



**NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN  
YÜKSEK VE ULTRA YÜKSEK DAYANIMLI  
OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAK  
KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ**

**Mehtap HİDİROĞLU**

**2022  
DOKTORA TEZİ  
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN**

**NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN YÜKSEK VE ULTRA  
YÜKSEK DAYANIMLI OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAK  
KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ**

**Mehtap HİDİROĞLU**

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

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN**

**KARABÜK  
Haziran 2022**

Mehtap HİDİROĞLU tarafından hazırlanan “NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN YÜKSEK VE ULTRA YÜKSEK DAYANIMLI OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAK KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN .....  
Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 27/06/2022

<u>Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)</u>	<u>İmzası</u>
Başkan : Prof. Dr. Behçet GÜLENC (GÜ)	.....
Üye : Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN (KBÜ)	.....
Üye : Prof. Dr. Ahmet DURGUTLU (GÜ)	.....
Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)	.....
Üye : Doç. Dr. Yakup KAYA (KBÜ)	.....

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

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ .....  
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

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

Mehtap HİDİROĞLU

## **ÖZET**

**Doktora Tezi**

### **NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN YÜKSEK VE ULTRA YÜKSEK DAYANIMLI OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAK KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ**

**Mehtap HİDİROĞLU**

**Karabük Üniversitesi**

**Lisansüstü Eğitim Enstitüsü**

**İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı**

**Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN**

**Haziran 2022, 166 sayfa**

Tez kapsamında kullanılan malzeme çiftlerinden biri sıcak şekillendirildikten sonra oldukça yüksek kopma dayanımı kazanan (~1500 MPa), tümüyle martenzitik yapıya sahip bor alaşımlı 22MnB5'tir. 22MnB5, yüksek mukavemetinden dolayı, kaza sırasında maruz kaldığı darbeler sonucu diğer birçok çelik sınıfına göre daha az şekil değişimine uğramakta, araçların A/B kolonlarında çift fazlı DP çelikleri ile kombine edilerek son yıllarda artan bir ivme ile tercih edilmektedir. Kaynak esnasında meydana gelen ısı çevrimleri martenzitik çeliklerin ITAB'ını kendi içinde bölgelere ayırmaktadır. İç gerilmelere neden olan bu bölgelerin en dikkat çeken literatürde "yumuşak bölge" (Soft Zone) olarak adlandırılan sertliği en düşük bölgedir. Hasarın meydana geldiği veya hasarın tetiklendiği kilit bölge olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu kapsamda yeni ve özgün bir yaklaşım geliştirilerek kaynak bölgesindeki hetorejen

sertlik değişikliklerinden kaynaklanan bağlantı dayanımı hatalarının azaltılması amaçlanmıştır. Bu yaklaşım, kaynak makinesine adapte edilen proses içi Bölgesel Hızlı Soğutma (BHS) prosesi ile kaynak bölgesindeki mikroyapı ve sertlik değerlerini kontrol altında tutma amacına dayanmaktadır. Bu amaçla kaynak makinesine adapte edilen ve makine ile eş zamanlı çalışan bir prototip düzenek tasarlanmış ve imal edilmiştir.

Ek olarak, biri konvansiyonel diğeri ise yeni nesil olmak üzere iki farklı kaynak ekipmanı, AA ve OFDA (Alternatif Akım-AA güç kaynağı ve Orta Frekans Doğru Akım-OFDA) teknolojisi kullanılmış olup bu makinelerden elde edilen kaynaklı bağlantıların mekanik performans üzerindeki etkisi BHS sistemi de kullanılarak karşılaştırılmıştır. BHS uygulanmamış AA ve OFDA teknolojileri ile alınan numuneler kendi aralarında kıyaslandığında OFDA serisinin AA serisine göre % 11, BHS uygulanmış OFDA+BHS serisinin AA+BHS serisine göre % 13 daha yüksek çekme makaslama performansı sergilediği tespit edilmiştir. Numunelerin çapraz çekme dayanımları kıyaslandığında ise, OFDA serisinin AA serisine göre % 13, AA+BHS serisinin AA serisine göre % 9, OFDA+BHS serisinin ise AA+BHS serisine göre % 10 daha yüksek dayanım sergilediği tespit edilmiştir. Gerçekleştirilen detaylı mikroyapı ve sertlik haritalama deneylerinde 22MnB5 ITAB'ta kaynak ekipmanı farklılığı ve BHS operasyonunun uygulanıp uygulanmamasına göre farklı sertliklerde temperlenmiş yumuşak alt ITAB tespit edilmiştir. Bu alt ITAB'ın sertlik değerlerinin ve genişliğinin bağlantının mekanik özelliklerinde kilit rol oynadığı sonucuna varılmıştır. Bağlantıların eğmeli yorulma deneyleri yapılmış kuvvet/ömür eğrileri oluşturulmuştur. OFDA teknolojisi ile elde edilen yorulma numuneleri en yüksek yorulma ömrünü sergilemiş olup bunu yüksekte düşüğe doğru sırasıyla AA serisi, OFDA+BHS serisi ve AA+BHS serisi takip etmiştir.

**Anahtar Sözcükler :** Sıcak şekillendirilmiş çelikler, Nokta direnç kaynağı, 22MnB5, DP600, Yorulma.

**Bilim Kodu :** 91511

## **ABSTRACT**

**Ph. D. Thesis**

### **AN INVESTIGATION ON THE WELDABILITY OF RESISTANCE SPOT WELDED HIGH AND ULTRA HIGH STRENGTH AUTOMOTIVE STEELS**

**Mehtap HIDIROĞLU**

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

**Thesis Advisor**

**Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN**

**June 2022, 166 pages**

One of the material pairs used within the scope of the thesis is 22MnB5 boron alloy with a completely martensitic structure, which gains a very high breaking strength (~1500MPa) after hot forming. Due to its high strength, 22MnB5 undergoes less deformation than many other steel classes as a result of the impacts it is exposed to during an accident. It is preferred with increasing momentum in recent years by combining with dual-phase DP steels in the A/B columns of the vehicles. The thermal cycles that occur during welding divide the HAZ of martensitic steels into regions within itself. The most striking of these regions that cause internal stresses is the region called "Soft Zone" in the literature and has the lowest hardness. It is the key area where damage occurs or where damage is triggered. In this context, a new and original approach has been developed. It is aimed to reduce joint strength errors caused by

heterogeneous hardness changes in the weld zone. This approach is based on the aim of keeping the microstructure and hardness values in the weld zone under control with the in-process Regional Rapid Cooling (RPC) process adapted to the welding machine. For this purpose, a prototype mechanism, which is adapted to the welding machine and works simultaneously with the machine, has been designed and manufactured.

In addition, two different welding equipment, AC and MFDC (Alternate Current -AC power source and Medium Frequency Direct Current -MFDC) technology, one is convection and the other is new generation, are used. The effect of the welded joints obtained from these machines on the mechanical performance was compared using the RPC system. When the samples taken with AC and MFDC technologies without BHS were compared among themselves, it was determined that the MFDC series showed 11 % higher tensile shear performance than the AC series, and the MFDC+RPC series showed 13 % higher than the AC+RPC series. When the cross-tensile strengths of the samples are compared, it has been determined that the MFDC series has 13 % higher strength than the AC series, 9 % higher strength than the AC+RPC series, and 10 % higher strength than the AC+RPC series of the MFDC+RPC series. In the detailed microstructure and hardness mapping experiments carried out, tempered soft sub HAZ at different hardnesses was determined in 22MnB5 HAZ, depending on the difference in welding equipment and whether the BHS operation was applied or not. It was concluded that the hardness values and width of this sub-HAZ play a key role in the mechanical properties of the joint. The bending fatigue tests of the connections were made and the force/life curves were created. The fatigue specimens obtained with MFDC technology showed the highest fatigue life, followed by AC series, MFDC+RPC series and AC+RPC series from high to low, respectively.

**Key Word** : Hot formed steels, Resistance spot welding, 22MnB5, DP600, Fatigue.

**Science Code** : 91511



## TEŞEKKÜR

Bu özgün tez çalışmasının ve çalışmanın bir çıktısı olan patent başvurusunun fikir ve olgunlaşma aşamalarında, süreçlerin gerek yürütülmesinde gerek sonuçlandırılmasında, ilgi, destek ve bilgisi ile yol gösteren sayın hocam Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmaları yürütülürken yönlendirme ve önerilerinden dolayı Prof. Dr. Behçet GÜLENC'e ve yardımlarından dolayı Arş. Gör. Dr. Yusuf AYAN'a teşekkür ederim.

Coşkunöz Kalıp Makine Ar-Ge bölümüne, çalışmanın özellikle son aşamasında manevi desteğini esirgemeyen Sayın Metin ÇALLI ve Mesut KAYA'ya, katkılarından dolayı Dr. Tanya A. BAŞER ÇOBANOĞLU'na, yorulma deneylerinin gerçekleştirilmesi sürecinde yardımlarından dolayı Ahmet ONAYLI'ya teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca, sıcak şekillendirilmiş sac malzemelerin temini sağlayan Beyçelik Gestamp Teknoloji ve Kalıp Sanayi A.Ş.'ye teşekkür ederim.

Bu tez çalışması, Karabük Üniversitesi Rektörlüğü BAP Komisyonu tarafından FDK-2019-2095 numaralı proje kapsamında desteklenmiştir. BAP birimine ve Karabük Üniversitesi Rektörlüğüne desteklerinden dolayı teşekkürlerimi sunarım.

Sevgili aileme her zaman yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	<b><u>Sayfa</u></b>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xviii
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	6
OTOMOTİV SEKTÖRÜNDE KULLANILAN ULTRA YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLER .....	6
2.1. DP ÇELİKLERİ .....	7
2.1.1. Özellikleri .....	7
2.1.2. Kullanım Alanları .....	8
2.2. LİTERATÜR ARAŞTIRMALARI .....	9
2.3. 22MnB5 (USİBOR 1500) ÇELİK MALZEMELER .....	11
2.3.1. Malzemenin Tanıtımı .....	11
2.3.2. Kullanım Alanları .....	13
2.3.3. Sıcak presleme (Hot stamping).....	14
2.4. BENZER ÇALIŞMALAR .....	16
BÖLÜM 3 .....	38
ELEKTRİK NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI.....	38
3.1. ELEKTRİK NOKTA DİRENÇ KAYNAK MAKİNALARI .....	41

	<b><u>Sayfa</u></b>
3.1.1. Orta Frekans Doğru Akım (OFDA) Kaynak Makinaları.....	44
3.2. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI DEĞİŞKENLERİ.....	48
3.3. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA MİKROYAPI VE SERTLİK İLİŞKİSİ.....	50
3.4. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA SOĞUMA HIZI .....	51
3.5. KAYNAKLANABİLİRLİK DİYAGRAMI .....	52
3.6. DP VE HF ÇELİKLERİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA KAYNAK METALİ MİKROYAPISI .....	54
3.6.1. ITAB ve Alt Bölgeleri .....	56
3.7. DP VE HF ÇELİKLERİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA ITAB YUMUŞAMASI .....	58
3.8. LİTERATÜR ARAŞTIRMALARI .....	60
3.9. PATENT ARAŞTIRMALARI.....	65
 BÖLÜM 4 .....	 76
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	76
4.1. MALZEMELER.....	76
4.2. PROSES İÇİ BÖLGESEL HIZLI SOĞUMA SİSTEMİNİN YAPISAL TASARIMI VE İMALATI .....	78
4.3. SİSTEMİNİN KAYNAK MAKİNESİNE ADAPTASYONU .....	83
4.4. DENEY KALIPLARININ HAZIRLANMASI.....	85
4.5. KAYNAK İŞLEMLERİ.....	86
4.6. KAYNAKLI NUMUNELERİN KARAKTERİZASYONU .....	88
4.6.1. Görsel Muayene.....	89
4.6.2. Makro/Mikroyapı Çalışmaları .....	89
4.6.3. Sertlik Testleri .....	91
4.6.4. Çekme-Makaslama Testleri .....	91
4.6.5. Çapraz-Çekme Testleri .....	92
4.6.6. Yorulma Testleri .....	93
 BÖLÜM 5 .....	 97
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	97
5.1.MANYETİK PARÇAÇIK TESTİ.....	97

	<u>Sayfa</u>
5.2. GÖRSEL MUAYENE .....	98
5.3. MAKRO/MİKROYAPI ÇALIŞMALARI.....	100
5.3.1. AA Makro/Mikroyapı İncelemeleri.....	102
5.3.2. OFDA Makro/Mikroyapı İncelemeleri.....	106
5.3.3. AA ve OFDA Makro/Mikroyapı İncelemelerinin Değerlendirilmesi ..	111
5.4. MİKRO SERTLİK İNCELEMELERİ .....	116
5.4.1. AA ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Çalışmaları.....	116
5.4.2. OFDA ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Çalışmaları.....	120
5.4.3. AA ve OFDA Mikrosertlik Değerlerinin Karşılaştırılması .....	122
5.5. ÇEKME-MAKASLAMA TEST SONUÇLARI.....	124
5.5.1. AA ve OFDA Teknolojilerinin Karşılaştırılması .....	127
5.5.2. Çekme-Makaslama Testi Kopma Modları.....	128
5.6. ÇAPRAZ-ÇEKME TEST SONUÇLARI .....	133
5.6.1. Çapraz-Çekme Testi Kopma Modları.....	135
5.7. YORULMA TEST SONUÇLARI .....	137
5.7.1. AA Birleştirmeleri .....	138
5.7.2. OFDA Birleştirmeleri .....	139
5.7.3. AA ve OFDA Akım Formlarının Yorulma Dayanımına Etkilerinin Karşılaştırılması .....	142
5.7.4. Yorulma Sonrası Kırık Yüzeylerin İncelenmesi .....	143
BÖLÜM 6 .....	149
SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....	149
KAYNAKLAR .....	153
ÖZGEÇMİŞ .....	166

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 1.1.	Bir araç iskeletinde 22MnB5 (B direk parça) ve DP600 (yan şase kolu) malzemelerinin kullanımına örnek.....	2
Şekil 2.1.	Çeşitli çelik sınıflarının dayanım-toplam uzama eğrisi. ....	6
Şekil 2.2.	Usibor 1500 ve Ductibor 500 lazer kaynaklı bağlantının darbe davranışı testi sonuç görseli.....	8
Şekil 2.3.	SAAB tarafından çeşitli DP sınıfları ile üretilmiş örnek bir araç.....	9
Şekil 2.4.	Çeşitli yumuşak çelik, HSS ve AHSS'lerin gerilim-gerinim eğrileri.....	12
Şekil 2.5.	Sıcak şekillendirme uygulamaları örnekleri. ....	14
Şekil 2.6.	Sıcak şekillendirme prosesi özeti. ....	15
Şekil 2.7.	Tipik bir sıcak şekillendirme zaman-sıcaklık profili.....	15
Şekil 2.8.	Nokta direnç kaynağı hasar modları. ....	17
Şekil 2.9.	Farklı kalınlıklarda nokta direnç kaynaklı numunelerin çapraz çekme ve çekme makaslama hasar modları kesit görüntüleri. ....	18
Şekil 2.10.	Farklı kalınlıktaki Usibor-DP600 sertlik profilleri.....	19
Şekil 2.11.	Sıcak preslenmiş 22MnB5 malzemenin sertlik dağılımı ve kaynak bölgelerine ait mikroyapıları. ....	20
Şekil 2.12.	DP780, 22MnB5 malzemeden kaynak metaline mikroyapısal değişiklikler. ....	21
Şekil 2.13.	DP800 malzemeye ait farklı ön deformasyon seviyelerinin mikroyapı ve kuvvet-uzama grafiği.....	23
Şekil 2.14.	Nokta direnç kaynaklı 22MnB5 ve ön gerilme ile sertleştirilen DP780 malzemelerin mikrosertlik profili ve mikroyapısı. ....	24
Şekil 2.15.	6 kA'de nokta direnç kaynağı yapılmış numunelerin kesitlerinden alınmış optik mikroskop mikroyapı görüntüleri. ....	26
Şekil 2.16.	Nokta direnç kaynaklı numunelerin mikrosertlik profilleri. ....	27
Şekil 2.17.	Kaynaklı bölgeye ait martenzit hacim oranları. ....	28
Şekil 2.18.	Nokta direnç kaynaklı DP600-DP780 sacların kaynak bölgesine ait mikrosertlik profili, a) DP600, b) DP780.....	29
Şekil 2.19.	MS1400 malzemenin nokta direnç kaynaklarının sertlik profili, makro yapı ve ITAB'ın Fe-C faz diyagramına gelen karşılıkları.....	32
Şekil 2.20.	Kısa ve uzun kaynak zamanı için kaynaklı bölgelerin sertlik profilleri. ....	33

