı XPF800 plakaların önden ve arkadan görüntüleri Şekil 5.16'da, 200 A ve üç farklı ilerleme hızı seçilerek gerçekleştirilen MAG kaynaklı XPF800 plakaların önden ve arkadan görüntüleri ise Şekil 5.17'de verilmiştir. Dokuz farklı parametre ile gerçekleştirilen MAG kaynaklı plakaların üst ve alt taraflarında ki kaynak durumu göz ile kontrol edildiğinde düzgün kaynaklı birleştirme sağlandığı görülmüştür.



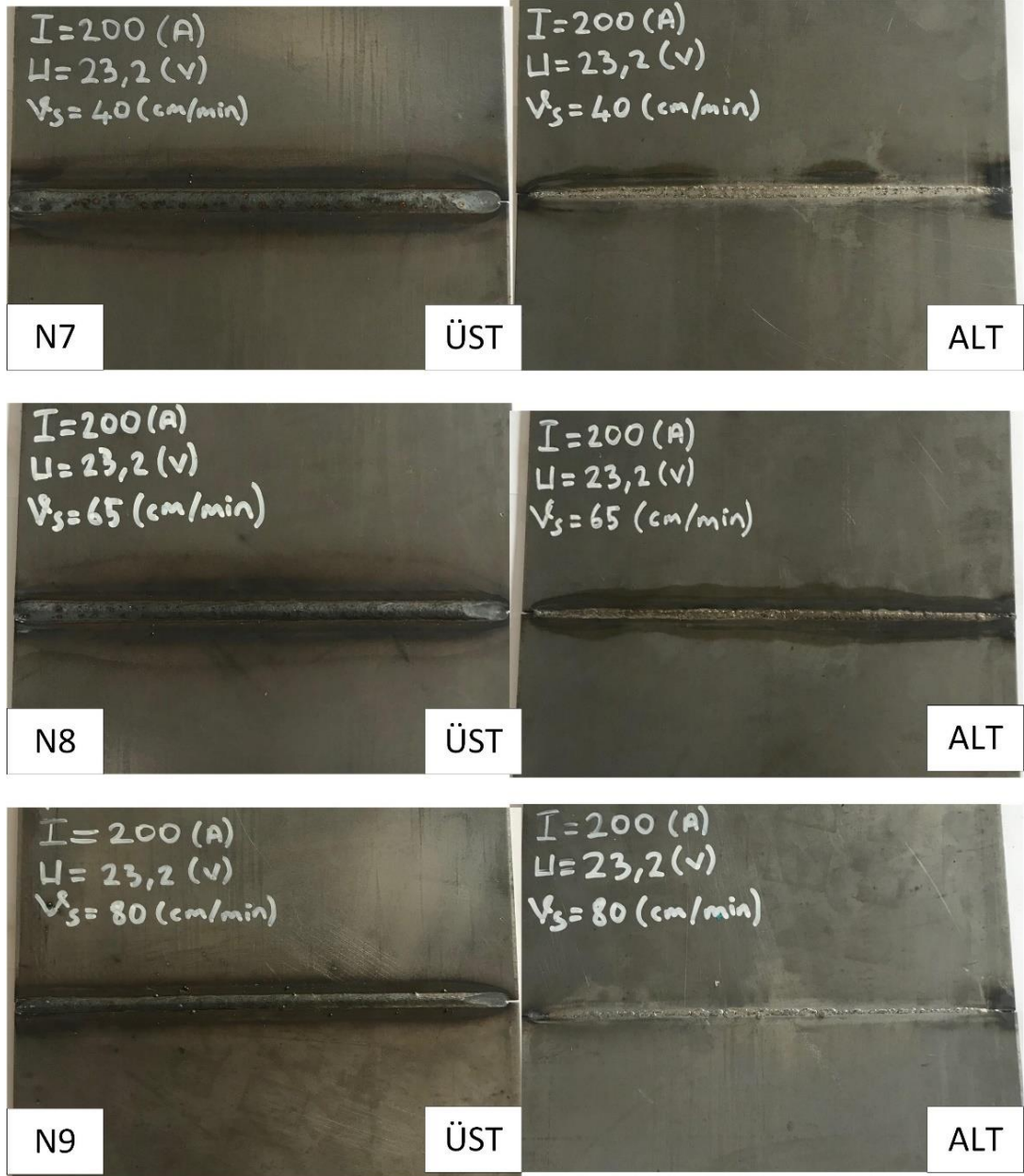


Şekil 5.15: 160 A ve farklı ilerleme hızlarında MAG kaynağı yapılmış XPF800 plakaların üst ve alt görüntüleri



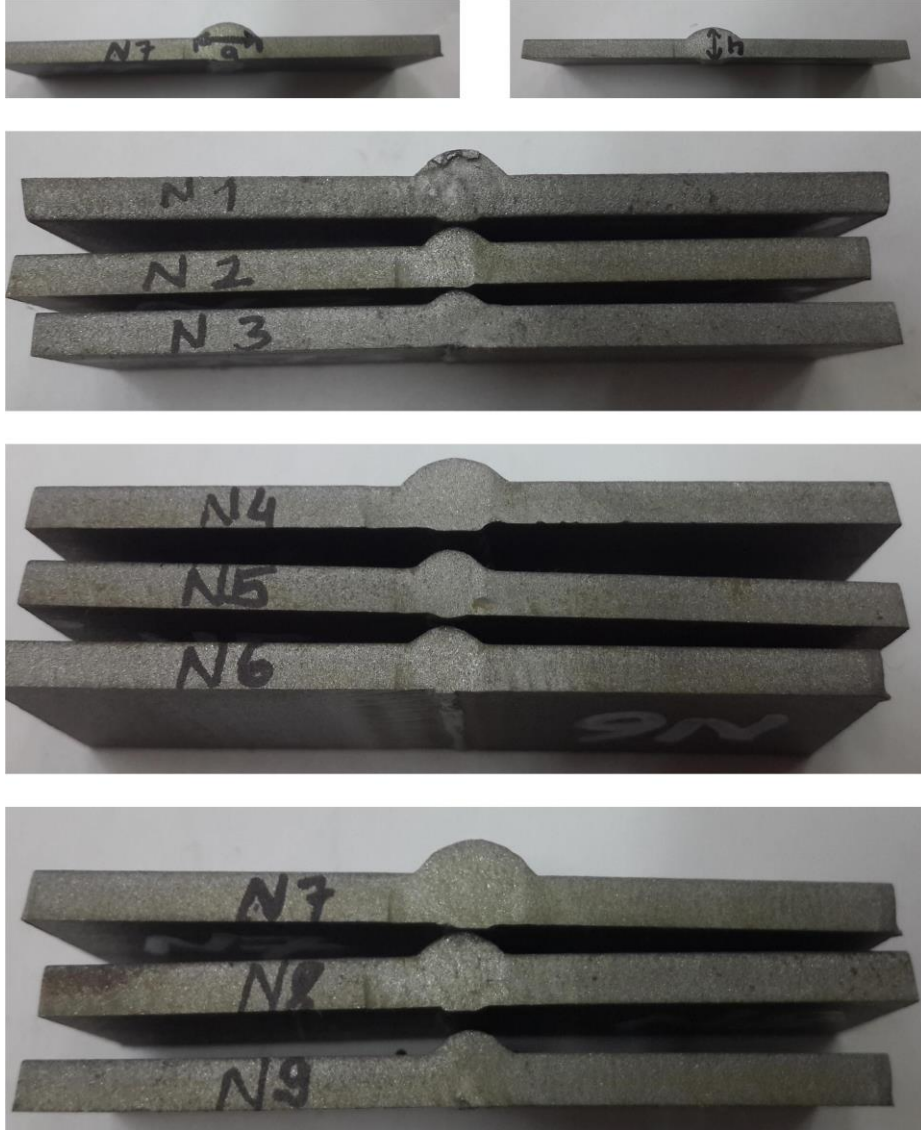


Şekil 5.16: 180 A ve farklı ilerleme hızlarında MAG kaynağı yapılmış XPF800 plakaların üst ve alt görüntüleri



Şekil 5.17: 200 A ve farklı ilerleme hızlarında MAG kaynağı yapılmış XPF800 plakaların üst ve alt görüntüleri

MAG kaynak işleminden sonra oluşan plakalardan kesit alınarak kaynak dikişinin görüntüleri Şekil 5.18’de gösterilmiştir. Kaynaklardan sonra oluşan kaynak dikiş yüksekliği ve genişliği boyutları ise Tablo 5.6’da verilmiştir. Kaynak dikişinin genişlik ve yükseklik ölçülerinin artan ısı girdileri ile birlikte arttığı görülmektedir. Isı girdisinin artması daha fazla ergiyen metalin kaynak dikişine akmasına ve dolayısıyla kaynak dikiş yüksekliğinin artmasına sebep olmaktadır.



Şekil 5.18: MAG kaynağı sonrası numunelerin kaynak dikişlerinin görüntüleri

**Tablo 5.6:** MAG kaynağı uygulanmış XPF800 plakalarda oluşan kaynak dikiş boyutları

Numune	Isı Girdisi (kJ/mm)	Kaynak Dikiş Yüksekliği (h) (mm)	Kaynak Dikiş Genişliği (a) (mm)	Kaynak Dikiş Yüksekliğinin Genişliğe Oranı
1	0,369	2,3	6,8	0,338
2	0,227	1,4	4,7	0,297
3	0,184	1,2	4,5	0,266
4	0,467	2,4	7,4	0,324
5	0,287	1,7	6,3	0,269
6	0,233	1,4	4,6	0,304
7	0,557	2,5	8,4	0,297
8	0,343	1,7	6,6	0,257
9	0,278	1,5	5,3	0,283

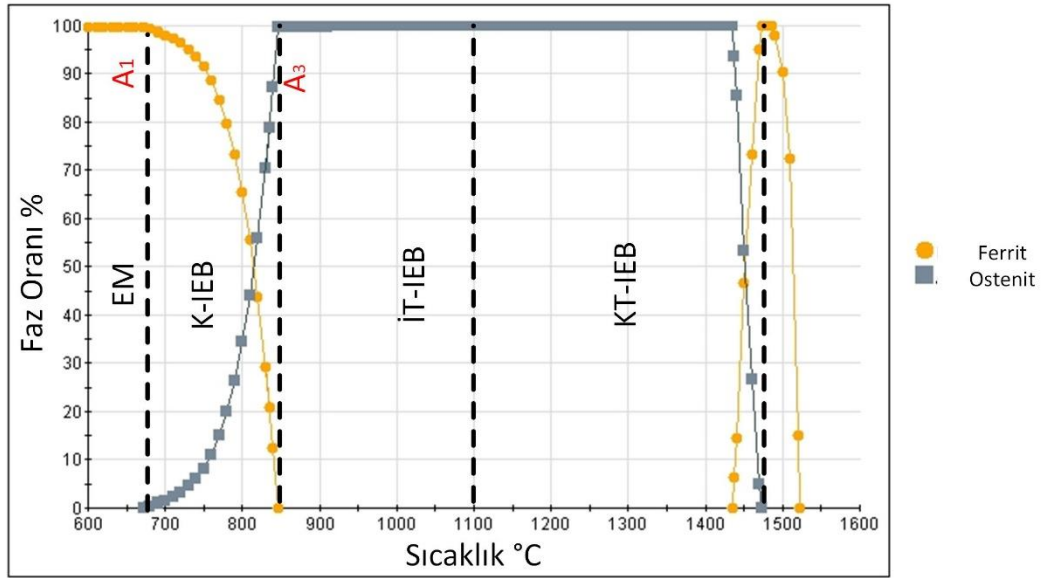
### 5.2.2 İçyapı Analizleri

XPF800 esas malzemesinin tek fazlı ferritik fazdan ve karbürlerden oluşan mikro yapısı Şekil 5.4'de gösterilmiştir. Rastgele çökeltilerin tanelerin kabalaşmasını engellediği ve ince taneli ferritik bir yapı oluştuğu gözlemlenmiştir.

MAG kaynağı esnasında oluşacak bölgeleri belirleyebilmek için sıcaklığın bir fonksiyonu olarak oluşan tahmini faz oranları Şekil 5.19'da gösterildiği gibi JMatPro yazılımı kullanılarak elde edilmiştir. Şekil 5.19'dan da görüleceği gibi  $A_1$  ve  $A_3$  sıcaklıkları tahmini olarak ve sırasıyla 675 °C ve 850 °C olarak belirlenmiştir. MAG kaynağı sırasında sıcaklığa bağlı olarak oluşan bölgeler Francis ve diğ. (2013) tarafından sunulan çalışmaya göre belirlenmiştir. İnce taneli IEB (İT-IEB) (FGHAZ), sıcaklığın  $Ac_3$  noktasının üzerinde olduğu ve eski ostenit kristal taneciklerinin incelendiği bir bölgedir. Kaba taneli IEB (KT-IEB) (CGHAZ) ve ince taneli IEB (İT-

IEB) (FGHAZ) arasındaki sınırı ayırt etmek zordur (Hamada 2003). Bu çalışmada MAG kaynaklı numuneler ergime bölgesi (EB), kaba taneli IEB (KT-IEB) (CGHAZ), kısmen dönüşüme uğramış IEB (K-IEB) (ICHAZ) ve EM olarak sınıflandırılmakta ve bu bölgeler detaylı olarak incelenmektedir.

Fe-0.001Al-1.7Mn-0.15Mo-0.06Nb-0.1Si-0.2V-0.05C-0.013N-0.001P-0.005S wt(%)



Şekil 5.19: MAG kaynağı sonrasında oluşan bölgelerin JMatPro kullanılarak tahmini faz oranları diyagramı

Farklı parametreler kullanılarak yapılan kaynaklar sonucunda en yüksek çekme dayanımı değeri, ısı girdisinin 0,287 kJ/mm olduğu koşullarda gerçekleştirilen Numune 5'te elde edilmiştir. MAG kaynağı yapılmış Numune 5'e ait kesit görüntüsü Şekil 5.20'de verilmiştir. Kesit görüntüsü EB, KT-IEB, K-IEB ve EM olmak üzere dört bölgeye ayrılmıştır ve bu bölgeler ile ilgili OM ve SEM görüntüleri alınarak analizler yapılmıştır.

Şekil 5.21 ve 5.23'te sırasıyla EB'nin OM ve SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.21 ve Şekil 5.23 incelendiğinde EB'nin mikroyapısının asiküler ferrit ve allotriomorfik (eşeksenli) ferritten oluştuğu görülmektedir. Asiküler ferritler, inklüzyonlardan çekirdeklenme yoluyla rastgele dağılmış bir görünüm göstermektedir. Kaynak havuzu sıcaklığının 1600-2000 °C arasında olması sıvı çelikte çözülmüş oksijen ve deoksidasyon elementlerinden (Ti, Al, Si vb.) kompleks oksit inklüzyon oluşması sağlamaktadır (Di ve diğ. 2015), (Babu 2004). Sıcaklık 1400-1530 °C'ye

ulaştığında  $\delta$ -ferrit katılaşmaya başlar, yukarıda belirtilen oksit inklüzyonları örterek ostenite dönüşür. 850-1400 °C arasında ostenit tanelerinde büyüme gerçekleşir. 300-800 °C'de ferrit, ostenitten ayrışır. İlk olarak, ostenit  $\gamma$ - $\gamma$  sınırlarında allotriomorfik ferrite dönüşür. Ardından soğuma devam ederken, inklüzyonlarda asiküler ferrit çekirdeklenmesi başlar. Eğer inklüzyonlar yoksa, asiküler ferrit yerine beynitik ferrit oluşumu gözlenir (Babu 2004). EB'deki içyapıda gözlemlenen asiküler ferritin, bu bölgedeki inklüzyonların varlığının işareti olarak kabul edilmiştir.

EB'de asiküler ferritin oluşması için aşağıdaki hususlar önemlidir:

- (a) inert yüzeyler oluşturan inklüzyonlar, aktivasyon enerjilerini azaltarak ferrit çekirdeklenmesini destekler,
- (b) ötektoit altı ferrit çekirdeklenmesi alaşım elementleri tarafından engellenir,
- (c) inklüzyonlar ve ferrit arasındaki iyi kafes uyumu, çekirdeklenme için aktivasyon enerjisinin azalmasına da katkıda bulunur. (Sun ve diğ 2011).

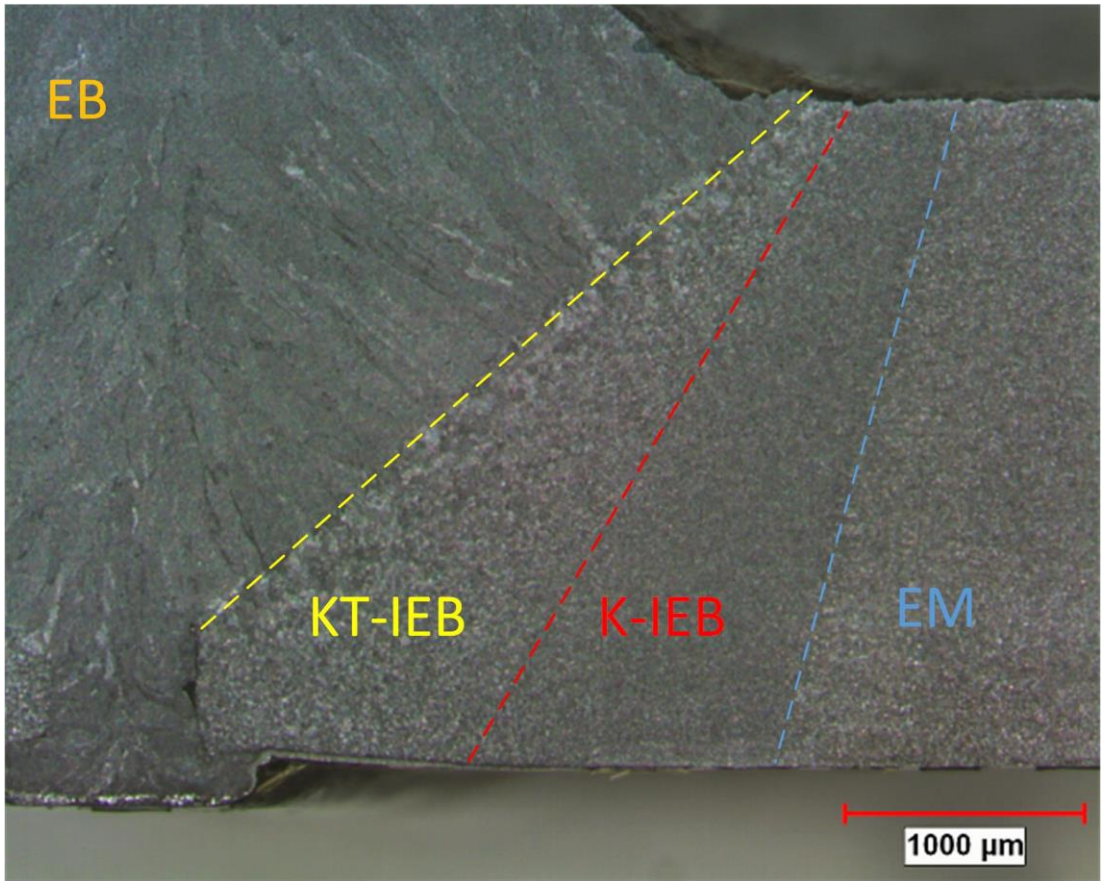
Sıcaklık değerlerinin ve soğutma hızlarının etkisiyle MAG kaynağı yapılmış XPF800 plakalarının IEB'sinde farklı bölgeler oluşur. KT-IEB'nin sırasıyla OM ve SEM görüntüleri Şekil 5.22 ve Şekil 5.24'de verilmiştir. KT-IEB,  $Ac_3$  sıcaklığının üzerinde olan ve iri ostenit tanelerinin barındığı bir bölgedir (Hamada 2003). Kaynak uygulaması sırasında KT-IEB yüksek sıcaklıklara maruz kalır ve akabinde hızlı soğuma meydana gelir. Yüksek ısı girdisi, KT-IEB 'daki ostenit tanelerinin dikkat çekici bir şekilde büyümesini sağlar. Benzer şekilde, KT-IEB 'daki yüksek soğuma hızları, az miktarda VC (vanadyum karbür) oluşumuna ve VC'lerin az miktarda olması ise tanelerin büyümesi engellemeyerek iri tanelerin oluşmasına neden olduğu düşünülmektedir (Fang ve diğ. 2009). KT-IEB in içyapısı incelendiğinde iri taneli beynit ve ferrit yapılarından oluştuğu görülmektedir. Karbon atomları ve alaşım elementleri, yüksek sıcaklıklardan hızlı soğutma sırasında ostenitten çözünerek eski ostenit tane sınırında çekirdeklenen düşük karbonlu beynit ve ferrit tanelerine dönüşmüştür.

K-IEB 'ın OM ve SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 5.25 ve Şekil 5.27'de verilmiştir. K-IEB içyapısında perlit ve ferrit gözlemlenmiştir. K-IEB  $Ac_1$  ve  $Ac_3$  sıcaklıkları arasındadır ve mikro yapısı kısmen ostenittir (Hamada 2003). Bu bölgede



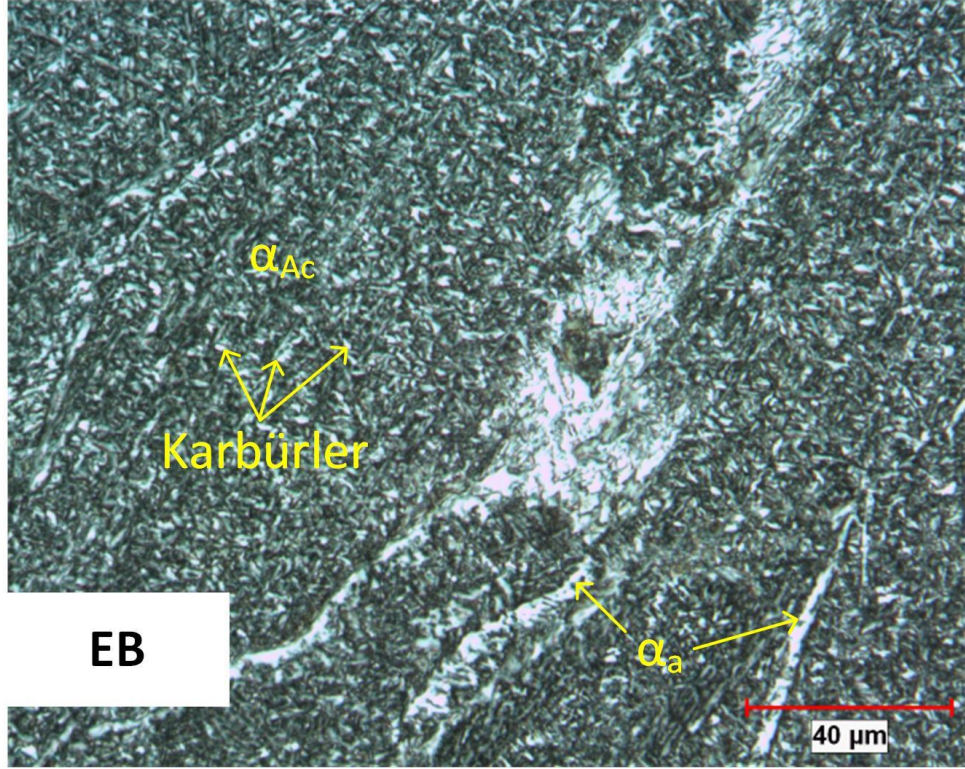
ferrit taneleri dönüşüm göstermez perlit taneleri ise ostenite dönüşür. Soğuma sırasında ostenit perlit ve ferrit yapılarına dönüşmektedir. Tane boyutları yüksek sıcaklıklara çıkılmadığı için KT-IEB'ye göre oldukça incedir.

Şekil 5.26 ve Şekil 5.28'de sırasıyla EM'nin OM ve SEM görüntülerini gösterilmektedir. EM'nin mikro yapısı, rastgele dağılmış karbürlerden ve ayrıca ince taneli ve eş eksenli ferritten oluşmuştur. EM bölgesinde yüksek sıcaklıklar oluşmadığı ve A<sub>1</sub> sıcaklıklarının altında kaldığı için karbürler çözünmemiş ve kaynak öncesi içyapı genel anlamıyla korunmuştur.

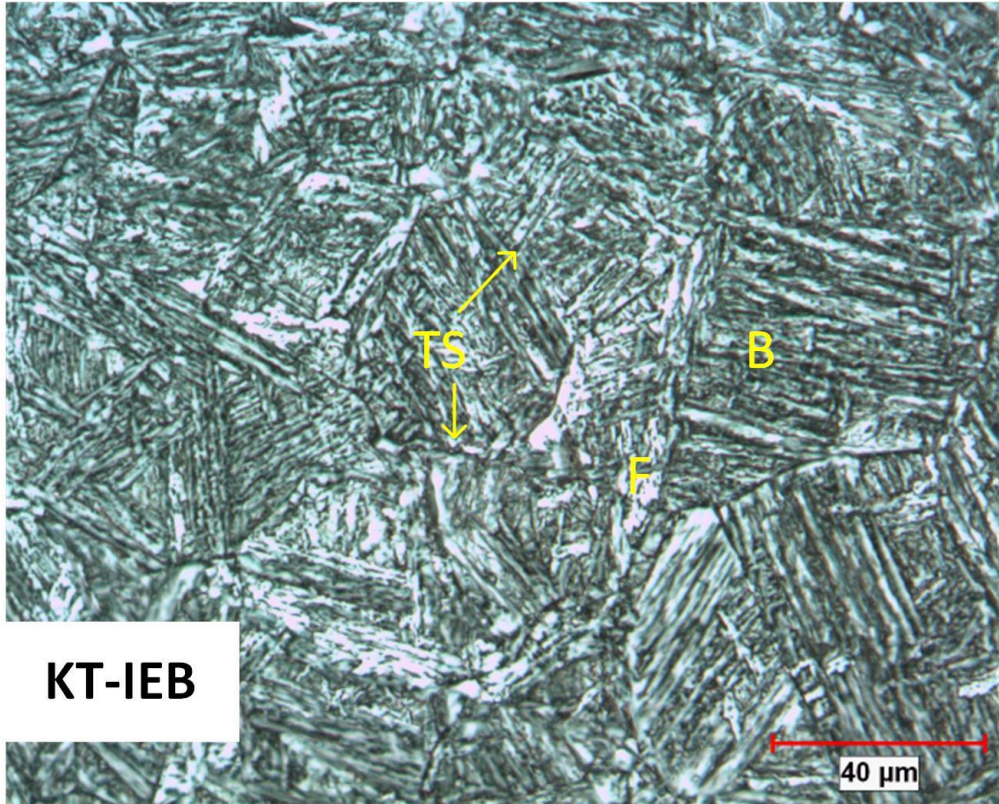


**Şekil 5.20:** MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin OM genel görünümü (EB: ergime bölgesi, KT-IEB: kaba taneli ısıdan etkilenen bölge, K-IEB: kısmen dönüşüme uğramış ısıdan etkilenen bölge, EM: esas malzeme)



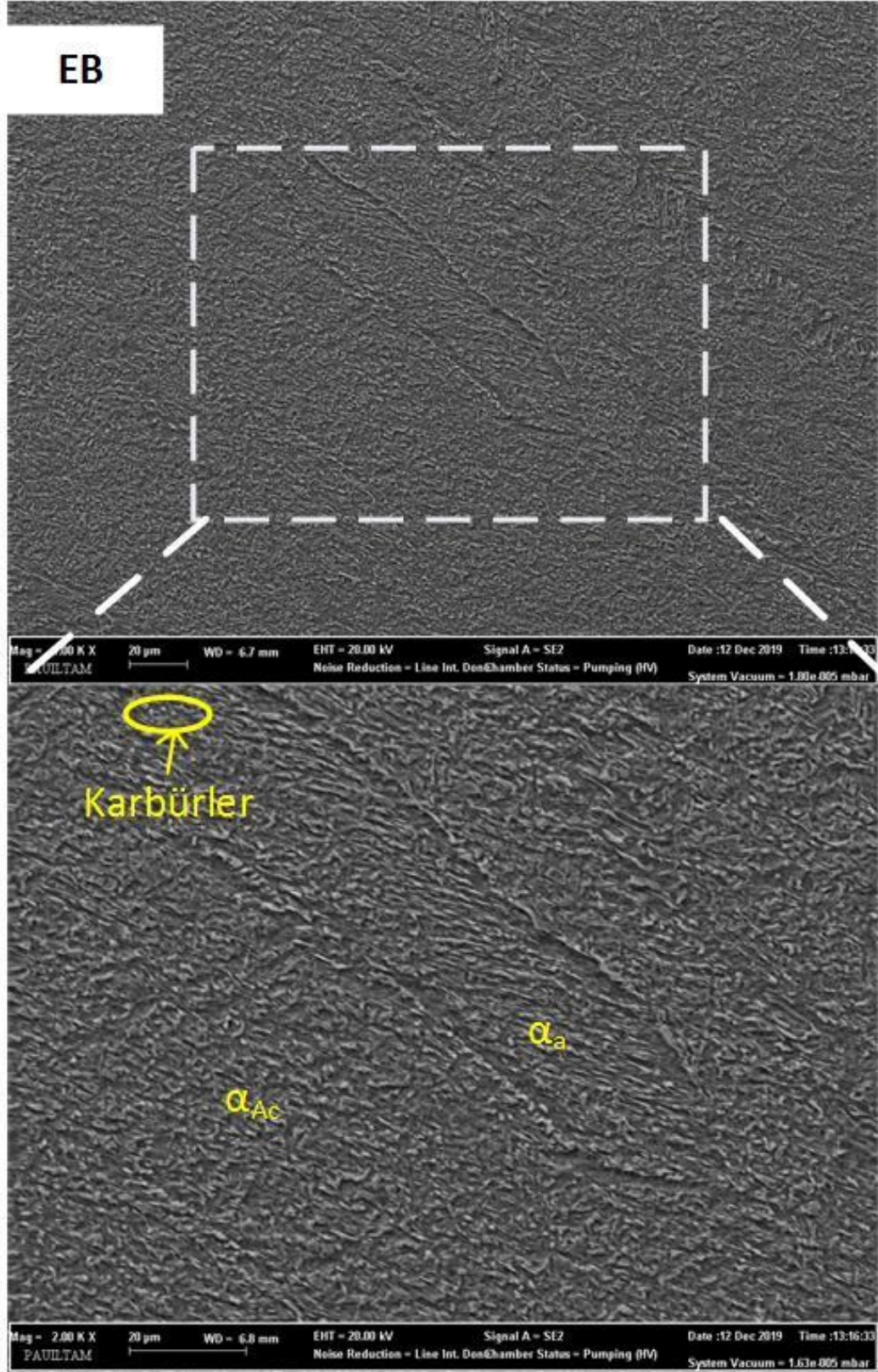


Şekil 5.21: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EB'sinin OM görüntüsü ( $\alpha_{Ac}$ : asikuler ferrit,  $\alpha_a$ : allotriomorfik ferrit)

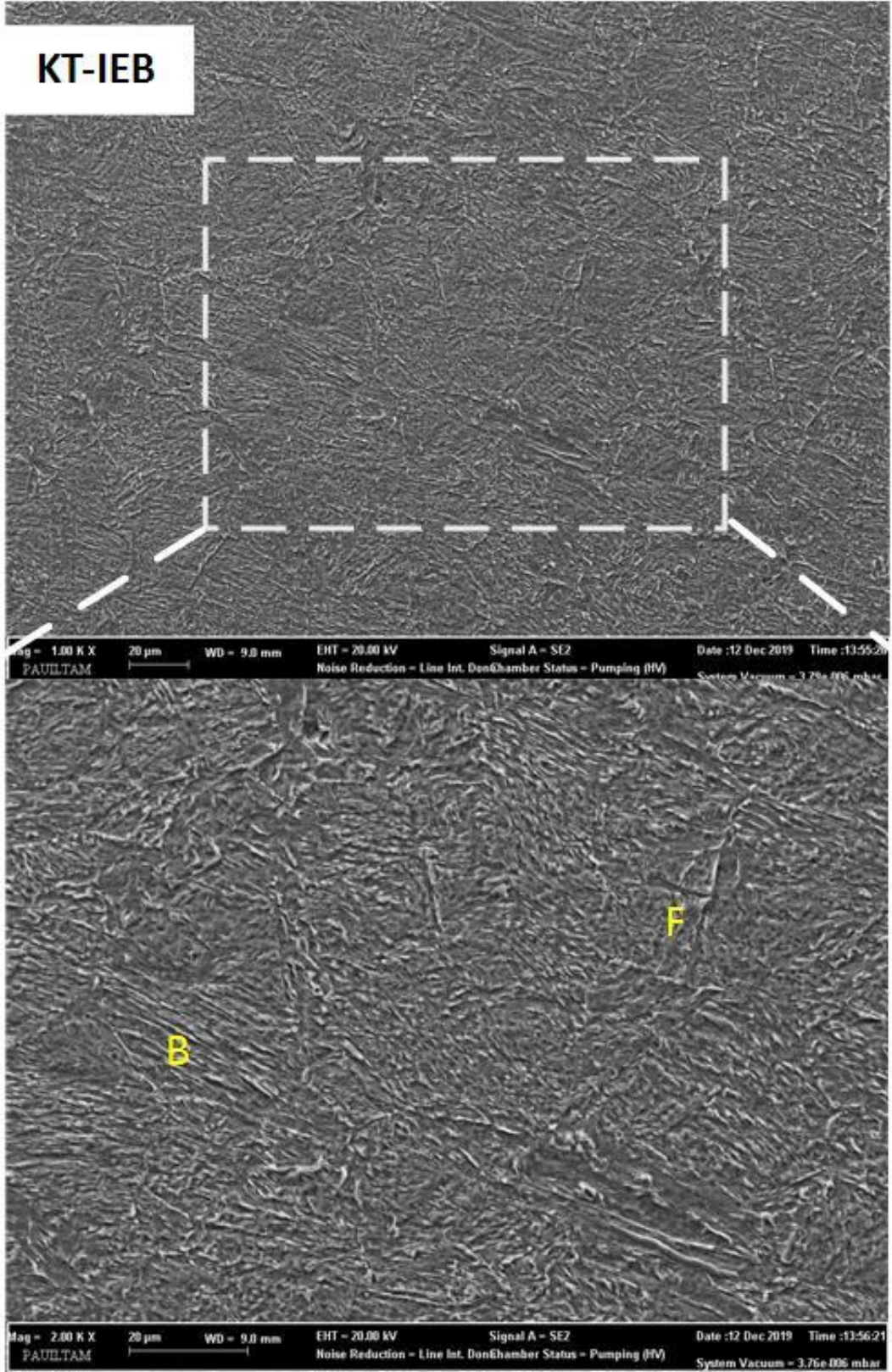


Şekil 5.22: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin KT-IEB'sinin OM görüntüsü (B: beynit, F: ferrit, TS: tane sınırı)



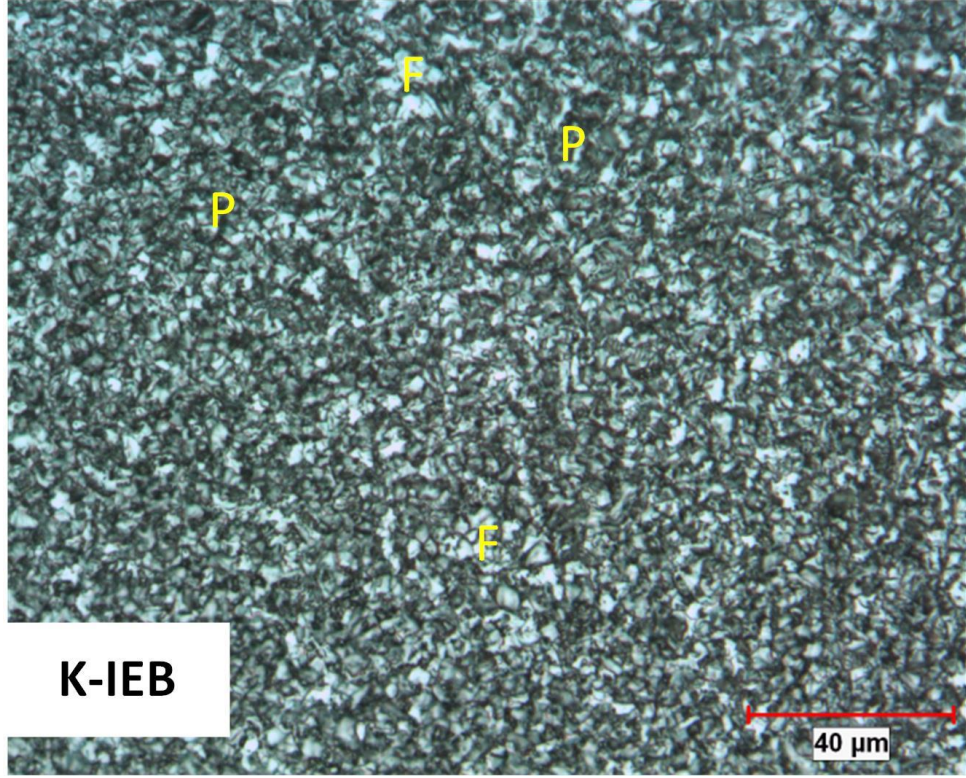


Şekil 5.23: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EB'sinin SEM görüntüleri ( $\alpha_{Ac}$ : asiküler ferrit,  $\alpha_a$ : allotriomorfik/ötektoidöncesi ferrit)

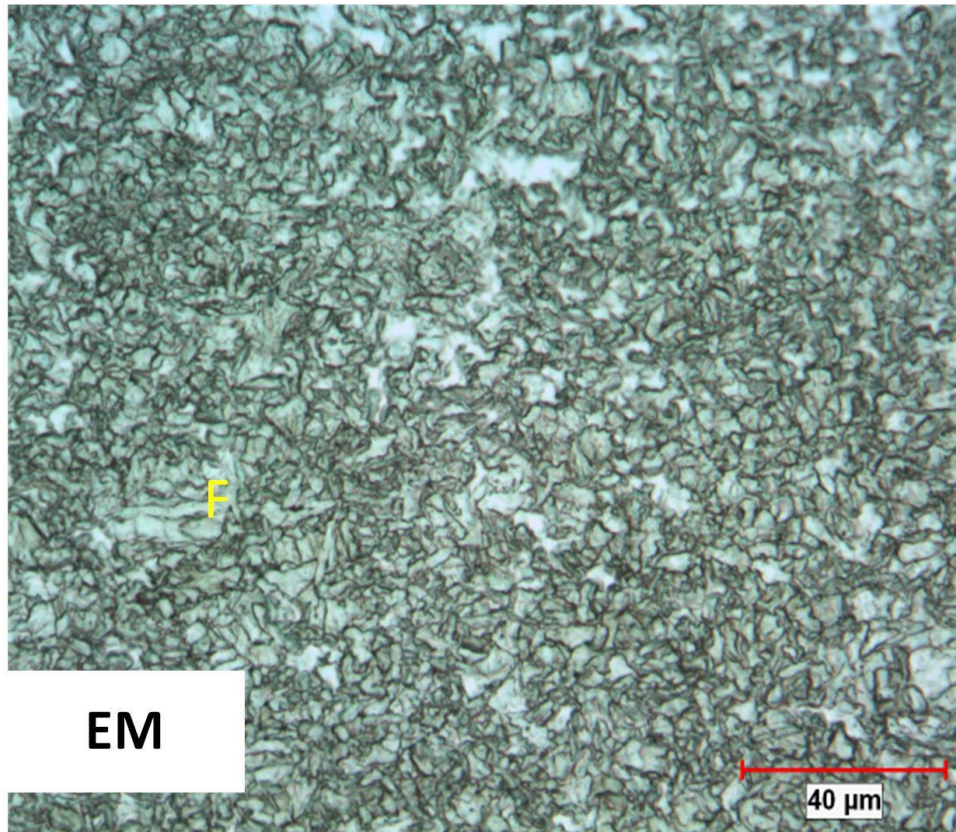


Şekil 5.24: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin KT-IEB'sinin SEM görüntüleri (B: beynit, F: ferrit)



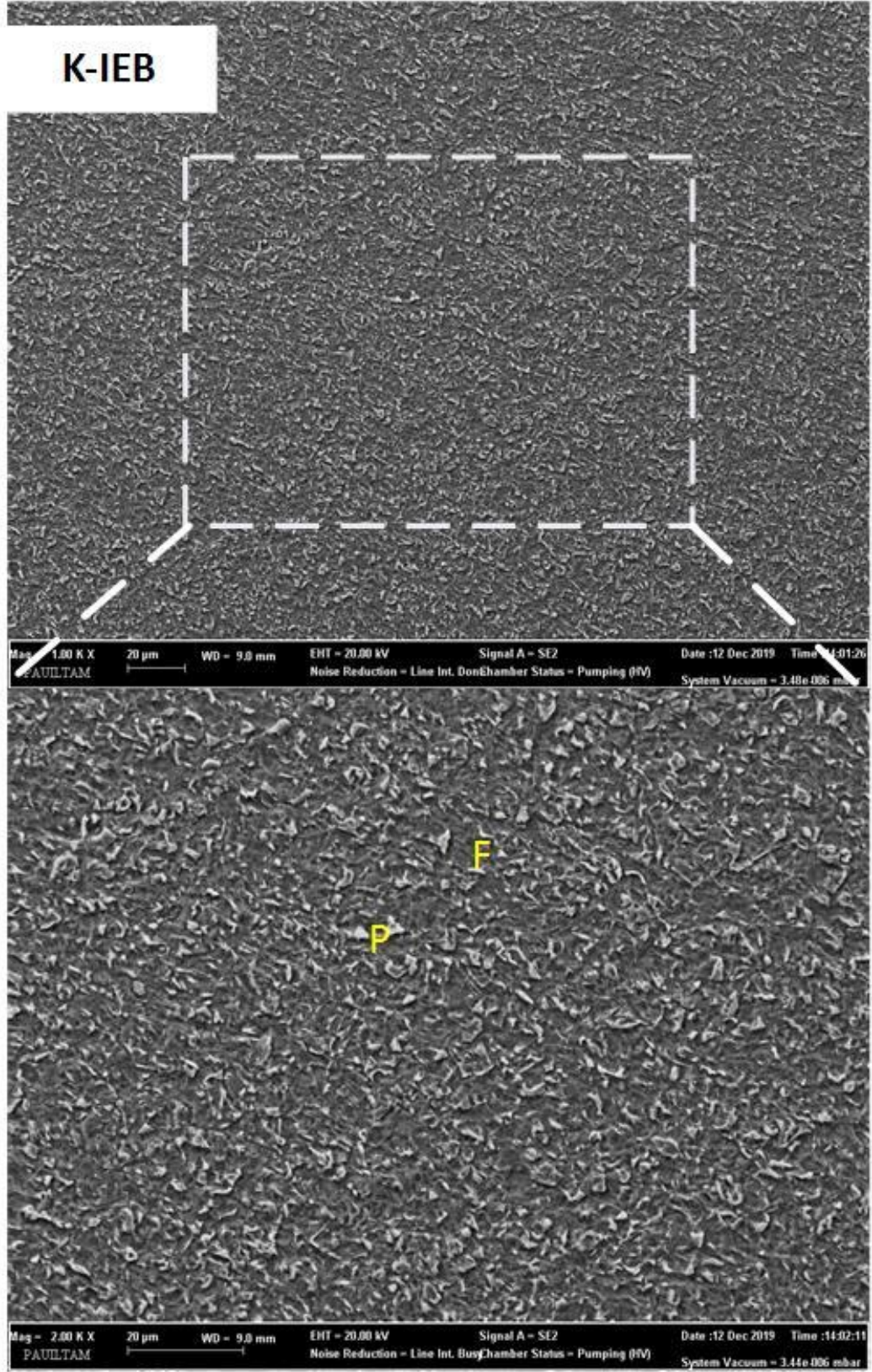


Şekil 5.25: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin K-IEB'sinin OM görüntüsü (P: perlit, F: ferrit)

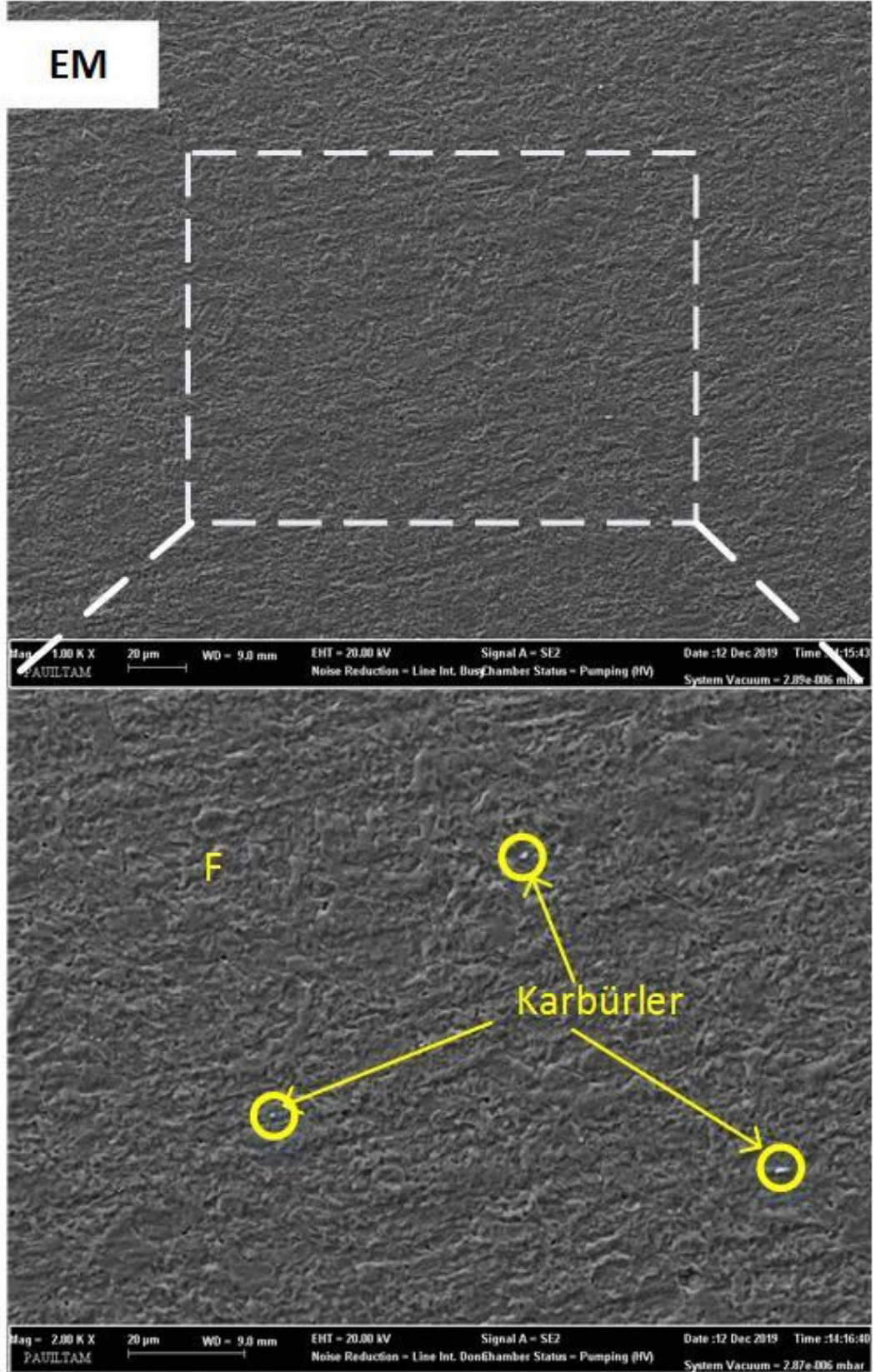


Şekil 5.26: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EM bölgesinin OM görüntüsü (F: ferrit)





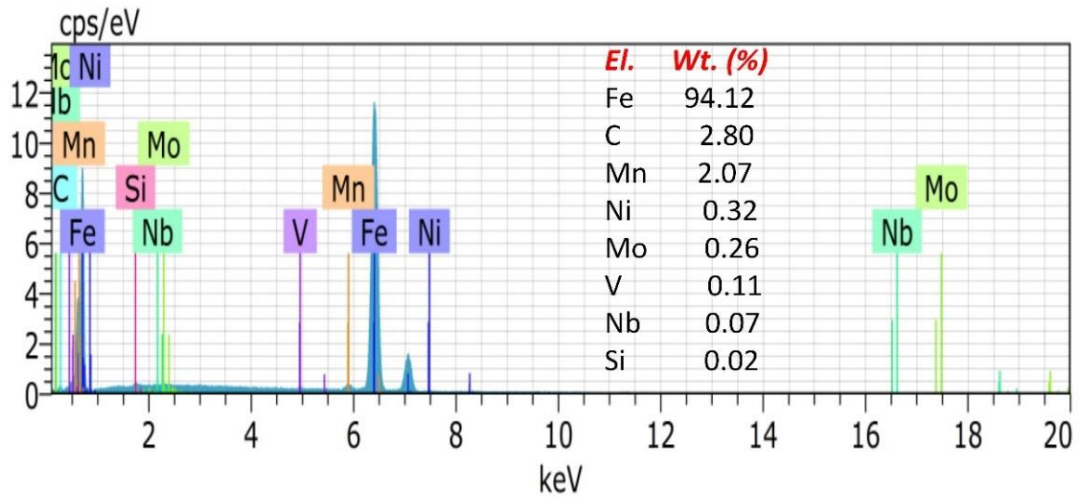
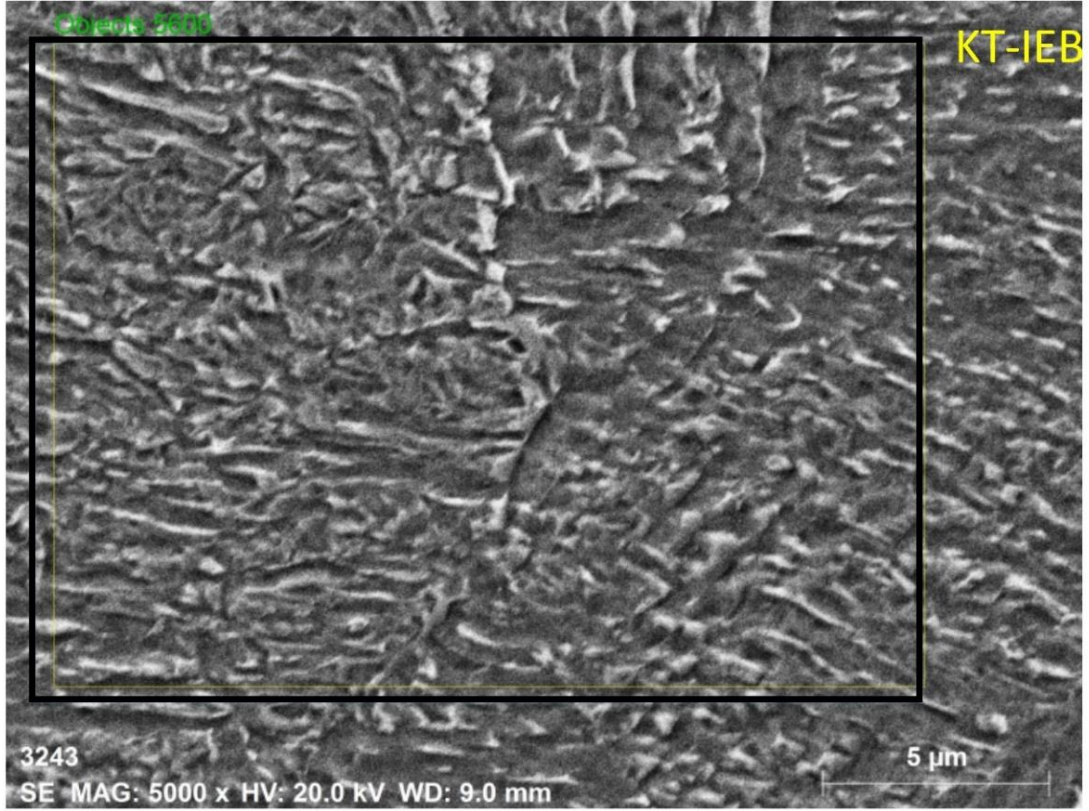
Şekil 5.27: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin K-IEB'sinin SEM görüntüleri (P: perlit, F: ferrit)



Şekil 5.28: MAG kaynağı uygulanmış XPF800 çeliğinin EM'sinin SEM görüntüleri (F: ferrit)

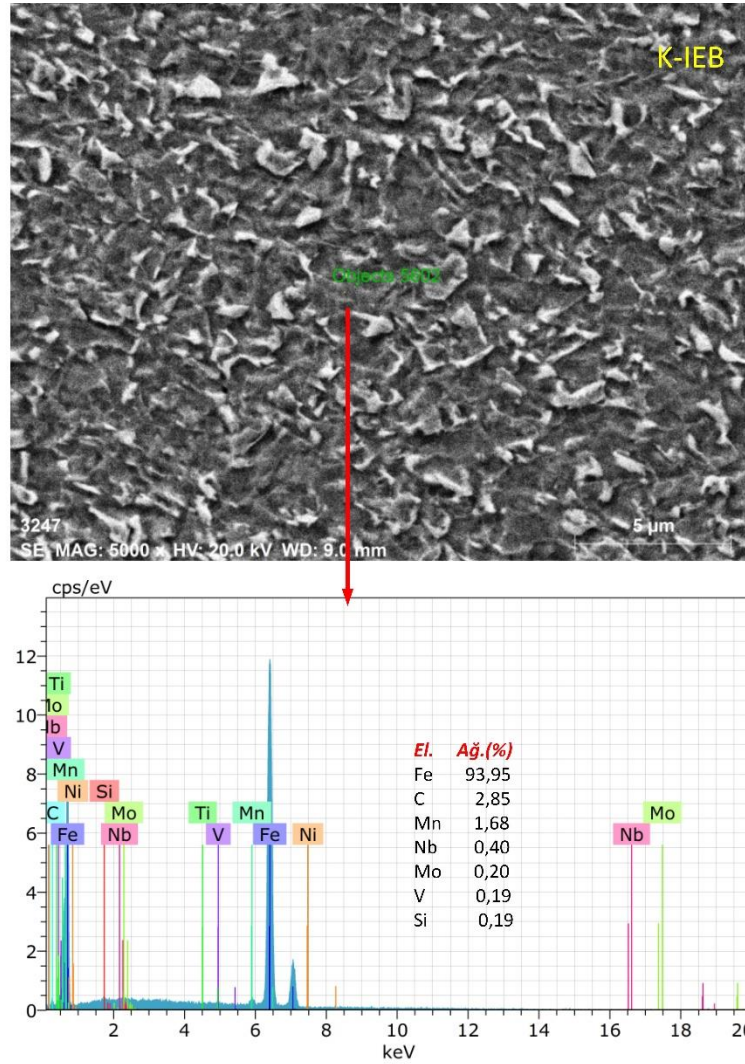


KT-IEB ve K-IEB'in EDS analizi sırasıyla Şekil 5.29 ve 5.30'da verilmiştir. KT-IEB'nin EDS analizi incelendiğinde inklüzyon oluşturacak elementlerin varlığı EDS analizinde görülmemektedir (Şekil 5.29). Soğuma esnasında daha önce belirtildiği gibi içyapıda inklüzyonlar yoksa asiküler ferrit yerine beynit oluşumu gözlemlenir.