Şekil 2.21.	Çekme makaslama sonrası kaynak kesitinin optik görselleri ve çekme-makaslama testinin kırılma modellemesinin sonuçları.....	33
Şekil 2.22.	Bir HF çeliğinin ergime hattı boyunca yumuşatılmış bölge. ....	34
Şekil 2.23.	HF çeliğin ITAB’ında yumuşatılmış bölgeyi gösteren sertlik haritası. ....	34
Şekil 2.24.	Nokta direnç kaynağında deney kurulumu ve IR termal görüntü örneği. ....	35
Şekil 2.25.	a) Nokta kaynaklı bağlantıların sertliğinin ön gerilim etkisi, b) farklı ön gerilim seviyelerinde ortalama mikro sertlik grafiği. ....	37
Şekil 3.1.	1900’lü yılların direnç kaynak makinesi, robotu ve kaynağın gelişimi. ....	39
Şekil 3.2.	Direnç nokta kaynağı uygulama şeması. ....	40
Şekil 3.3.	Elektrik direnç nokta kaynağının prensibi. ....	40
Şekil 3.4.	AA direnç nokta kaynağının elektriksel yapısı. ....	42
Şekil 3.5.	İki farklı alternatif akım (AA) güç kaynağına ait akım karakteristikleri. ....	43
Şekil 3.6.	Geleneksel ve OFDA kullanan kaynak makinelerine ait dalga formlarının karşılaştırması. ....	44
Şekil 3.7.	OFDA kaynak makine kısımları. ....	45
Şekil 3.8.	OFDA ile daha homojen ısı akışının oluşumu. ....	47
Şekil 3.9.	Elektrik direnç nokta kaynağının boyutları. ....	49
Şekil 3.10.	Sıyırma testi sonrası nokta çapının belirlenmesi. ....	49
Şekil 3.11.	Kaynak kabiliyeti diyagramı. ....	52
Şekil 3.12.	Sürekli soğutma dönüşüm (CCT) diyagramı ve kritik soğutma hızı. ....	55
Şekil 3.13.	Nokta Direnç kaynaklı bir bağlantının enine kesitinin şematik gösterimi. ....	58
Şekil 3.14.	Nokta direnç kaynaklı GA780DP ve 22MnB5 sertlik profili. ....	60
Şekil 3.15.	AC ve MFDC dalga formlarında ilk 20 ms’de elektriksel ölçümler. ...	63
Şekil 3.16.	Farklı akım modlarında plastik bölge boyutunun karşılaştırılması. ...	65
Şekil 3.17.	CN112222667A nolu patent özel resmi. ....	66
Şekil 3.18.	WO2020240961A1 nolu patent özel resmi. ....	68
Şekil 3.19.	İki aşamalı bağlantı tasarımına ait sertlik grafikleri (Sağ), C tipi punta lazer ve C tipi lazer+çizgi lazer bağlantı hasarları. ....	69
Şekil 3.20.	C tipi punta lazer ile C tipi lazer+çizgi lazer bağlantının yük-uzama eğrileri. ....	70

Şekil 3.21. ITAB yumuşamasını minimize etmek için geliştirilen sistem .....	70
Şekil 3.22. WO2015182549A1 numaralı patent dokümanına ait görseller.....	71
Şekil 3.23. JP2015000422A numaralı patent dokümanına ait buluşu anlatan görseller. ....	74
Şekil 3.24. EP2351628A1 numaralı patent dokümanına ait görseller.....	75
Şekil 4.1. Çalışmalarda kullanılacak sıcak şekillendirilmiş sacın alındığı giriş ve kesilen numuneler.....	76
Şekil 4.2. 22MnB5 ve DP600 malzemelerin mikroyapıları. ....	77
Şekil 4.3. Kaynaklı bağlantıda oluşan bölgeler ve sertlik dağılımları.....	79
Şekil 4.4. Proses içi bölgesel hızlı soğuma sistemi fikri ve işlem basamakları. ...	80
Şekil 4.5. Gaz transferini gerçekleştirecek ve ITAB'ın hızlı soğumasını sağlayacak elektrod ve deney numunesi fikstürü. ....	81
Şekil 4.6. Yapısal tasarımı gerçekleştirilen elektrodların punta kaynak makinesine adaptasyonuna ait bilgisayar destekli yapısal tasarım görselleri. ....	82
Şekil 4.7. Sistem üzerinde sadece hızlı bölgesel soğutma borusu ve kaynak elektrodunun bulunan yapısal tasarım görseli. ....	82
Şekil 4.8. Hızlı bölgesel tavlama ve soğutma sisteminin nokta direnç kaynak makinesine adaptasyonu öncesi imal edilmiş haliyle görüntüsü.....	83
Şekil 4.9. Yapısal tasarımı gerçekleştirilen bölgesel hızlı soğuma elektrodlarının punta kaynak makinesine adaptasyonu.....	84
Şekil 4.10. Bölgesel hızlı soğuma sisteminin kaynak makinesine adapte edilmesi.....	84
Şekil 4.11. Çekme-makaslama ve çapraz-çekme test numunesi ölçüleri. ....	85
Şekil 4.12. Kaynak için hazırlanan kalıplar ve kalıpların adaptasyonu. a) Çekme-makaslama ve b) çapraz-çekme kalıpları.....	86
Şekil 4.13. Farklı açılardan kaynak işleminin yapılışı.....	87
Şekil 4.14. Kaynak sonrası örnek numune görselleri. ....	88
Şekil 4.15. Kesme, bakalite alma ve parlatma işlemlerinin yapıldığı cihazlar....	89
Şekil 4.16. Çalışmalarda kullanılan optik mikroskop.....	90
Şekil 4.17. Kırık yüzey çalışmalarında kullanılan SEM cihazı.....	90
Şekil 4.18. Sertlik ölçüm test görselleri.....	91
Şekil 4.19. Çekme-makaslama test numuneleri.....	92
Şekil 4.20. Kaynaklı numuneler ve çapraz-çekme test görselleri.....	92
Şekil 4.21. Yorulma testleri için nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numuneler.....	93
Şekil 4.22. Yorulma testinde kullanılan MTS marka aktüatör. ....	94

Şekil 4.23. Yorulma test fikstürü tasarımı ve imalat sonrası montajlı görüntüsü. ....	94
Şekil 4.24. Yorulma test düzeneğine ait 3D görseller... ..	95
Şekil 4.25. Yorulma testlerinin yapıldığı cihaz. ....	95
Şekil 5.1. Manyetik parçacık test görselleri. ....	97
Şekil 5.2. 22MnB5 ve DP600 sac malzemelerin mikroyapıları. ....	101
Şekil 5.3. BHS uygulanmamış, AA ile üretilen numunelerin makro/mikroyapıları. ....	102
Şekil 5.4. BHS uygulanmış, AA ile üretilen numunelerin makro/mikroyapıları ....	103
Şekil 5.5. AA akım formu kaynak metali ve temperlenmiş kritik altı ITAB'ına ait mikroyapı görüntüleri. ....	105
Şekil 5.6. AA akım formu ile üretilen numunelerin ITAB'ına ait mikroyapı görüntüleri. ....	106
Şekil 5.7. BHS uygulanmamış, OFDA ile üretilen numuneleri makro/mikroyapı görüntüleri. ....	107
Şekil 5.8. BHS uygulanmış, OFDA ile üretilen numunelerin makro/mikroyapı görüntüleri. ....	108
Şekil 5.9. OFDA akım formu kaynak metali ve temperlenmiş kritik altı ITAB'ına ait mikroyapı görüntüleri. ....	110
Şekil 5.10. OFDA akım formu ile üretilen numunelerin ITAB'ına ait mikroyapı görüntüleri. ....	111
Şekil 5.11. AA ve AA+BHS ile üretilen numunelerin sertlik değerlerindeki artışın kıyaslandığı sertlik grafikleri.....	116
Şekil 5.12. a) AA, b) AA + BHS olarak üretilen numunelerin tüm kaynak bölgesine ait sertlik haritaları. . ....	119
Şekil 5.13. OFDA ve OFDA+BHS olarak üretilen kaynaklı numunelerin kaynak bölgesi sertlik grafikleri.....	120
Şekil 5.14. OFDA ve OFDA+BHS olarak üretilen kaynaklı numunelerin tüm kaynak bölgesine ait sertlik haritaları. ....	121
Şekil 5.15. AA Numunesine ait beklenmeyen sertlik iz ve değer oluşumları. ...	122
Şekil 5.16. a) AA ve b) OFDA-BHS numunelerin üçlü çekme-makaslama grafikleri. ....	125
Şekil 5.17. Çekme-makaslama testi ortalama grafikleri a) AA ve b) OFDA. ....	126
Şekil 5.18. Dört seriye ait çekme-makaslama testi ortalama grafikleri.....	127
Şekil 5.19. Çekme-makaslama test sonrası numune görünüşleri a)AA+BHS ve b)OFDA+BHS. ....	128



Şekil 5.20. Çekme-makaslama testi sonrası kopma yüzey görünümleri a) AA, b) AA+BHS, c) OFDA, d) OFDA+BHS.....	129
Şekil 5.21. Çekme-makaslama testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görünümleri ...	130
Şekil 5.22. Çekme-makaslama testinde kaynak çekirdeği çevresi ve arayüzeyinde gerilme dağılımı. ....	132
Şekil 5.23. BHS uygulanmamış üçlü çapraz çekme sonuçları a) AA ve b) OFDA. ....	134
Şekil 5.24. Çapraz çekme test sonuçları.....	135
Şekil 5.25. AA ile birleştirilen numunelerin çapraz çekme test sonrası görüntüleri.....	136
Şekil 5.26. OFDA ile birleştirilen numunelerin çapraz çekme test sonrası görüntüleri. ....	137
Şekil 5.27. AA ve AA+BHS numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği.. ....	139
Şekil 5.28. OFDA ve OFDA+BHS numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği. ....	140
Şekil 5.29. AA, OFDA, AA+BHS ve OFDA+BHS numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği. ....	140
Şekil 5.30. AA ve OFDA numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği.....	143
Şekil 5.31. Kaynaklı numunelerin yorulma sonrası makro kırık yüzeyleri.....	144
Şekil 5.32. AA ve AA+BHS numune ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri. ....	145
Şekil 5.33. OFDA ve OFDA+BHS numunelerine ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri. . ....	146
Şekil 5.34. OFDA numunesine ait kırılma yüzeyi makro görüntüsü. (a) Üst yüzey, (b) Ara yüzey.....	148

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 2.1. Bazı DP çelik alaşımlarının akma ve çekme dayanımları ile % uzama değerleri. ....	7
Çizelge 2.2. Bazı martenzitik çelik alaşımlarının akma ve çekme dayanımları ile % uzama değerleri. ....	12
Çizelge 2.3. Sac kalınlığına bağlı olarak oluşturulan kaynak konfigrasyonları.....	16
Çizelge 2.4. Çapraz-çekme testi hasar modları.....	17
Çizelge 2.5. Çekme-makaslama testi hasar modları. ....	18
Çizelge 3.1. Martenzit temperleme aşamaları.....	57
Çizelge 3.2. Sıcak şekillendirilebilir martenzitik çeliklerin ITAB ve alt bölgeleri başta olmak üzere kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapılar.....	58
Çizelge 4.1. 22MnB5 ve DP600 çeliğinin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça max. %). ...	77
Çizelge 4.2. Nokta direnç kaynağı kaynak parametreleri. ....	87
Çizelge 5.1. Kaynak çekirdek ve nokta ebatları.....	98
Çizelge 5.2. Kaynaklı numunelerin çekme-makaslama değerleri.....	124
Çizelge 5.3. Çapraz çekme test sonuçları.....	133
Çizelge 5.4. Yorulma testi sonuçları.....	138

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Ag	: gümüş
Al	: alüminyum
Ar	: argon
Au	: altın
B	: bor
Cr	: krom eşdeğerliliği
Cu	: bakır
H <sub>2</sub>	: hidrojen
He	: helyum
Mn	: mangan
Mo	: molibden
Ni	: nikel

## KISALTMALAR

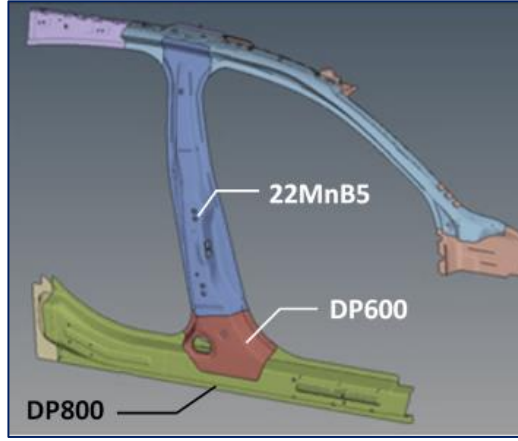
- AA : Alternatif Akım
- AC : Alternative Current (Alternatif Akım)
- AHSS : Advanced High-Strength Steels (Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler)
- BH : Brake Hardenability (Fırında sertleşebilirlik)
- BHS : Bölgesel Hızlı Soğuma
- CP : Complex Phase (Kompleks Fazlı)
- CGHAZ: Coarse-Grained Heat-Affected Zone (Kaba Taneli Isıdan Etkilenen Bölge)
- DP : Dual Phase (Çift Fazlı)
- FGHAZ : Fine-Grained Heat-Affected Zone (İnce Taneli Isıdan Etkilenen Bölge)
- HF : Hot Form (Sıcak Form)
- HSS : High-Strength Steels (Yüksek Mukavemetli Çelikler)
- HSLA : High-Strength Low Alloy (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli)
- ICHAZ : Intercritical Grain Heated Affected (Interkritik Tane Isıdan Etkilenen Bölge)
- ITAB : Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
- MFDC : Medium Frequency Direct Current (Orta Frekans Doğru Akım)
- MS : Martensitic Steel (Martenzitik Çelik)
- NDK : Nokta Direnç Kaynağı
- OFDA : Orta Frekans Doğru Akım
- PHS : Pres Hardened Steel (Pres Sertleştirilmiş Çelik)
- SCHAZ : Sub-Critical Heat-Affected Zone (Alt Kritik Isıdan Etkilenen Bölge)
- TRIP : Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm Kaynaklı Plastisite)
- UCHAZ: Upper Critical Heat-Affected Zone (Üst Kritik Isıdan Etkilenen Bölge)

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Nokta direnç kaynağı en verimli ve güvenilir birleştirme işlemlerinden olması sebebiyle imalat sanayinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ekonomik zorluklar ve yeni malzemelerin artan uygulaması nedeniyle teknolojiye inovasyon ve maliyette düşüş için özellikle otomotiv sektörünün talepleri artmıştır. Nokta direnç kaynağı sonrası ultra yüksek mukavemetli çeliklerdeki mekanik ve metalurjik değişimler, literatürde sınırlı sayıda belgelendirilmiştir. Bunun yanında, kaliteyi arttırmak ve en uygun mekanik özelliklere ulaşmak için yapılacak çok iş bulunmaktadır.

2. nesil olarak adlandırılan ultra yüksek mukavemetli çelik sınıflarının seçimi, araç karoserindeki kullanılacak yere bağlıdır. Örneğin, DP veya TRIP çelikleri, yüksek enerji sönmüleme özelliklerinin önemli olduğu darbeyi sünerek emen kaza bölgeleri için çok uygundur [1]. Aşırı yüksek mukavemetli olarak bilinen ve proje kapsamında kullanılacak martenzitik sıcak şekillendirilmiş çelikler, yolcu bölmelerini oluşturan anti-darbe bileşenleri için çok uygundur. Bununla birlikte, araç karoseri içindeki farklı bölgeler arasında köprü oluşturan yerler, çarpışma olayları sırasında en uygun yük iletimi için özel malzeme özellikleri gerektirir. Ultra yüksek mukavemetli (örn. sıcak preslenmiş bor çeliği 22MnB5) çelikler genellikle nokta direnç kaynağı yöntemi ile diğer otomotiv sacları (örn. galvanize çelik DP600) ile birleştirilmekte ve yukarıda belirtildiği gibi bir köprü (kaynaklı bağlantı) oluşturulmaktadır. Bazı tasarımlarda ise yüksek dayanımlı çelik parçaların belirli bölgelerine ultra yüksek dayanımlı sıcak şekillendirilmiş parçalar nokta direnç kaynağı yardımı ile yama yapılarak düşük maliyetle parçaların mukavemeti arttırılmaktadır. Tez kapsamında kullanılan sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 ve DP600 sac malzemelerin araç iskeletinde kullanımına örnek Şekil 1.1’de görülmektedir.



Şekil 1.1. Bir araç iskeletinde 22MnB5 (B direk parça) ve DP600 (yan şase kolu) malzemelerinin kullanımına örnek.

Son yıllarda araçların şase güvenlik parçalarının 22MnB5 ve DP600 (Dual Phase 600) malzemelerinin kullanımı büyük bir ivme ile artmıştır. Otomotiv sektöründe birçok malzeme kombinasyonu gibi bu malzemelerde yoğun olarak nokta direnç kaynak yöntemiyle birleştirilmektedir. Ancak sıcak şekillendirilmiş bor alaşımlı malzemelerin nokta direnç kaynağı çalışma penceresi diğer çeliklere kıyasla oldukça dardır. Çünkü bu çeliklere uygulanan nokta direnç kaynak işleminde ana malzeme ile ITAB arasında oluşan temperlenmiş yumuşak bölge, bağlantının mukavemetini düşürmekte bu yüzden kaynaklı bağlantının iç yüzeyinde kopma hataları meydana getirmektedir. Araçların çarpışma uygunluk testleri değerlendirildiğinde çarpışma yüküne maruz kalan kaynaklı bağlantılar çok önemlidir. Araç karoseri içindeki farklı şase bölgeleri arasında köprü oluşturan bu kaynaklı bağlantılar çarpışma olayları sırasında en uygun yük dağılımı için özel malzeme özellikleri gerektirir.

Otomotiv sektöründeki zorlayıcı koşullar ve yönetmelikler, devamlı bir şekilde daha yüksek dayanımlı çeliklerin üretilmesini ve geliştirilmesini tetiklemektedir. Sektördeki güvenlik standartlarının artması, araçların daha az emisyon oranına sahip olması ve daha hafif olarak üretilmek istenmesi, vb. gibi nedenlerle uzun yıllardır, ultra yüksek dayanımlı çelikler (Advanced High Strength Steels / AHSS) konusu araştırılmakta ve geliştirilmektedir. Asıl olarak otomotiv sektörü için geliştirilen bu çelikler, diğer birçok sektör için de kullanılabilir bir malzeme haline gelmiştir. Üretilen yüksek dayanımlı çeliklerin sadece dayanım değerleri ve form verilebilirlikleri (şekillendirilebilirlikleri) değil kaynaklı birleştirmeye elverişli

olmaları da otomotiv sektörü için oldukça önemlidir. Çünkü bir malzemenin kaynak işlemine elverişsiz olması o malzemenin gerekli fiziksel ve yüksek mekanik özellikleri sağlıyor olsa da yaygın olarak kullanımını olumsuz etkilemektedir.