Şekil 5.29: MAG kaynağı yapılmış Numune 5'in KT-IEB'sinin EDS analizi

K-IEB'de EDS nokta analizi Şekil 5.30 gösterilmiştir. İçyapıda bulunan küçük bir partikül üzerinde yapılan analiz sonuçlarına göre bu partikülün bir NbC olabileceği düşünülmektedir. Fakat EDS analizleri çok küçük partiküller üzerinde yapıldığı zaman ana faz içerisinde bulunan elementlerinde analizde belli oranda çıkacağı unutulmamalıdır. Bu analiz sonucunda Nb'nin K-IEB'de yeniden çökelmeye başladığının bir işareti olarak değerlendirilmiştir. Sha ve diğ. (2011) EDS analizlerinde, V'un 1200 °C'de ostenitleme ve hızlı soğutmadan sonra çözüldüğü için mikroyapıda bulunmadığını tespit etmişlerdir. Fang ve diğ. (2009) V ve Nb'nin tamamının 1350 °C'de çözüldüğünü ve buna bağlı olarak parçacıkların pimleme etkisinin (pinning effect) tamamen ortadan kalktığını belirtmişlerdir. Vanadyum karbon nitrürlerin tekrar çökelmeye başladıkları sıcaklık ise yaklaşık 850 °C'dir. NbC ise yaklaşık 1000 °C'nin altında oluşmaktadır.



Şekil 5.30: MAG kaynağı yapılmış Numune 5'in K-IEB'sinin EDS analizi

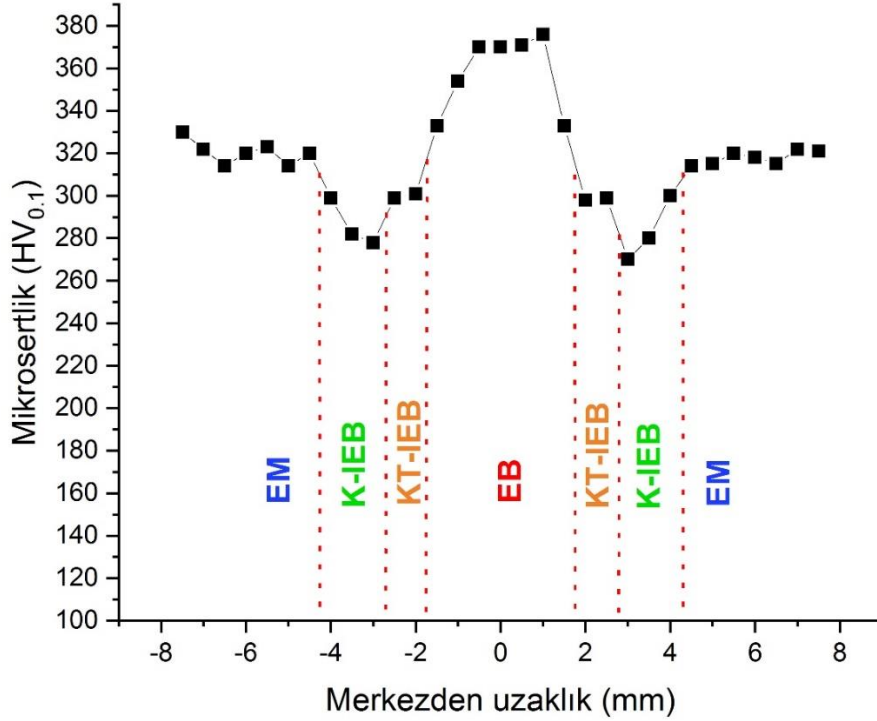
### 5.2.3 Mikrosertlik Analizleri

Vickers mikrosertlik değerleri, kaynaklı parçanın ortasından ve yatay çizgi üzerinde 0,5 mm aralıklarla ölçülmüştür. EB, KT-IEB, K-IEB ve EM Vickers mikrosertlik değerleri ( $HV_{0.1}$ ) Şekil 5.31'de görülmektedir. En yüksek sertlik değeri yaklaşık 360  $HV_{0.1}$  ile EB'de, en düşük sertlik değeri ise yaklaşık 270  $HV_{0.1}$  ile IEB yumuşamasının gözlemlendiği K-IEB'de ölçülmüştür. EM'nin sertlik değeri ise ortalama 320  $HV_{0.1}$  ölçülmüştür. EB'nin mikro yapısındaki beynit ve asiküler ferrit bu bölgenin sertliğinin arttırmıştır. Benzer şekilde mikro yapıda bulunan karbürlerin varlığı da sertlik artışına katkıda bulunmaktadır.

IEB yumuşaması, metallerin kaynakları için çok önemlidir. Çünkü IEB yumuşamasının mukavemeti ve sertliği azalttığı ve kopmaların yumuşama bölgesinde meydana geldiği görülmektedir. Hashemi ve diğ. (2009) çalışmalarında bu bilgiyi desteklemektedir. KT-IEB'deki mikrosertlik yaklaşık 300  $HV_{0.1}$  ölçülmüştür ve bu değer EM'nin mikrosertliğe kıyasla yaklaşık %7'lik sertlik düşüşü olduğunu göstermektedir. Ayrıca K-IEB'da mikrosertliğin 270  $HV_{0.1}$ 'e kadar düşüğü görülmektedir. Aslında içyapıda bulunan tanelerin irileşmesi mukavemet ve sertlikte düşüşe neden olmaktadır. Fakat kaba taneli IEB'de K-IEB'ye göre taneler büyük olmasına rağmen sertlik değerleri daha yüksek ölçülmüştür. KT-IEB'de yüksek sıcaklıklarda çözelti içerisinde çözünmüş halde bulunan vanadyum elementinin IEB'de tanelerin büyümesinde herhangi bir rolü olmadığı fakat mukavemetini ve sertliği arttırdığı düşünülmektedir (Fang ve diğ. 2009). Ayrıca KT-IEB'nin mikrosertliğindeki artış, yüksek sıcaklıklardan hızlı soğutma ile malzemenin su verme gibi benzer bir ısıl işlem geçirmesi sebebiyle oluşmaktadır (Hamada 2003). Yumuşamanın meydana geldiği K-IEB'de mikrosertlik 270  $HV_{0.1}$  civarında görülür ve EM'ye göre yaklaşık %15'lik bir azalma meydana gelir. Ramazani ve diğ. (2014), beynitik mikro yapının sertliğinin, temperlenmiş martenzit ve ferritik mikro yapınıninkinden daha yüksek olduğunu bulmuşlardır. Çeliklerde farklı fazların sertlik değerleri karşılaştırıldığında beynitin sertliğinin, ferrit ve perlitten daha yüksek olduğu bilinmektedir (Sun ve diğ. 2016). KT-IEB'de taneler daha iri olmasına rağmen, içyapısında bulunan beynit bu bölgenin sertliğinin, içyapısı ferrit ve perlitten oluşan K-IEB'in sertliğine göre daha yüksek olmasına neden olmuştur.



EM'nin ortalama mikrosertliği 320 HV<sub>0,1</sub>'de ölçülmüştür. EM'nin içyapısında yumuşak ferrit fazı olmasına rağmen, ferritlerin ince taneli olması ve içyapısında karbürlerin bulunması sertliğinin artmasında rol oynamaktadır.

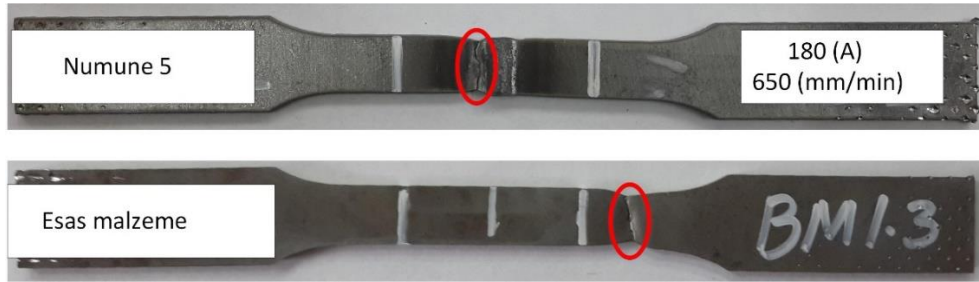


Şekil 5.31: MAG kaynağı sonrası Numune 5'e ait mikrosertlik dağılımı

#### 5.2.4 Çekme Testinden Elde Edilen Veriler

XPF800 plakaların MAG kaynağında en kaliteli kaynağı elde etmek için dokuz farklı parametre çalışılmıştır. Hem kaynaklı numunelerin hem de esas malzemenin çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve toplam uzama sonuçları Tablo 5.7'de verilmiştir. Dokuz farklı parametre ile gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin hepsinde çekme testi sırasında kopmalar, yumuşamanın meydana geldiği IEB'den olmuştur. Esas malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı ve toplam uzama değerleri sırasıyla 858 MPa, 810 MPa ve %18'dir. Seçilen parametrelerden (180 A kaynak akımı, 650 mm/min ilerleme hızı ve 0,287 kJ/mm ısı girdisi) en iyi sonucu veren Numune 5'in çekme dayanımı, akma sınırı ve toplam uzama değerleri sırasıyla 822 MPa, 768 MPa ve %15'tir. En iyi şartlarda elde edilen kaynaklı Numune 5'in çekme dayanımı esas malzemeye göre yaklaşık %5 daha düşüktür. Yaklaşık %5'lik

mukavemet azalmasının Bölüm 5.2.3'te açıklandığı gibi IEB yumuşamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. XPF800 esas malzemenin içyapısında ferrit tanelerin ince olması ve mikroalaşım elementlerinden kaynaklanan mukavemet artışı olduğu bilinmektedir. MAG kaynaklı Numune 5'in içyapı analizlerinde IEB'de daha yumuşak fazlar olduğu bildirilmişti. Yüksek sıcaklıklardan hızlı soğumaya uğrayan MAG kaynaklı Numune 5'te çökeltilerin ilk üretimdeki yavaş ve kontrollü soğutma koşullarıyla kıyaslandığında daha az sayıda olduğu ve bu da çökeltilerin mukavemet artışına esas malzemede olduğu kadar katkı sağlamadığı düşünülmektedir. Bu sebeple MAG kaynağı sonrası IEB yumuşamasına uğrayan Numune 5'in çekme dayanımında %5'lik bir azalmaya sebep olduğu söylenebilir. Çekme testi sonrası esas malzeme ve Numune 5'in makro görüntüleri Şekil 5.32'de gösterilmiştir. Çekme testi sonrası Numune 5'in IEB'den koptuğu görülmektedir.



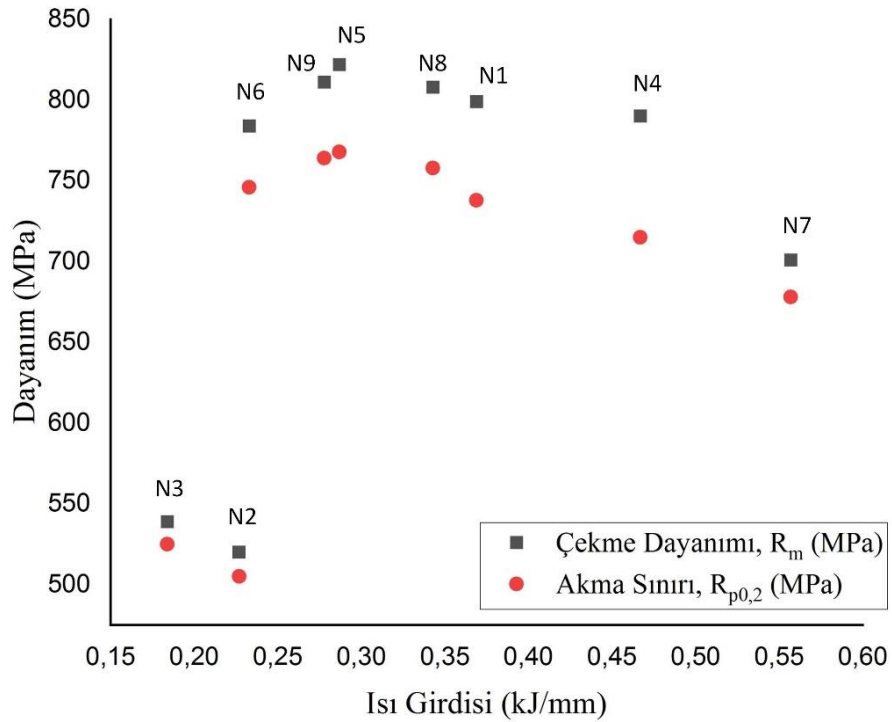
**Şekil 5.32:** MAG kaynağı sonrası esas malzeme ve Numune 5'in çekme testi sonrası hasarlı görüntüleri

Tüm numunelerin ısı girdisine bağlı mukavemet değişimleri Şekil 5.33'de verilmiştir. Isı girdileri 0,233-0,467 kJ/mm aralığında olan kaynaklı numunelerin çekme dayanımlarının birbirine yakın olduğu gözlemlenmiştir. Bu aralıkta gerçekleştirilen tüm kaynaklı bağlantılar başarılı kabul edilmiştir. Fakat en yüksek mukavemet değeri 180 A kaynak akımı, 650 mm/min ilerleme hızı ve 0,287 kJ/mm ısı girdisi ile gerçekleştirilen Numune 5'te elde edilmiştir. 0,227 kJ/mm ve 0,184 kJ/mm ısı girdilerinde yapılan kaynaklı bağlantılarda tam nüfuziyet sağlanamamıştır. 0,233 kJ/mm ile 0,467 kJ/mm ısı girdileri aralığında gerçekleştirilen kaynaklarda kaliteli kaynaklı bağlantılar sağlanmış ve kaynak bölgesinin kök kısmındaki penetrasyon düzgün bir şekilde elde edilmiştir. 0,233 kJ/mm'nin altında (Numune 3 ve Numune 2) ısı girdisi ile yapılan kaynaklı numunelerin çekme dayanımı değerleri, esas malzemeye göre yaklaşık %40 daha azdır. Benzer şekilde, ısı girdisinin giderek arttığı ve 0,55 kJ/mm'ye ulaştığı (Numune 7) kaynaklı numunenin çekme mukavemet değeri, esas

malzemeye göre yaklaşık %20 oranında azalmıştır. Isı girdisi 0,55 kJ/mm'den yüksek olduğunda 3 mm kalınlığında XPF800 plakalarının düzgün şekilde kaynaklanmadığı için başarısız olarak kabul edilmiştir.

**Tablo 5.7:** MAG kaynağı uygulanmış XPF800 plakalarda ait çekme testi sonuçları

Numune	Parametreler			Mekanik Sonuçlar		
	Kaynak Akımı (A)	Kaynak Hızı (mm/min)	Isı Girdisi (kJ/mm)	Akma Sınırı, $R_{p0,2}$ (MPa)	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa)	Uzama (%)
EM				810	858	18
N1	160	400	0,369	738	799	15
N2	160	650	0,227	505	520	3
N3	160	800	0,184	525	539	3
N4	180	400	0,467	715	790	12
N5	180	650	0,287	768	822	15
N6	180	800	0,233	746	785	12
N7	200	400	0,557	678	701	9
N8	200	650	0,343	758	808	12
N9	200	800	0,278	764	811	12



**Şekil 5.33:** Kaynaklı numunelerin ısı girdi değerlerine bağlı dayanım sonuçları (N: numunenin kısaltması)

### 5.2.5 Çentik Darbe Dayanımı ve Kırılma Yüzeyi Analizleri

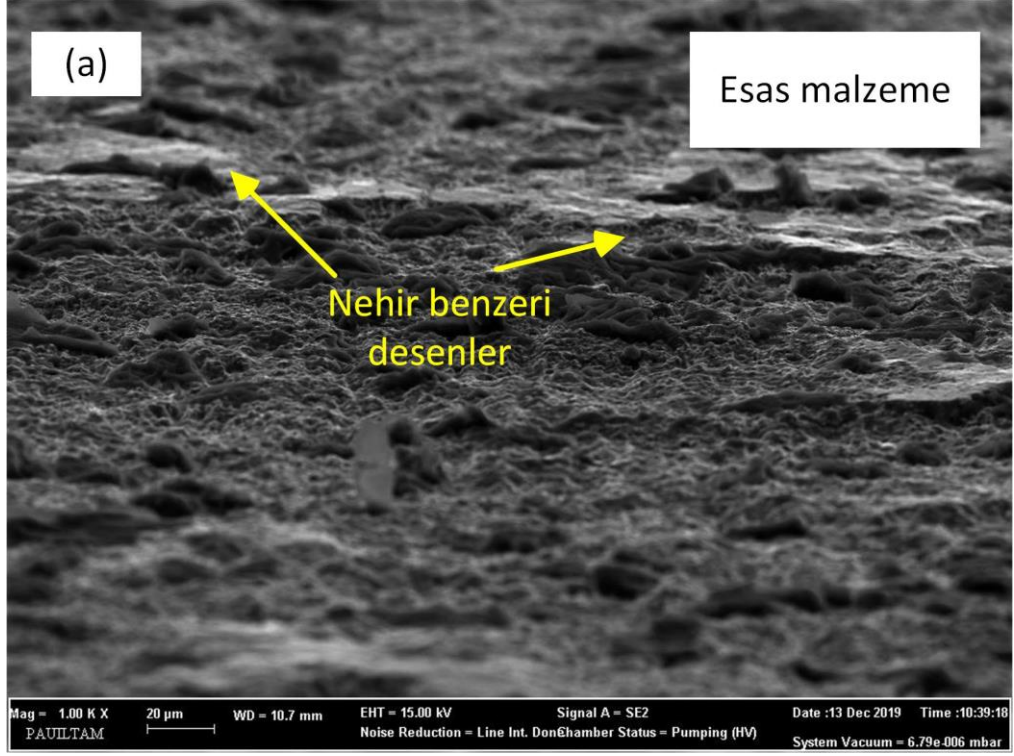
Esas malzemenin ve Numune 5'in oda sıcaklığındaki çentik darbe enerji değerleri Tablo 5.8'de verilmiştir. Esas malzemenin çentik darbe enerji değeri ortalama 46 J iken, MAG kaynaklı Numune 5'in çentik darbe enerji değeri, ortalama 51 J olarak bulunmuştur. Esas malzemenin uzama değeri kaynaklı Numune 5'in uzama değerinden daha yüksektir. Dolayısıyla tokluk değerinin daha yüksek olması beklenmektedir. Fakat asiküler ferritin kırılmaya karşı gösterdiği direçten dolayı kaynaklı numunenin tokluk değeri esas malzemeninkinden biraz daha yüksek çıkmıştır. Literatürde benzer çalışmalarda EB'nin içyapısında oluşan asiküler ferritin mikro çatlakların yayılmasını önleyerek darbe tokluğunu artırmaya yardımcı olduğuna dair bilgiler bulunmaktadır (Wang ve diğ. 1990, Dong ve diğ. 2014, Di ve diğ. 2015).

**Tablo 5.8:** XPF800 esas malzeme ve MAG kaynağı uygulanmış Numune 5'in çentik darbe deneyi sonuçları

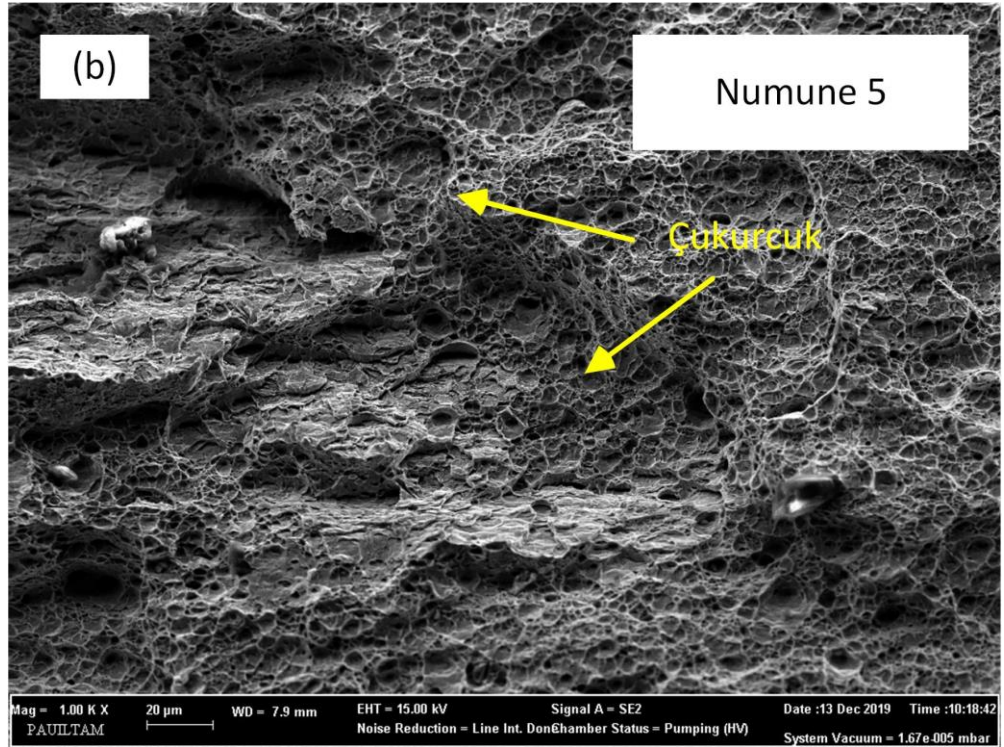
	Darbe Enerjisi (J)	Kırılma Tipi
XPF800 esas malzeme	46	Sünek Kırılma
Numune 5	51	Sünek Kırılma

Esas malzeme ve Numune 5'in kırık yüzeylerinin analizi için SEM kullanılmıştır. Her iki numunede de sünek kırılmaya uğramıştır. Şekil 5.34a, esas malzemenin kırık yüzeylerindeki çukurlara ek olarak nehir benzeri desenlerin oluştuğunu göstermektedir. Daha az darbe tokluğuna sahip metaller, yarı yarıya kırılması olarak adlandırılan kırılma yüzeylerinde nehir gibi bir model sergiler (Cui ve diğ. 2018). Esas malzemede görülen bu nehir benzeri desenler Numune 5'e göre daha düşük tokluğa işaret etmektedir.

Benzer şekilde sünek kırılma gösteren Numune 5'in yüzeyinde de çok sayıda çukurcuk görülmektedir (Şekil 5.34b). Numune 5'in kırık yüzeyi incelendiğinde, esas malzemeye göre daha küçük ve daha fazla sayıda çukurcukların olduğu görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 5.34: Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) esas malzeme, (b) MAG kaynaklı Numune 5

## 5.3 SKK Yöntemi

### 5.3.1 SKK Yöntemi ile Gerçekleştirilen Ön Deneyler

SKK yönteminde geleneksel ergitme kaynak yöntemlerine göre daha fazla parametre kaynak kalitesini etkilemektedir. Literatürde yapılan çalışmalar esas alınarak seçilen parametreler ile ön deneylere başlanmıştır. SKK sırasında kullanılan karıştırıcı takım kaynağın kalitesini önemli ölçüde etkilemektedir. Yapılan bazı çalışmalara dayanarak 3 mm kalınlığında düşük karbonlu çelikler için kullanılan takımın karıştırıcı uç uzunluğu 2,7 mm ve omuz çapı Ø16 mm olarak seçilerek ön deneylere başlanmıştır. Diğer parametreler ise sırasıyla devir sayısı 600, 750, 900, 1100 min<sup>-1</sup> takım ilerleme hızı 47,5/ 60/ 75/ 95 ve 118 mm/min ve baskı yükü ise 6, 7, 9, 11, 12 ve 14 kN olarak belirlenmiştir. Ön deneyler esnasında takım eğim açısı 0° olacak şekilde ayarlanmıştır. Ön deneyler esnasında kullanılan tüm parametreler Tablo 5.9'da gösterilmiştir. Tablo 5.9'da görüldüğü üzere ön deneylerde dört farklı devir sayısı ve ilerleme hızı ile altı farklı baskı yükü, takım eğim açısı 0° ve karıştırıcı takım ucu yüksekliği 2,7 mm olacak şekilde çalışılmıştır.

**Tablo 5.9:** SKK için belirlenen ön deney parametreleri

SKK Ön Deney Parametreleri				
Devir Sayısı min <sup>-1</sup>	Takım İlerleme Hızı mm/min	Takım Baskı Yükü (kN)	Takım Eğim Açısı (°)	Takım Ucu Yüksekliği (mm)
600	60	6	0	2,7
750	75	7		
950	95	9		
1180	118	11		
		12		
		14		

SKK yönteminin ön deneyleri esnasında plakalara, ilk dalma esnasında takım ucunun aşınmasını engellemek amacıyla 6 mm çapında başlangıç deliği açılmıştır. Şekil 5.35'de başlangıç deliği açılarak SKK gerçekleştirilen plakaya ait görüntü verilmiştir. Fakat asıl deneyler esnasında başlangıç delikleri açılmadan kaynaklar yapılmıştır. SKK sırasında başlangıç deliği açılarak gerçekleştirilen kaynaklı plakalar, başlangıç deliğinin olduğu kısımdan alt tablaya kısmi kaynaklanmış ve kaynaklı plakalar güç uygulayarak yerinden çıkarılmıştır. Başlangıç deliği açılması durumunda

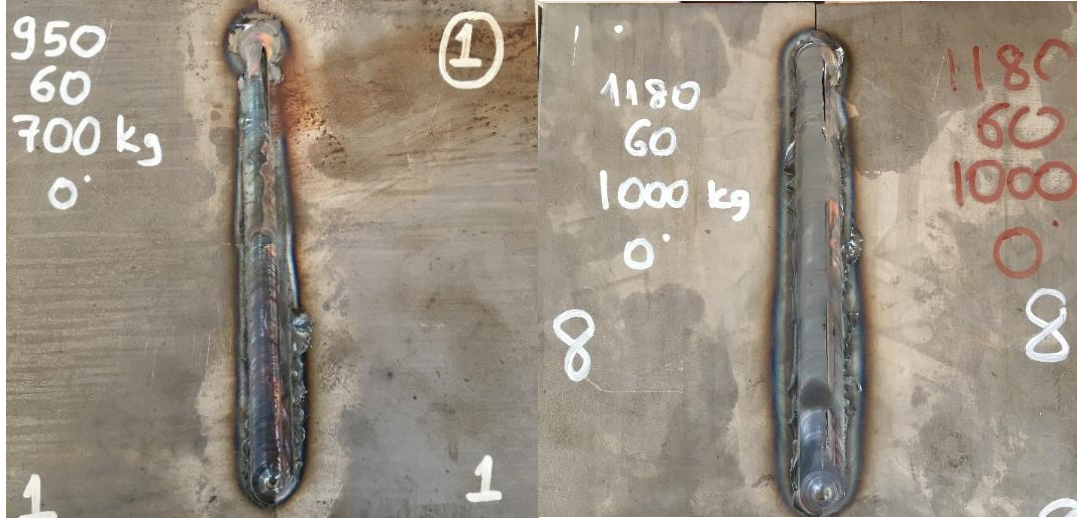


takım omzu ile plaka arası temas alanının azalması sonucu yeterli hamurlaşma sıcaklığına daha geç ulaşılması gerekçesiyle asıl deneylerde başlangıç deliği açılmadan kaynaklar gerçekleştirilmiştir. Ayrıca başlangıç deliği açmak ve açmamak arasında takım uç profilinin aşınması adına kayda değer bir değişiklik görülmemiştir.



Şekil 5.35: Başlangıç deliği açılarak SKK uygulanan plaka görüntüsü

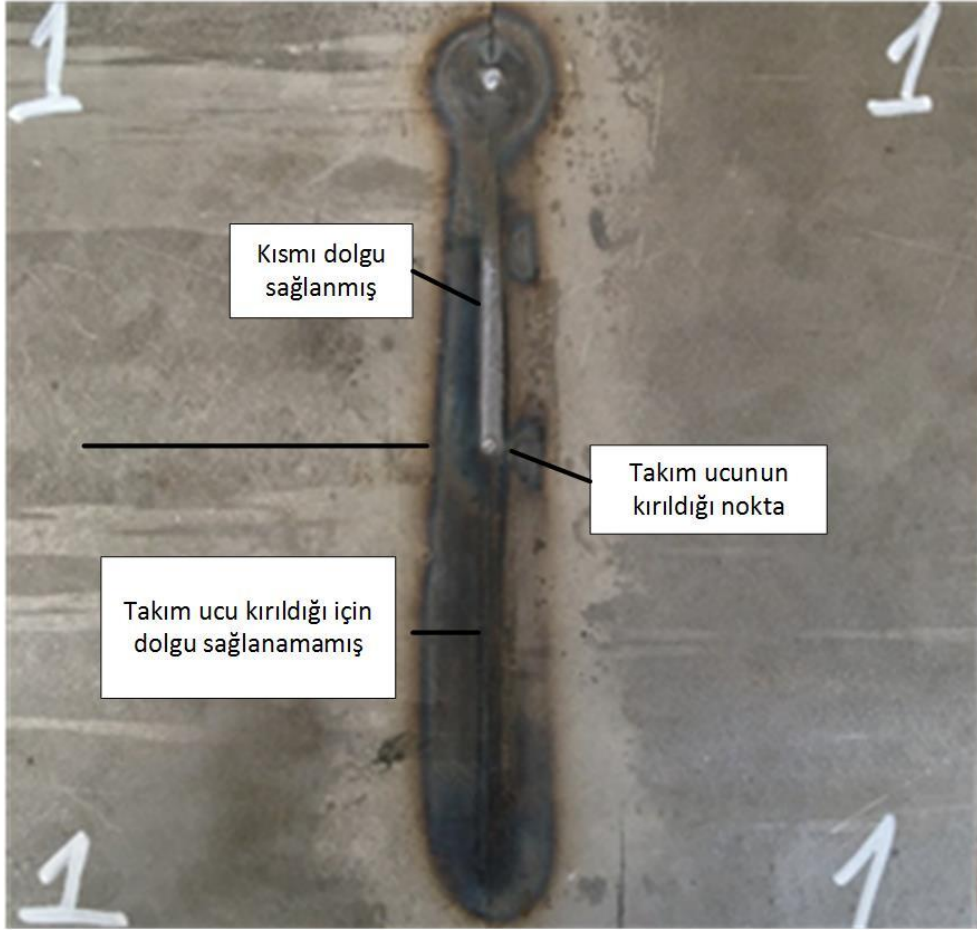
Takım karıştırıcı uç yüksekliğinin 2,7 mm olduğu şartlarda gerçekleştirilen SKK kaynaklı bağlantılarda başarılı sonuçlar elde edilememiştir. Bunun nedeni yeterli hamurlaşma sıcaklığına ulaşabilmek için baskı yükünün istenilen seviyede artırılamamasıdır. Çünkü aşırı baskı yükünde, fazla dalmaya bağlı olarak, ilerleme hareketi sırasında takım ucunun plaka destek tablasına teması sonucu kırıldığı görülmüştür. Ayrıca 2,7 mm takım ucu profili ile yapılan kaynaklı plakaların sabitlendiği yere kısmi kaynaması sonucu kaynak sonrası plakaların çıkarılması kolay olmamıştır. Şekil 5.36'da SKK yöntemi ile başarılı bir şekilde kaynaklanamayan bazı plakalara ait görüntüler verilmiştir. Şekil 5.36'da görüldüğü üzere 7 kN'luk baskı yükünün hamurlaşma sıcaklığına ulaşmak için yeterli olmaması ve takımın plakalara aşırı batması sonucu hamurlaşan metalin dışarı taşıdığı görülmektedir. Yükün artırılması taşmayı azaltmasına rağmen düzgün bir kaynak dikişi sağlanamamıştır.



**Şekil 5.36:** Karıştırıcı takım ucu yüksekliğinin 2,7 mm olduğu durumda SKK yapılan başarısız kaynak görüntüleri

Şekil 5.37a'da ise SKK gerçekleştirilmiş plakaların alt yüzey görüntüsü, Şekil 5.37b'de ise takım karıştırıcı uç yüksekliği 2,7 mm olan ve SKK sonrası hasara uğramış takımların görüntüsü verilmiştir. Şekil 5.37a incelendiğinde takım ucunun hasara uğradığı bölgeye kadar kaynaklı bağlantı gerçekleşmiş olmasına rağmen, takım ucunun kırılması sonucunda yeterli karıştırma olmadığı için dolgu sağlanamadığı görülmektedir. Şekil 5.37b'de ise takım ucunun yüksekliğinin fazla olması ve SKK sırasında alt tablaya temas etmesi sonucu hasara uğramış karıştırıcı takım görüntüleri görülmektedir. Çalışmada 3 mm kalınlığında XPF800 çelik plakalar kullanılmıştır. Takımın karıştırıcı ucunun yüksekliği ise 2,7 mm'dir. SKK esnasında takım omzunun plakalara temas etmesi gerektiği düşünülürse alt tabla ile plakalara batan karıştırıcı uç arasında sadece 0,3 mm'lik bir fark bulunmaktadır. Yeterli hamurlaşmanın sağlanması için baskı yükünün artırılması gereken durumlarda karıştırıcı takım ucu plakalara daha fazla dalmak suretiyle, alt sabitleme tablasına temas edip kırılmasına sebep olabilmektedir. Esas deneyler esnasında karıştırıcı ucun alt tablaya temasını engellemesi amacıyla karıştırıcı uç yüksekliği 2,5 mm düşürülmüş ve daha başarılı kaynaklı bağlantılar elde edilmiştir.





(a)



(b)

**Şekil 5.37:** SKK sırasında (a) 2,7 mm yüksekliğine sahip takımların ucunun kırılması nedeniyle dolgu sağlanamayan plaka, (b) SKK sonrası takımların görüntüsü

Ön deneyler esnasında baskı yükünün 6 ve 7 kN uygulandığı şartlarda ölçülen sıcaklıklar maksimum 500-550 °C'dir. Göz ile kontrol yapıldığı durumda SKK işlemini gerçekleştirecek takımın yeterli kızarıklığa ulaşamadığı görülmüştür. Yeterli hamurlaşma sıcaklığına ulaşılmadan SKK gerçekleştirilen plakalarda başarılı sonuçlar elde edilememiştir (Şekil 5.38). Bu sebeplerden dolayı esas deneylerde 6 ve 7 kN baskı yükü çalışılmamıştır.



Şekil 5.38: SKK işlemi sırasında baskı yükünün 7 kN olarak uygulandığı kaynak işlemine ait plaka görüntüsü

Deneylerin tamamında kaynak işleminin gerçekleştirildiği freze tezgâhının universal başlığı takım eğim açısı 0° olarak seçilerek SKK işlemi gerçekleştirilmiştir.

### 5.3.2 SKK Yöntemi ile Gerçekleştirilen Esas Deneyler

Ön deneyler sonucunda takım ucu yüksekliğinin 2,7 mm olduğu durumlarda karşılaşılan olumsuzlulardan dolayı, esas deneylere takım ucu yüksekliği 2,5 mm olacak şekilde devam edilmiştir. Asıl deneylerde kullanılan SKK parametreleri Tablo 5.10 ve 5.11'de gösterilmiştir.

**Tablo 5.10:** SKK için belirlenen esas deney parametreleri (Baskı yükü sabit)

SKK Esas Deney Parametreleri				
Devir Sayısı (min <sup>-1</sup> )	Takım İlerleme Hızı (mm/min)	Takım Baskı Yükü (kN)	Takım Eğim Açısı (°)	Takım Karıştırıcı Uç Yüksekliği (mm)
600	60	11	0	2,5
600	75	11	0	2,5
600	95	11	0	2,5
600	118	11	0	2,5
750	60	11	0	2,5
750	75	11	0	2,5
750	95	11	0	2,5
750	118	11	0	2,5
950	60	11	0	2,5
950	75	11	0	2,5
950	95	11	0	2,5
950	118	11	0	2,5
1180	60	11	0	2,5
1180	75	11	0	2,5
1180	95	11	0	2,5
1180	118	11	0	2,5

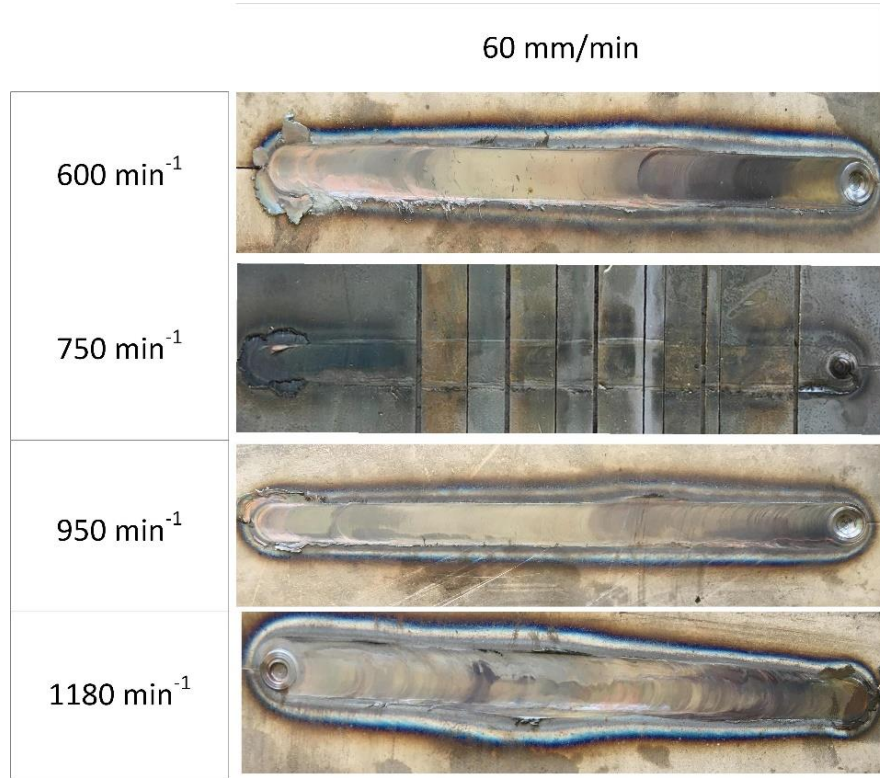
**Tablo 5.11:** SKK için belirlenen esas deney parametreleri (Devir sayısı ve ilerleme hızı sabit)

SKK Esas Deney Parametreleri				
Devir Sayısı (min <sup>-1</sup> )	Takım İlerleme Hızı (mm/min)	Takım Baskı Yükü (kN)	Takım Eğim Açısı (°)	Takım Ucu Yüksekliği (mm)
750	95	9	0	2,5
750	95	11	0	2,5
750	95	13	0	2,5
750	95	14	0	2,5

Ön deneylerden elde edilen verilere göre takım baskı yükü öncelikli olarak 11 kN değerine sabitlenerek farklı ilerleme hızları ve farklı takım devir sayılarında SKK işlemlerine başlanmıştır. Daha sonrasında elde edilen sonuçlara göre takım devir sayısı ve ilerleme hızı sabit tutularak baskı yükünün etkisi incelenmiştir. SKK yöntemi uygulanmış plakalar su jeti yardımıyla kesilerek çekme deneyine tabi tutulmuştur.

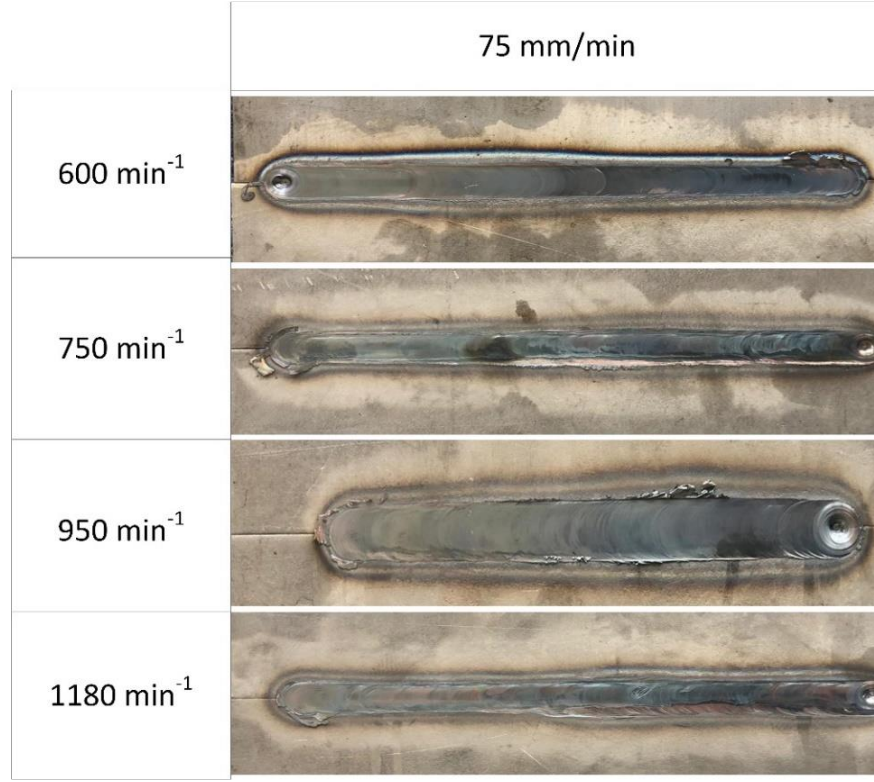
Baskı yükünün 11 kN'da ve sabit tutularak farklı ilerleme hızı ve takım dönme devrinde gerçekleştirilen SKK sonrası plakaların yüzey fotoğrafları Şekil 5.39, 5.40, 5.41 ve 5.42'de ayrı ayrı gösterilmiştir. Şekil 5.42'de SKK sonrası yüzey fotoğrafları incelendiğinde 600 min<sup>-1</sup> takım devri sayısı ve 118 mm/min ilerleme hızında yapılan

kaynaklı bağlantının yeterli hamurlaşma sıcaklığına ulaşamaması nedeniyle yüzeyinde kusurlar olduğu ve aynı zamanda tam nüfuziyetin sağlanamadığı görülmektedir. Bu kaynaklı plakanın çekme dayanımı değeri 628 MPa olarak bulunmuştur. Diğer parametrelerde (Şekil 5.39-5.40-5.41) gerçekleştirilen SKK işlemi sonrası plakaların yüzeylerinde düzgün bir görünüm elde edilmiştir. Takım devir sayısının  $1180 \text{ min}^{-1}$  olduğu şartlarda gerçekleştirilen SKK'lı numunelerin çekme testi sonuçları oldukça düşük çıkmıştır. Ayrıca ilerleme hızının  $118 \text{ mm/min}$  olduğu şartlarda gerçekleştirilen numunelerinde çekme dayanımı değerleri oldukça düşük bulunmuştur.

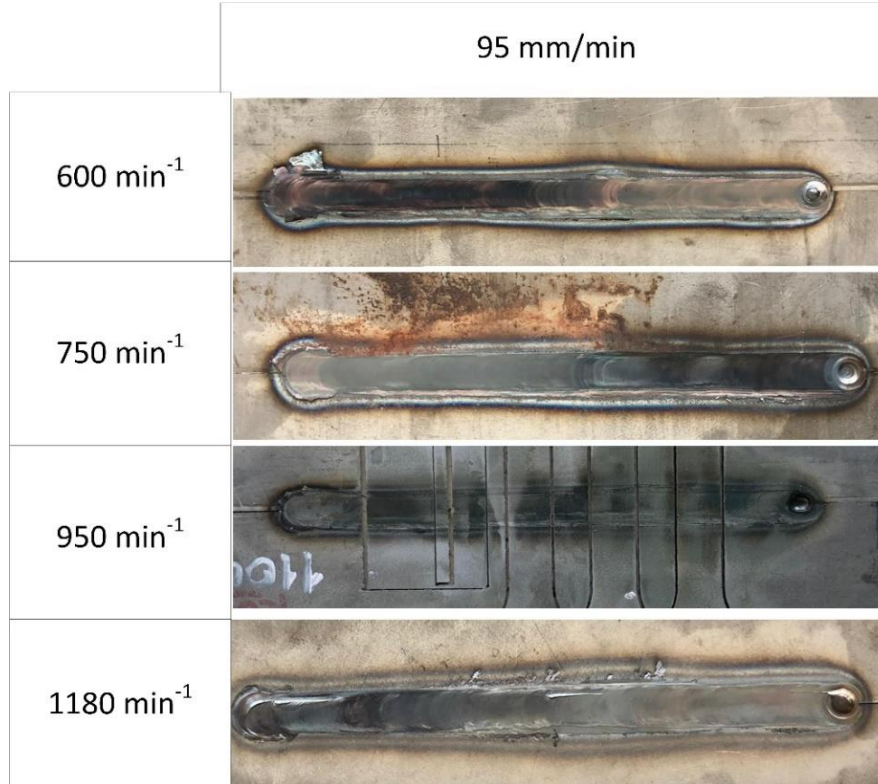


**Şekil 5.39:** Baskı yükünün  $11 \text{ kN}$  ve ilerleme hızının  $60 \text{ mm/min}$ 'de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları

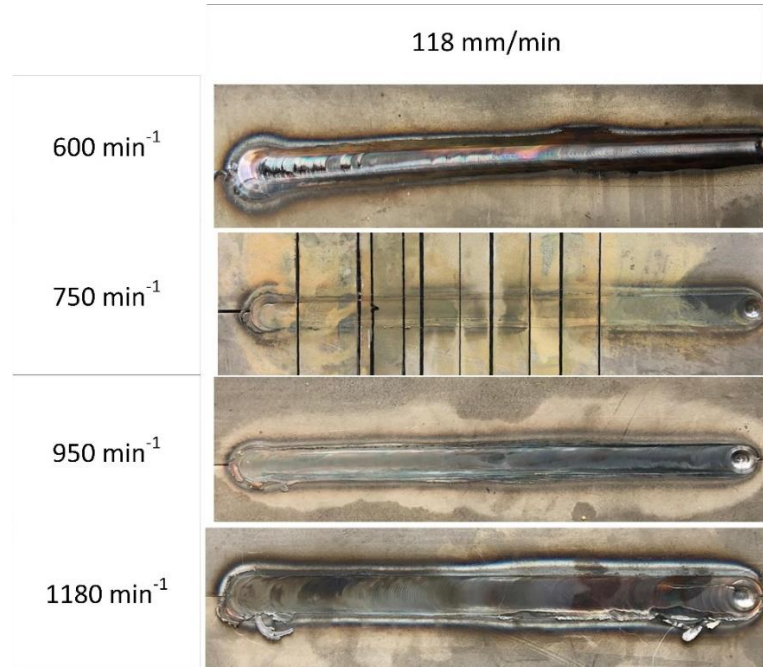




**Şekil 5.40:** Baskı yükünün 11 kN ve ilerleme hızının 75 mm/min’de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları



**Şekil 5.41:** Baskı yükünün 11 kN ve ilerleme hızının 95 mm/min’de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları



**Şekil 5.42:** Baskı yükünün 11 kN ve ilerleme hızının 118 mm/min'de sabit tutularak dört farklı devir sayısında SKK yöntemi ile kaynaklanan plakaların yüzey fotoğrafları

Baskı yükünün sabit tutulduğu SKK'lı numunelerin çekme testi sonuçları Tablo 5.12'de verilmiştir.

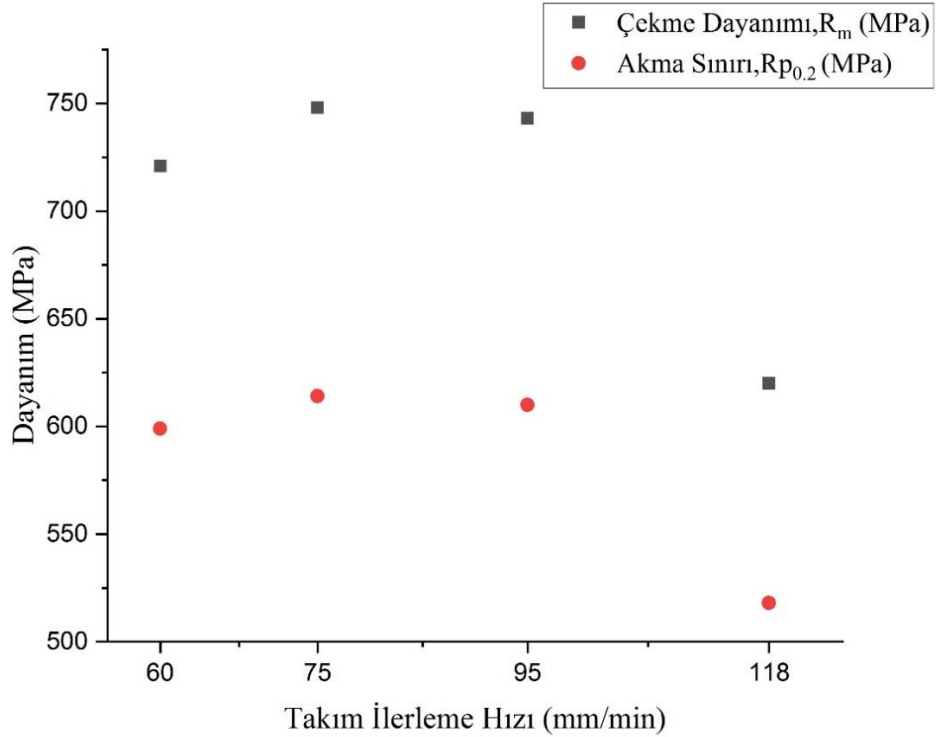
**Tablo 5.12:** Takım baskı kuvvetinin 11 kN'da sabit tutularak, farklı parametrelerde gerçekleştirilen SKK'lı plakaların çekme deneyi sonuçları

Numune	Devir Sayısı (min <sup>-1</sup> )	Takım İlerleme Hızı (mm/min)	Takım Baskı Yüğü (kN)	Akma Sınırı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
EM	-	-	-	810	858	18
N1	600	118	11	518	620	14
N2	600	95	11	610	743	19
N3	600	75	11	614	748	20
N4	600	60	11	599	721	18
N5	750	118	11	528	638	14
N6	750	95	11	651	793	26
N7	750	75	11	627	764	21
N8	750	60	11	633	771	25
N9	950	118	11	562	690	18
N10	950	95	11	627	767	22
N11	950	75	11	614	750	20
N12	950	60	11	511	619	10
N13	1180	118	11	350	520	5
N14	1180	95	11	601	723	17
N15	1180	75	11	400	470	4
N16	1180	60	11	370	445	4

Tablo 5.12’de görüldüğü üzere en yüksek akma sınırı ve çekme dayanımı değerleri, 11 kN baskı yükü, 750 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı ve 95 mm/min ilerleme hızı şartlarında gerçekleştirilen Numune 6’da sırasıyla 651 MPa ve 793 MPa olarak bulunmuştur. Takım devir sayısının 1180 min<sup>-1</sup> olduğu Numune 13,15 ve 16’da çekme dayanımı değerleri esas malzemeye oranla yaklaşık %40 daha düşük bulunmuştur. Devir sayısının artması düzener üzerinde aşırı titreşime neden olduğu görülmüştür. Devir sayısının 1180 min<sup>-1</sup> olduğu durumda gerçekleştirilen SKK sırasında bu titreşim sebebiyle pabuçlar yardımıyla sabitlenmiş plakaların birbirinden ayrılmaya daha fazla zorlandıkları gözlemlenmiştir. Devir sayısının 1180 min<sup>-1</sup> olduğu şartlarda gerçekleştirilen SKK’lı numunelerin dayanımlarının düşük olması kaynakların düzgün bir şekilde gerçekleştirilememesinden kaynaklandığı kabul edilmiştir. Daha düşük devir sayılarında böyle bir sıkıntı ile karşılaşılmamıştır. Takım ilerleme hızının 118 mm/min olduğu Numune 1, 5, 9 ve 13’te de benzer şekilde mukavemet değerleri esas malzemeye oranla çok daha düşük bulunmuştur. Artan ilerleme hızları XPF800 çelik plakaların hamurlaşma sıcaklığının kaynağın sonuna kadar korunamamasına sebep olmaktadır. İlerleme hızının 118 mm/min olduğu şartlarda artan devir sayılarında bile kaynak sonuna kadar yeterli sıcaklığın korunamadığı görülmüştür. Bu sebeple ilerleme hızının 118 mm/min olduğu Numune 1, 5, 9 ve 13’ün çekme dayanımı değerleri oldukça düşük bulunmuştur.

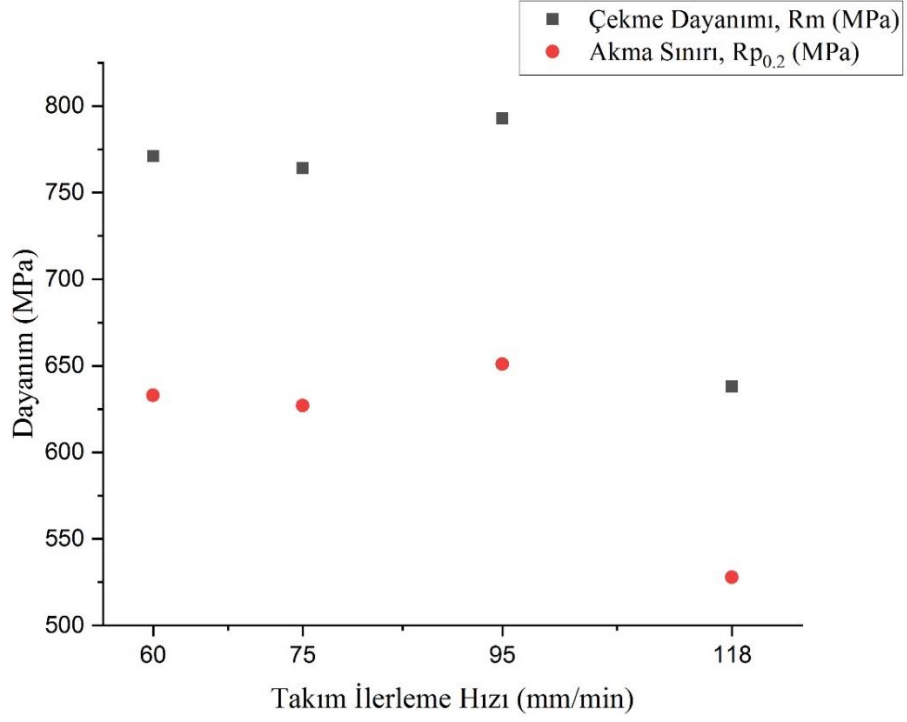
Baskı yükü 11 kN’da sabit tutularak gerçekleştirilen SKK uygulanmış plakaların çekme dayanımı değerleri grafik olarak, 600 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı için Şekil 5.43’te, 750 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı için Şekil 5.44’de, 950 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı için Şekil 5.45’te ve 1180 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı için Şekil 5.46’da verilmiştir. SKK işleminde parametreler birbirleriyle sıkı ilişkiye sahiptir. Örneğin diğer parametreler sabit tutularak sadece baskı yükünün artırılması veya sadece ilerleme hızının azaltılması kaynak esnasında oluşan sıcaklığın artmasına, benzer şekilde sadece baskı yükünün azaltılması veya sadece ilerleme hızının artması sıcaklığın azalmasına neden olmaktadır. Başka bir deyişle diğer parametreler sabit tutularak sadece baskı yükünün artırılması veya sadece ilerleme hızının azaltılması kaynak esnasında oluşan ısı girdisinin artmasına, soğuma hızının azalmasına dolayısıyla sertliğin azalmasına neden olmaktadır. Başarılı bir SKK için takım çevresindeki malzemenin yeterli hamurlaşma sıcaklığına ulaşarak plastik akışı sağlaması gerekmektedir.