Bu tez çalışması yukarıda bahsedilen 22MnB5 ve DP600 malzemelerinin nokta direnç kaynağında meydana gelen hataların giderilmesine yöneliktir. Yapılan literatür araştırmaları ve otomotiv firmalarından alınan geri bildirimler bu çeliklerin nokta direnç kaynağıyla birleştirilmiş bağlantı problemlerine çözüm getirilemediğini göstermiştir. Tez kapsamında yeni bir yaklaşım geliştirilerek bu sorunların en aza indirgenmesi ve giderilmesi amaçlanmıştır. Bu yaklaşım nokta direnç kaynak makinesine adapte edilen proses içi bölgesel soğutma sistemi üzerine dayanmaktadır. Üretilen yenilikçi sistem kullanılarak nokta direnç kaynak işleminden dolayı malzeme bünyesinde meydana gelen mikroyapı ve sertlik değerleri kontrol altında tutulacak ve büyük kaynak hatalarının oluşumu engellenecektir.

Sıcak şekillendirilmiş martenzitik çeliklerin kaynaklı bölgelerinde oluşan temperlenmiş zayıf bölge, kaynaklı bağlantıların mukavemetini oldukça olumsuz etkilemektedir. Sıcak şekillendirilmiş çift fazlı çeliklerde ise ana malzemenin iki katına ulaşan (çatlak oluşumu için sınır kabul edilen 350 HV sertlik değerini aşan) ITAB gözlenmektedir. Çarpışma olayları sırasında enerji sönümlenme sağlayan bölgelerdeki sac parçalar ile yolcu kabinini oluşturan yüksek mukavemetli rijit parçaların ortak performans davranışını etkileyen kaynak proseslerinde, proses içi bölgesel hızlı soğutma işlemlerinin kullanılmasının, çarpışma performansının geliştirilmesinde etkin rol oynayacağı ve kaynak bölgesinde homojenlik sağlayacağı öngörülmektedir. Bununla birlikte, sıcak preslenmiş 22MnB5 çeliği ile DP600 çeliğinin nokta direnç kaynağı hakkında yeterli literatür çalışması bulunmamaktadır. Soğutma prosesi ile mekanik özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik çalışmaya ise rastlanmamıştır. Dolayısıyla bu iki çeliğin kaynaklanabilirlik sorunlarına dair yeterli çözümler geliştirilmemiştir.

Yüksek dayanımlı martenzitik çeliğin (22MnB5) araç çarpışma testlerindeki gerekliliklere uygunluğu kaynaklı bağlantılarının kırılma davranışından büyük ölçüde etkilenmektedir [2]. Bu durum yüksek sertlikte ITAB ve ana metal 22MnB5 arasında

kalan yumuşak temperlenmiş b3lgenin maruz kaldığı gerilme yığılmaları, malzemenin yüksek sertlik sağlayan kimyasal kompozisyonu meydana getirmektedir. Dolayısıyla kaynaklı bağlantı performansının iyileştirilmesi çarpışma test gerekliliklerinin kolayca st seviyelere taşınmasını ve kaza güvenliğinin artmasını sağlayacaktır.

22MnB5'in nokta direnç kaynağıyla birleştirilebilme penceresi geleneksel otomotiv çeliklerine kıyasla daha dardır [3]. Bu durum sıcak presleme sırasında oksidasyon bariyeri olarak işlev g3ren yüzey kaplamalarına atfedilebilir. Ek olarak, sertliği arttırmak için eklenen alaşım elementleri, hızlı ısı oluşumuna katkıda bulunur ve b3ylece kaynak işlemi sırasında fişkırma ihtimali artar. Kaynak ekirdeği, malzemenin yüksek sertleşebilirlik 3zelliğinden dolayı bir arayüz hatası olan çentik hassasiyetine duyarlıdır. ITAB'da yüksek sertlik ve düşük süneklığe sahip mikroyapılar meydana gelir. Alt kritik sıcaklıklara maruz bırakılan dar ve yumuşatılmış veya temperli bir b3lge oluşmakta ve yüksek sertlikteki mikroyapılar ile çevrelenmektedir. Bu durum, çatlak yayılımını teşvik eden gevrek gerilme yığılma noktalarına yol açmaktadır. Ara yüzeydeki kırık hataları düşük enerji emme ile ilişkilidir ve arayüzey hataları meydana getirirler. Ara yüzeylerde başarısız olan kaynaklar hala zayıf enerji emme 3zelliklerine sahiptir. Araçların çarpışmaya uygunluğu açısından darbe yüklerine maruz kalan kaynaklı bağlantılarda bu durum çok 3nemlidir [4].

Sertlik haritası, kaynakta farklı olarak değişen b3lgelerin mekanik 3zelliklerini tanımlamak için çok 3nemlidir. Bu harita kaynak esnasında değişen mikroyapıların, yani malzemenin nihai mekanik 3zellikleri üzerindeki etkisini incelemek için gerekli olacaktır. 22MnB5 ve DP600'n nokta direnç kaynak b3lgesine ait sertlikteki homojen olmayan dağılım, farklı b3lgelerdeki homojen olmayan mikroyapı ile ilişkilendirilebilir. 22MnB5 ve DP600 farklı malzemelerin elektrik direnç punta kaynaklı bağlatıların kaynak b3lgesi incelendiğinde, 22MnB5 malzemenin ITAB'ında (Isı tesiri altında kalan b3lge) kaynak işlemi sırasında temperlenmiş ve diğer kaynak b3lgelerine g3re oldukça yumuşak bir b3lge oluştuğu g3rlr.

Bu tez çalışmasının 3zgnlğu kaynak sonrasında ITAB'ın b3lgesel olarak harici bir gaz sistemi ile soğutularak bu b3lgenin temperlenmesine izin vermeyecek seri üretime uygun bir proses tasarlamak ve geliştirmektir. Geliştiren prosesin bağlantının kaynak



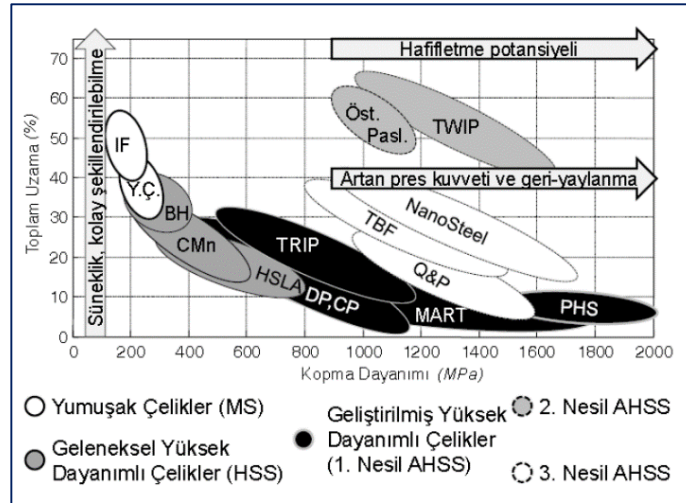
bölgesindeki sertlik değerlerini soğuma hızı artırılarak birbirinden uzaklaştırmayacak, bu bölgede daha homejen bir sertlik haritası oluşturacağı motivasyonu ile özgün ve patente konu olan bir mekanizma/proses tasarımı ve imalatı çalışmaları yürütülmüştür. Proses içi hızlı soğuma operasyonu düzeneği hem AC (alternatif akım) 50Hz bir kaynak makinesine hem de (OFDA) orta frekans doğru akım ile çalışan 1000Hz bir kaynak makinesine adapte edilerek kaynaklı numuneler üretilmiştir. Hem AC hem de OFDA ile birleştirilen kaynaklı numuneler hem statik hem de dinamik yükler altında test edilmiş ve sonuçlar kıyaslanmıştır. Elektrik direç punta kaynak proses içi hızlı bölgesel soğuma operasyonundan alınan numunelere makro-mikroyapı, sertlik, çekme-makaslama, çapraz çekme ve yorulma deneyleri yapılmış olup sonuçlar bu operasyona tabi tutulmamış numuneler ile kıyaslanmıştır.

Son olarak, çalışmadan elde edilen sonuçların, taşıtların farklı bölgelerinde, farklı yükleme ve gerilmelere maruz kalan sıcak şekillendirilmiş bor alaşım ve çift fazlı çeliklerin, direnç nokta kaynaklı bağlantılarının dayanımları konusunda otomotiv endüstrisine ve literatüre yardımcı olacağı düşünülmektedir.

## BÖLÜM 2

### OTOMOTİV SEKTÖRÜNDE KULLANILAN ULTRA YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLER

Çelikler genel olarak yumuşak çelikler (mild steels), konvansiyonel yüksek dayanımlı çelikler (HSS-high strength steels) ve geliştirilmiş yüksek dayanımlı çelikler (AHSS, Advanced high strength steels) olmak üzere üç sınıfta değerlendirilmektedir [5,6]. Şekil 2.1’de gösterilen dayanım-toplam uzama eğrisinde çeliklerin dayanım ve şekillenebilme yeteneklerine göre sınıflandırılması gösterilmiş olup, herbir çelik grubu aşağıda açıklanmıştır.



Şekil 2.1. Çeşitli çelik sınıflarının dayanım-toplam uzama eğrisi [5].

Birinci nesil AHSS olarak adlandırılabilen DP (Dual phase - Çift fazlı), CP (Complex phase-Karmaşık fazlı), TRIP (Transformation induced plasticity-Şekillendirme ile artan plastisite), MS (Martenzitik) ve PHS (Press hardened steel-preste sertleştirilmiş/sıcak şekillendirilmiş çelikler) sınıfı çelikler, otomotiv sektöründe yoğun bir kullanıma sahiptirler.

AHSS çelikler ile konvansiyonel yüksek mukavemetli çelikler (HSS) arasındaki en temel fark mikroyapıdır. HSS çelikler, tek fazlı ferritik çeliklerdir. AHSS'ler ise değişik miktarlarda martenzit, beynit, ferrit, kalıntı östenit (retained austenite) içeren çok fazlı çeliklerdir. Bu çeliklerde dayanımın artması için martenzit fazı, sünekliğin artırılması için ise martenzitin yanına en az bir tane daha faz (genellikle ferrit ya da az miktarda kalıntı östenit) eklenmektedir [5].

## 2.1. DP ÇELİKLERİ

### 2.1.1. Özellikleri

DP çelikleri; sahip oldukları yüksek dayanım, HSS'lere görece yüksek form verilebilirlik, iyi kaynak edilebilirlik, piyasadan temin edilme kolaylığı ve maliyet avantajları sayesinde en çok kullanılan AHSS sınıfı çeliktir [5]. DP çelikler, iyi şekillenme kabiliyetine sahip ferritik ana yapı içinde martenzitik adacıklar içeren bir mikroyapıya sahip HSLA çeliklerin yeni bir sınıfı olarak nitelendirilirler. Burada üzerinde durulması gereken, aynı mukavemet seviyesindeki HSLA çeliklerine oranla daha üstün süneklik göstermeleridir. Genellikle matrisi ferrit olan bu çeliklerde, martenzit adacıkları oluşturulur. Çok yüksek enerji emme özelliğine sahip olup, yüksek mukavemet değerlerinde iyi izotropik özellik gösterirler. Günümüzde otomotiv sanayinde kullanılan bazı DP çeliklerine ait akma ve çekme dayanımları, % uzama değerleri Çizelge 2.1'de görülmektedir.

Çizelge 2.1. Bazı DP çelik alaşımlarının akma ve çekme dayanımları ile % uzama değerleri.

	Akma Dayanımı [MPa]	Çekme Dayanımı [MPa]	Uzama [%]
<b>DP600</b>	350	600	27-30
<b>DP700</b>	400	700	21-24
<b>DP800</b>	450	800	16-22
<b>DP900</b>	550	900	11-15
<b>DP1000</b>	600	1000	8-13

780 MPa ve daha yüksek mukavemetli bir çelikte gerekli sünekliği sağlamak ancak çift fazlı çeliklerle mümkün olmaktadır [7]. Bunun nedeni, süneklik yumuşak ferrit

matris tarafından geliştirilirken, önceden belirlenen martenzit hacim oranına bağlı olarak mukavemet belirlenmektedir. Bu mikroyapı hem süneklik ve hem de mukavemet özelliği sağlarken, kaynaklanabilme özelliği de son derece gelişmiş olur. Çift fazlı çelikler üretildikleri yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklere (HSLA) göre daha iyi dayanım-süneklik özellikleri göstermektedir. Bu özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisinde önemli bir konuma sahiptirler.

### 2.1.2. Kullanım Alanları

DP çelikleri, yüksek mukavemet ve süneklik kombinasyonunun bir sonucu olarak olağanüstü bir mukavemet ve çekilebilirlik kombinasyonu sunar [8]. Önemli avantajları, çok yüksek gerinim sertleşmesi ve bitmiş parçaların boyayla pişirilmesi sırasında ek yüksek akma dayanımı (YS) kazandırır (fırın sertleşmesi, BH) [9].

Ferrit-martenzit yapıya sahip çelikler, 490 ila 1180 MPa arasında değişen çekme mukavemetini kapsar ve bu durum bu çeliklerin aşınmaya, yorulmaya, darbeye vb. direnç gerektiren çok sayıda otomobil parçası için kullanılmasına olanak tanır. DP çeliklerinin yüksek kırılma mukavemeti ve iyi enerji emilimi avantajının darbe testi ile anlatıldığı bir örnek Şekil 2.2’de verilmiştir [10].

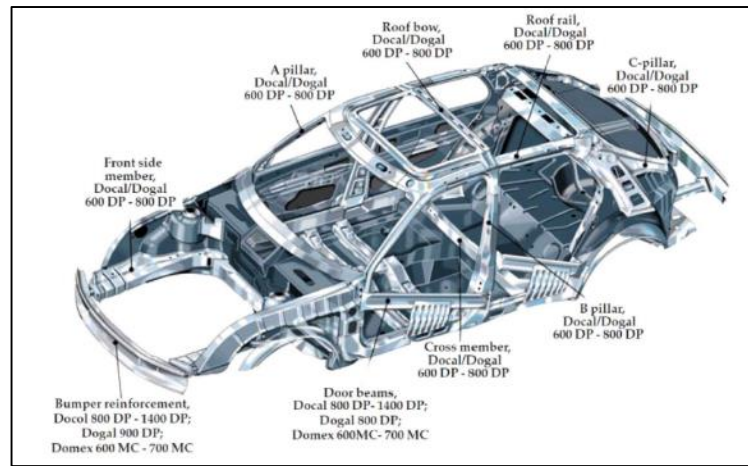


Şekil 2.2. Usibor 1500 ve Ductibor 500 lazer kaynaklı bağlantının darbe davranışı testi sonuç görseli [10].

Ductibor 500P malzemenin şekillendirme sonrası sergilediği yüksek deformasyon yeteneği ve enerji absorpsiyonu DP ve HF (Hot formed steels) çeliklerini şase güvenlik bölgelerinde tercih edilen bir ikili haline getirmiştir. Şekil 2.2’de ArcelorMittal

firması, Usibor 1500-Ductibor 500P malzemeleri lazer kaynak ile birleştirilmiş ve numuneye darbe deneyi uygulanmıştır. Darbe karşısında Usibor bölgesinde hiçbir deformasyon belirtisi yokken çarpma enerjisi Ductibor bölgesinde deformasyon ile emilmiştir.

Bu çeliklerin yüksek mukavemet ve gerinimle sertleştirme kapasitesi, güçlü bir boya pişirme etkisi ile birleştiğinde, onlara yapısal ve kapatma parçalarının ağırlığını azaltmak için mükemmel bir potansiyel sağlar. Yüksek enerji emme kapasitelerine ve yorulma mukavemetlerine bağlı olarak, soğuk haddelenmiş çift fazlı çelikler, özellikle uzunlamasına kirişler, traversler ve takviyeler gibi otomotiv yapı ve güvenlik parçaları için çok uygundur. Modern otomobillerde DP çeliklerinin geniş bir uygulaması, SAAB yayımında Şekil 2.3'de gösterilmiştir.



Şekil 2.3. SAAB tarafından çeşitli DP sınıfları ile üretilmiş örnek bir araç [11].

## 2.2. LİTERATÜR ARAŞTIRMALARI

Ramazani [12], 2015 yılında DP600 çelik sacların dirençli nokta kaynağını karakterize etmek amacıyla yayınladığı çalışmada kaynaklı bağlantıların mekanik özellikleri, çekme-makaslama ve çapraz-çekme testleri ile belirlenip değerlendirmiştir. Kaynak döngüsü sırasında zaman-sıcaklık değişimi ölçülmüştür. Kaynakların farklı bölgelerinde gözlemlendiği mikroyapıları, karşılık gelen alanlardaki termokopullar tarafından kaydedilen termal geçmişle ilişkilendirmiştir. Martenzitik bir mikroyapıya

sahip kaynak çekirdeğinin çevre bölgesinde çatlakların başladığını tespit etmiş ve düğmelenme biçiminde kopma gözlemlemiştir. Ayrıca, ITAB'daki sertlik azalmasının ana nedeninin nokta direnç kaynağı sırasındaki temperleme olduğu sonucuna varmıştır.

Khan vd. [13], HSLA350/DP600 çeliklerinin farklı malzeme kombinasyonları üzerinde direnç nokta kaynak deneyleri yapmışlar ve kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerini çekme-makaslama, çapraz-çekme ve yorulma testleri ile belirlemeye çalışmışlardır. Farklı malzeme kaynağının çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesi, artan kaynak akımı ile arttığı ve HSLA350/HSLA350 kombinasyonundan daha yüksek, ancak DP600/DP600 kombinasyonundan daha az olduğu rapor edilmiştir. Ayrıca gerçekleştirdikleri çalışmalarında HSLA350 ve DP600 malzemeleri arasındaki nokta direnç kaynağının yorulma performansının HSLA350/HSLA350 arasındaki nokta direnç kaynağının yorulma performansına benzer olduğunu belirtmişlerdir.

Banerjee vd. [14], DP590 çeliğini nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve kaynak çekirdek boyutu, çentik geometrisi ve mikroyapı karakteristiklerini araştırmışlardır. Ayrıca kaynaklı numunelerin farklı ısı girdisi şartlarında çekirdek boyutu ve çentik geometrisinin yüksek çevrimli yorulma performansı üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Yorulma ömrünün kuvvetli bir şekilde çekirdek boyutu, çentik duyarlılığı, yük rejimi ve çekme ve normal gerilme şartlarına bağlı olduğunu gözlemlemiştir.

Zhang vd. [15] 600 MPa mukavemetli (DP600) 0,8 mm kalınlığındaki sıcak galvaniz kaplı çift fazlı çeliklerin direnç nokta kaynağında elektrot aşınmasının özelliklerini araştırmışlardır. Çalışmaları sonucunda kaynak akımlarının kaynak zamanına göre kaynak dayanımı üzerindeki etkisinin daha fazla olduğunu belirtmişlerdir. Fakat daha düşük akımlarda daha yüksek akımlara göre kaynak süresinin kaynak dayanımı üzerinde daha büyük bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. Elektrod girinti oranının, sac kalınlığının % 30 değerinden daha büyük olmaması gerektiği aksi takdirde nokta kaynağının yorulma dayanımının, dayanım gereksinimlerini karşılamadığı ifade edilmiştir. Ayrıca nokta direnç kaynağı esnasında elektrotların aşınması nedeniyle küçük boyutlu kaynak çekirdeğinin oluştuğunu rapor etmişlerdir.

Zhang vd. [16], nokta direnç kaynaklı DP780 ve DP600 malzemelere ait bağlantının mikroyapı ve mekanik özelliklerini değerlendirmişlerdir. Sonuçlar, kaynak bağlantılarının ana metal, ITAB ve ergime bölgesi olmak üzere üç bölgeden oluştuğunu göstermektedir. Çalışmaları sonucunda ana metal, ITAB ve ergime bölgesinde sırasına göre tane boyutu ve martenzit hacim oranlarının arttığını, ergime bölgesindeki sertliğin, ana metallerin sertliğinden önemli ölçüde yüksek olduğunu belirtmişlerdir. Bağlantının çekme özellikleri, hata modları ve statik yük taşıma yetenekleri açısından değerlendirilmiş ve bağlantılara ait çekme-makaslama testi sırasında arayüzey kopma ve düğmelenme tipi olmak üzere iki farklı kırılma modunun oluştuğu rapor edilmiştir.

Chengjie vd. [17], 1,2 mm kalınlığında soğuk haddelenmiş DP780 çelik ve 1,6 mm kalınlığında yüksek borlu 22MnB5 malzemeleri nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirmişler ve öndeformasyonun kaynaklı bağlantılar üzerindeki etkisini araştırmışlardır. DP780 çelik sac %4, %8 ve %12 ön gerinim derecesi ile deformasyona tabii tutulmuş, daha sonra elektrik direnç nokta kaynağı kullanılarak presle su verilerek şekillendirilmiş 22MnB5 sıcak şekillendirilmiş çelik ile birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik davranışına, sertlik profiline ve ısıdan etkilenen bölge yumuşamasına öndeformasyonun etkisi ayrı ayrı incelenmiştir. Sertlik çalışmaları sonucunda her iki malzemenin ITAB'ında yumuşak bir bölgenin olduğu ve bu bölgenin çatlak başlangıcı ile ilişkili olduğu belirlenmiştir. Ayrıca çalışma sertleşmesinin nokta kaynaklı bağlantıların yük taşıma kapasitesini yaklaşık %5 artırabileceği ve enerji emme kapasitesinde % 20'lik önemli bir düşüşe neden olabileceği sonucuna varılmıştır.

### **2.3. 22MnB5 (USİBOR 1500) ÇELİK MALZEMELER**

#### **2.3.1. Malzemenin Tanıtımı**

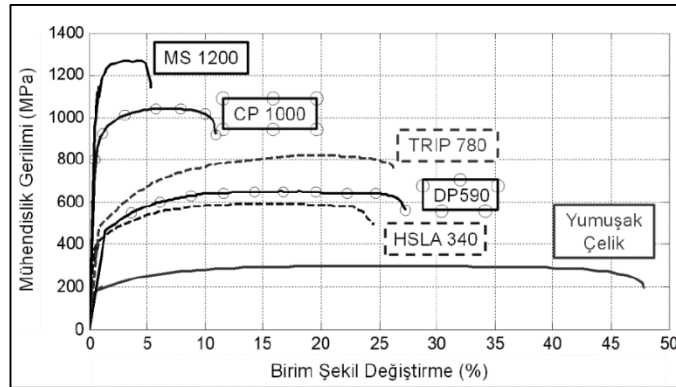
Martenzitik çelikler (MS); adından da anlaşılacağı üzere neredeyse tamamen martenzitten oluşan çeliklerdir. Bu çelikler üretim esnasında hızlıca soğutularak tamamen martenzite dönüştürülmeye çalışılmaktadır, buna karşılık üretim koşullarında bir miktar beynit ve/veya ferrit içerebilirler. Kimyasal bileşimine de bağlı

olarak yapılarında martenzit, beynit ve ferrit fazları bulundurabilirler. Bu sayede iyi soğuk şekillendirme ve kaynak özellikleri gösterirken, yüksek mukavemet ve aşınma direncine de sahiptirler. Diğer AHSS'lerden farklı olarak tek fazlı olduklarından, dayanımları içlerindeki karbon miktarı ile ve/veya Mangan (Mn), Krom (Cr), Molibden (Mo), Bor (B) alaşımı ile değiştirilir. Bu çeliklerin süneklikleri oldukça düşüktür. Bu nedenle yapısal parçalarda kullanılmaktadır. Genellikle roll-form operasyonları için de tercih edilirler [5]. Bu çeliklerin preste şekillendirilebilirlikleri zor olduğundan otomotiv sanayinde halen yaygın bir uygulama alanı bulamamıştır. Bazı martenzitik çelik alaşımlarına ait akma, çekme dayanımları ve % uzama değerleri Çizelge 2.2'de görülmektedir.

Çizelge 2.2. Bazı martenzitik çelik alaşımlarının akma ve çekme dayanımları ile % uzama değerleri [18].

	Akma Dayanımı [MPa]	Çekme Dayanımı [MPa]	Uzama [%]
<b>M900</b>	877	900	6
<b>M1100</b>	1018	1000	6
<b>M1300</b>	1212	1300	6
<b>M1500</b>	1370	1500	6
<b>M1700</b>	1520	1800	5

Şekil 2.4'de çeşitli yumuşak çelik, HSS ve AHSS'lerin gerilim-gerinim eğrilerinin karşılaştırılması gösterilmektedir.



Şekil 2.4. Çeşitli yumuşak çelik, HSS ve AHSS'lerin gerilme-gerinim eğrileri [5].

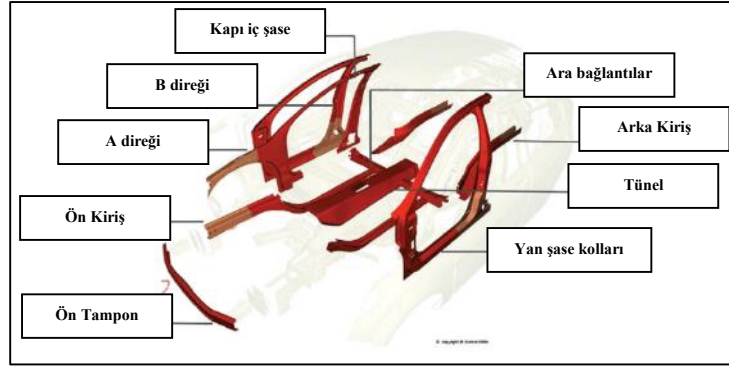


Martenzitik çelikler yüksek alaşımlı, düşük karbonlu çelikler olup, Fe-Ni levhalı martenzit yapısındadır. Martenzitik çelikler ultra yüksek mukavemet ve düşük şekillendirilebilirlik değerlerine sahiptir. Çoğunlukla sünekliğin artırılması için su verme sonrası temper işlemine tabi tutulurlar. Sıcak şekillenebilen (PHS) çelikler; martenzitik çeliklerin bir özel durumu da sıcak şekillendirilebilir çelikler olarak sınıflandırılır. Bu çelikler Mangan (Mn) ve Bor (B) alaşımlı çeliklerdir. Bu çelikler kullanım alanlarına göre sıcak pres uygulaması ile sertleştirilmiş ultra yüksek mukavemetli yaklaşık 1650 MPa dayanım değerlerine sahiptirler. Östenitleme sıcaklığına ısıtılan bu çeliklerin ısıtılma ve deformasyon sonrası kontrollü ama hızlı soğutma ile kalıpta sertleştirilir. Nihai yapıda oluşan martenzit taneleri dayanım özelliklerini geliştirir. Çelik üreticileri tarafından ısıtılma uygulanmayan bu çelikler, parça üreticilerinde östenitlenip şekillendirilir. 2000'li yıllardan itibaren kullanımı oldukça artan bu sınıftaki çelikler, yaygın olarak 1500 MPa seviyesinde üretilmektedir. Son yıllarda 500 MPa, 1000-1200 MPa ve 1800-2000 MPa seviyelerinde 3 yeni sınıf ortaya çıkmıştır.

### **2.3.2. Kullanım Alanları**

Sıcak şekillendirme, başlangıçta yalnızca darbeye dayanıklı parçalar için kullanılmıştır. Üretilen en eski parçalar yan darbeye karşı kapı kirişleri ve tampon kirişleridir. Daha sonra gelişen teknoloji ile A ve B sütunları sıcak şekillendirilmiştir.

Sıcak şekillendirilmiş çeliklerin otomotiv endüstrisindeki ilk uygulaması yan darbeye dayanıklı kapı kirişleri olsa da, soğuk şekillendirilmiş ultra yüksek mukavemetli çelikler kapı ve tampon kirişlerinde sıcak şekillendirilmiş çeliğin yerini alabilir (ve birkaç örnekte yerini almaya başlamıştır). 2010'lardaki en tipik uygulama B sütunudur. "Bir arabanın sıcak şekillendirilmiş bileşeni varsa, büyük ihtimalle en azından sıcak şekillendirilmiş bir B sütunu takviyesine de sahiptir" demek yanlış olmaz. Tipik sıcak şekillendirilmiş otomotiv parçaları, Şekil 2.5'de gösterildiği gibi A ve B sütunu takviyelerini, tampon ve kapı kirişlerini, ön ve arka rayları, tavan raylarını, konsolları ve yan çapraz elemanları içerir.



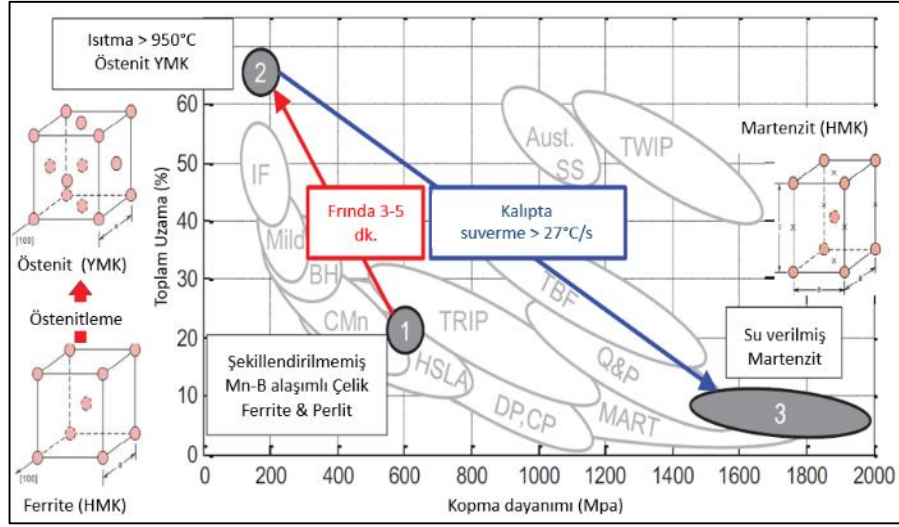
Şekil 2.5. Sıcak şekillendirme uygulamaları örnekleri [19].

2016 itibariyle, sıcak şekillendirilmiş çeliklerin en yüksek kullanımı, vücut kütlelerinin %38'ini oluşturan Volvo XC90'da (2. nesil, üretim 2014 'te başladı) olmuştur [5].

### 2.3.3. Sıcak Presleme (Hot stamping)

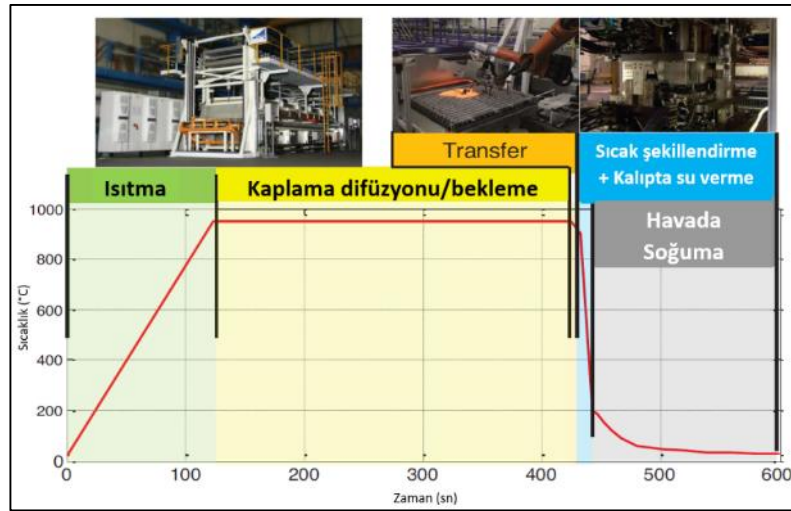
Sıcak şekillendirme, Mn-B alaşımlı çeliklerin (en bilinen örneği 22MnB5) karmaşık geometride şekillendirilmesi için uygulanan özel bir işlemdir. Kendi içinde ikiye ayrılır: (1) Doğrudan işlem: şekillendirilmemiş sac malzeme fırında ısıtılır, (Şekil 2.6'da 2) ve sıcak iken kalıpta su verilerek sertleştirilip şekillendirilir. Veya (2) Dolaylı işlem: Sac malzeme soğuk şekillendirilir ve kesilir (Şekil 2.6'da 1), ısıtılır ve kalıpta sıcak iken su verilerek sertleştirilir. Nihai parça, düzgün bir şekilde su verilerek sertleştirilirse tipik olarak 1500 MPa'nın üzerinde nihai gerilme mukavemetine (UTS) ve ihmal edilebilir geri esneme ve/veya distorsiyona sahiptir [20,21].

En tipik sıcak şekillendirme çeliği olan 22MnB5 için, parça 27 C/s'nin üzerinde soğutulursa, neredeyse %100 martenzit ve 470 HV'nin üzerinde sertlik elde edilebilir. Bu kritik değerden daha düşük soğutma hızları ile sertlik önemli ölçüde düşer [22,23].



Şekil 2.6. Sıcak şekillendirme prosesi özeti [24,25].

Tipik bir sıcak şekillendirme hattı (1) fırın/ısıtma cihazı, (2) malzeme taşıma sistemi, (3) pres, (4) kalıp seti, (5) çıkış hattı ve (6) kırma/delme sistemlerinden oluşur. Genellikle ısıtma için silindir ocaklı fırınlar kullanılır. Tip ve üretim hızına bağlı olarak 30 ila 60 metre uzunluğunda fırınlardır. Silindir ocaklı fırınlar çoğunlukla gaz ve/veya elektrikle ısıtılır. Yerden tasarruf etmek için “çift katlı fırınlar” (Şekil 2.7'de görüldüğü gibi) ve “çok odalı fırınlar” tasarlanmış ve seri üretimde kullanılmıştır [23].



Şekil 2.7. Tipik bir sıcak şekillendirme zaman-sıcaklık profili [23].

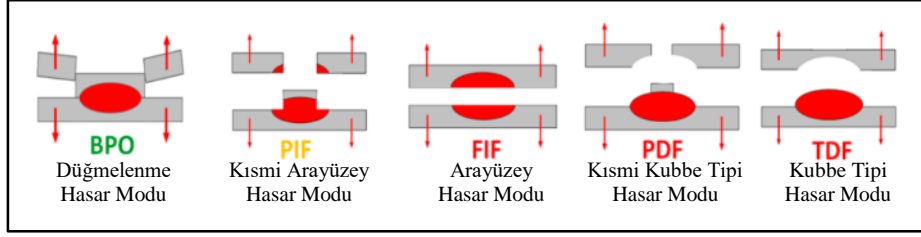
## 2.4. BENZER ÇALIŞMALAR

Literatürdeki çalışmalar daha çok farklı sac kalınlıkları ve direnç nokta kaynağı parametrelerinin yeni nesil çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi üzerine yoğunlaşmıştır [26]. Huin vd. [27] Usibor®1500 (Sıcak preslenmiş 22MnB5) ve DP600 çeliklerinin heterojen (farklı sac kalınlık konfigürasyonlarına) kaynağına odaklanmışlardır. Kaynak konfigürasyonlarında her iki kalite için iki sac kalınlığı (1,2 mm ve 2 mm) kullanılmıştır (Çizelge 2.3). 10 µm kalınlığında GI kaplamalı, soğuk haddelenmiş ve tavlanmış halde DP600 ile 25 µm kalınlığında AluSi® kaplama ile kaplanmış Usibor® 1500, nokta direnç kaynak metodu ile birleştirilmiştir. Yüksek martenzitik yapısından dolayı Usibor® 1500'ün mukavemeti ~1500 MPa'dır. Kaynaklı bağlantılara çekme-makaslama ve çapraz-çekme testleri yapılmış numunelerin kopma modları detaylı olarak incelenmiştir. Her konfigürasyonun kaynaklanabilirlik diyagramı ve minimum çekirdek boyutu baz alınarak düşük, orta ve yüksek akım değerlerinde numuneler alınmıştır.

Çizelge 2.3. Sac kalınlığına bağlı oluşturulan kaynak konfigürasyonları.