Şekil 5.43, 5.44, 5.45 ve 5.46 incelendiğinde, ilerleme hızının 118 mm/min olduğu şartlardaki kaynakları başarısız kabul edersek, farklı dört devir sayısında da takım ilerleme hızının artması dayanımın artmasını sağlamıştır. Bilindiği gibi kaynak esnasında ısı girdisinin artması tane irileşmesine neden olmakta ve mukavemeti düşürmektedir. Artan ilerleme hızları ısı girdisinin düşmesine ve dolayısıyla tanelerin incelerek mukavemetin artmasına katkı sağladığı düşünülmektedir. Fakat 118 mm/min ilerleme hızında gerçekleştirilen kaynakların çekme testi sonucunda değerlerinin oldukça düşük çıktığı görülmektedir. 118 mm/min ilerleme hızı ile gerçekleştirilen deneyler esnasında da takımın başlangıçta oluşturduğu ısının, ilk ilerleme hareketi verildiğinde düştüğü ve kaynak sonuna kadar korunamadığı görülmüştür. İlerleme hızının düşürülmesi bu problemi ortadan kaldırmıştır.

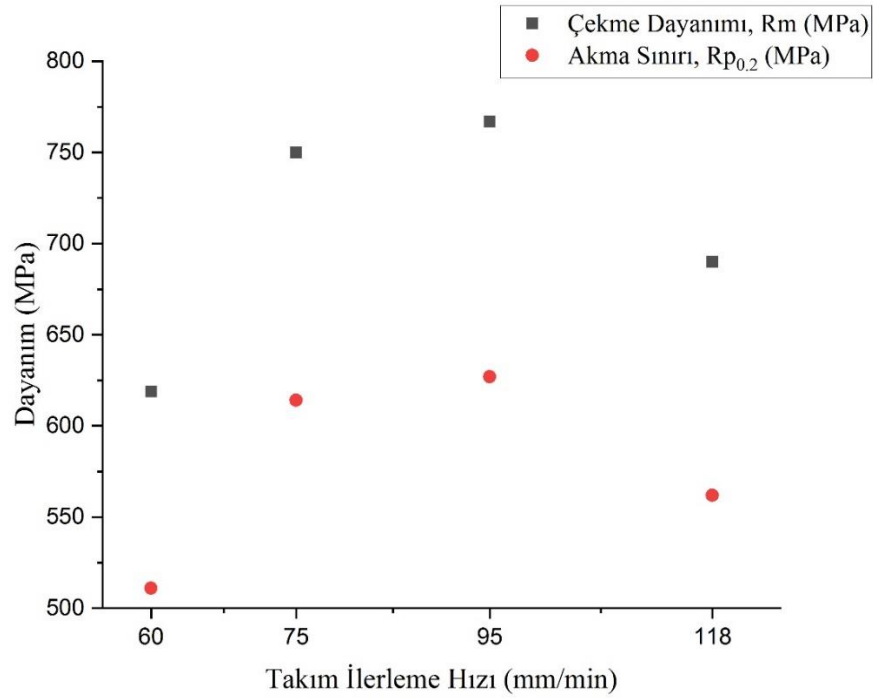


**Şekil 5.43:** Baskı yükünün 11 kN'da sabit tutularak, 600 min<sup>-1</sup> takım devir sayısında ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK'lı numunelerin dayanım değerleri

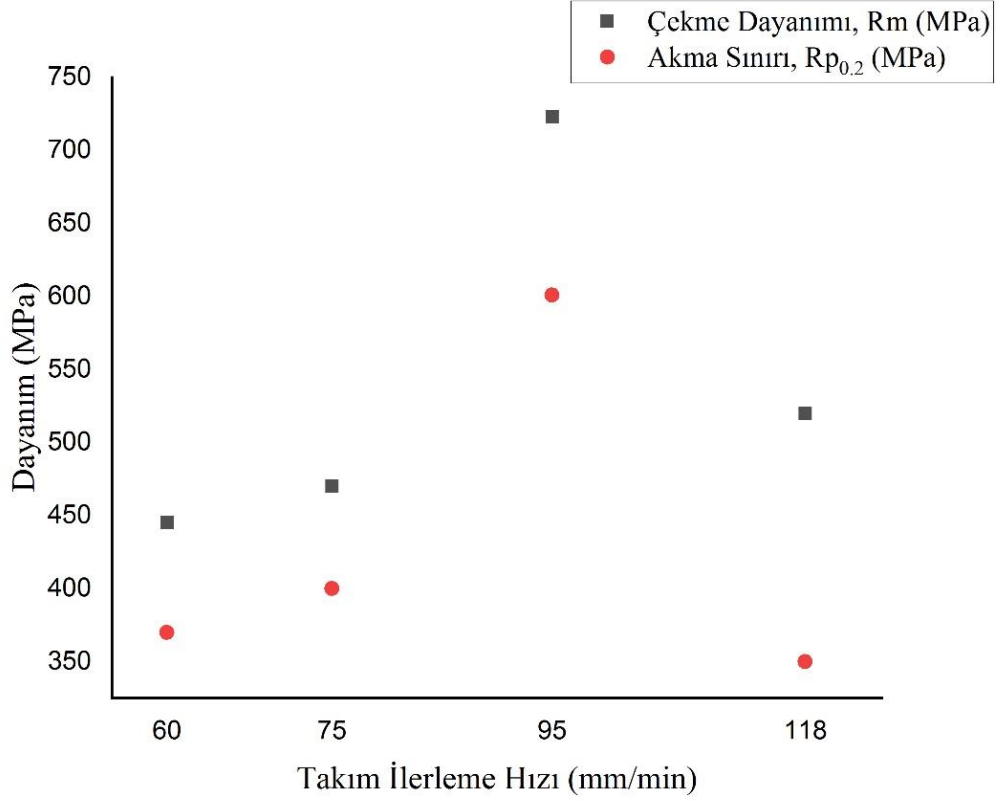




**Şekil 5.44:** Baskı yükünün 11 kN’da sabit tutularak, 750 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK’lı numunelerin dayanım değerleri



**Şekil 5.45:** Baskı yükünün 11 kN’da sabit tutularak, 950 min<sup>-1</sup> takım devir sayısında ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK’lı numunelerin dayanım değerleri



**Şekil 5.46:** Baskı yükünün 11 kN'da sabit tutularak, 1180 min<sup>-1</sup> takım devir sayısında ve değişen ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiş SKK'lı numunelerin dayanım değerleri

Şekil 5.47'de 118 mm/min ilerleme hızı kullanılarak SKK gerçekleştirilen Numune 5'e ait makro görüntü verilmiştir. Şekil 5.47'de görüldüğü gibi kaynak bölgesinde boşluk oluştuğu görülmektedir. Bu boşluklara SKK sırasında takım ilerlerken oluşan boşluğu plastik deformasyona uğramış metalin tam olarak dolduramaması neden olmaktadır. Boşluk hatası genellikle kaynak süresince yeterli basıncın uygulanamaması sonucu oluşmaktadır. Yeterli hamurlaşmanın sağlanamaması nedeniyle ergiyen metalin bu boşluğu dolduramadığı ve kaynak kusurunun oluştuğu görülmektedir.



**Şekil 5.47:** SKK sonrasında kaynak kusuru oluşmuş Numune 5'in makro görüntüsü

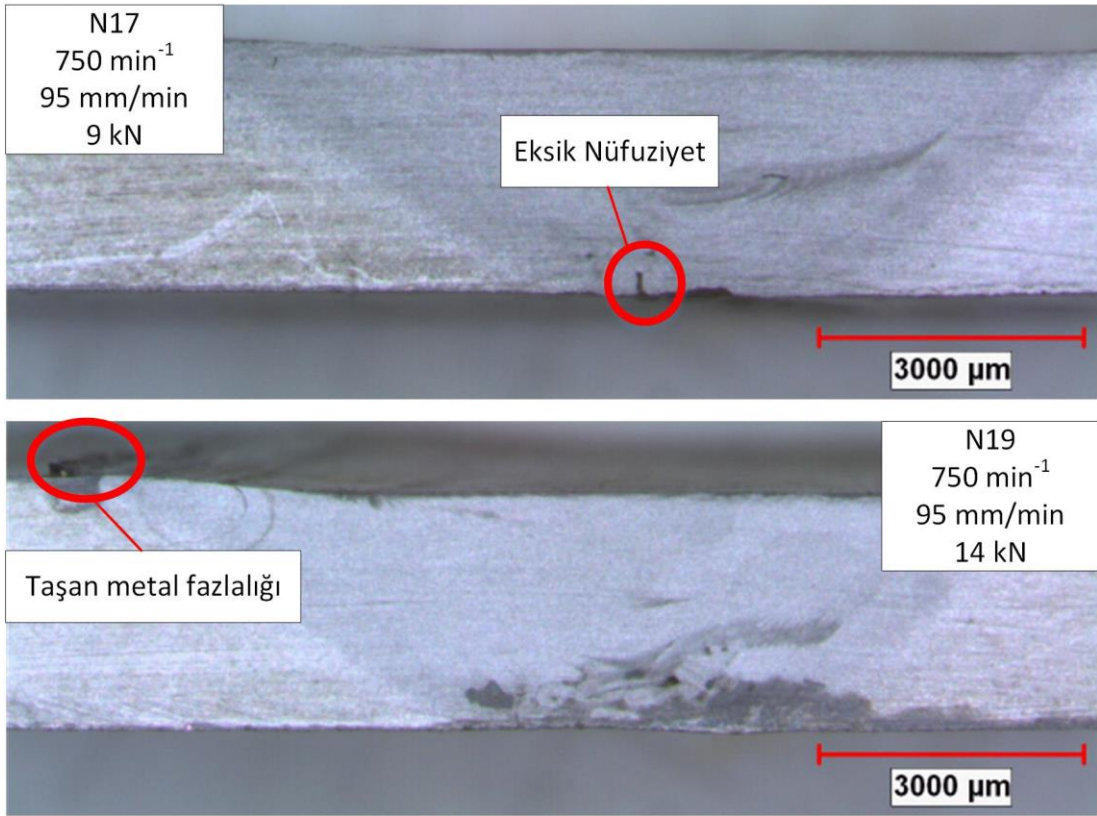
Çekme testi sonrası elde edilen mekanik sonuçlar sonrasında 11 kN baskı yükü altında gerçekleştirilen SKK için en ideal parametreler  $750 \text{ min}^{-1}$  takım devri ve 95 mm/min ilerleme hızına sahip Numune 6'da elde edilmiştir. Bu aşamadan sonra devir sayısı  $750 \text{ min}^{-1}$  ve ilerleme hızı 95 mm/min sabit tutularak takım baskı yükünün etkisi incelenmiştir. Kaynaklı numunelere gerçekleştirilen çekme testleri sonuçları Tablo 5.13'de verilmiştir. Tablo 5.13 incelendiğinde en yüksek akma sınırı ve çekme dayanımı değeri sırasıyla 651 MPa ve 793 MPa olarak 11 kN baskı yükü,  $750 \text{ min}^{-1}$  devir sayısı ve 95 mm/min ilerleme hızı parametrelerinde gerçekleştirilen Numune 6'da elde edilmiştir.

**Tablo 5.13:** Takım devir sayısı ve ilerleme hızının sabit tutularak, farklı baskı yüklerinde gerçekleştirilen SKK'lı plakaların çekme deneyi sonuçları

Numune	Devir Sayısı ( $\text{min}^{-1}$ )	Takım İlerleme Hızı (mm/min)	Takım Baskı Yüğü (kN)	Akma Sınırı, $R_{p0.2}$ (MPa)	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa)	Kopma Uzaması (%)
N17	750	95	9	597	719	18
N6	750	95	11	651	793	26
N18	750	95	13	627	747	21
N19	750	95	14	350	514	11

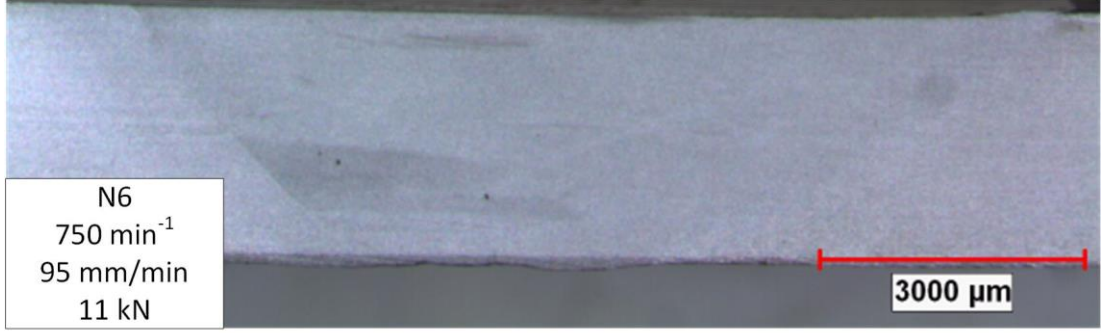
Takım baskı yükünün 14 kN uygulandığı N19'da başarısız kaynak dikişi elde edilmiştir. Benzer şekilde takım baskı yükünün 9 kN'a (N17) düşürülmesi sonucu yeterli hamurlaşma sağlanamamıştır. Takım baskı yükünün aşırı olması SKK sırasında plakalarda hamurlaşan metalin plaka üzerine taşmasına neden olmaktadır. Takım baskı yükünün az olması kaynak dikişinin kök kısmında malzemenin tam olarak karıştırılmamasına ve yetersiz nüfuziyet dediğimiz kaynak kusuruna sebep olmaktadır. Şekil 5.48'de 9 kN ve 14 kN baskı yükü uygulanarak gerçekleştirilmiş numune 17 ve 19'un makro görüntüleri verilmiştir. N17'un makro görüntüsünde eksik nüfuziyet

açıkça görülmektedir. Buda bize 9 kN'luk baskı yükünün hamurlaşma sağlayacak kadar yeterli olmadığını göstermektedir. N19'un makro görüntüsünde ise çok yüksek baskı yükü yüzünden kaynak dikişininden taşan metal fazlalıkları görülmektedir. SKK esnasında takım baskı yükü oldukça önemli parametrelerden biridir. Baskı yükünün doğru şekilde belirlenememesi SKK'nın başarısız olmasına sebep olmaktadır. Bu çalışmada farklı baskı yüklerinin SKK kalitesine etkilerini görebilmek amacıyla birçok ön deney gerçekleştirilmiştir. Sonunda  $750 \text{ min}^{-1}$  takım devir sayısı,  $95 \text{ mm/min}$  ilerleme hızı parametreleri için en ideal baskı yükünün, 11 kN olduğu sonucuna varılmıştır.



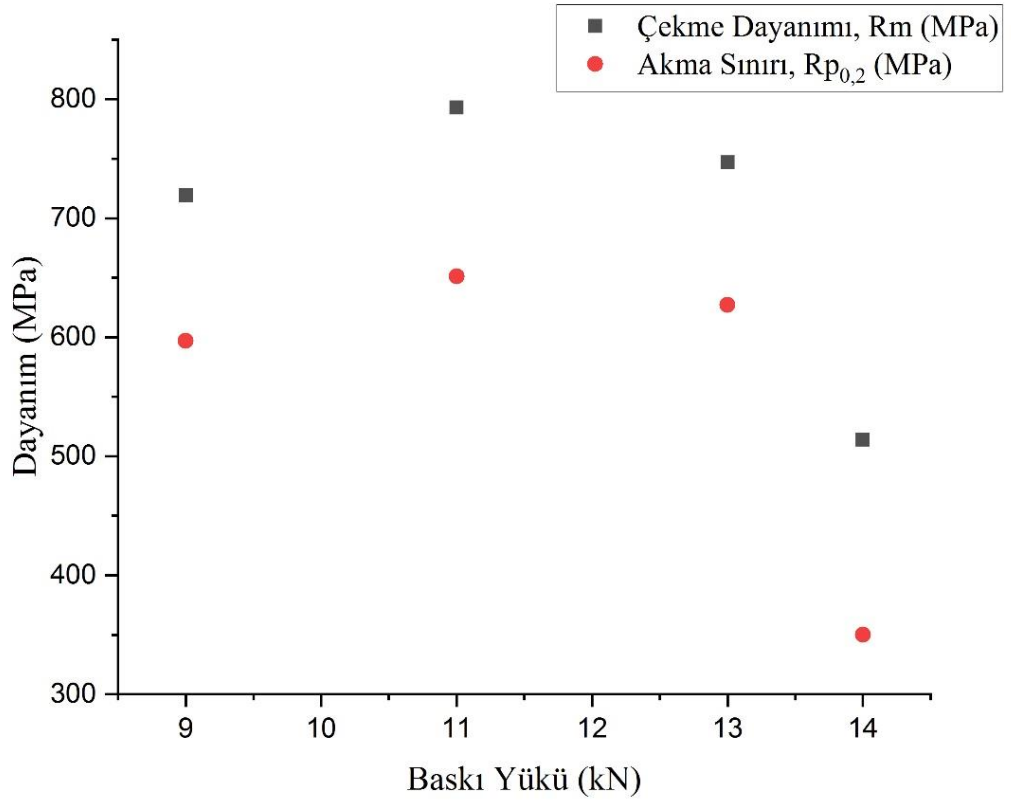
Şekil 5.48: SKK sonrasında N17 ve N19 numaralı numunelerin makro görüntüleri

Yapılan çekme testleri sonrasında en yüksek mukavemet değeri  $750 \text{ min}^{-1}$  takım devir sayısı,  $95 \text{ mm/min}$  ilerleme hızı ve 11 kN baskı yükü parametrelerinde gerçekleştirilen Numune 6'da elde edilmiştir. Numune 6'nın SKK sonrası makro görüntüsü Şekil 5.49'da verilmiştir. Şekil 5.49'da görüldüğü üzere SKK sonrası 6 numaralı numunenin makro görüntüsünde kaynağın oldukça düzgün olduğu ve çatlak, boşluk veya eksik nüfuziyet gibi herhangi bir kusurun bulunmadığı görülmektedir.



Şekil 5.49: SKK sonrasında N6 numaralı numunelerin makro görüntüsü

750 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı ve 95 mm/min ilerleme hızları sabit tutularak, farklı baskı yüklerinde gerçekleştirilen kaynakların çekme dayanımı ve akma sınırı değerleri Şekil 5.50’de verilmiştir. Çekme dayanımı değeri baskı yükünün 11 kN olduğu durumda en yüksek olduğu görülmektedir. Baskı yükünü 11 kN’den kademeli olarak 13 ve 14 kN’a çıkırılması mukavemette düşüş sağlamıştır. Bu sebeple en ideal baskı yükü parametresi 11 kN olarak belirlenmiştir.



Şekil 5.50: Takım baskı yükünün mukavemete etkisi (takım devir sayısı 750 min<sup>-1</sup> ve ilerleme hızı 95 mm/min sabit)



750 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı ve 95 mm/min ilerleme hızları sabit tutularak farklı baskı yüklerinde gerçekleştirilen SKK'lı plakaların üst görüntüleri ise Şekil 5.51'de verilmiştir. Şekil 5.51 incelendiğinde dört farklı baskı yükü için kaynak dikişinin üst görüntülerinin düzgün olduğu görülmektedir. Baskı yükünün artması ısı girdisini artmasına ve kaynak dikişinin genişlemesine sebep olmuştur.



**Şekil 5.51:** Dört farklı baskı yükü kullanılarak gerçekleştirilen SKK'lı plakaların görüntüleri (takım devir sayısı 750 min<sup>-1</sup> ve ilerleme hızı 95 mm/min sabit)

Yapılan ön deneyler ve gerçekleştirilen analizler sonucunda 3 mm kalınlığında XPF800 çelik plakaların SKK'sında en ideal parametreler (Numune 6), 11 kN baskı yükü, 750 min<sup>-1</sup> takım devir sayısı ve 95 mm/min ilerleme hızı olarak belirlenmiştir. Bu aşamadan sonra N6 numaralı numunede detaylı araştırmalar yapılarak SKK'nın



XPF800 çeliğinin mekanik ve içyapı özellikleri üzerine etkileri incelenmiştir. SKK işlemi gerçekleştirilmiş N6 numaralı numuneye ait plaka üst ve alt görüntüleri ile SKK sırasında kullanılan takımın SKK öncesi ve sonrası görüntüleri ise Şekil 5.52’de verilmiştir. Şekil 5.52 incelendiğinde N6’ya ait plaka üst görüntüsünde kaynak dikişinin düzgün olduğu ve gözle kontrol edildiğinde herhangi bir kaynak kusurunun olmadığı görülmektedir. Benzer şekilde N6’a ait plakanın alt görüntüsünde SKK işlemi sonucu nüfuziyetin sağlandığı, herhangi bir kaynak kusurunun oluşmadığı ve SKK sırasında hamurlaşan metalin plakaların birleşim yerinden yeterli miktarının akarak tam dolgu sağladığı görülmektedir. Şekil 5.52’de SKK sonrasında kullanılan karıştırıcı takımın uç profilinin büyük ölçüde korunduğu görülmektedir. Bu da takımın SKK sırasında yeterli karıştırma işlemini gerçekleştirdiği anlamına gelmektedir. Tüm SKK işlemlerinde karıştırıcı takımlar her bir kaynak işlemi için bir kez kullanılmışlardır. Aynı karıştırıcı takım ile ikinci bir kaynak işlemi gerçekleştirilmemiştir.



**Şekil 5.52:** SKK işlemi gerçekleştirilmiş Numune 6'nın üst ve alt görüntüleri ve kullanılan karıştırıcı takımın SKK öncesi ve sonrası görüntüleri

### 5.3.3 SKK Sırasında Sıcaklıkların Tespiti

SKK sırasında sıcaklıkların ölçümü için üç adet K tipi ısı çift ve kızılötesi kemaradan yararlanılmıştır. Isıl çiftlerin ve termal kameranın yerleşimi Şekil 4.8'de gösterilmiştir. SKK esnasında ısı çiftlerin sıcaklık ölçen uç kısımları kaynaklanacak plakaların alt yüzeylerine temas halindedir. N6 numaralı numunede kaynak esnasında ısı çiftlerden ortalama 787 °C sıcaklık ölçülmüştür. Kaynak esnasında kullanılan kızılötesi kamera ise kaynak esnasında maksimum sıcaklığı ( $\epsilon:0.95$ ) 864 °C olarak

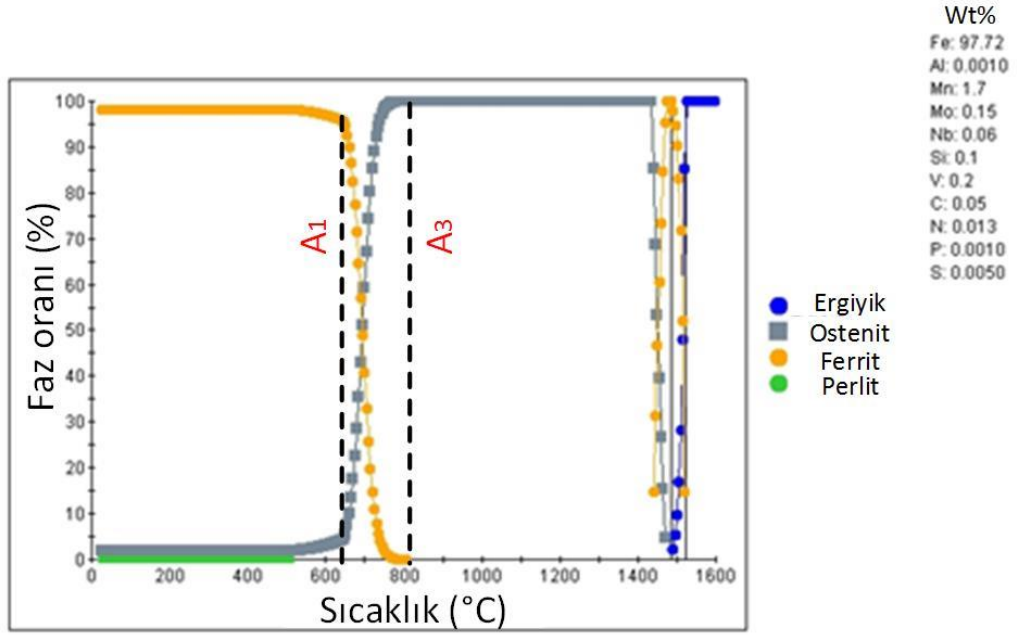
ölçülmüştür. SKK esnasında ısı çiftlerinin yerleşimi ve kızılötesi kamera ile yapılan ölçüm Şekil 5.53'te gösterilmiştir. SKK sırasında ölçülen sıcaklıklara bağlı olarak faz dönüşüm diyagramlarında hangi bölgede olduğunu bilmemiz içyapı hakkında yorum yapabilmek adına oldukça önemlidir. XPF800 esas malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olarak JMatPro yazılımı yardımıyla çizdirilen sıcaklık ve faz oranı grafiği Şekil 5.54'te verilmiştir. Faz dönüşüm grafiği incelendiğinde  $A_1$  ve  $A_3$  sıcaklıkları yaklaşık olarak  $650^{\circ}\text{C}$  ve  $830^{\circ}\text{C}$  olarak hesaplanmıştır. Ancak bu diyagramların denge durumları için hesaplandığı unutulmamalıdır. Kızılötesi kameradan alınan sıcaklık verilerine bağlı olarak SKK sırasında  $A_3$  sıcaklığının hemen üstündeki bir bölge ulaştığımız düşünülmektedir.



(a)

(b)

**Şekil 5.53:** Numune 6'nın SKK işlemi sırasında (a) ısı çiftlerinin yerleşiminin (b) kızılötesi kamera ile sıcaklık tespiti görüntüsü



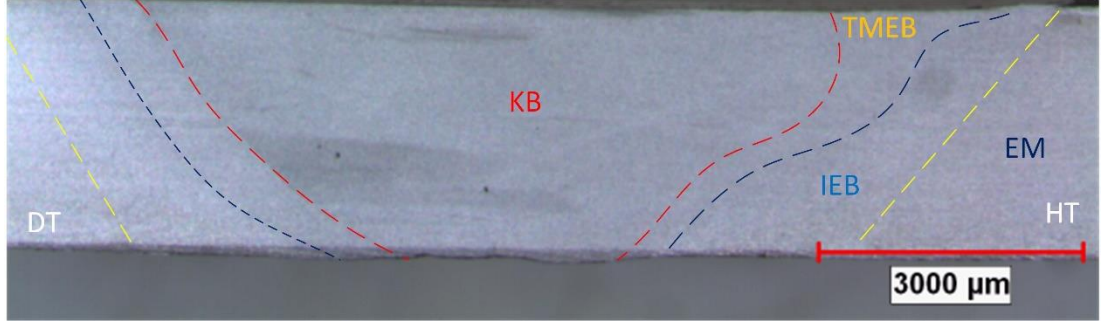
Şekil 5.54: SKK işlemi gerçekleştirilmiş XPF800 çeliğinin JMatPro yazılımı ile tahmini sıcaklık faz diyagramı çizimi

## 5.4 Optimum SKK Parametrelerinde Gerçekleştirilen Kaynaklı Numunede Yapılan İncelemeler

### 5.4.1 İy yapı Analizleri

XPF800 esas malzemesinin tek fazlı ferritik ve karbürlerden oluşan mikro yapısı Şekil 5.4'te gösterilmiştir.

Optimum parametrelerde gerçekleştirilen SKK'lı Numune 6'nın kaynak sonrası kesit görüntüsü Şekil 5.55'de gösterilmiştir. SKK'lı numune üzerindeki kesit görüntüsü esas malzeme (EM), ısı etkisindeki bölge (IEB), termomekanik etkilenen bölge (TMEB) ve karıştırma bölgesi (KB) olarak ayrılarak gösterilmiştir.