Konfigürasyon	Usibor®1500 Sac Kalınlığı (mm)	DP600 Sac Kalınlığı (mm)
A	1,2	1,2
B	2	2
C	2	1,2
D	1,2	2

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen bağlantıların statik dayanımları genelde çekme-makaslama ve çapraz-çekme testlerinin çıktısı olan kopma yükü ve hasar modu ile karakterize edilir. Kopma yükü, test sırasında ulaşılan maksimum yük ile açıkça tanımlanırken, hasar modu, Şekil 2.8'de açıklanan belirli bir sınıflandırma ve ölçüm prosedürü ile açıklanmaktadır. Yumuşak çeliklerin nokta kaynakları genellikle düğmelenme tipi hasar moduyla veya arayüzey hasar modu ile başarısız olur. Yüksek dayanımlı çeliklerde ise genellikle ek hasar modları meydana gelmektedir. Kısmi arayüzey hasar modu aynı zamanda kubbe (Total Dome Failure) veya kısmi kubbe (Partial Dome Failure) tipi hasar modu olarak da adlandırılabilir, burada kırılma yolu ergime bölgesi ile ITAB arayüzeyini takip etmektedir.



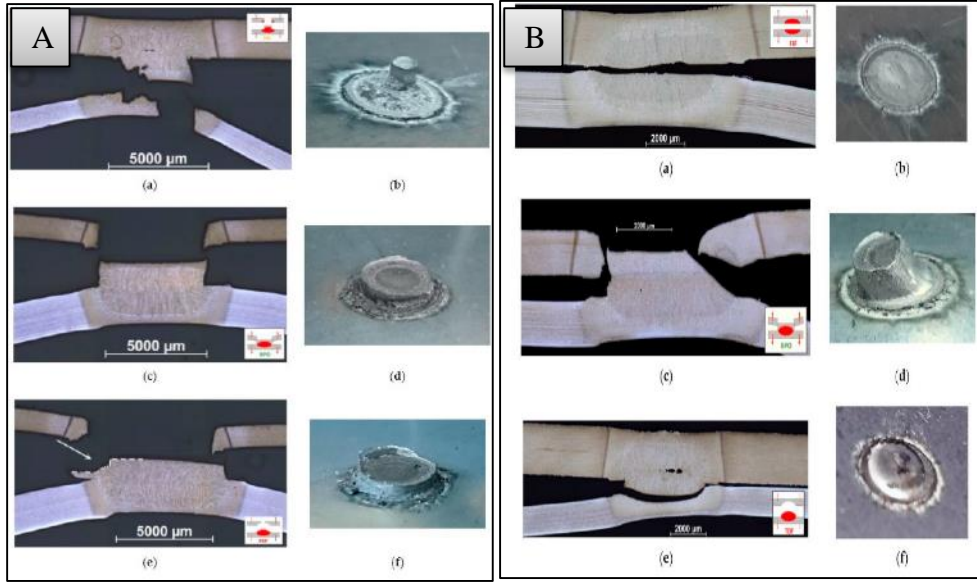
Şekil 2.8. Nokta direnç kaynağı hasar modları [27].

Çapraz-çekme testi sonrası elde edilen hasar modları dört farklı kalınlık konfigürasyonda birleştirilmiş numuneler için Şekil 2.9’da görülmektedir. Numunelerin büyük çoğunluğunda düğmelenme ve kısmi arayüzey hasarı meydana gelmiştir. Genelde Usibor’un kaba taneli ITAB’ında ve kaynak çekirdeğinde hasar meydana geldiği tespit etmişlerdir. Artan çekirdek çapları ile beraber yani düşük kaynak akımından yüksek kaynak akımına geçişte kısmi arayüzey hasar modunun düğmelenme tipi hasar moduna geçiş eğiliminde olduğu raporlanmıştır.

Çekme-makaslama hasar modunun genelde kaba taneli ITAB’ta meydana geldiğinin altını çizmişlerdir. Çalışmalarında C kodlu konfigürasyonunun hasar modu değerlendirildiğinde çekirdek çapının artmasıyla kubbe tipi hasar modundan düğmelenme tipi hasar moduna geçiş olduğunu tespit etmişlerdir. A ve B homojen kalınlık kaynak konfigürasyonlarında küçük çekirdek çapı ve düşük kaynak akımı ile beraber arayüzey hata modu oluşumunun meydana geldiğini raporlamışlardır. Çizelge 2.4’te çekme-makaslama testi sonucu farklı kalınlıklardaki birleştirmelerin düşük, orta ve yüksek akım penceresinde meydana gelen hasar tipleri özetlenmiştir.

Çizelge 2.4. Çapraz-çekme testi hasar modları.

Konfigürasyon	Düşük akım aralığı	Orta akım aralığı	Yüksek akım aralığı
A	Kısmi Arayüzey Usibor Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı	Düğmelenme + Kısmi Kubbe Tipi Usibor Hasarı
B	Kısmi Arayüzey Usibor Hasarı	Kısmi Arayüzey Usibor Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı
C	Kısmi Arayüzey DP600 Hasarı	Düğmelenme Tipi DP600 Hasarı	Düğmelenme + Kısmi Kubbe Tipi Usibor Hasarı
D	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı	Düğmelenme + Kısmi Kubbe Tipi Usibor Hasarı



Şekil 2.9. Farklı kalınlıklarda nokta direnç kaynaklı numunelerin çapraz çekme ve çekme makaslama hasar modları kesit görüntüleri [27].

Şekil 2.9’da görülen “A” çapraz çekme testi kırık yüzeyleri için, (a) ve (b) makro görüntüleri, kısmi arayüzey hasar modunun, (c) ve (d) görselleri düğmelenme tipi hasar modunun, (e) ve (f) kısmi kubbe tipi hasar modunun meydana geldiğini göstermektedir. “B” çekme makaslama testi kırık yüzeyleri için, (a) ve (b), arayüzey hasar modunu, (c) ve (d) düğmelenme tipi hasar modunu, (e) ve (f) kubbe tipi hasar modunun meydana geldiğini göstermektedir. Gözlenen çekme-makaslama hasar modları dört farklı konfügrasyon için Çizelge 2.5’te ve Şekil 2.9 (B)’de ayrıntılı olarak görülmektedir [27].

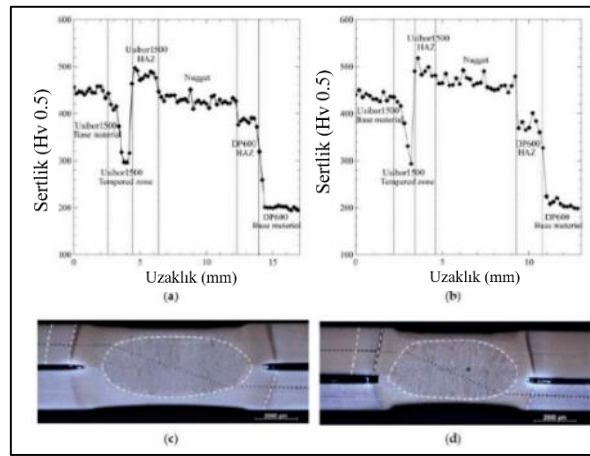
Çizelge 2.5. Çekme-makaslama testi hasar modları.

Konfigürasyon	Düşük akım aralığı	Orta akım aralığı	Yüksek akım aralığı
A	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı	Düğmelenme + Kısmi Kubbe Tipi Usibor Hasarı
B	Arayüzey Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı
C	Kubbe Tipi DP600 Hasarı	Düğmelenme + Kısmi Kubbe Tipi DP600 Hasarı	Düğmelenme + Kısmi Kubbe Tipi Usibor Hasarı
D	Arayüzey Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı	Düğmelenme Tipi Usibor Hasarı

Huin ve arkadaşlarının B ve C konfigürasyonları için mikrosertlik profilleri Şekil 2.10’da grafiklendirilmiştir. Nokta direnç kaynaklı, her iki malzemedeki yerel

mikroyapılar ve sertlik ölçümleri birbiri ile örtüşmektedir. DP600 ferritik-martenzitik ana malzeme neredeyse iki kat daha sert ITAB sergilemektedir. Bu durumun östenitleme sıcaklığının, (Ac3'ün) aşıldığı bölgesel termal döngünün ve hemen hemen tamamen martenzitik bir mikroyapıya yol açan hızlı soğutma hızının iyi bilinen bir sonucu olduğunu belirtmişlerdir. Usibor tarafında, ana metalin yüksek sertlikte martenzit içerdiği durum farklıdır. Bölgesel termal döngü, önce, maruz kalınan maksimum sıcaklık yaklaşık 700 °C'yi geçmediği için martenzit bir miktar tavlınmakta sertlik düşüşü oluşmaktadır. Çekirdeğin daha yakınında ise daha yüksek bir tepe sıcaklığında (Ac3'ün üzerinde) DP600 ITAB'ta olduğu gibi bir miktar yeni martenzit oluşmaktadır, ancak bu yapı Usibor'un daha yüksek karbon içeriği nedeniyle daha yüksek bir sertliğe sahiptir.

Literatüre dayanarak [18,27] Şekil 2.10'daki bu profillerde altı farklı sertlik bölgesi vurgulanabilir: (a) Usibor 2 mm-DP600 2 mm sertlik profili; (b) Usibor 2 mm-DP600 1,2 mm sertlik profili; (c) Usibor 2 mm-DP600 2 mm metalografik kesiti; ve (d) Usibor 2 mm-DP600 1,2 mm metalografik kesit [27].

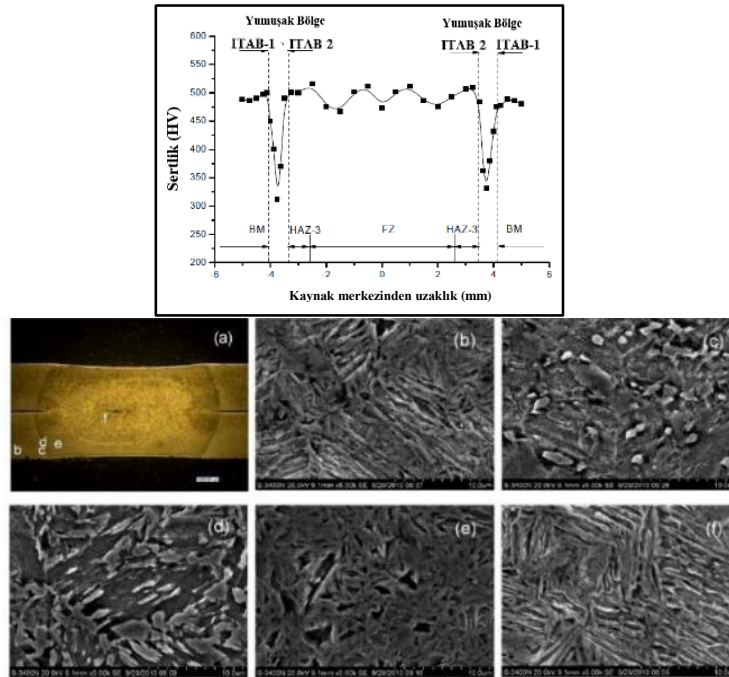


Şekil 2.10. Farklı kalınlıktaki Usibor-DP600 sertlik profilleri.

Yu ve arkadaşları [28], nokta direnç kaynaklı 22MnB5 malzemenin kaynak mikroyapısını incelemiş ve mikrosertlik haritasını çıkarmışlardır. Şekil 2.11'de kaynaklı bağlantının sertlik haritası ve detaylı mikroyapı resimleri görülmektedir. Ana metaldeki mikroyapı martenzitten oluşmaktadır. ITAB-1'de granüler mikroyapılar tespit edilmiş ve matrisde martenzit fazı gözlemlenmiştir. ITAB-1 bölgesi

temperlenmiş bölgedir ve kaynak işlemi tepe sıcaklığı Ac1'in altındadır. Şekil 2.11(d), ITAB-2'nin mikroyapısında iki faz bulunduğunu ve bunların martenzit ve çevresinde başka bir faz bulunduğunu göstermiştir. Element analizi sonuçları martenzit bölgesinin karbon içeriğinin % 12.61, diğer fazın ise % 4.75 olduğunu göstermektedir.

Mikroyapının bileşimi, ITAB-2'nin kaynak işlemi sırasındaki tepe sıcaklığının Ac1-Ac3 arasında olduğunu göstermektedir. ITAB-3 bölgesi, ince taneli martenzitle doludur. Kaynak işleminin tepe sıcaklığı Ac3'ün üzerindedir ve ITAB-3'ü östenit oluşturur. Kaynak işlemi sırasında yüksek sıcaklıkta geçen süre kısadır, bu nedenle östenit tam olarak büyümmez, bu da östenitin ince martenzit'e dönüşmesini sağlar. Kaynak çekirdeği yüksek sıcaklıkta uzun bir kaynak süresinden kaynaklanan kaba martenzitten oluşmuştur. Östenitin tamamen büyüdüğü ve su soğutmalı elektrotların rolü sayesinde kalın ve kırılğan sert martenzit yapının meydana geldiği sonucunu paylaşmışlardır [28].

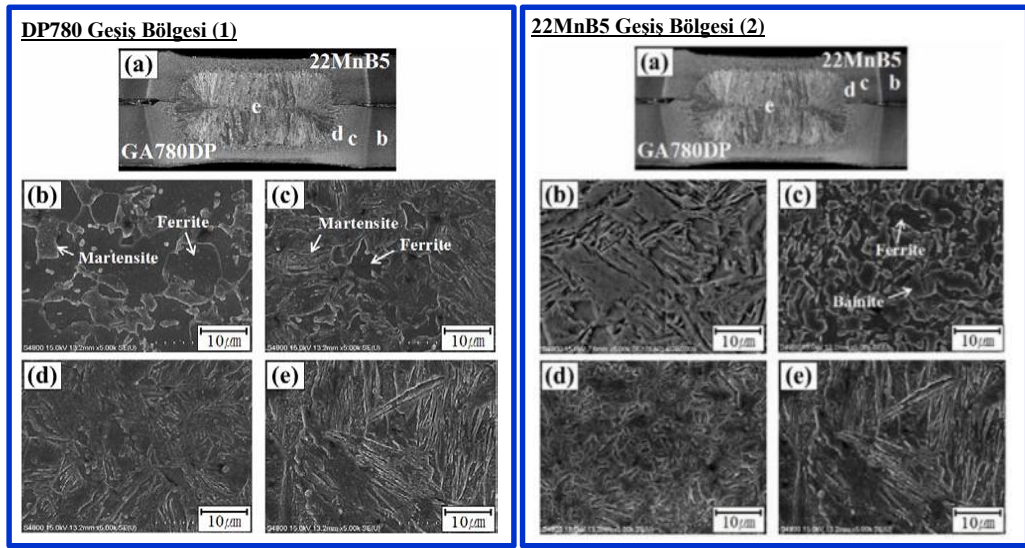


Şekil 2.11. Sıcak preslenmiş 22MnB5 malzemenin sertlik dağılımı ve kaynak bölgelerine ait mikroyapıları.

Choi vd. [29], 22MnB5 ve GA780DP çelik saclar arasında kaynak akımının çekirdek çapı, yük taşıma kapasitesi ve kaynağın kırılma davranışı üzerindeki etkisini araştırmışlardır. 22MnB5 sac malzeme Al-Si kaplama iken DP780 malzeme galvaniz



kaplamalıdır. Kaynak arayüzeyinde çatlaklı sünek bölgeler gözlemlenmiştir. Yüksek karbon eşdeğeri ve 22MnB5'in kaplamasından gelen Al'nin kaynağa nüfuz etmesi nedeniyle mikroyapının kırılman olduğu belirtilmektedir. Ayrıca kırılmaya, kaynağın yüksek sertliği ve kırılman mikroyapının yanı sıra çekirdek sınırından gelen stres konsantrasyonunun neden olduğu belirtilmektedir. Yine çalışma kapsamında 22MnB5 ITAB'da önemli sertlik farkı gözlemlenmiştir. Ergime bölgesinin yakınındaki ITAB'da ölçülen sertliğin, ince martenzit nedeniyle ana metalden daha yüksek olduğu sonucuna varmışlardır. Ana metale yakın ITAB'da ise sertliğin azalmasına neden olan ferrit ve beyrit mikroyapılarının varlığını gözlemlenmiş olup, söz konusu sünek yapıların oluşumunun, nokta direnç kaynağı sırasında farklı soğutma hızının neden olduğu faz dönüşümünden kaynaklandığını raporlamışlardır. Sonuçlara destekleyici olarak Choi vd. kaynak bölgesi mikroyapısını Şekil 2.12'de SEM kullanarak detaylı incelemiştir.



Şekil 2.12. (1) DP780, (2) 22MnB5 malzemedeki kaynak metaline mikroyapısal değişiklikler.

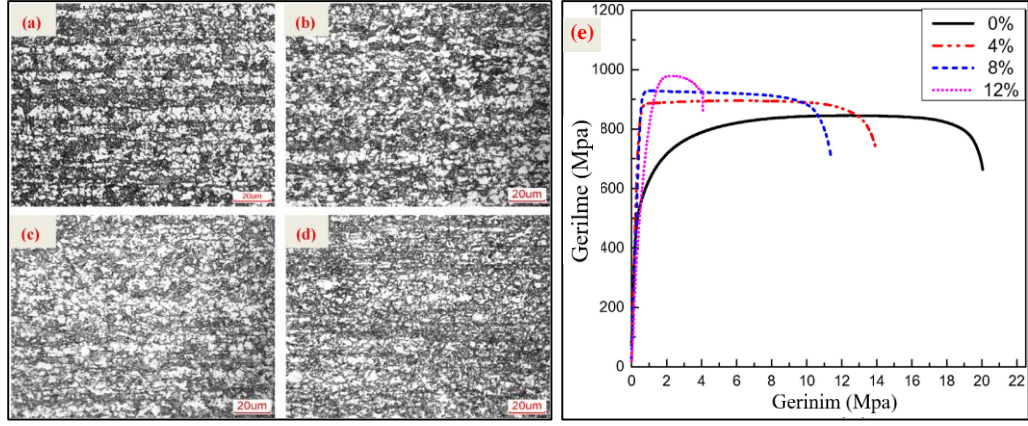
Şekil 2.12'de (1-a) ve (2-a) makro yapı üzerinde (1-b,c,d,e) ve (2-b,c,d,e) kodlu mikroyapı görüntülerinin lokasyonu gösterilmiştir. (1-b) ve (2-b) ana metal. (1-c) ve (2-c) ITAB'tan ana metale geçiş bölgesi. (1-d) ve (2-d) füzyon bölgesine bitişik ITAB. (1-e) ve (2-e) füzyon bölgesi (kaynak çekirdeği) [29].

Şekil 2.12. (1-b), martenzit ve ferrit matristen oluşan ana metal GA780DP'nin mikroyapısını göstermektedir. Martenzit hacim oranının (1-c)'de görüldüğü gibi, ana

metale yakın ITAB'ta kademeli olarak arttığı görülmektedir. (1-e) olarak gösterilen ergime bölgesinden (1-d)'ye, yani ergime bölgesine bitişik ITAB'a daha ince olan martenzit miktarının arttığı görülmektedir. Bu durumu Marya vd. [30], östenit taneleri oluştuğunda bile ITAB'da östenizasyon tamamlanmadığından, tane büyümesinin martenzit ve ısıl döngülerin oluşumu ile sınırlandırılması ile açıklanmaktadır. ITAB'ta oluşan taneler ince iken, tane sınırlarının ortaya çıkan yüksek yoğunluğu, büyük martenzit oluşumuna engel olmaktadır.

Şekil (12-b)'de ferrit martenzit ve beynit gözlemlenmiştir. Bu mikroyapı, ana metale yakın ITAB'ta nispeten yavaş soğutma hızının tavlama etkisinden kaynaklanmaktadır [31]. Şekil (12-c)'de füzyon bölgesinin yakınındaki ITAB'ta oldukça ince martenzit gözlemlenmiş ve bu mikroyapısal dönüşümlerin kaynaktaki sertlik dağılımını etkilediğini belirtmişlerdir.

Chengjie vd. [32], 2016 yılında yaptıkları çalışmada plastik gerilmenin, çarpışma davranışlarını ciddi şekilde etkilediğinden yola çıkarak, şekillendirme işleminden kaynaklanan kalınlık değişimi ve çalışma sertleşmesinin nokta direnç kaynaklı bağlantıların mekanik davranış üzerine etkisini araştırmışlardır. 1,6 mm kalınlığındaki DP780 çelik sac, % 0, % 4, % 8 ve % 12 ön gerilim derecesi ile deforme edildikten sonra presle su verilerek sıcak şekillendirilmiş 1,2 mm kalınlığındaki 22MnB5 çeliği ile birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik davranışına, sertlik profiline ve ITAB yumuşamasına çalışma sertleşmesinin etkisini ayrı ayrı incelenmiştir. Şekil 2.13'de (a) % 0; (b) % 4; (c) % 8; (d) % 12. (e)- DP780 malzemeye ait farklı ön deformasyon seviyelerinin kuvvet-uzama grafiğini göstermektedir. Çalışma sertleşmesinin, nokta kaynaklı bağlantıların yük taşıma kapasitesini yaklaşık % 5 artırabileceği ve enerji emme kapasitesinde % 20'lik önemli bir düşüşe neden olabileceği sonucuna varmıştır.

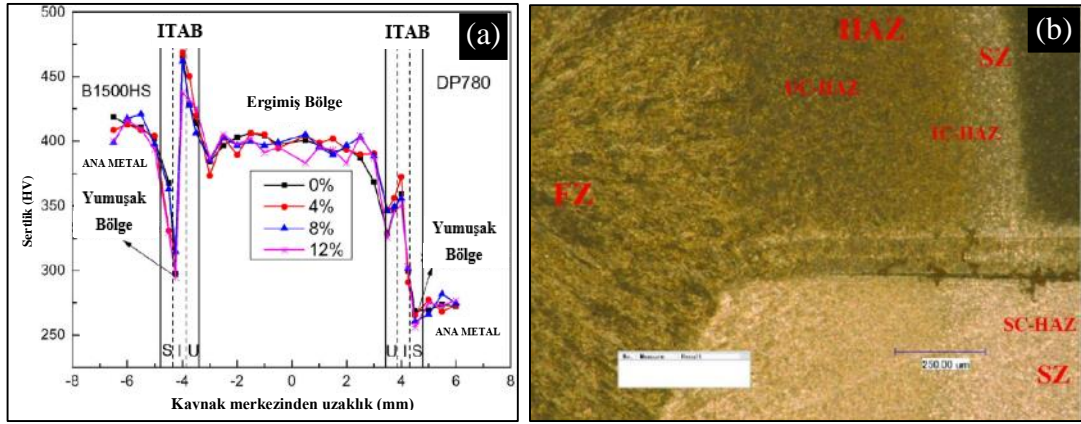


Şekil 2.13. DP800 malzemeye ait farklı ön deformasyon seviyelerinin mikroyapı ve kuvvet-uzama grafiği.

Şekil 2.13’de gösterildiği gibi, DP780’in gerilme mukavemeti, ön gerilme derecesinin artmasıyla belirgin bir şekilde artmıştır. Deformasyon öncesi DP780 malzemenin çekme mukavemeti 846 MPa iken, daha sonra % 4 ön gerilme ile 889 MPa’ a, % 8 ön gerilme ile 926 MPa’ a, son olarak % 12 ön gerilme ile 979 MPa’ a yükselmiştir. Ek olarak, sertleşmenin rolü nedeniyle tokluğu da düşmeye devam etmiştir. %12’lik ön gerilim için, uzama oranı % 5’ten daha düşük ölçülmüştür.

Kaynaklı bağlantıya ait ön gerilmesiz numunenin kırılma yükü 22.62 kN ölçülmüştür. Ön gerilmeli sac kullanılan numunelerin kırılma yükü 23.56 kN, 24.01 kN ve 23.67 kN olup gerinim sertleşme oranları sırasıyla % 4, % 8 ve % 12 olarak ölçülmüştür. Ön gerilmeli numuneleri en yüksek kırılma yükü ön gerilmesiz sac kullanılanlardan yaklaşık % 5 daha yüksek bulunmuştur. Bu farkın ön gerilme sonrası DP780 malzemenin artan mekanik mukavemetinden kaynaklandığı düşünülmüştür. Ön gerilme uygulanmamış sac ile alınan numunelerde % 20 daha yüksek kırılma enerjisi elde edilmiştir. Bu durum ön gerinimli numunelere kıyasla ön deformasyon uygulanmamış bağlantının kesme-makaslama testi sırasında daha büyük plastik deformasyona bağlanmaktadır [32].

Şekil 2.14’de nokta direnç kaynağı ile birleştirilen 22MnB5 ve ön gerilme ile sertleştirilen DP780 malzemelerin mikroselik profili ve mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Burada (a) 22MnB5-DP780 malzemelerin mikroselik profilini ve (b) kaynak bölgesi mikroyapısını göstermektedir [32].



Şekil 2.14. Nokta direnç kaynaklı 22MnB5 ve ön gerilme ile sertleştirilen DP780 malzemelerin a) mikrosertlik profili ve b) mikroyapısı.

Şekil 2.14 incelendiğinde ergime bölgesinin yanında katı hal faz dönüşümleri gerçekleşen ITAB bölgelerinin varlığı gözlemlenmiştir. ITAB'ın maksimum sıcaklığının  $Ac_3$ 'ün üzerinde olduğu üst kritik ITAB (the upper critical HAZ, UCHAZ) dahil olmak üzere üç farklı alt bölgeye ayrılabilceğini belirtmişlerdir. Bunlar; tepe sıcaklığının  $Ac_3$ 'ün üzerinde olduğu ve östenite dönüşen ana malzeme mikroyapısının bulunduğu üst kritik ITAB (UCHAZ); tepe sıcaklığının  $Ac_1$  ve  $Ac_3$  arasında değiştiği ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik ITAB (the inter-critical HAZ, ICHAZ); ve tepe sıcaklığının  $Ac_1$ 'in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı (the subcritical HAZ, SCHAZ) Sıcaklık aralıklarıdır [32,33].

DP780 sacının ITAB'ında, sıcaklığın artması nedeniyle kaynak çekirdeğine doğru hareket ettikçe martenzit boyutu artmıştır, bu da üst kritik ITAB'da ana malzemeden ergime bölgesine doğru sertliğin azalmasına neden olmuştur [32,34].

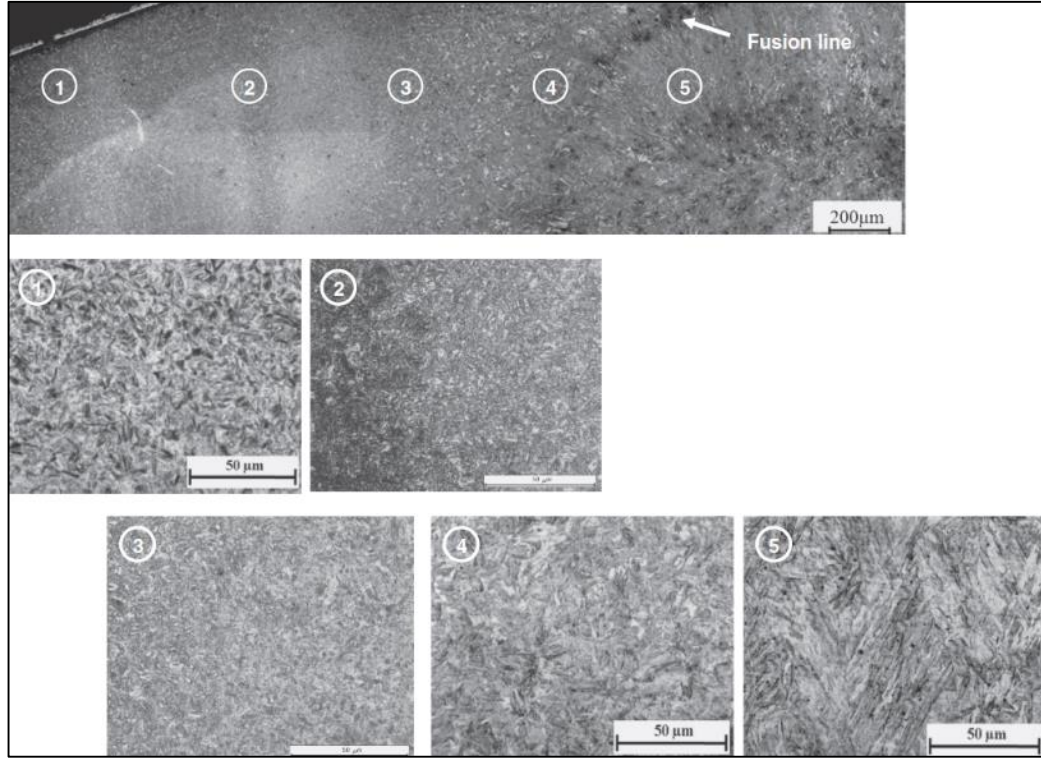
İnterkritik ITAB'ın (ICHAZ) yanında üst kritik ITAB'daki konum, ince martenzit mikroyapısının bir sonucu olarak ITAB'da en yüksek sertliği sergilediği belirlenmiştir [32,33]. Hesaplanan ortalama sertlik, ergime bölgesinden daha düşük olarak yaklaşık 355 Hv'dir. ITAB'taki minimum sertliğin yeri kritik altı ITAB'a karşılık gelmiştir. Ortalama değeri yaklaşık 262 Hv'dir. Ön deformasyon miktarının artma sırasına göre değer azalmış, en yüksek 268.7 Hv ve en düşük 256,2 Hv olmuştur. Minimum sertlikteki hafif azalma, martenzitin kısmi geri kazanımı farkının neden olduğu sertlik

kaybı farkı olarak çalışma sertleşmesinin miktarına atfedilebilir [32,34]. Ancak 22MnB5 tarafında, sertlik profilinin eğilimi aynı olmasına rağmen, üst kritik ITAB'daki (UCHAZ) en yüksek sertlik ana metaldeki martenzit miktarının fazla olması nedeniyle ergime bölgesinden daha yüksek olan 468.8 HV'ye ulaşmıştır. Farklı olarak minimum sertliğin interkritik ITAB'da olduğu belirlenmiştir.

İnterkritik ITAB'daki allotriomorfik (allotriomorphic) ferrit fazının oluşumu, tamamen martenzitik ana malzemeye göre sertlik azalmasına yol açmıştır [32,35]. Sertlik dağılımı ve değerlerinin malzemelerin çekme mukavemeti ile doğrudan bir ilişkisinin olduğu iyi bilinmektedir [32,36]. Sonuç olarak, çatlak en yumuşak bölgede başlatılacaktır. Bu nedenle, en düşük sertliği ve en düşük çekme mukavemeti nedeniyle boyunlaşmanın ilk olarak DP tarafının alt kritik ITAB'ında (SCHAZ) gerçekleşeceği bu çalışma kapsamında tartışılmıştır.

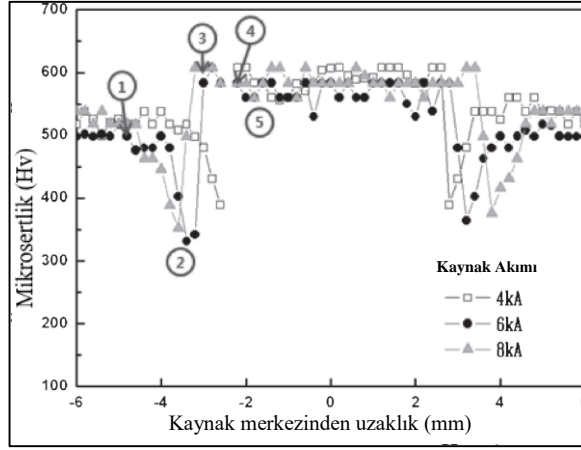
Jong vd. [37], Usibor 1500 ticari kodlu, 1,2 mm kalınlığındaki ve AlSi kaplamalı 22MnB5 bor içeren çeliği 3-7 kA akım aralığında nokta direnç kaynağı ile birleştirmişlerdir. Numunelere, çekme testinin yanında kaynak bölgesinden mikrosertlik ölçümleri ve mikroyapı incelemeleri yaparak mikrosertlik ve mikroyapı arasındaki kolerasyonu incelemişlerdir. Artan ısı girdisi ile çekirdek genişliğinin arttığını, bu sonucun kesme gerilimi mukavemeti ile doğrudan bir orantılı olduğunu raporlamışlardır. Kaynak işleminden sonra, ana malzemede ağırlıklı olarak martenzitten oluşan mikroyapı, ITAB bölgesinde ferrit ve temperlenmiş martenzite dönüşürken, kaynak bölgesi hızlı su verme nedeniyle esas olarak martenzit fazından oluşmaktadır. Sertlik, ana malzemede 550 HV olmasına rağmen kaynak bölgesinde yaklaşık 550 HV, ısıdan etkilenen bölgede 320 HV olarak ölçülmüştür. Yumuşama davranışının, kaynak sırasındaki ısı girdisinin faz dönüşümüne neden olarak martenziti, temperlenmiş martenzite ve ferrite dönüştürdüğü sonucuna varılmıştır.

Şekil 2.15. 6 kA'de nokta direnç kaynağı yapılmış numunelerin kesitlerinden alınmış optik mikroskop mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Burada; 1-ana metali, 2-temperlenmiş bölgeyi, 3-interkritik bölge ve ince taneli ITAB'ı, 4-iri taneli ITAB'ı ve 5-kaynak metalini göstermektedir.



Şekil 2.15. 6 kA’de nokta direnç kaynağı yapılmış numunelerin kesitlerinden alınmış optik mikroskop mikroyapı görüntüleri.

Nokta direnç kaynağından sonra, kaynak metali Şekil 2.15’de gösterildiği gibi martenzit fazına dönüşmüş olup bu dönüşümün kaynak metalinin ergimesinden sonraki hızlı soğuma hızı sebebi ile gerçekleştiği raporlanmıştır. ITAB’ın kaynak metalinin yaklaşık olarak 4 mm çevresinde oluştuğunu ve üç bölüme ayrıldığını gözlemlemişlerdir. Ergime hattının (beyaz okla gösterilen) sol taraftaki mikroyapıların, ergime hattından başlayarak sırasıyla kaba tane ITAB, ince tane ITAB ve temperlenmiş bölgeyi gösterdiğini, kaba ve ince taneli ITAB’ın mikroyapısı martenzit fazından oluştuğunu, inter kritik bölgede martenzit fazının kısmen bulunduğunu ve geriye kalanın kararlı bir ferrit fazı olduğunu raporlamışlardır. Temperlenmiş bölgede, temperlenmiş martenzit ve ferrit olmak üzere iki faz gözlemlemişlerdir. Bu mikroyapılar, Şekil 2.16’da gösterildiği gibi, kaynak bölgesindeki sertlik profili ile derinden ilişkilidir. Kaynak bölgesindeki sertlik 550 Hv olup, ölçüm noktaları ergime hattından uzaklaştıkça düşmektedir. ITAB’daki sertliğin 320 Hv’ye kadar düştüğü ve daha sonra ana metalin sertliğine geri döndüğü görülmektedir.



Şekil 2.16. Nokta direnç kaynaklı numunelerin mikrosertlik profilleri [37].

Aras ve diğerleri [38], elektrik nokta direnç kaynaklı farklı kalınlıklardaki DP800, Usibor1500 ve Ductibor 500P'nin mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Çalışma kapsamında kullanılan Usibor 1500 kodlu malzeme, sıcak presleme yapılmamış malzeme olup çekme mukavemeti yaklaşık 600MPa olup mikroyapısı ferritik-perlitiktir. Ulaştıkları sonuca göre, farklı çelik türleri birbirine kaynak yapıldığında elde edilen maksimum çekme-kesme kuvveti ve uzama, aynı tür malzemelere göre daha yüksektir.

Tuncel ve Aydın [39], 2 mm kalınlığındaki elektrik nokta direnç kaynaklı Usibor 1500 çelik sacların çekme özelliklerine kaynak süresinin ve kaynak akımının etkisini deneysel olarak araştırmışlardır. Araştırmalarından elde edilen en önemli sonuç, artan kaynak akımı ile çekme-makaslama yükü ve uzama değerlerinin arttığıdır.