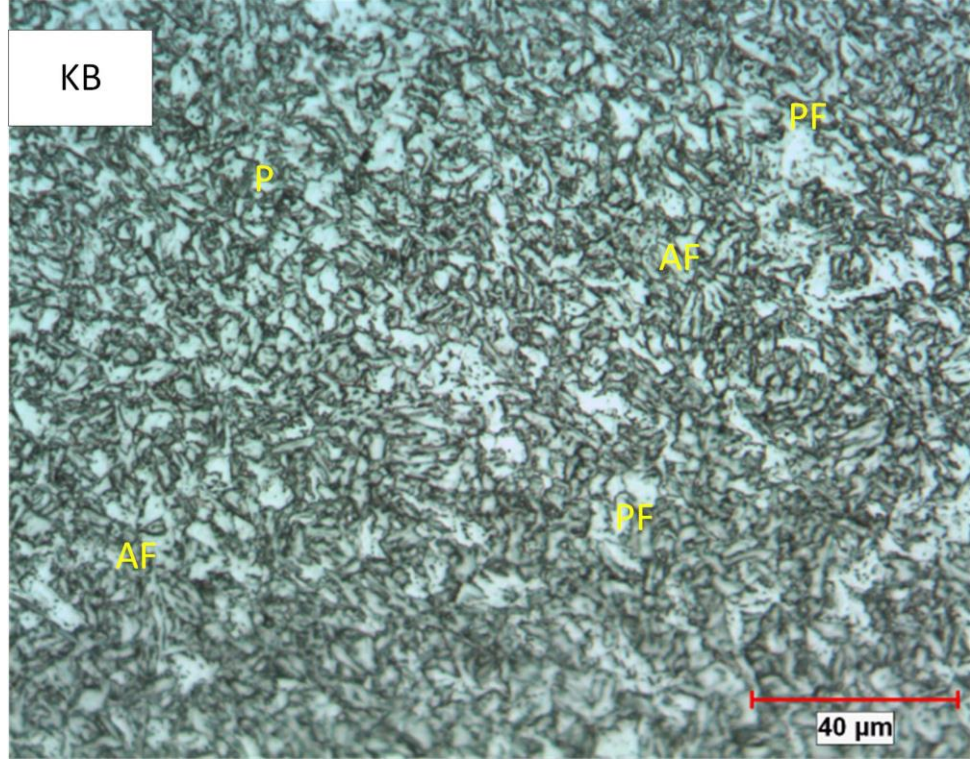
**Şekil 5.55:** SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin OM genel görünümü (KB:karıştırma bölgesi, TMEB: termomekanik etkilenen bölge, IEB: ısıdan etkilenen bölge, EM: esas malzeme)

Şekil 5.56 ve 5.57’de sırasıyla KB’nin dövme tarafının (DT) mikroyapısının OM ve SEM görüntüleri verilmiştir. SKK işlemi ciddi plastik deformasyona neden olan termomekanik bir işlemdir. KB’de sürtünme ile birlikte ısının yanı sıra ciddi plastik deformasyon görülmektedir. Bu yüzden SKK sırasında KB’de dinamik rekristalizasyon görülmektedir. SKK sırasında dinamik rekristalizasyon sonucunda ince ve eş eksenli taneler oluşmaktadır ve bu taneler daha sonra çeliğin kompozisyonuna ve ulaşılan sıcaklıklara bağlı olarak faz dönüşümüne uğramaktadır (Dinda ve Ramakrishnan 2019). KB’nin içyapısı esasen poligonal ferrit, asiküler ferrit ve perlitten oluşmaktadır. SKK sırasında KB’de sıcaklıklar yaklaşık olarak 864 °C olarak ölçülmüştür. JMatPro yazılımı yardımıyla çizdirilen sıcaklık ve faz oranı grafiğinde  $A_3$  sıcaklığı yaklaşık olarak 830 °C olarak belirlenmiştir. Sonuç olarak SKK sırasında KB’de sıcaklıklar  $A_3$ ’ün üzerine çıktığı için içyapıda bulunan ferrit yapısı tamamen ostenite dönüşmüştür. Daha sonrasında takım ilerleme hareketi devam ederek soğumanın başlaması sonucu içyapıda bulunan ostenit, perlitte dönüşmüştür. SKK sırasında  $A_3$  sıcaklığının hemen üstünde bir sıcaklığa çıkılması ve soğuma oranına bağlı olarak asiküler ferrit oluşumu görülmektedir. Fakat asiküler ferritler içyapının tamamına dağılım göstermeyerek kısmi bölgelerde oluştuğu görülmektedir. Ayrıca soğuma esnasında ötektoid öncesi ferrit önceki ostenit tane sınırlarında şekillenerek poligonal ferrit (eş eksenli ferrit) olarak dönüşümü gerçekleştirmiştir. Genel olarak SKK sonrasında düşük karbonlu çeliklerde KB’nin içyapısı ince ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Ancak orta ve yüksek karbonlu çeliklerde, karbon oranlarına ve ulaşılan en yüksek sıcaklıklara bağlı olarak KB’nin içyapısında ferrit, perlit, martenzit ve beynit oluşabilmektedir (Dinda ve Ramakrishnan 2019).

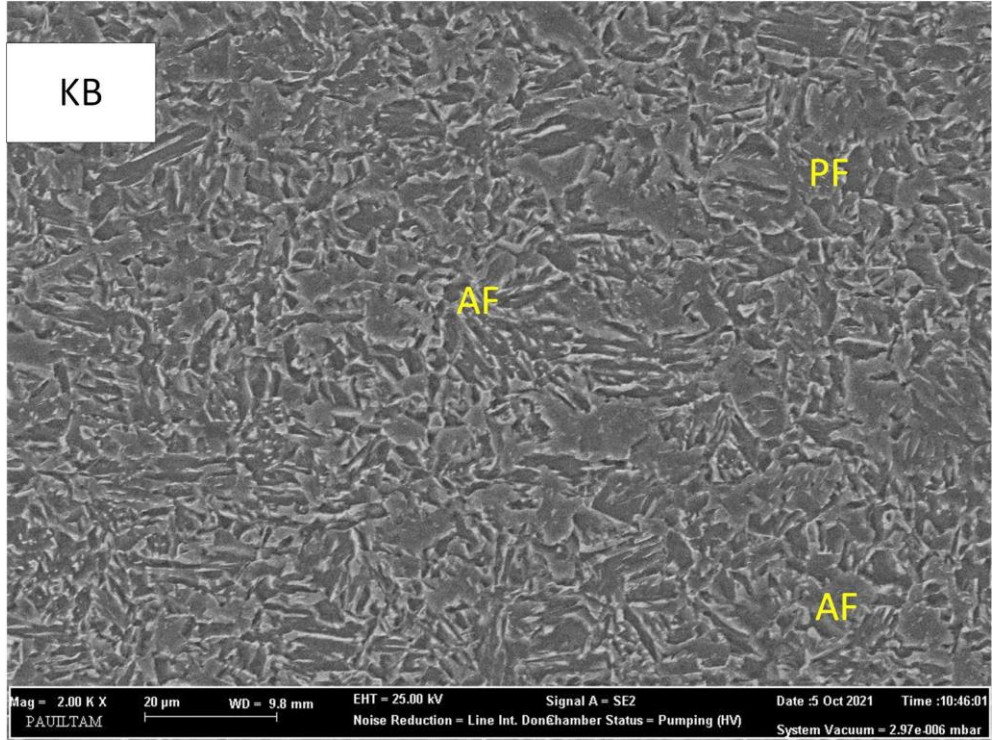
Düşük karbonlu çeliklerde SKK sırasında, sıcaklıkların  $A_3$ 'ün üzerine çıkması içyapıda tek faz ostenit oluşmasına neden olmaktadır. Rekristalizasyon sonrasında yüksek sıcaklıklara bağlı olarak tanelerin irileşmesini engelleyecek ikincil fazların olmaması nedeniyle KB'de iri taneler oluşabilmektedir (Liu ve diğ. 2018). Eğer SKK sırasında sıcaklıklar  $A_1$  ve  $A_3$  sıcaklıkları arasında kalırsa  $\alpha + \gamma$  çift faz bölgesi oluşur ve rekristalize olmuş  $\alpha$  ve  $\gamma$  birbirlerine ikincil faz olarak davranarak tane irileşme oranının azalmasına neden olmaktadır (Liu ve diğ. 2018). KB'de aşırı plastik deformasyon ve yeniden kristalleşme sonucunda ince taneli bir içyapı görülmektedir. Fakat TMEB ile kıyaslandığında KB'de tanelerin biraz daha iri olduğu görülmektedir. Bunun sebebinin KB'de sıcaklıkların  $A_3$  sıcaklığının üzerinde olması tanelerin irileşmesini engelleyecek ikincil fazların olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Şekil 5.58 ve 5.59'da sırasıyla TMEB'nin dövme tarafının (DT) mikroyapısının OM ve SEM görüntüleri verilmiştir. TMEB'de ferrit ve perlitten oluşan içyapı görülmektedir. TMEB omuz hareketlerinden etkilerle, plastik deformasyona maruz kalmaktadır (Wang ve diğ. 2019). Bu içyapı sıcaklıkların  $A_1$  ve  $A_3$  arasında kaldığını göstermektedir. Bu sıcaklık aralığında içyapı ötektoit öncesi ferrit ve ostenitten oluşmaktadır. TMEB'de soğuma esnasında  $A_1$  sıcaklığının üzerinde oluşmuş ötektoit öncesi ferrit  $A_1$  sıcaklığının altına gelindiğinde aynı şekilde kalmış, ostenit ise perlite dönüşmüştür. SKK esnasında  $A_3$  sıcaklığının üzerine çıkılmamış olması nedeniyle TMEB'de asiküler ferrit görülmemektedir. SKK sırasında TMEB'de yüksek sıcaklıklarda az bir plastik deformasyon görülmektedir. SKK sırasında plastik deformasyona bağlı olarak taneler uzamış olabileceği düşünülesine rağmen soğuma esnasında dinamik rekristalizasyona uğrayan tanelerin ince ve eş eksenli taneler haline geldiği görülmektedir (Dinda ve Ramakrishnan 2019).



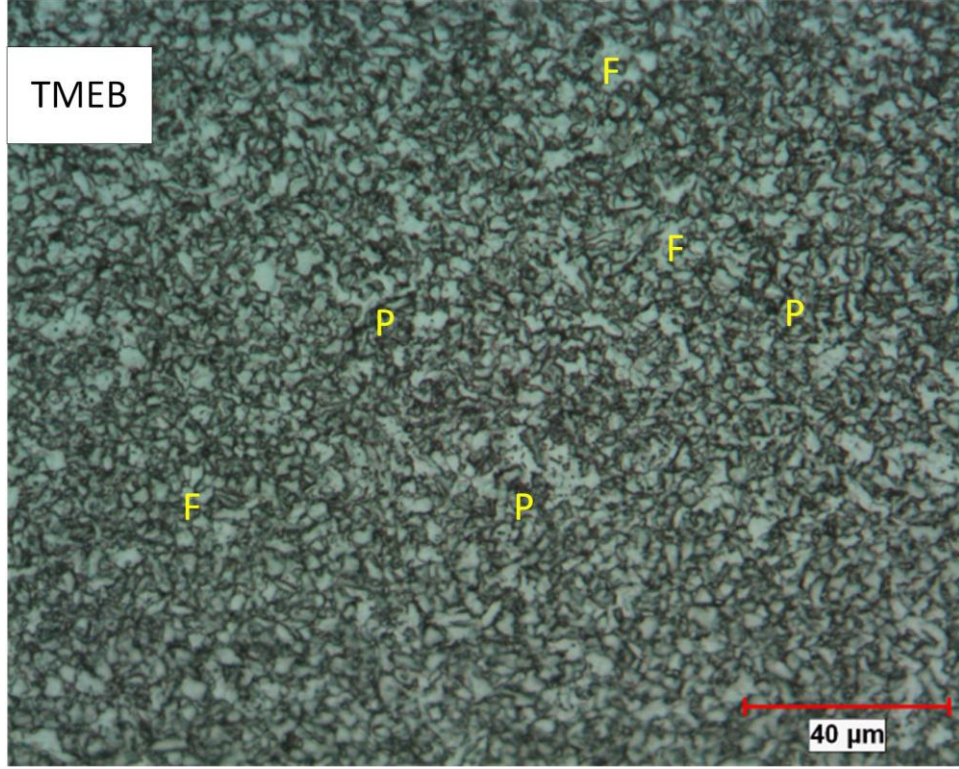


Şekil 5.56: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin KB'sinin OM görüntüleri (AF:asiküler ferrit, PF:poligonal ferrit, P:perlit)

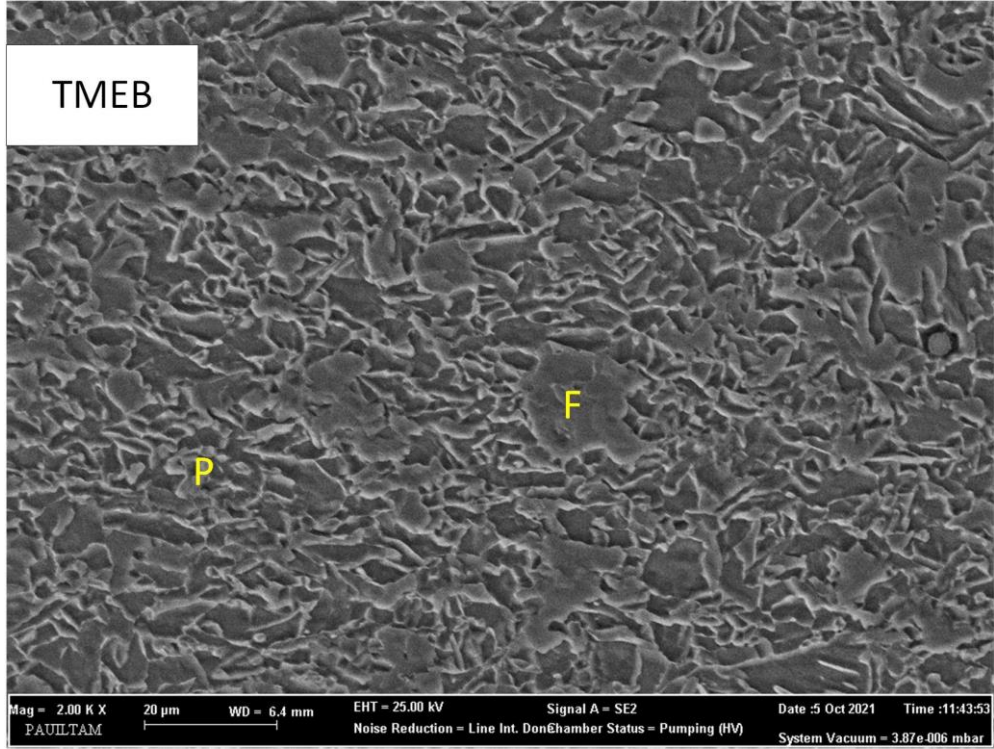


Şekil 5.57: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin kesitinin KB'sinin SEM görüntüleri (AF:asiküler ferrit, PF:poligonal ferrit)





Şekil 5.58: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin TMEB'sinin OM görüntüleri (F:ferrit, P:perlit)

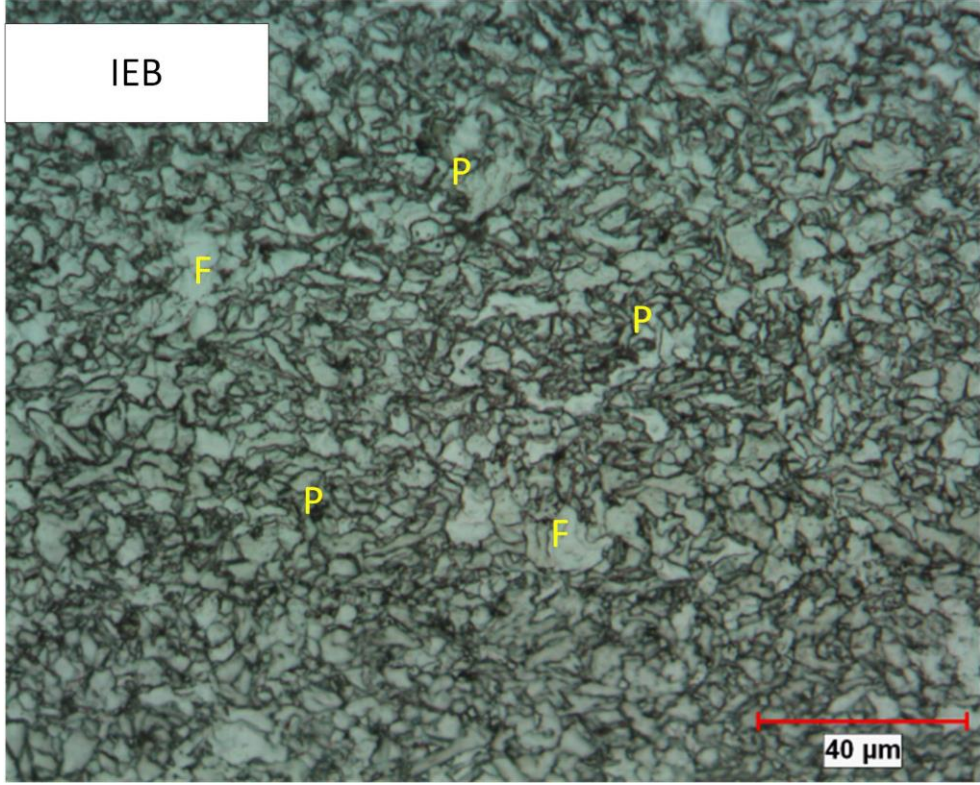


Şekil 5.59: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin TMEB'sinin SEM görüntüleri (F:ferrit, P:perlit)

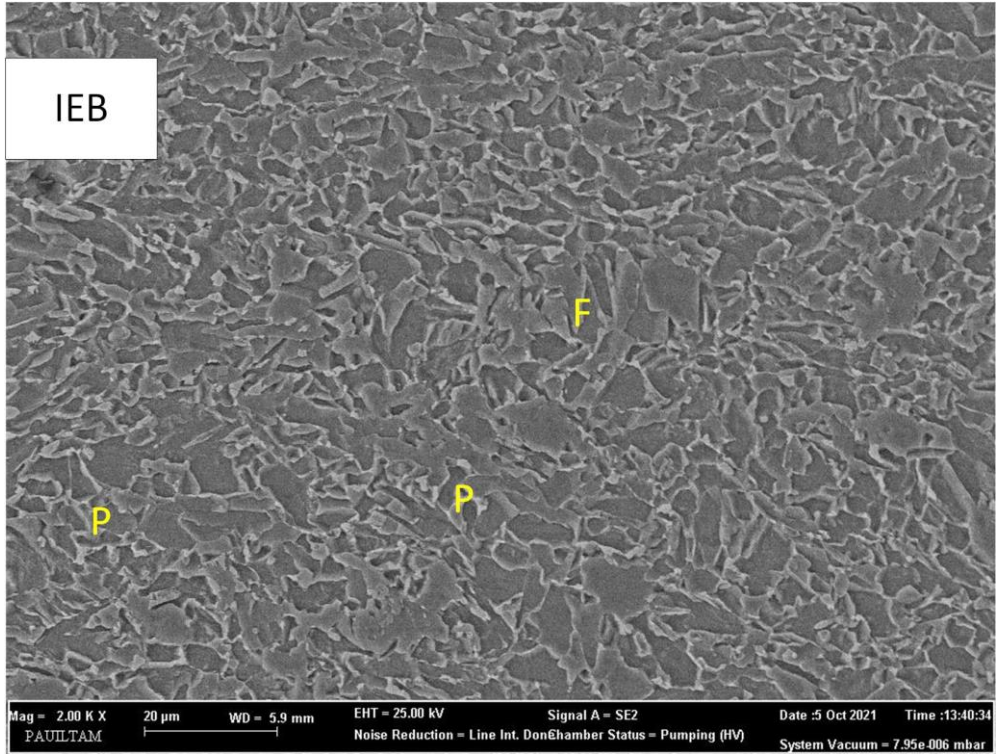
Şekil 5.60 ve 5.61’de sırasıyla IEB’nin dövme tarafının (DT) mikroyapısının OM ve SEM görüntüleri verilmiştir. SKK sırasında IEB’nin içyapısının ferrit ve az sayıda perlit yapısından oluştuğu görülmektedir. Ferrit tanelerinin bazılarının ince ve eş eksenli olduğu, bazı ferrit tanelerinin ise kaba tanelerden oluştuğu görülmektedir. Bu nedenle IEB’de sıcaklıklar  $A_1$  sıcaklığının hemen üstünde bir sıcaklığa ulaştığı ve oluşan az sayıdaki ostenit tanelerinin perlite ve ince taneli ferrite dönüştüğü, dönüşmemiş ferrit tanelerin ise artan sıcaklıklar ile irileştiği söylenebilir. Ayrıca IEB sadece sıcaklıktan etkilenmekte, takımın oluşturduğu plastik deformasyondan etkilenmemektedir. Bu sebeple bu bölgede rekristalizasyon ile tanelerin incelmediği görülmektedir.

Şekil 5.62 ve 5.63’de sırasıyla EM’nin dövme tarafının (DT) mikroyapısının OM ve SEM görüntüleri verilmiştir. SKK esnasında EM bölgesinin sıcaklıklarının  $A_1$  sıcaklığının altında kaldığı düşünülmektedir. Bu sebeple herhangi bir faz dönüşümü olması beklenmemektedir. OM (Şekil 5.62) ve SEM (Şekil 5.63) görüntüleri incelendiğinde, EM’nin içyapısının ince taneli eş eksenli ferritlerden oluştuğu görülmektedir. Ayrıca içyapı içerisinde karbürlerin rastgele ve homojen bir şekilde dağıldığı görülmektedir.



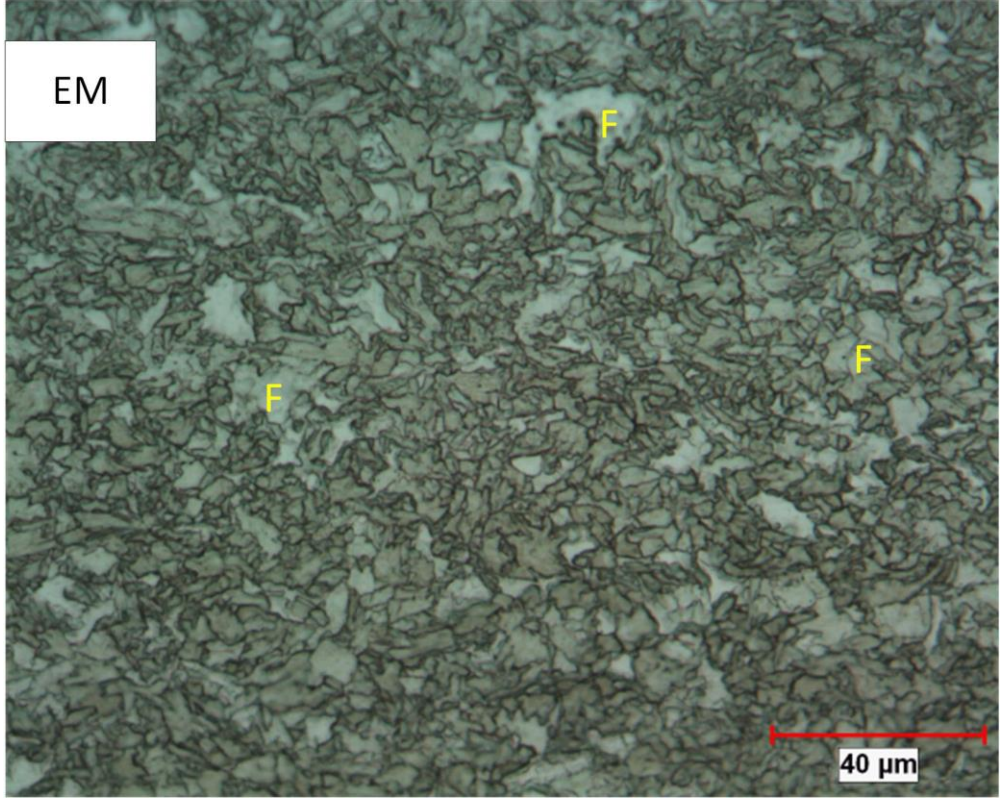


Şekil 5.60: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin IEB'sinin OM görüntüleri (F:ferrit, P:perlit)

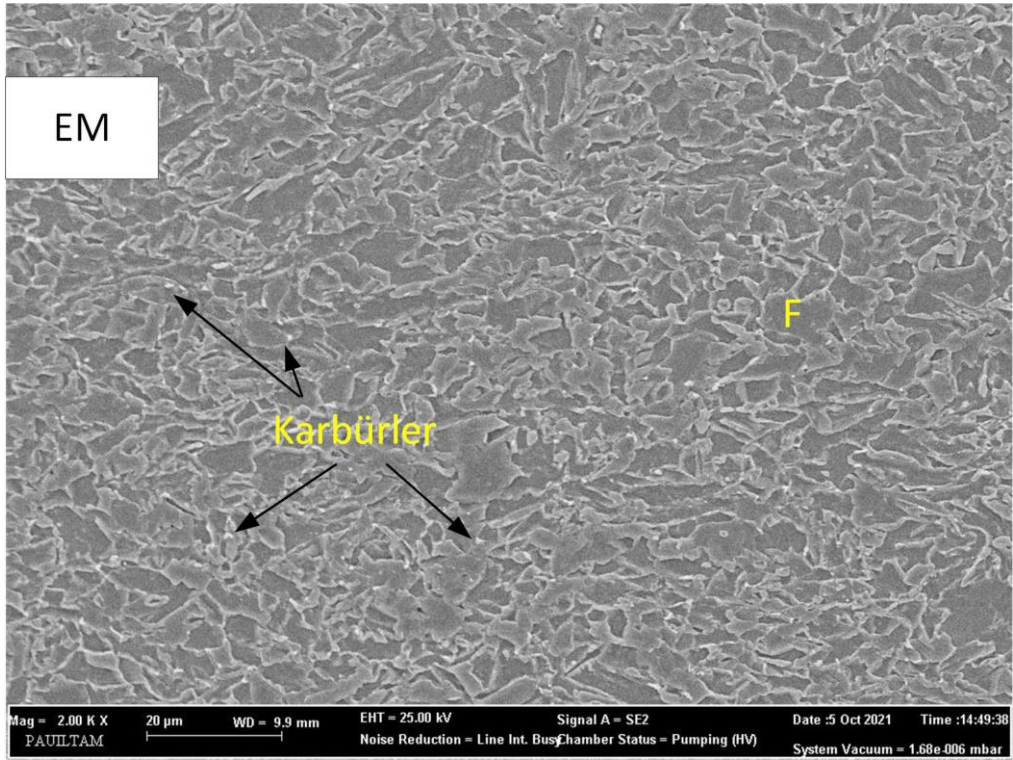


Şekil 5.61: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin IEB'sinin SEM görüntüleri (F:ferrit, P:perlit)





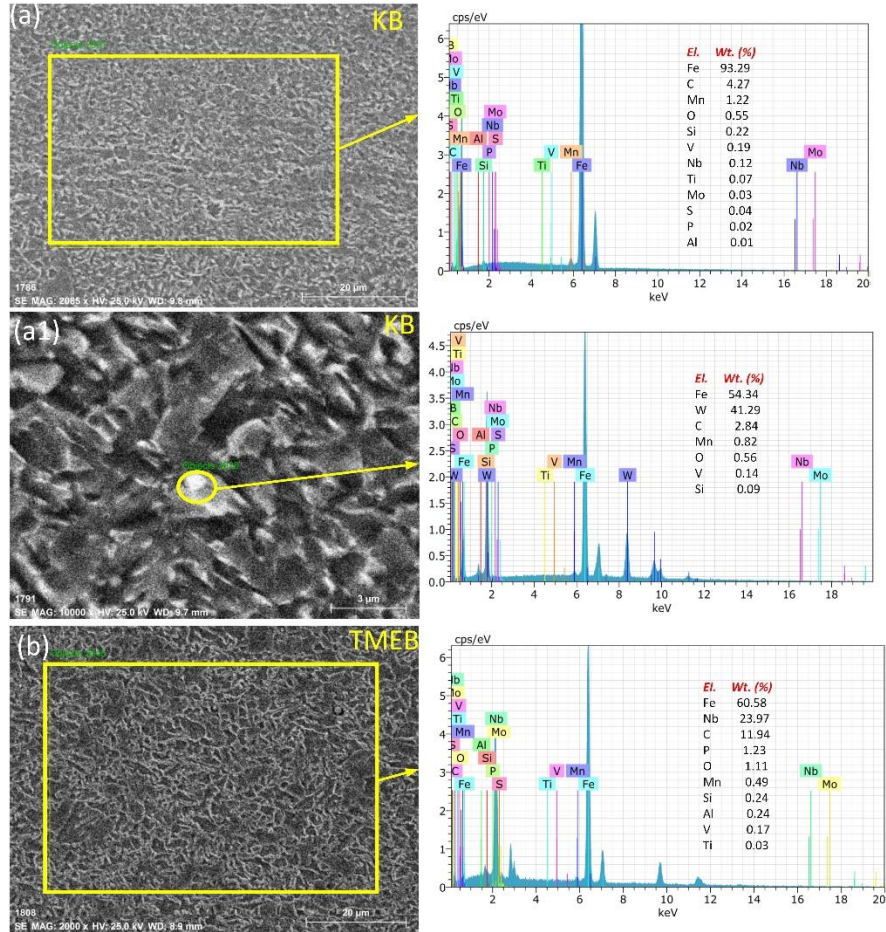
Şekil 5.62: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin EM'sinin OM görüntüleri (F:ferrit)



Şekil 5.63: SKK uygulanmış XPF800 çeliğinin EM'sinin SEM görüntüleri (F:ferrit)

Şekil 5.64a-a1-b'de SKK sonrası Numune 6'nın EDS analizi sonuçları verilmiştir. EDS analizi sonuçları incelendiğinde KB'de asiküler ferrit oluşumun destekleyecek oksitlerin varlığı görülmektedir. Daha öncede belirtildiği gibi AF esas olarak Ti, Al, Si, Mn ve O'den oluşan inklüzyonların çevresinde intragranüler olarak çekirdeklenir ve önceden oluşmuş ferrit taneleri üzerinde büyümektedir. (Wan ve diğ. 2012). Bu bilgiler KB'deki asiküler ferrit oluşumunu doğrulamaktadır. Ayrıca Şekil 5.64a1'de bir nokta üzerinde yapılan EDS analizinde Wolfram (W) elementine rastlanmıştır. Buda SKK esnasında WC esaslı takımdan aşınma sırasında kopan parçaların KB'de varlığını ispat etmektedir.