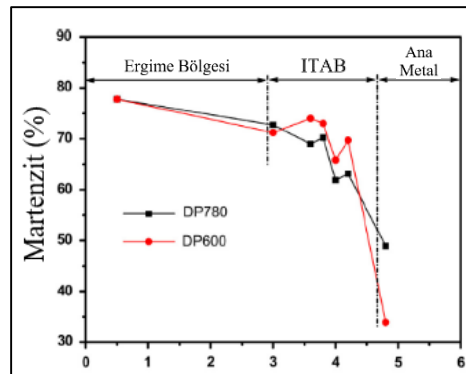
Sejč ve Belanová [40], AlSi kaplamalı USIBOR 22MnB5 çelik levha üzerindeki çelik saplamaların kaynak parametrelerinin bağlantıların seçilen mekanik özellikleri üzerindeki etkisini araştırmış ve değerlendirmiştir. Kaynaklı malzemelerin her iki tarafında USIBOR 22MnB5 plakası ve çelik saplamadan kritik altı ısıdan etkilenen bölge ve interkritik (Ac3 ve Ac1 arası (östenit+ferrit faz bölgesi)) ITAB arasında önemli bir sertlik değeri farkı bulunmuştur.

Ighodaro ve arkadaşları [41], çalışmalarında Al-Si kaplamalı ve galvanizli sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 malzemesini, nokta direnç kaynağı ile birleştirmiş ve

kaplamanın kaynak akımına ve mekanik performansına etkilerini incelemişlerdir. Farklı kaplamalardan gelen elektrik direncindeki farklılığa bağlı olarak gerekli kaynak akımının değişkenlik gösterdiği ve GA kaplı çeliğin hem preslenmemiş hem de sıcak preslenmiş koşullarda Al-Si kaplı çelikten daha geniş kaynak akım aralığı sergilediğini rapor etmişlerdir.

Schmidova ve arkadaşları [42], yüksek dayanımlı martenzitik çeliğin (22MnB5) araç çarpışma testlerindeki gerekliliklere uygunluğunun kaynaklı bağlantının kırılma davranışından büyük ölçüde etkilendiğinden yola çıkarak, nokta direnç kaynaklı, martenzitik yüksek dayanımlı çeliğin dinamik kırılma davranışını incelemişlerdir. Kaynaklı bağlantının ITAB'ındaki yapısal homojensizliklerin etkisi altındaki gerinim hızı duyarlılığı (strain rate sensitivity) farkı uygulanan gerinim hızında önemli miktarda artmıştır. Ayrıca 22MnB5 martenzitik yüksek mukavemetli çeliğin nokta kaynak bağlantılarının dinamik kırılma davranışının, öncelikle ITAB'daki güçlendirmesiz işlemlerden (unstrengthening processes) etkilendiği belirtilmiştir.

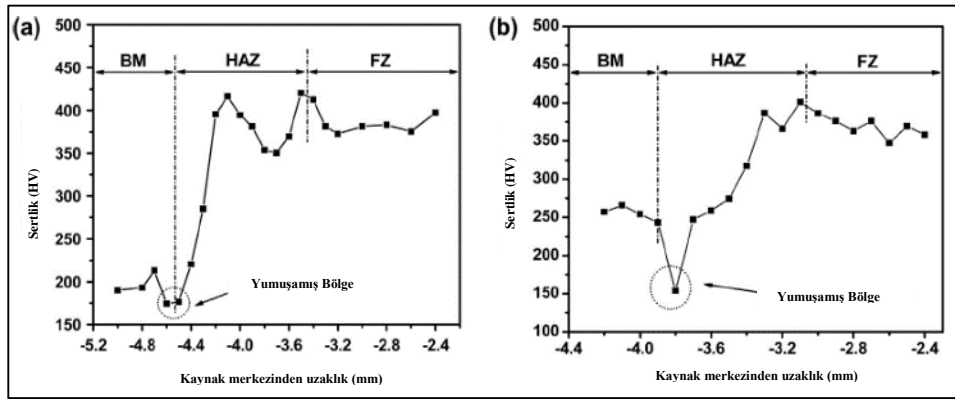
Zhang ve arkadaşları [43], nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş DP780 ve DP600 arasındaki bağlantının mikroyapı ve mekanik özelliklerini değerlendirmişlerdir. Sonuçlar, kaynaklı bağlantının ana metal, ısı tesiri altındaki bölge ve kaynak çekirdeği olmak üzere üç bölgeden oluştuğunu göstermektedir. Çalışma sonucunda çekirdek boyutu ve martenzit hacim oranlarının ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde sırasıyla arttığını rapor etmişlerdir (Şekil 2.17).



Şekil 2.17. Kaynaklı bölgeye ait martenzit hacim oranları [43].



Kaynak bölgesindeki sertlik, ana metallerin sertliğinden belirgin derecede yüksek olup hem DP600 hem de DP780 malzemelerin ITAB'ında yumuşama meydana gelmiştir. (Şekil 2.18) Bağlantının gerilme özellikleri, kırılma modları ve statik yük taşıma yetenekleri incelenmiş, bağlantının çekme-makaslama testinde iki ayrı kırılma modu gözlemlenmiştir. Kaynak metali boyutunun, bağlantının kırılma modlarında baskın bir rol oynadığı görülmüştür.



Şekil 2.18. Nokta direnç kaynaklı DP600-DP780 sacların kaynak bölgesine ait mikrosertlik profili, a) DP600, b) DP780 [43].

Kang ve arkadaşları [44], nokta direnç kaynaklı çelik sacların yorulma davranışlarını incelemek için nokta direnç kaynağı çekirdek çapı, çelik sacın et kalınlığı, ana metalin mekanik özellikleri gibi geometrik parametrelerin yorulma dayanımına etkisini araştırmışlardır. Araştırmaları neticesinde test numunelerine uygulanan yük-gerilme değerleri azaltıldıkça yorulma ömrünün arttığını, nokta direnç kaynağı çekirdeği çapındaki artışın ve malzeme et kalınlığındaki artışın yorulma ömrünü arttırdığını tespit etmişlerdir.

Banerjee vd. [45], DP590 çeliği için kaynak çekirdek boyutu, çentik geometrisi ve mikroyapı karakteristiklerini araştırmıştır. Farklı ısı girdisi şartlarında çekirdek boyutu ve çentik geometrisinin yüksek çevrimli yorulma performansı üzerindeki etkisini incelemiştir. Yorulma ömrünün kuvvetli bir şekilde çekirdek boyutu, çentik duyarlılığı, yük rejimi ve çekme ve normal gerilme şartlarına bağlı olduğunu gözlemlemiştir.

Presle sertleşen çeliklerin yorulma direncinin çok daha zayıf olduğuna dair literatürde atıf yapılmıştır. Araçların şasesinde başarılı bir şekilde kullanılabilmesi amacıyla daha çok çarpışmaya olan dayanıklılık üzerine araştırmalar vardır. 22MnB5 çeliklerinin yorulma davranışı hakkında açık literatürde çok az veri mevcuttur. Mevcut çalışmalar, presle sertleştirilmiş çeliklerin önceden var olan kusurlara [46,47], yani sac kaplamadaki çatlaklara veya zımbalama veya düzeltme ile ortaya çıkan kesme kenarı kusurlarına karşı çok hassas olduğunu göstermektedir [48].

Sıcak presleme operasyonu sırasında dekarbrüzasyonu önlemek amacıyla bor alaşımli 22MnB5 gibi çeliklere AlSi (Alüminyum-Silisyum) kaplama uygulanmaktadır. Bu kaplama, östenitleme sırasında intermetalik bir ara katman oluşturmakta [49,50], kalıpta su vererek presleme işleminden sonra geniş ölçüde çatlamaktadır. Bu tür çatlaklar, Picas ve diğerlerinin çalışmalarında gösterildiği gibi, yorulma başlangıç noktaları olarak işlev görürler ve yorulma direncini azaltırlar [46, 51]

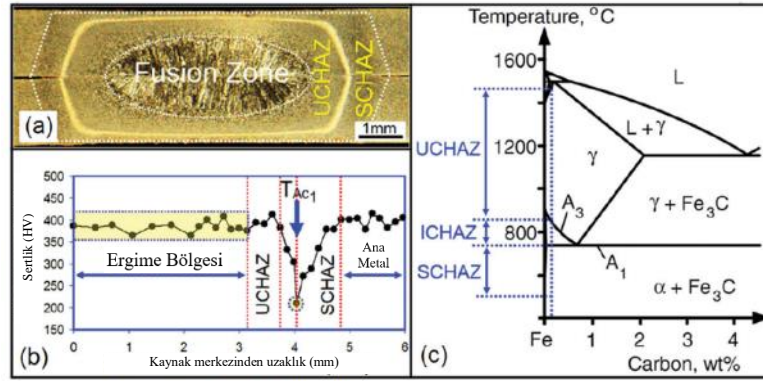
Bazı araştırmacılar, kaynaklı bağlantının çekme dayanımını iyileştirmek, 22MnB5 veya martenzitik çeliklerin kaynaklarının arıza modunu değiştirmek için kaynak sonrası tavlama metodolojilerini denemişlerdir. Örneğin Chuko ve Gould, DP690 sacları punta kaynak prosesi sonrasında elektrik direnci kullanarak tavlamışlardır. Kaynak bölgesinden alınan Rockwell sertliği ile tavlamanın etkinliğini araştırmışlardır. Chuko ve Gould, 30 çevrim temperleme süresi ve kaynak akımının % 70~80'nini kullanarak kaynaklı bölgeyi temperlemiş ve bu oranların en iyi sonucu verdiğini raporlamışlardır. [52]. Diallo ve diğerleri de, çeşitli bor çelikleri üzerinde benzer tavlama şemasının kullanılmasıyla çapraz-çekme test sonuçlarının iyileştirilmesini araştırmışlardır. Temperleme oranlarını karşılaştırırken 1.2 s dövme zamanı ve 0.6 s temper süresi sabit tutulmuştur. Optimum tavlama akımının maksimum kaynak akımının % 60-80 aralığında olduğu ve ilk çekirdek gelişimi için optimum kaynak akımının 8kA civarında olduğunu raporlamışlardır [53].

Bazı çift fazlı (DP) çeliklerin direnç nokta kaynakları, ergime bölgesinde (kaynak çekirdeği) kırılğan martenzitik yapı oluşumu nedeniyle düşük kırılma tokluğuna eğilimlidir. İkinci darbe akımı uygulanarak martenzitin proses içi temperlenmesi, kaynakların mekanik performansını iyileştirmek için yeni bir yol olarak kabul edilir.

Buradan yola çıkan Soomro ve arkadaşları, kaynak akımı, kaynak süresi ve ana darbe akımından sonra uygulanan soğuma süresi gibi üç kaynak sonrası temperleme darbe parametresinin DP590 çelik direnç nokta kaynağının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Sonuçlar, optimum koşullarda maksimum yükte % 62 ve arızada % 62,3 maksimum iyileşme olduğunu göstermektedir. Geleneksel tek darbeli kaynağa kıyasla çift darbeli kaynaklarda elde edilen en yüksek yük ve arıza enerjisindeki iyileşmenin, gelişmiş çekirdek boyutu ve martenzitin kaynak çekirdeği ve ITAB'ta temperlenmesinden kaynaklandığını raporlamışlardır [54].

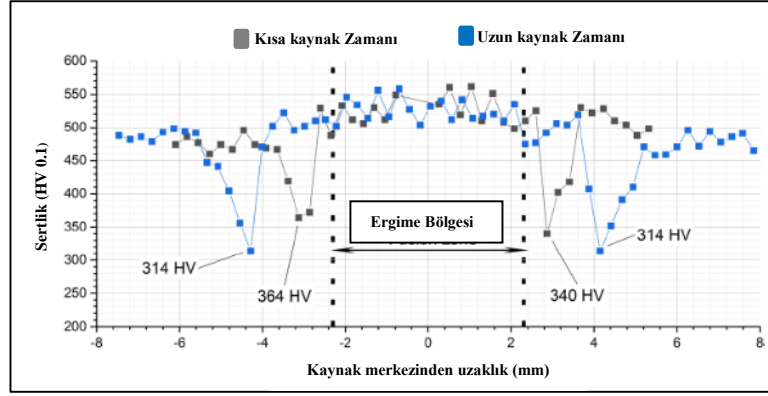
Tamizi ve arkadaşları [55] çalışmalarında, martenzitik yapılı yüksek mukavemetli bir çeliğin (MS1400 martenzitik AHSS-Docol 1400 M) direnç nokta kaynağında mikroproses, yapı-performans ilişkilerini ele almışlardır. İnterkritik ITAB'da allotriomorfik ferrit oluşumu ve kritik altı ITAB'da martenzitin tavlanması nedeniyle önemli yumuşama gözlemlendiğini ifade etmişlerdir. Meydana gelen yumuşak bölgenin kaynakların mekanik özelliklerinde önemli bir rol oynadığını belirtmişler ve ITAB'taki yumuşama ile ilişkili gerinim konsantrasyonunun, kritik altı ITAB'da çekme hasarının başlamasını desteklediğini raporlamışlardır. Ara yüzey hasar modundaki tepe yükünün, ergime bölgesi boyutu tarafından yönetilirken, çekme modundaki yükün, ITAB yumuşamasından önemli ölçüde etkilendiği sonucuna varmışlardır. Martenzitik çeliklerin kaynaklanabilirliğini artırmak için, kaynak işleminde veya çelik kimyasında değişiklikler yapılarak ITAB yumuşamasının en aza indirilmesi gerekliliği çalışmanın en önemli sonucu olarak karşımıza çıkmıştır.

Şekil 2.19. ITAB'daki faz dönüşümlerini izlemek için bir referans olarak kullanılabilir Fe-C faz diyagramını göstermektedir. MS 1400'e ait ITAB, üst kritik ITAB (UCHAZ), interkritik ITAB (ICHAZ) ve alt kritik ITAB (SCHAZ) dahil olmak üzere üç farklı metalürjik dönüşüm bölgesine sahiptir. Burada (a) makro yapı, (b) MS1400 nokta direnç kaynaklarının sertlik profili ve (c) üst kritik ITAB, kritikler arası ITAB ve alt kritik ITAB'a karşılık gelen sıcaklık aralıklarını gösteren Fe-C faz diyagramını göstermektedir [55].

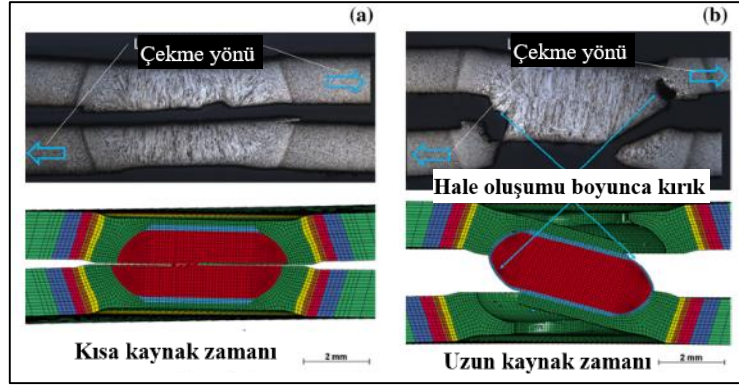


Şekil 2.19. MS1400 malzemenin nokta direnç kaynaklarının sertlik profili, makro yapı ve ITAB'ın Fe-C faz diyagramına gelen karşılıkları.

Araç şasesinde kullanılan preste sertleştirilmiş çelikler (örn: 22MnB5), ağırlık azaltma için önemli bir potansiyel sağlarken, birleştirilebilirlikte zayıflamaya yol açmakta dolayısıyla ticari kalite gereksinimlerini karşılayan kaynaklar üretmek zorlaşmaktadır. Sherenpenko ve arkadaşları, [56] daha uzun kaynak süreleri ile birleştirilebilirliğin iyileştirilebileceğini, ancak bu sürenin nokta kaynaklarının ergime sınırında yerel dekarburizasyon nedeniyle “halo” olarak adlandırılan yumuşamaya neden olduğunu not etmişlerdir. Mevcut çalışmada, ergime sınırında yumuşatılmış bir bölge olan ve olmayan nokta direnç kaynaklı numuneler üretilmiş olup halonun geometrisi ve sertliği, yüksek çözünürlüklü sertlik haritalarından elde edilmiş ve çekme-makaslama ve çapraz-çekme testlerinde nokta kaynaklarının mekanik performansını ve kırılma modunu tahmin etmek için kullanılan bir sonlu elemanlar modeline aktarılmıştır. Geliştirilen sonlu elemanlar modeli deneysel olarak doğrulanmış ve fiziksel olarak meydana gelen hasar modları doğru bir şekilde tahmin edilmiştir [56]. Kısa ve uzun kaynak zamanı için kaynaklı bölgelerin sertlik profilleri Şekil 2.20’de, çekme-makaslama sonrası kaynak kesitinin optik görselleri ve çekme-makaslama testinin kırılma modellemesinin sonuçları ise Şekil 2.21’de verilmiştir. Burada a) kısa kaynak süresi (ST) ve (b) uzun kaynak süresini (LT) belirtmektedir [56].



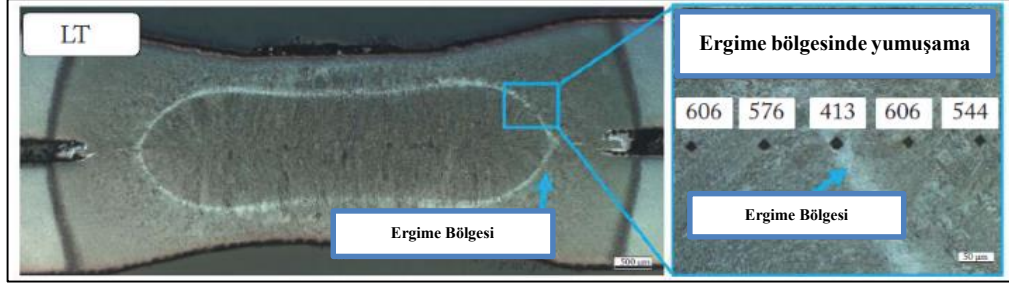
Şekil 2.20. Kısa ve uzun kaynak zamanı için kaynaklı bölgelerin sertlik profilleri [56].