TMEB'nin EDS analizleri sonuçları (Şekil 5.64b) incelendiğinde KB'de olduğu gibi oksijen elementi görülmektedir. Fakat içyapı görüntüleri incelendiğinde bu oksit tabakalarından çekirdeklenerek büyüyen AF yapısına rastlanmamıştır. TMEB'de sıcaklıkların AF oluşumunu sağlayacak kadar yüksek olmaması nedeniyle içyapıda AF'ye rastlanmamaktadır.

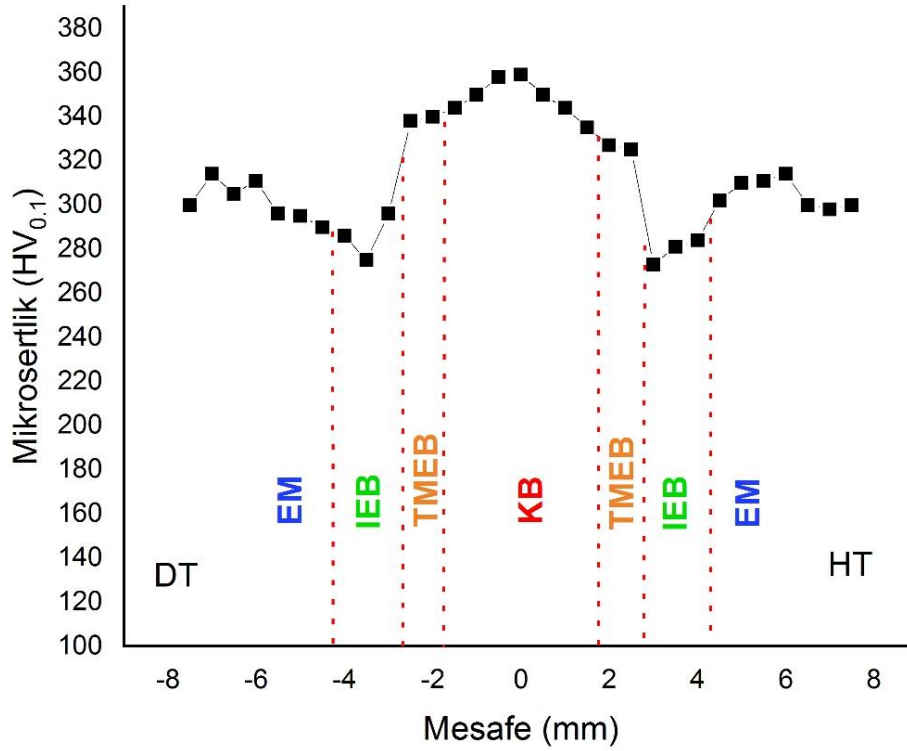


Şekil 5.64: SKK'lı Numune 6'nın EDS analizi sonuçları



#### 5.4.2 Mikrosertlik Analizleri

SKK'lı Numune 6'nın Vickers mikrosertlik değerleri Şekil 5.65'de gösterilmiştir. İçyapısında asiküler ferrit bulunan ve aşırı plastik deformasyona uğrayan KB'nin sertliği yaklaşık olarak 350 HV<sub>0.1</sub> olarak ölçülmüştür. SKK sonrası EM sertliği ise yaklaşık 300 HV<sub>0.1</sub> olarak ölçülmüştür. KB ile EM arasındaki sertlik değerleri kıyaslandığında KB'nin mikrosertlik değerinin EM'ye göre yaklaşık %16 daha yüksek olduğu görülmektedir. TMEB'nin SKK sonrası mikrosertlik değerleri incelendiğinde dövme tarafında (DT) yaklaşık 340 HV<sub>0.1</sub>, haddeme tarafında (HT) ise yaklaşık 325 HV<sub>0.1</sub> olarak ölçülmüştür. Bu iki tarafta oluşan sertlik değerleri arasındaki fark, dövme tarafında oluşan aşırı plastik deformasyonun etkisiyle oluşan ince taneli içyapıdan ve yüksek dislokasyon yoğunluğundan kaynaklandığı düşünülmektedir (Iqbal ve diğ. 2019). TMEB'de daha ince taneli bir yapı olmasına rağmen KB'de oluşan asiküler ferritin KB'de sertliğin yükselmesine katkıda bulunduğu söylenebilir. Ayrıca TMEB, KB'ye göre daha az plastik deformasyona uğramaktadır. IEB'nin içyapısında diğer bölgelere göre daha yumuşak fazlar olması dolayısıyla, ayrıca daha önce bahsedildiği gibi yapısında sertlik artırıcı karbürlerin bulunmamasından dolayı bu bölgede sertlik yaklaşık 280 HV<sub>0.1</sub> olarak ölçülmüştür. Bu değer esas malzemenin sertlik değerine oranla yaklaşık %20'lik bir azalma meydana geldiğini göstermektedir. Bu bölgenin IEB yumuşamasına uğradığı söylenebilir. Ayrıca Bölüm 5.4.3'te verildiği üzere çekme deneyi sonunda Numune 6'da kopmalar sertlik değerinin en düşük bulunduğu IEB'den olduğu görülmektedir. Buda içyapıda bulunan ve diğer bölgelere göre daha yumuşak fazların mukavemeti ve sertliği düşürdüğünü göstermektedir.



Şekil 5.65: SKK uygulanmış Numune 6'nın mikrosertlik dağılımı

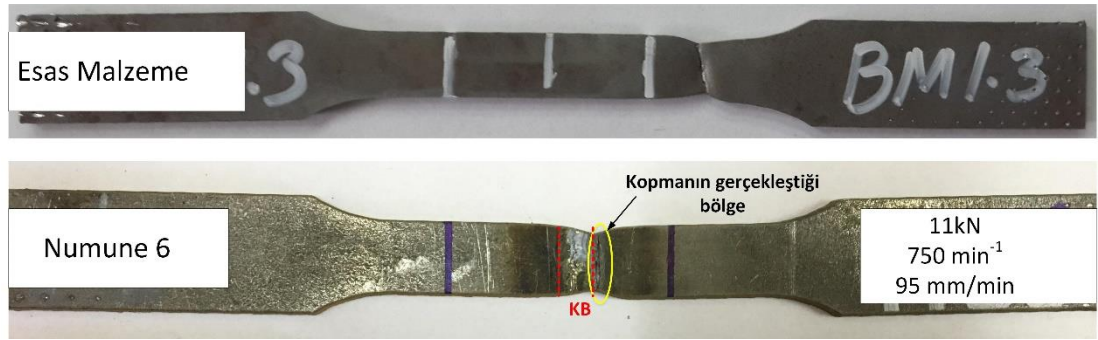
### 5.4.3 Çekme Testinden Elde Edilen Veriler

Esas malzeme ve Numune 6'nın çekme testi sonuçları Tablo 5.14'de özetlenmiştir. SKK işlemi sonrası Numune 6'nın çekme testi sırasında kopmalar, kaynak bölgesinin hemen yakınından ve iri taneli yapının olduğu IEB'den gerçekleşmiştir. Esas malzemenin çekme dayanımı, akma dayanımı ve toplam uzama değerleri sırasıyla 858 MPa, 810 MPa ve %18'dir. Optimum parametreler ile SKK gerçekleştirilen Numune 6'nın çekme dayanımı, akma sınırı ve toplam uzama değerleri sırasıyla 793 MPa, 651 MPa ve %26'dır. Sonuçlar kıyaslandığında SKK'lı Numune 6'nın çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerinde yaklaşık %8 ve %19 düşüş görülmektedir. Bu düşüşler IEB'deki yumuşamadan kaynaklanmaktadır. Şekil 5.66'de esas malzeme ve Numune 6'nın çekme testi sırasında hasara uğradığı bölgeler gösterilmiştir. SKK sonrası Numune 6'nın kaynak bölgesinin hemen yanındaki IEB'den koptuğu görülmektedir. Bu bölgede taneler esas malzemeye göre daha iridir. tane boyutunun irileşmeside mukavemeti düşüren bir başka neden olarak gösterilebilir.

Mukavemetin azalması SKK'lı Numune 6'nın uzama değerlerinin artmasına katkı bulunmuştur. IEB'de oluşan yumuşak ferrit fazının oranının artması süneklığe katkı sağladığı düşünülmektedir. Kopma uzaması değerleri kıyaslandığında Numune 6'nın esas malzemeye göre uzama değerleri yaklaşık %42'lik bir artış göstermiştir.

**Tablo 5.14:** Esas malzeme ve Numune 6'nın çekme testi sonuçları

Numune	Devir Sayısı (min <sup>-1</sup> )	Takım İlerleme Hızı (mm/min)	Takım Baskı Yüğü (kN)	Akma Sınırı, R <sub>p0.2</sub> (MPa)	Çekme Dayanımı, R <sub>m</sub> (MPa)	Kopma Uzaması (%)
EM				810	858	18
N6	750	95	11	651	793	26



**Şekil 5.66:** XPF800 esas malzemenin ve SKK'lı Numune 6'nın çekme testi sonrası hasarlı görüntüleri

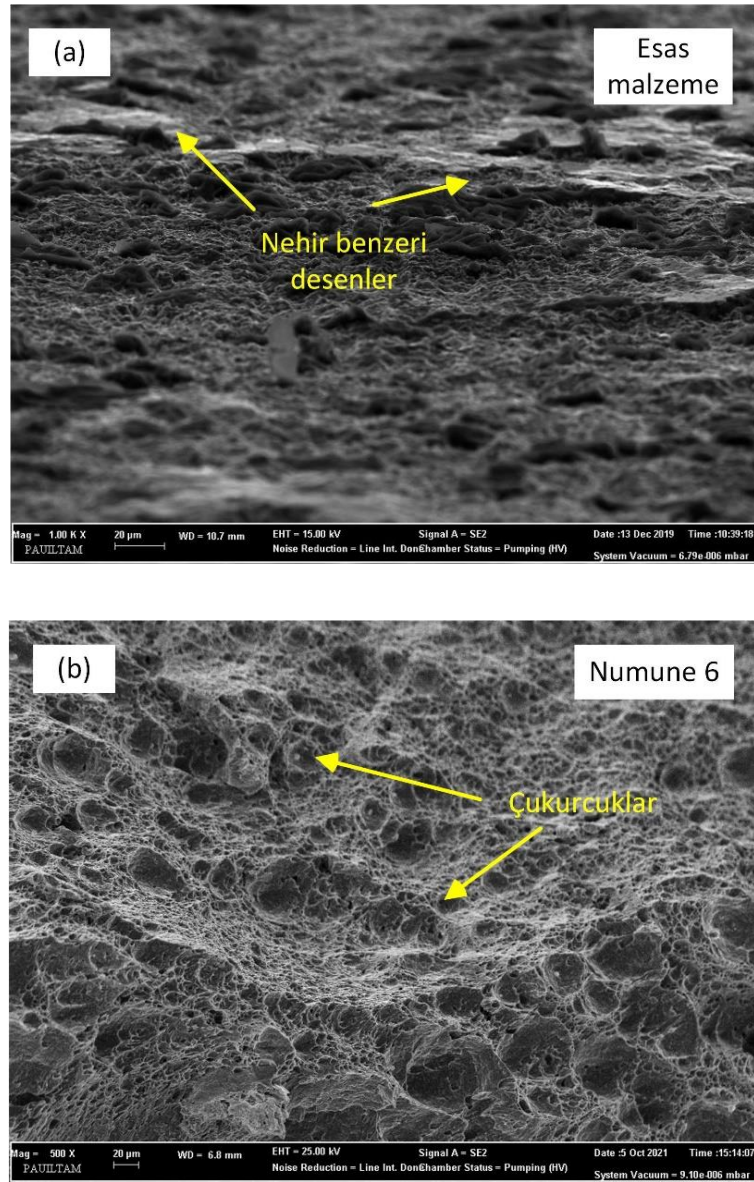
#### 5.4.4 Kırılma Yüzeyi Analizleri

Esas malzemenin ve Numune 6'nın oda sıcaklığındaki çentik darbe enerji değerleri Tablo 5.15'de verilmiştir. Esas malzemenin çentik darbe enerji değeri ortalama 46 J iken, SKK'lı Numune 6'nın çentik darbe enerji değeri, ortalama 40 J olarak bulunmuştur. SKK'lı Numune 6'nın kopma uzama değeri esas malzemenin uzama değerinden daha yüksektir. Dolayısıyla tokluk değerinin daha yüksek olması beklenmektedir. Asiküler ferritin kırılmaya karşı gösterdiği direçten dolayı tokluk değerinin artmasına katkı sağlamaktadırlar. Fakat SKK Numune 6'nın içyapısında az sayıda asiküler ferrit bulunması tokluk değerinin artmasına katkı sağlamamıştır. Literatürde benzer çalışmalarda KB'nin içyapısında oluşan asiküler ferritin mikro çatlakların yayılmasını önleyerek darbe tokluğunu artırmaya yardımcı olduğuna dair bilgiler bulunmaktadır (Wang ve diğ. 1990), (Dong ve diğ. 2014), (Di ve diğ. 2015).

**Tablo 5.15:** XPF800 esas malzeme ve SKK'lı Numune 6'nın çentik darbe deneyi sonuçları

Numune	Darbe Enerjisi (J)	Kırılma Tipi
XPF800 esas malzeme	46	Sünek Kırılma
Numune 6	40	Sünek Kırılma

Esas malzeme ve Numune 6'nın kırık yüzeylerinin analizi için SEM kullanılmıştır. Her iki numunede de sünek kırılmaya uğramıştır. Şekil 5.67a'da esas malzemenin kırık yüzeylerindeki çukurlara ek olarak nehir benzeri desenlerin oluştuğunu görülmektedir. Benzer şekilde sünek kırılma gösteren Numune 6'nın yüzeyinde de çok sayıda çukur görülmektedir (Şekil 5.67b).



**Şekil 5.67:** Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri (a) esas malzeme, (b) SKK'lı Numune 6

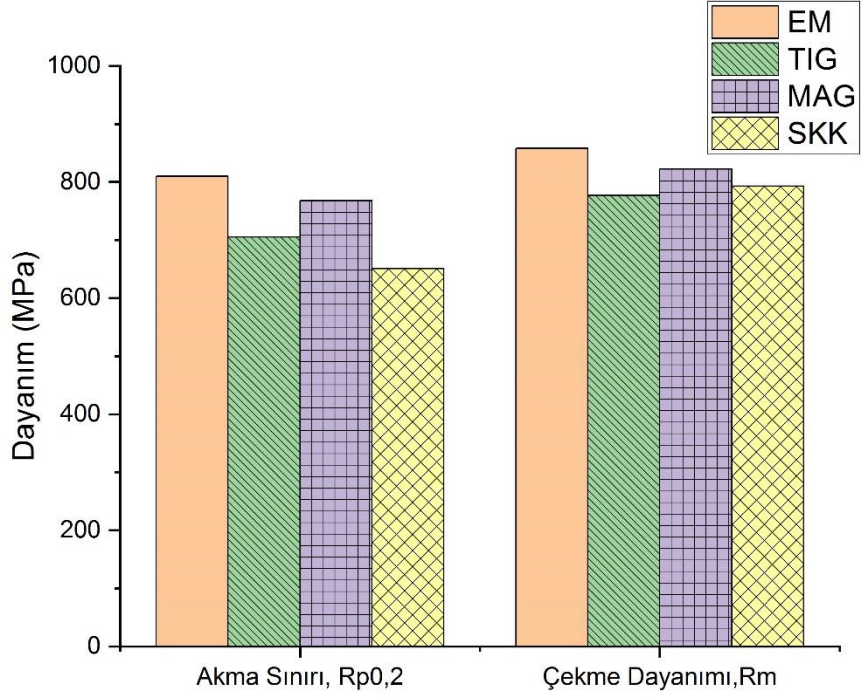
## 5.5 Farklı Kaynak Yöntemlerinde Birleştirilen Kaynaklı Numunelerin Mekanik Özelliklerinin Kıyaslanması

XPF800 çelik plakaların üç farklı yöntemle alın kaynağı başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. Herbir yöntem için belirlenen en iyi parametrelerde gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin çekme ve Charpy çentik darbe deneyi sonuçları Tablo 5.16’da verilmiş ve elde edilen sonuçlar Şekil 5.68 ve 5.69’da karşılaştırılmıştır. Üç farklı kaynak yönteminde de IEB’deki yumuşama kaynaklı mukavemetteki azalmadan dolayı çekme dayanımı ve akma sınırı değerleri esas malzemeye göre düşüktür (Şekil 5.68). TIG kaynağı, MAG kaynağı ve SKK arasında ise en yüksek çekme dayanımı değeri MAG kaynaklı numuneden elde edilmiştir. Fakat çekme dayanımları kıyaslandığında aralarında kayda değer bir fark bulunmamaktadır. SKK’da KB’de asiküler ferrit oranının ergitme kaynak yöntemlerine kıyasla daha az olmasına rağmen, rekristalizasyon sırasında plastik şekillendirme kadar fazla olmasa da artan dislokasyon yoğunluklarının ve ince taneli bir içyapı oluşmasının mukavemeti artırıcı yönde etkilediği düşünülmektedir. EB içyapısında mukavemet ve tokluğu artıran bir yapı olan asiküler ferritin daha yoğun bulunduğu MAG ve TIG kaynaklı numunelerin çentik darbe dayanımlarının (tokluklarının) hem esas malzemeye hem de SKK’lı numuneye göre daha yüksek olduğu görülmektedir (Şekil 5.69).

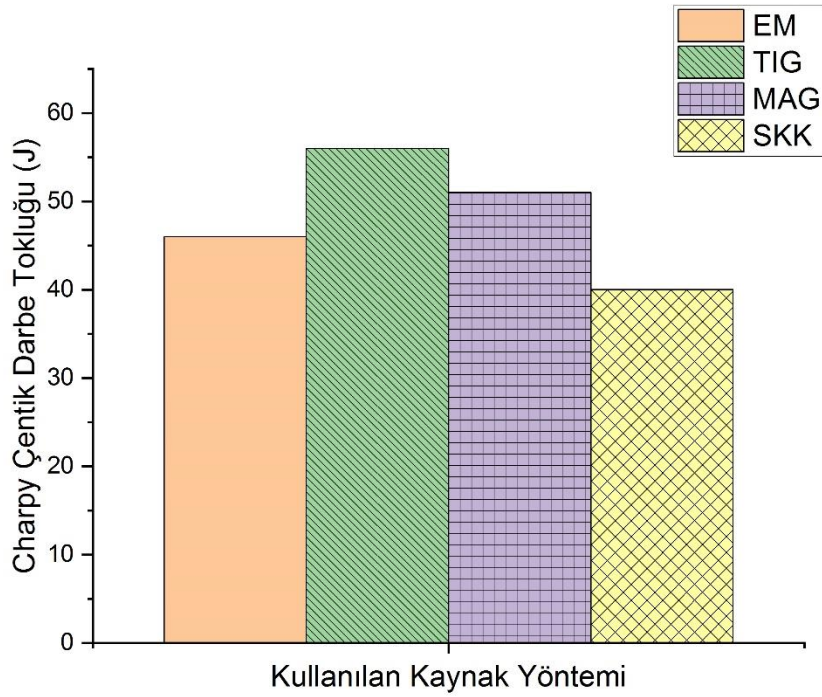
**Tablo 5.16:** XPF800 esas malzeme ve farklı kaynak yöntemleri ile kaynaklanmış numunelerin mekanik sonuçları

Yöntem	Numune	Akma Sınırı, $R_{p0.2}$ (MPa)	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa)	Darbe Enerjisi (J)
	EM	810	858	46
TIG	N4	705	777	56
MAG	N5	768	822	51
SKK	N6	651	793	40





Şekil 5.68: Farklı kaynak yöntemlerinde gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması



Şekil 5.69: Farklı kaynak yöntemlerinde gerçekleştirilen kaynaklı numunelerin çentik darbe deneyi sonuçlarının karşılaştırılması

## 6. SONUÇ ve ÖNERİLER

Bu çalışmada TATA Çelik firması tarafından son birkaç yıl içerisinde otomotiv sektöründe kullanılmak üzere üretilen XPF800 çeliğinin kaynak kabiliyetinin belirlenebilmesi amacıyla TIG kaynağı, MAG kaynağı ve SKK olmak üzere üç farklı kaynak yöntemi uygulanmış ve kaynak işlemleri sonrasında içyapı değişimleri ve mekanik özellikleri ayrıntılı bir şekilde incelenmiştir. Uygulanan her bir kaynak yöntemi sonrasında içyapı ve mekanik özelliklerinde bulunan sonuçlar ise aşağıda özetlenmiştir:

- TIG kaynağında EB'de içyapısı iri taneli asiküler ferritten oluşmaktadır. IEB ise ferrit ve perlit fazlarını içermektedir. EM'nin içyapısında ince taneli ve eş eksenli ferritik mikroyapı görülmüştür. TIG kaynağı, MAG kaynağı sonrasında ergime bölgesinin içyapısında oluşan asiküler ferrit yapısı sertlik ve tokluğu artırıcı etki göstermektedir.
- MAG kaynağında EB'nin mikroyapısının asiküler ferrit ve allotromorfik ferritten oluştuğu görülmektedir. Asiküler ferritler, inklüzyonlardan çekirdeklenme yoluyla rastgele dağılmış bir görünüm göstermektedir. KT-IEB in içyapısı incelendiğinde iri taneli beynit ve ferrit yapılarından oluştuğu görülürken, K-IEB içyapısında perlit ve ferrit gözlemlenmiştir. EM'nin mikro yapısı ise, rastgele dağılmış karbürlerden ve ince taneli ve eş eksenli ferritten oluşmuştur.
- Sürtünme karıştırma kaynağında (SKK) dinamik rekristalizasyon görülen KB'nin içyapısı esasen poligonal ferrit, asiküler ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Plastik deformasyona maruz kalan TMEB'nin içyapısı ise ferrit ve perlitten oluşmaktadır. IEB'nin içyapısında ise ferrit ve perlit oluşurken, esas malzemenin içyapısında ise ince taneli eş eksenli ferritler içermektedir. SKK, ergitme kaynak yöntemlerine göre daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği için içyapıda oluşan asiküler ferrit oranı ergitme kaynak yöntemlerine kıyasla daha azdır.
- TIG kaynağı ve MAG kaynağının EB'sinde oluşan asiküler ferrit yapısından kaynaklı sertlik ve tokluk değerlerinin esas malzemeye oranla yüksek olmasını sağlamıştır. TIG kaynağı, MAG kaynağı ve

SKK sırasında IEB'sinde IEB yumuşaması kaynaklı mukavemet ve sertlik değerleri azalmıştır.

- Asiküler ferritin tokluğu artırıcı etkisi göz önüne alındığında SKK sonrası kaynaklı numunenin tokluğunun ergitme kaynak yöntemlerine oranla daha az olduğu görülmüştür. SKK sırasında dinamik rekristalizasyon mekanizması sebebiyle KB ve TMEB'de ince taneli yapılar meydana gelir. İnce taneli yapısı sebebiyle bu bölgelerin sertlik değerleri esas malzemeye kıyasla yüksek çıkmaktadır.

Konu üzerine bundan sonraki yapılacak çalışmalarda aşağıdaki hususlara dikkat edilmesi önerilmektedir.

Çeliklerin kaynaklı birleştirilmesi sırasında IEB yumuşamasından kaynaklı mukavemet düşüşünü engellemek amacıyla karbon içeriğinin değiştirilmesi, ısı girdisinin azaltılması ve kaynak sonrası ısıl işlem yapılması gibi önlemler alınabilir.

XPF çeliklerinin kullanımının artırılması amacıyla otomotiv sektöründe sıkça kullanılan diğer kaynak yöntemleri bu çeliklerin birleştirilmesinde kullanılabilir.

Otomotiv sektöründe kullanılan çeliklerin şekillendirilebilirlik, korozyon ve yorulma dayanımı gibi özellikler oldukça önemli kriterlerdir. Bu sebeple XPF çeliklerinin kaynaklı birleştirmeden sonra şekillendirilebilirlik kabiliyetleri, korozyon ve yorulma dayanımı gibi diğer mekanik özelliklerinin değişimi belirlenebilir.

Çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan SKK yönteminin baskı kuvveti, sıcaklık ve ilerleme hızının otomasyonunu sağlayacak kaynak robotları ile uygulanması, SKK'nın daha hızlı gerçekleştirilmesini sağlayabilir.

## KAYNAKLAR

Abioye, T. E., “The Effect of Heat Input on the Mechanical and Corrosion Properties of AISI 304 Electric Arc Weldments, *British Journal of Applied Science and Technology*, 20, 1-10, <http://www.sciencedomain.org> <https://doi.org/10.9734/BJAST/2017/32846>, (2017)

Arivazhagan, B., Vasudevan, M., “Studies on A-TIG welding of 2.25Cr-1Mo (P22) steel”, *J. Manuf. Process.*, 18, 55–59, (2015).

Ahiale, G. K. and Oh, Y-J., “Microstructure and fatigue performance of butt-welded joints in advanced high-strength steels”, *Materials Science and Engineering: A* 597, 342-348, (2014).

Aktarer, S. M., Küçükömeroğlu, T. and Davut, K., “Friction stir processing of dual phase steel: Microstructural evolution and mechanical properties” *Materials Characterization*, 155, DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109787 10.1016/j.msea.2014.01.007, (2019).

Apurv, C. and Vijaykumar, S. J., “Influence of Heat Input on Mechanical Properties and Microstructure of Austenitic 202 Grade Stainless Steel Weldments”, *WSEAS Transactions on Applied and Theoretical Mechanics*, 9, 222-228, (2014).

Atma, R. M. R. and Joy, V. V. M., “Determination of Distortion Development during TIG Welding of Low Carbon Steel Plate”, *International Journal of Engineering Research* , 1, 23-29, (2014).

Babu, S. S., “The mechanism of acicular ferrite in weld deposits” *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8, 267–278. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.10.001>, (2004).

Baillie, P., Campbell, S. W., Galloway, A. M., Cater, S.R., McPherson, N.A., “Friction stir welding of 6 mm thick carbon steel underwater and in air”, *Science and Technology of Welding & Joining*, 20 (7), 585-593, <https://doi.org/10.1179/1362171815Y.0000000042>, (2015).

Biswas, A. R., Chakraborty, S., Ghosh, P. S., Bose, D., “Study Of Parametric Effects On Mechanical Properties Of Stainless Steel (AISI 304) And Medium Carbon Steel (45C8) Welded Joint Using GMAW”, *Materials Today: Proceedings*, 5(5), 12384-12393, DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.217, (2018).

Braga, D. F., Eslami, S. and Moreira, P. M. G. P., “Friction stir welding”, (eds: L.D. Silva, M. El-Zein, P. Martins) *In Advanced Joining Processes*, Amsterdam: Elsevier, 173-206, (2021).

Bu, F. Z., Wang, X. M., Yang, S. W., Shang, C. J. and Misra, R. D. K., “Contribution of interphase precipitation on yield strength in thermomechanically simulated Ti–Nb and Ti–Nb–Mo microalloyed steels”, *Materials Science and Engineering: A*, 620, 22-29, (2015).

Chen, Y. C. and Nakata K., ”Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir processed SKD61 tool steel”, *Materials characterization*, 60, 1471–1475, (2009).

Chen, C. Y., Yen, H. W., Kao, F. H., Li, W. C., Huang, C. Y., Yang, J. R. and Wang, S. H., “Precipitation hardening of high-strength low-alloy steels by nanometer-sized carbides”, *Materials Science and Engineering: A*, 499 (1-2), 162-166, (2009).

Chen C., Fan C., Cai X., Lin S., Yang C., Zhuo Y., “Microstructure and mechanical properties of Q235 steel welded joint in pulsed and un-pulsed ultrasonic assisted gas tungsten arc welding”, *Journal of Materials Processing Technology*, 275, 116335. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116335>, (2020).

Chuaiphan, W. and Srijaroenpramong, L., “Effect of Welding Speed on Microstructures, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of GTA Welded AISI 201 Stainless Steel Sheets”, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 402-408, (2013).



Choi, D.H., Lee, C.Y., Ahn, B.W., Choi, J.H., Yeon, Y.M., Song, K., Hong, S.G., Lee, W.B., Kang, K.B., Jung, S.B., “Hybrid friction stir welding of high-carbon steel”, *Journal of Materials Science & Technology*, 27, 127–130, (2011).

Cui, S., Shi, Y., Sun, K., Gu S., “Microstructure evolution and mechanical properties of keyhole deep penetration TIG welds of S32101 duplex stainless steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 709, 214–222, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.051>, (2018).

Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N. and Nogi K., “Friction stir welding of a high carbon steel” *Scripta Mater*, 56, 637–640, (2007).

Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N., Nakata K., Nogi K., Ikeda, R. and Matsushita M., “Transformation in stir zone of friction stir welded carbon steels with different carbon contents” *ISIJ International*, 47(2), 299–306, (2007).

Cui, S., Shi, Y., Cui, Y., Zhu, T., “The influence of microstructure and chromium nitride precipitations on the mechanical and intergranular corrosion properties of K-TIG weld metals” *Construction and Building Materials*, 210, 71-77, DOI:10.1016/j.conbuildmat.2019.03.212, (2019).

Çam, G., Ipekoglu, G., Küçükömeroglu, T., Aktarer, S.M., “Applicability of friction stir welding to steels”, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, 80, 65–85, <https://doi.org/10.5604/01.3001.0010.2027>, (2017).

Çam, G., İpekoğlu, G. “Recent developments in joining of aluminum alloys”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(5), 1851-1866, (2017).

Çam, G., *Kaynak bilimi ve teknolojisi*, Ankara:Nobel, 1. Basım, (2020)

Çam, G., Meran, C., “Çeliklerin sürtünme karıştırma kaynağı”, *Mühendis ve Makina*, 50(599), 24-32, (2009).

Çam, G., “Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK): al-alaşimleri için geliştirilmiş yeni bir kaynak teknolojisi”, *Mühendis ve Makina*, 46(541), 30-39, (2005).

Çam, G., Javaheri, V., Heidarzadeh, A., “Advances in FSW and FSSW of dissimilar Al-alloy plates”, *Journal of Adhesion Science and Technology*, 1-33, (2022).

Deng, X., Fu, T., Wang, Z., Liu, G., Wang, G., Misra, R.D.K., “Extending the boundaries of mechanical properties of Ti-Nb low-carbon steel via combination of ultrafast cooling and deformation during austenite-to-ferrite transformation”, *Metals and Materials International*, 23(1), 175–183, <https://doi.org/10.1007/s12540-017-6241-8>, (2017).

Di, X., Ji, S., Cheng F., Wang, D. and Cao, J., “Effect of cooling rate on microstructure, inclusions and mechanical properties of weld metal in simulated local dry underwater welding”, *Materials & Design*, 88, 505-513, DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.025, (2015).

Dinda, G. P. and Ramakrishnan, A., "Friction stir welding of high-strength steel" *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103(9), 4763-4769, (2019) .

Dong, H., Hao, X. and Deng, D., “Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint”, *Metallography, microstructure, and analysis*, 3(2), 138–146, <https://doi.org/10.1007/s13632-014-0130-z>, (2014).

Doruk, E., Pakdil, M., Çam, G., Durgun, İ. and Kumru, U. C., “Otomotiv Sektöründe Direnç Nokta Kaynağı Uygulamaları”, *Mühendis ve Makina*, 57(673), 48-53, (2016).

Dressler, U., Biallas, G., Mercado, U. A., “Friction stir welding of titanium alloy TiAl6V4 to aluminium alloy AA2024-T3”, *Mater. Sci. Eng. A*, 526, 113–117, (2009).

Fang, F., Yong, Q. L., Yang, C. F., Hang, S. U., “Microstructure and precipitation behavior in HAZ of V and Ti microalloyed steel”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 16(3), 68-77, (2009).

Fekete, J. R. and Hall, J. N., “Design of auto body: Materials perspective”, *Automotive Steels*, 1-18, (2017).

Fonstein, N. “Advanced high strength sheet steels”, New York, USA: Springer International Publishing, 369, (2015).

Francis, J. A., Bhadeshia, H. K. D. H. and Withers, P. J., “Welding residual stresses in ferritic power plant steels”, *Materials Science and Technology*, 23, 1009-1020, DOI: 10.1179/174328407x213116, (2013).

Frisk, K. and Borggren, U., “Precipitation in microalloyed steel by model alloy experiments and thermodynamic calculations”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(10), 4806-4817, (2016).

Fujii, H., Cui, L., Tsuji, N., Maeda, M., Nakata, K. and Nogi, K., “Friction stir welding of carbon steels”, *Mater. Sci. Eng. A*, 429, 50–57, (2006).

Funakawa, Y., Shiozaki, T., Tomita, K., Yamamoto, T. and Maeda, E., “Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides”, *ISIJ international*, 44(11), 1945-1951, (2004).

Gharibshahian, E., Raouf, A. H., Parvin, N. and Rahimian, M., “The effect of microstructure on hardness and toughness of low carbon welded steel using inert gas welding”, *Materials & Design*, 32(4), 2042-2048, (2011).

Górka J., “Assessment of Steel Subjected to the Thermomechanical Control Process with Respect to Weldability”, *Metals*, 8, DOI: 10.3390/met8030169, (2018).

Hamada, M., “Control of strength and toughness at the heat affected zone”, *Welding International*, 17, 265-270, DOI: 10.1533/wint.2003.3100, (2003).

Haghshenas, M. and Gerlich, A. P., “Joining of automotive sheet materials by friction-based welding methods: A review”, *Engineering science and technology, an international journal*, 21(1), 130-148. (2018).

Hashemi, S. H., Mohammadyani, D., Pouranvari, M. and Mousavizadeh S.M., “On the relation of microstructure and impact toughness characteristics of DSAW steel of grade API X70”, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 32, 33–40, <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2008.01312.x>, (2009).

Hall, J. N., “Great Designs in Steel” *Steel Market Development Institute, Washington DC, USA*, [www. autosteel.org/great-designs-in-steel.aspx](http://www.autosteel.org/great-designs-in-steel.aspx), (2011)

Hanhold, B., Babu, S. S. and Cola, G., “Investigation of heat affected zone softening in armour steels: Part 1 - Phase transformation kinetics”, *Sci. Technol. Weld. Join.*, 18, 247–252, (2013).

Heidarzadeh, A., Mironov, S., Kaibyshev, R., Çam, G., Simar, A., Gerlich, A., Khodabakhshi, F., Mostafaei A., Field, D. P., Robson, J. D., Deschamps, A. and Withers, P. J., “Friction stir welding/processing of metals and alloys: a comprehensive review on microstructural evolution”, *Progress in Materials Science*, 117, 100752, (2021).

Holovenko, O., Ienco, M. G., Pastore, E., Pinasco, M. R., Matteis P., Scavino, G., Firrao, D., “Microstructural and mechanical characterization of welded joints on innovative high-strength steels”, *Metallurgia Italiana* 105, 3, (2013).

Imam, M., Ueji, R. and Fujii, H., “Microstructural control and mechanical properties in friction stir welding of medium carbon low alloy S45C steel”, *Mater. Sci. Eng. A*, 636, 24–34, (2015).

Ito, R., Hiraoka, K. and Shiga, C., “Characteristics of the heat-affected zone in ultra- fine grained steel during ultra-narrow gap GMA welding. Softening zone and microstructures of the heat-affected zone in ultra-fine grained steel”, *WeldingInternational*, 19, 447-455, DOI:10.1533/wint.2005.3443, (2005).

Iqbal, Z., Bazoune, A., Al-Badour, F., Shuaib, A. and Merah, N., “Effect of tool rotational speed on friction stir welding of ASTM A516-70 Steel Using

W-25% Re Alloy tool”, *Arabian Journal for Science and Engineering*, 44(2), 1233-1242, (2019).

İpekoğlu, G., Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S. M., Sekban, D. M., Çam, G., “Investigation of microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar St37/St52 joints”, *Mater. Res. Express.*, 6, 1–8. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aafb9f>, (2019).

Janunkar, R. G., Allurkar, S. and Mahesh, P., “An Influence on Effect of Welding Speed on Strength of Welded Joint Using Tig Welding Process”, *World Journal of Technology, Engineering and Research*, 2, 337-342, (2017).

Jeffus, L. “Welding: principles and applications”, *Cengage Learning*, (2020).

John, M., Peraka, A. K. and Kuruveri, U. B., “Effect of employing metal cored filler wire for single V butt joint welding of Ti-Nb microalloyed 800MPa steels”,. *International conference On Emerging Trends In Mechanical Engineering*, (2020).

Kah, P., Pirinen, M., Suoranta, R. and Martikainen, J., “Welding of Ultra High Strength Steels”, *Advanced Materials Research* 849, 357-365, DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.849.357, (2013).

Kashaev, N., Ventzke, V. and Çam, G., “Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for aluminum airframe structural applications”, *Journal of Manufacturing Processes*, 36, 571-600, (2018).

Keil, D., Zinke, M., Pries, H., "Weldability of novel Fe-Mn high-strength steels for automotive applications", *Welding in the World*, 55(11), 21-30, (2011).

Khan, N. Z., Khan, Z. A. and Siddiquee, A. N., “Effect of Shoulder Diameter to Pin Diameter (D/d) Ratio on Tensile Strength of Friction Stir Welded 6063 Aluminium Alloy”, *Mater. Today Proc.* 2, 1450–1457, (2015).

Kim, Y. G., Kim, I. J., Kim, J. S., Chung, Y. I. and Du, Y. C., “Evaluation of surface crack in resistance spot welds of Zn-coated steel”, *Materials Transactions*, M2013244, (2014).



Koldaev, A. V., Zaitsev, A. I., Krasnyanskaya, I. A. and D'yakonov, D. L., "Study of the effect of composition and thermal deformation treatment on properties of ferritic steels microalloyed with titanium and niobium. Part 2. Phase precipitate characteristics.", *Metallurgist*, 63(5), 604-616, (2019).

Koley, I., Kundu, S. and Kailas, S. V., "Friction stir welding of ultra low carbon steel: microstructure, mechanical properties and electrochemical study", *Metallurgical Research & Technology*, 116(1), 118, (2019).

Korkmaz E., and Meran C., "Mechanical properties and microstructure characterization of GTAW of micro-alloyed hot rolled ferritic XPF800 steel", *Engineering Science and Technology, an International Journal* 24, 503-513, DOI: 10.1016/j.jestch.2020.04.006, (2021).

Krauss, G. and Thompson, S. W., "Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels", *ISIJ International* 35, 937-945, DOI: 10.2355/isijinternational.35.937, (1995).

Koley, I., Kundu, S. And Kailas, S. V., "Friction stir welding of ultra low carbon steel: microstructure, mechanical properties and electrochemical study", *Metallurgical Research & Technology*, 116(1), 118, (2019).

Kulkarni, A., Dwivedi, D. K., Vasudevan, M., "Study of mechanism, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG welded P91 Steel-P22 steel dissimilar metal joint", *Mater. Sci. Eng. A.*, 731 309–323, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.054>, (2018).

Kulkarni, A., Dwivedi, D. K., Vasudevan, M., "Dissimilar metal welding of P91 steel-AISI 316L SS with Incoloy 800 and Inconel 600 interlayers by using activated TIG welding process and its effect on the microstructure and mechanical properties", *J. Mater. Process. Technol.* 274, 116280, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116280>, (2019).

Kumar, S., Nath S. K., "Studies on Microstructure and Mechanical Properties of Simulated Heat Affected Zone in a Micro Alloyed Steel", *Int. J. Chem. Mol. Nucl. Mater. Metall. Eng.*, 8, 1056–1059, (2014).

Kutelu, B. J., Seidu, S. O., Eghabor, G. I. and Ibitoye, A. I., “Review of GTAW Welding Parameters”, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 6, 541-554. <https://doi.org/10.4236/jmmce.2018.65039>, (2018).

Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S. M., Çam, G., “Investigation of mechanical and microstructural properties of friction stir welded dual phase (DP) steel”, *In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Vol. 629, No. 1, p. 012010, IOP Publishing, (2019).

Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S. M., İpekoğlu, G., Çam, G., “Mechanical properties of friction stir welded St 37 and St 44 steel joints”, *Materials Testing*, 60, 1163-1170, DOI: 10.3139/120.111266, (2018).

Lakshminarayanan, A. K., Balasubramanian, V. and Salahuddin, M., “Microstructure, tensile and impact toughness properties of friction stir welded mild steel”, *Journal of Iron and Steel Research International*, 17 (10), 68-74, Doi: 10.1016/S1006-706X(10)60186-0, (2010).

Lesch, C., Kwiaton, N. and Klose, F. B., “Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications—Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments”, *steel research international*, 88, DOI: 10.1002/srin.201700210, (2017).

Li, Y., Crowther, D. N., Green, M. J. W., Mitchell, P. S., Baker, T. N., “Effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels”, *ISIJ Int.*, 41, 46–55, (2001).

Lienert, T. J., Stellwag Jr., W. L. Grimmitt, B. B., Warke, R.W., “Friction stir welding studies on mild steel”, *Supplement to the welding journal*, Sponsored by the American Welding Society and the Welding Research Council, (2003).

Liu, F. C., Hovanski, Y., Miles, M. P., Sorensen, C. D., Nelson, T.W., “A review of friction stir welding of steels: tool, material flow, microstructure, and

properties”, *Journal of Materials Science & Technology*, 34(1), 39-57, <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.10.024>, (2018).

Mallick, P. K., “Advanced materials for automotive applications: An overview”, *Advanced materials in automotive engineering*, 5-27, (2012).

Mao, X., Huo, X., Sun, X. and Chai, Y., “Strengthening mechanisms of a new 700 MPa hot rolled Ti-microalloyed steel produced by compact strip production”, *Journal of Materials Processing Technology*, 210(12), 1660-1666, (2010).

Ma, Z. Y., “Friction Stir Processing Technology: A Review”, *Metall Mater Trans A*, 39, 642–658, (2008).

Matlock, D. K., Krauss, G. and Speer, J. G., “New Microalloyed Steel Applications for the Automotive Sector”, *Materials Science Forum*, 500-501, 87-96, DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.87, (2005).

Matsushita, M., Kitani, Y., Ikeda, R., Ono, M., Fujii, H., Chung, Y. D., “Development of friction stir welding of high strength steel sheet”, *Sci. Technol. Weld. Join.* 16, 181–187, (2011).

Meran, C., Canyurt, O. E., “Friction Stir Welding of austenitic stainless steels”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 43(1), 432-439, (2010).

Meran, C., Kovan, V., Alptekin, A., “Friction stir welding of AISI 304 austenitic stainless steel”, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 38(10), 829-835, <https://doi.org/10.1002/mawe.200700214>, (2007).

Meran, C., Kovan, V., “Microstructures and mechanical properties of friction stir welded dissimilar copper/brass joints”, *Materialwiss. Werkstofftech.*, 39(8), 521–530, (2008).

Miles, M. P., Nelson, T. W., Steel, R., Olsen, E. and Gallagher, M., “Effect of friction stir welding conditions on properties and microstructures of high

strength automotive steel”, *Sci. Technol. Weld. Join.*, 14(3), 228–232, (2009).

Mishra, R. S., Ma, Z. Y., “Friction stir welding and processing”, *Mater Sci Eng: R: Reports*, 50, 1–78, (2005).

Mohandas, T., Reddy, G. M. and Kumar, B. S., “Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels”, *Journal of Materials Processing Technology* 88, 284-294, (1999).

Mujica, L., Weber, S., Thomy, C. and Vollertsen, F., “Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(6), 517-522, (2009).

Mukherjee, M., Pal, T. K., “Influence of Heat Input on Martensite Formation and Impact Property of Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals”, *J. Mater. Sci. Technol.*, 28, 343–352, [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60066-8](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60066-8), (2012).

Njock, Bayock, F., Kah, P., Mvola, B. and Layus, P., “Effect of heat input and undermatched filler wire on the microstructure and mechanical properties of dissimilar S700MC/S960QC high-strength steels”, *Metals*, 9(8), 883, (2019).

Nandan, R., DebRoy, T., Bhadeshia, H. K. D. H., “Recent advances in friction-stir welding—process, weldment structure and properties”, *Prog Mater Sci*, 53, 980–1023, (2008).

Nathan, S. R., Balasubramanian, V., Malarvizhi, S. and Rao, A. G., “Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints”, *Defence Technology*, 11(3), 308-317, (2015).

Ola, O. T. and Doern, F. E., “A study of cold metal transfer clads in nickel-base INCONEL 718 superalloy”, *Materials & Design* 57, 51-59, DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.060, (2014).

Odebiyi, O. S., Adedayo S. M., Tunji, L. A. and Onuorah, M. O., “A review of weldability of carbon steel in arc-based welding processes”, *Cogent Engineering*, 6(1), 1609180, DOI:10.1080/23311916.2019.1609180, (2019).

Osorio, A. G., Souza, D., dos Passos, T., Dalpiaz, L., Aires, T., “Effect of niobium addition on the flux of submerged arc welding of low carbon steels”, *J. Mater. Process. Technol.*, 266, 46–51, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.10.020>, (2019).

Oyetunji, A., Kutelu, B. J. and Akinola, A., “Effects of Welding Speeds and Power Inputs on the Hardness Property of Type 304L Austenitic Stainless Steel Heat-Affected Zone (HAZ),” *Journal of Metallurgical Engineering*, 2, 124, (2013).

Panda, S. K., Kumar, D. R., Kumar, H., Nath, A. K., “Characterization of tensile properties of tailor welded IF steel sheets and their formability in stretch forming”, *Journal of Materials Processing Technology*, 183(2-3), 321-332, (2007).

Pradeep, A., "A review on friction stir welding of steel." *International Journal of Engineering Research and Development*, 3(11), 75-91, (2012).

Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H. and DebRoy, T. “Review: friction stir welding tools”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 16:4, 325-342, DOI:10.1179/1362171811Y.0000000023, (2011).

Ramazani, A., Mukherjee, K., Abdurakhmanov, A., Prahl, U., Schleser, M., Reisgen, U. and Bleck, W., “Micro–macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 589, 1-14, (2014).

Rijkenberg A., Blowey A., Bellina P., Wooffindin C., “Advanced high stretch-flange formability steels for chassis & suspension applications”, *Proceedings of the Conference SCT2014 (4th International Conference on Steels in Cars and Trucks)*, Braunschweig, Germany, 15-19 June 2014, P. 426–433, (2014).

Roncery, L. M., Weber, S. and Theisen, W., “Welding of twinning-induced plasticity steels” *Scripta Mat.*, 66, 997-1001, (2012).

Russo, Spena, P., Matteis, P. and Scavino, G., “Dissimilar Metal Active Gas Welding of TWIP and DP Steel Sheets”, *steel research international*; 86, 495-501, DOI: 10.1002/srin.201400154. (2015).

Russo Spena, P., De Maddis, M., Lombardi, F. and D’Aiuto, F., ”Resistance spot welding of advanced high strength TWIP steels”, *In Applied Mechanics and Materials*, 423, 876-880, (2013).

Sadeghian, M., Shamanian, M., Shafyei, A., “Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel”, *Mater. Des.*, 60, 678–684, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.03.057>, (2014).

Saha, M. K., Hazra, R., Mondal, A. and Das, S., “Effect of heat input on geometry of austenitic stainless steel weld bead on low carbon steel”, *Journal of The Institution of Engineers (India): Series C*, 100(4), 607-615, (2019).

Saravanan, V., Rajakumar, S., Banerjee, N. and Amuthakkannan, R., “Effect of shoulder diameter to pin diameter ratio on microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded AA2024-T6 and AA7075-T6 aluminum alloy joints”, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 87, 3637–3645, (2016).

Sarkar, R., Pal, T. K., and Shome, M., “Microstructures and properties of friction stir spot welded DP590 dual phase steel sheets” *Science and Technology of Welding and Joining*, 19(5), 436-442, (2014).

Sato, Y. S., Yamanoi, H., Kokawa, H., Furuhashi, T., “Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding”, *Scripta materialia*, 57(6), 557-560, (2007).

Seo, D. W., Jeon, Y. B. and Lim, J. K., “Effect of Electric Weld Current on Spatter Reduction in Spot Welding Process”, *Key Engineering Materials*, 261-263, 1623-1628, (2003).



Serindağ, H. T., Çam, G., “Microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded AISI 430/AISI 304 dissimilar stainless steels butt joints”, *In Journal of Physics: Conference Series*, Vol. 1777, No. 1, p. 012047, IOP Publishing (2021).

Serindağ, H. T., Tardu, C., Kirçiçek, İ. Ö. and Çam, G., “A study on microstructural and mechanical properties of gas tungsten arc welded thick cryogenic 9% Ni alloy steel butt joint”, *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 37, 1-10, (2022).

Sha, Q. Y., Huang, G. J., Guan, J., Ma, X. J., Li, D. H., “A new route for identification of precipitates on austenite grain boundary in an Nb-V-Ti microalloyed steel”, *J. Iron Steel Res. Int.*, 18, 53–57, (2011).

Sharma P., Dwivedi D. K., “A-TIG welding of dissimilar P92 steel and 304H austenitic stainless steel: Mechanisms, microstructure and mechanical properties”, *J. Manuf. Process.*, 44 166–178, (2019).

Shirali, A. A. and Mills, K. C., “The Effect of Welding Parameters on Penetration in GTA, Foundations of Material Science Engineering”, *McGraw Hill*, New York, 78-98, (1993).

Shome, M. and Tumuluru, M. “Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)”, (eds: Shome, M., Tumuluru M.) (93-119), (2015).

Singh, D. K., Sharma, V., Basu, R., Eskandari, M., “Understanding the effect of weld parameters on the microstructures and mechanical properties in dissimilar steel welds”, *Procedia Manuf.*, 35, 986–991, <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.06.046>, (2019).

Simich-Lafitskii, N. D., Koldaev, A. V., Kraposhin, V. S., Zaitsev, A. I. and Talis, A. L., “Mechanism of Nucleation of Precipitates of Carbides of Refractory Metals Under Hot Rolling of Automotive Sheet Steel” *Metal Science and Heat Treatment*, 61(11), 675-680, (2020).

Seto, K., Funakawa, Y., Kaneko, S., “Hot rolled high strength steels for suspension and chassis parts “NANOHITEN” and “BHT® Steel””, *JFE Tech Rep*, 10, 19-25, (2007).

Sorensen, C. D. and Nelson, T. W.: “Friction stir welding of ferrous and nickel alloys”, *Friction stir welding and processing*, (eds. R. S. Mishra and M. W. Mahoney), Vol. 6, 111–121; Materials Park, OH, ASM International, (2007).

Sun, Q., Di, H. S., Li, J. C., Wu, B. Q., Misra, R. D. K., “A comparative study of the microstructure and properties of 800 MPa microalloyed C-Mn steel welded joints by laser and gas metal arc welding”, *Materials Science and Engineering: A*, 669, 150-158, (2016).

Tewari, S.P., Gupta, A. and Prakash, J., “Effect of Welding Parameters on the Weldability of Materials”, *International Journal of Engineering Science and Technology*, 2, 512-516, (2010).

Tirumalasetty, G. K., Fang, C. M., Xu, Q., Jansen, J., Sietsma, J., Van Huis, M.A., Zandbergen, H. W., “Novel ultrafine Fe(C) precipitates strengthen transformation-induced- plasticity steel”, *Acta Mater.*, 60, 7160–7168, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.025>, (2012).

Tiwari, A., Singh, P., Pankaj, P., Biswas, P. and Kore, S. D., “FSW of low carbon steel using tungsten carbide (WC-10wt.% Co) based tool material”, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 33(10), 4931-4938, (2019).

Ueji, R., Fujii, H., Cui, L., Nishioka, A., Kunishige, K., Nogi, K., “Friction stir welding of ultrafine grained plain low-carbon steel formed by the martensite process”, *Materials Science and Engineering: A*, 423(1-2), 324-330, (2006).

Venkatesh, K. M., Arivarsu, M., Manikandan, M., Arivazhagan, N., “Review on friction stir welding of steels”, *Materials Today: Proceedings 5 (Part 2)* 13227e13235, <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.313>, (2018).

Wang, G., North, T. and Leewis, K., “Microalloying additions and HAZ fracture toughness in HSLA steels”, *Welding Journal* 69, 14-22, (1990).

Wang, H., Wang, K., Wang, W., Huang, L., Peng, P. and Yu, H., “Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded type 304 austenitic stainless steel to Q235 low carbon steel”, *Materials characterization*, 155, 109803, (2019).

Wan, X. L., Wang, H. H., Cheng, L., Wu, K. M., “The formation mechanisms of interlocked microstructures in low-carbon high-strength steel weld metals”, *Mater. Charact.*, 67, 41–51, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.02.007>, (2012).

Ye, F., Fujii, H., Tsumura, T., Nakata, K., “Friction stir welding of Inconel alloy 600”, *Journal of materials science*, 41(16), 5376-5379, (2006).

Yuri, T., Ogata, T., Saito, M. and Hirayama, Y., “Effect of Welding Structure and  $\delta$ -Ferrite on Fatigue Properties for TIG Welded Austenitic Stainless Steels at Cryogenic Temperatures”, *Cryogenics* , 40, 251-259, (2000).

Zaitsev, A., Koldaev, A., Arutyunyan, N., Dunaev, S., D'yakonov, D. “Effect of the chemical composition on the structural state and mechanical properties of complex microalloyed steels of the ferritic class”, *Processes*, 8(6), 646, (2020).

Zaitsev, A. I., Koldaev, A. V., Arutyunyan, N. A. and Dunaev, S. F., “Principles of creating new economically alloyed ferritic steels with a unique set of properties”, *Metallurgist*, 62(5), 532-540, (2018).