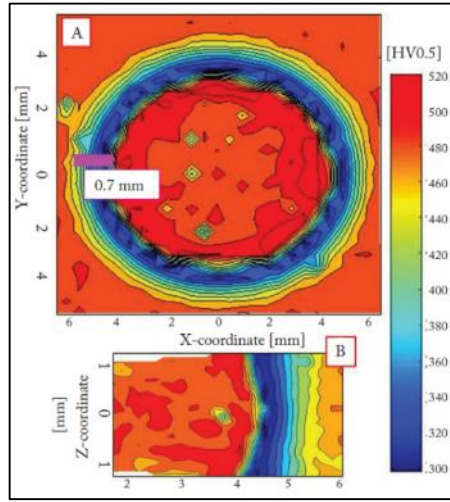
Şekil 2.21. Çekme makaslama sonrası kaynak kesitinin optik görselleri ve çekme makaslama testinin kırılma modellemesinin sonuçları.

HF çelikleri (Hot formed steels), ergime hattında (Şekil 2.22) karbonca fakir bir bölgenin oluşumuyla ilişkilendirilen (Şekil 2.23) yumuşatılmış bir bölge oluşturabilir. Otto von Guericke Üniversitesi (Magdeburg/Almanya), Malzeme ve Birleştirme Teknolojisi Enstitüsü'ndeki araştırmacılar, bu bölgenin oluşumunun, ergime hattındaki dar bir bölgenin delta fazına ısıtıldığında ve daha sonra hızla soğutulduğunda meydana geldiğini öne sürmüşlerdir. Bu süre boyunca, karbonun (östenitten çok daha az karbonu çözebilen) delta fazından dışarı göç ettiğini ve soğuma üzerine geri yayılmak için yeterli zamana sahip olmadığını, ayrıca bu yumuşayan bölgenin çok daha kısa bir kaynak süresine gidilerek ortadan kaldırıldığını belirtmişlerdir. Bununla birlikte, ITAB'ı temperlenen numunelerde düğmelenme tipi hasar beklenirken bunun olmadığını, ITAB'da temperlemenin olmadığı numunelere göre temperleme olanlarda

düğmelenme tipi hasarın beklendiğini ve bu bölgedeki yumuşamanın bunu teşvik ettiğini rapor etmişlerdir [57].



Şekil 2.22. Bir HF çeliğinin ergime hattı boyunca yumuşatılmış bölge [57].

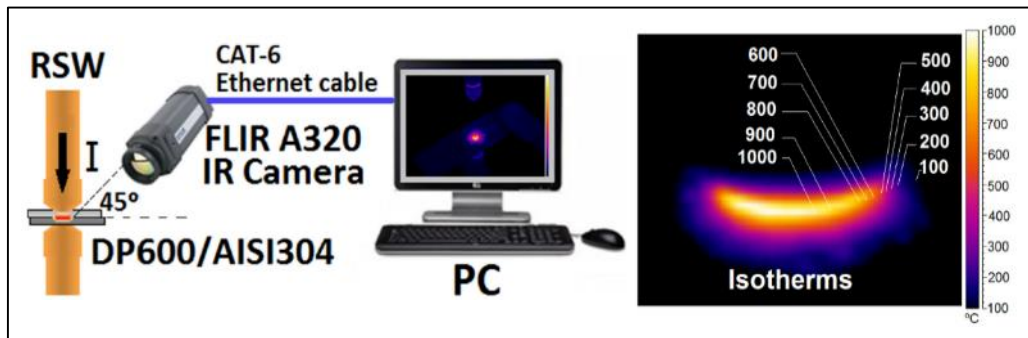


Şekil 2.23. HF çeliğin ITAB'ında yumuşatılmış bölgeyi gösteren sertlik haritası [57].

Tan vd, [58] kaplamalı gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerin direnç nokta kaynağı işleminin zorluklarından yola çıkarak çalışmalarında kaynak işlemi için Al-Si kaplamalı sıcak şekillendirilmiş sac (22MnB5) malzeme kullanmışlardır. Yüzey kaplamalarının varlığı ve sıcak şekillendirilmiş bor alaşımli çeliklerin yüksek mukavemeti, kaynak için gerekli direnç değerinin azalmasına yol açar ve kaynak işlemi penceresinin küçülmesine neden olur [59]. Araştırmacılar Al-Si kaplamanın nokta direnç bağlantılarının mikroyapısı ve çekme-makaslama kırılma davranışı üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Kaynak çekirdeğinin yanında, birleşmenin olmadığı yüzeyindeki şerit benzeri Fe-(Al,Si) kaplamanın, çatlak başlangıcı olarak görev yaptığını ve kırılmayı başlattığını ve iki tür yorulma kırılması modu

gözlemlendiğini: (yüksek ve düşük yükleme seviyelerine karşılık gelen, ana malzemenin yırtılmasıyla birlikte kaynak çekirdeği çekme ve ana malzeme genişlik yönü boyunca kırılma) belirtmişlerdir. Tüm yorulma kırılma çatlaklarının, ısıdan etkilenen bölge boyunca Fe-(Al,Si) şeridi boyunca kaynaklandığını raporlamışlardır [58].

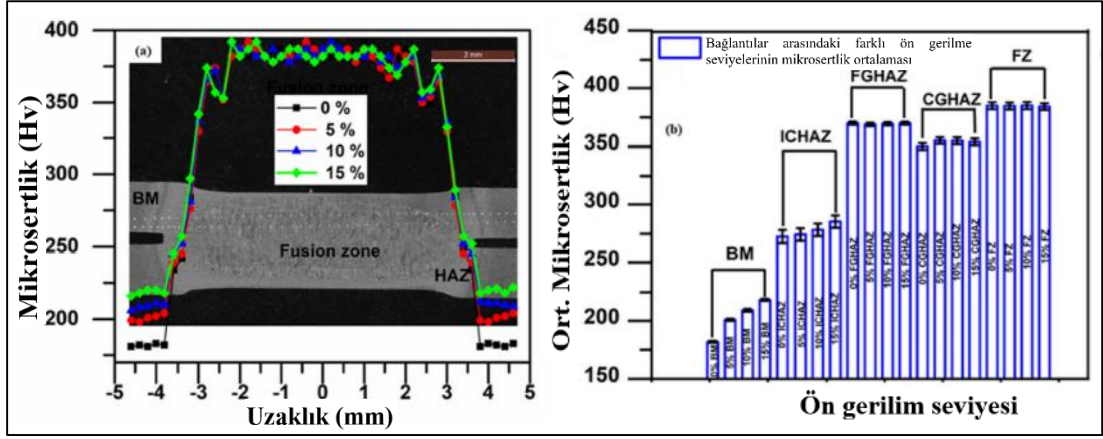
Nokta direnç kaynağında IR (kızılötesi) termal görüntü analizi ve dijital görüntü işlemenin, son yıllarda başarıyla uygulandığı ancak yaygın olarak kullanılmadığı bir gerçektir [60,61]. Bu tekniklerin kullanılması, nokta direnç kaynağı sürecinin kullanıldığı endüstrilerde verimliliği ve üretkenliği artırmak için dijital uygulamaların geliştirilmesine katkı sağlayabilir. Dijital görüntü işleme ve nokta direnç kaynağı süreçlerinde IR görüntülerinin uygulanmasıyla ilgili birkaç rapor vardır [62-64]. Hernández vd. [65] nokta direnç kaynaklı DP600/AISI304 bağlantılarının mekanik davranışını değerlendirmek için kızılötesi (IR) görüntüleri kullanan yeni bir metodoloji çalışmışlardır. IR görüntülerinin işlenmesi ve karakterizasyonu, kaynaklı bağlantıların mekanik mukavemeti ve geometrik parametreleri ile korelasyonunu kurmak için gerçekleştirilmiştir. Kaynak akımının 3, 4 ve 5 kA ve kaynak süresinin 300, 400 ve 500 ms olduğu kaynak işlemlerinin kızılötesi IR görüntülerinin özellikleri kaynaklı bağlantının mekanik mukavemeti ile ilişkilendirmek için ampirik modeller elde edilmiştir. Proses parametrelerinin optimizasyonu, yanıt yüzeyi yöntemi kullanılarak IR görüntülerinin izotermelerinin çapından elde edilmiştir. IR termal görüntü analizi için Hernandez ve arkadaşlarının kurduğu deney kurulumu ve örnek bir nokta direnç kaynağı prosesi termal görüntüsü Şekil 2.24'de görülmektedir. Sonuçlar, IR termal görüntüler ile mekanik dayanım arasında güçlü bir ilişki olduğunu göstermiştir.



Şekil 2.24. Nokta direnç kaynağında deney kurulumu ve IR termal görüntü örneği.

Janardhan vd. [66], ön gerilme uygulanmış nokta direnç kaynaklı yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelik sac malzemelerin çekme ve yorulma özelliklerini araştırmışlardır. Çelik saclara alındığı haliyle ve ayrıca % 5, % 10 ve % 15'lik üç farklı seviyede ön deformasyon uygulandıktan sonra 1,2 mm kalınlığındaki çelik saclar nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Ön gerilmenin artması ile bağlantının yük taşıma kapasitesi artarken, ön gerilmenin kaynaklı bağlantının yorulma davranışı ve dayanıklılık sınırı üzerinde önemli bir etkisi olmadığı raporlanmıştır. Önceden farklı yüzdelerde deforme edilmiş numuneler için bağlantıların çekme-makaslama ve yorulma davranışındaki söz konusu bu farklılık, testlerde yer alan kırılma mekanizmalarındaki farklılık ile açıklanmış olup hasarın lokasyonundaki varyasyona atfedilmiştir. Çekme-makaslama testlerinde ana metalde çatlak başlatılırken, döngüsel yükleme altında, ince taneli ısıdan etkilenen bölge (FGHAZ) ile kaynaklı iki kaynak arasındaki ara yüzey çentiğinin yakınında bulunan iri taneli ısıdan etkilenen bölge (CGHAZ) arasında yorulma çatlakları başlamaktadır. Çekme-makaslama testindeki hasarın yeri, bağlantı boyunca daha düşük mukavemeti tarafından belirlenirken, yorulma testinde bu durumun, stres konsantrasyonu tarafından yönetildiği tespit edilmiştir. Dislokasyon yoğunluğunun büyüklüğü X-ışını kırınımı (XRD) kullanılarak ana metal, ısıdan etkilenen bölge (ITAB) ve kaynak bağlantısının ergime bölgesinde nicel olarak değerlendirilmiş ve dislokasyon yoğunluğu transmisyon elektron mikroskobu (TEM) ile incelenmiştir. Çekme-makaslama yük taşıma kapasitesindeki artışın, ön-gerilme ile ana metalde artan dislokasyon yoğunluğundan kaynaklandığı raporlanmıştır. Ön gerilme nedeniyle oluşan dislokasyonların çoğu kaynak sırasında ITAB'da yok olduğundan, ön gerilmenin bağlantıların yorulma mukavemeti üzerinde önemli bir etkisi olmadığı tespit edilmiştir. Bu sonuçlar, mikroyapısal inceleme ve mikro sertlik ölçümleri ile desteklenmiş olup Şekil 2.25'de nokta direnç kaynaklı bağlantıların sertliğine ön gerilmenin etkisi ve farklı ön gerilme seviyelerinde farklı kaynak bölgelerinin ortalama mikro sertlik çubuk grafiği görülmektedir.





Şekil 2.25. a) Nokta kaynaklı bağlantıların sertliğine ön gerilmenin etkisi, b) farklı ön gerilme seviyelerinde ortalama mikro sertlik grafiği.

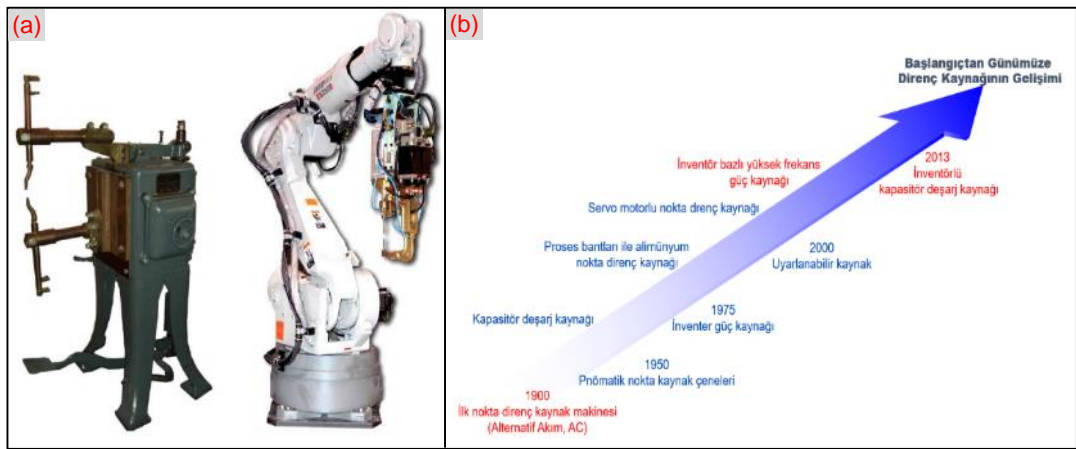
## BÖLÜM 3

### ELEKTRİK NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI

Elektrik nokta direnç kaynağı, Elihu Thomson tarafından icat edilmiş bir birleştirme yöntemidir. Sürecin gelişimi, Thomson'ın "Elektrikli Kaynak Yöntemi" üzerine bir patent başvurusunda bulunduğu 1890 yılına gitmektedir [67]. Thomson fikrini zamanla daha da geliştirmiş olup 1909'da "Sac Metalin Elektrik Kaynağı" üzerine bir patent başvurusunda daha bulunmuştur [68]. Bir otomobil fabrikasının kaynak montaj hatlarında gövdenin imalatı amacıyla kullanılan belli başlı kaynak metodları, nokta direnç kaynağı, lazer kaynağı, MAG kaynağı, saplama kaynağı ve lehimleme işlemleridir. Bu birleştirme teknolojilerinin arasında, aracın montajında ağırlıklı rol, nokta direnç kaynak metoduna ait olmaktadır [69]. Günümüzde otomobillerde birkaç bin elektrik nokta direnç kaynaklı bağlantı bulunduğu bilinmektedir. Kesin sayı, markalar ve modeller arasında farklılık gösterdiği gibi aracın boyutuna, birleştirilmesi gereken parça sayısına ve araç üreticisinin birleştirme stratejisine göre değişmektedir. Tipik bir şase tasarımı, aracın modeline ve boyutuna bağlı olarak 4000-6000 nokta kaynağı içermektedir [70].

İlk direnç kaynağı makineleri, daha 1910 yılında, punta ve dikiş kaynağı için sac şekillendirme endüstrisinde ortaya çıkmıştır. Yaklaşık 20 yıl sonra, elektrik direnç kaynağı, yüksek iletkenliği ile imalat ve onarımdaki çok yönlülüğü nedeniyle otomobil gövdelerinin monte edilme biçiminde devrim yaratmıştır. İlk direnç nokta kaynak makineleri, düşük kaynak akımlarına sahip hacimli, ağır makinelerdi. Modern nokta kaynak makinelerinin boyutları küçüktür, kısa çevrim sürelerine sahiptir ve yüksek kaynak akımları ve elektrot basınçları sağlayabilirler. Günümüzde robotlara adapte edilen punta kaynak makineleri, otomotiv montaj hatlarında oldukça yaygın olarak kullanılmaktadır.

Sanayide direnç kaynağı proseslerinde güncel olarak tercih edilen teknolojiler, tek fazlı AC, trifaze (DC), kondansatör deşarj (CD) ve yeni geliştirilmiş olan orta frekans inverter DC akım-zaman değişimi gösteren makinelerdir. Şekil 3.1’de ilk direnç kaynak makinesinden günümüze direnç kaynak makinelerinin gelişimi gösterilmiştir. Burada a) 1900’lü yılların Pfretzschnner & Co marka başından bir nokta direnç kaynak makinesi (Sol) ve Modern Yaskawa Motoman marka nokta direnç kaynak robotu (Sağ) ve b) ilk direnç kaynak makinesinden günümüze direnç kaynağının gelişimi verilmiştir [70].



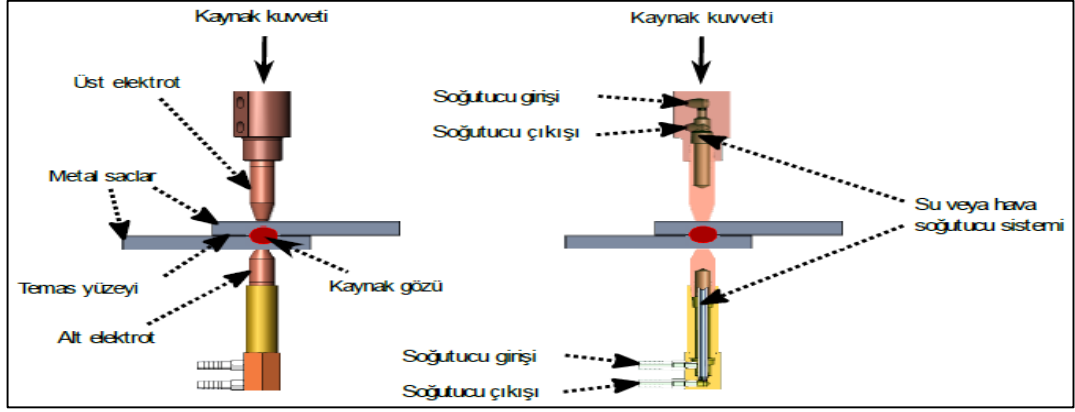
Şekil 3.1. 1900’lü yılların direnç kaynak makinesi, robotu ve kaynağın gelişimi [70].

Direnç kaynağı birbiri üzerine bindirilmiş sac levhaların arasındaki arayüzey boyunca akan akımın, malzemelerin temas yüzeylerini ısıtması etkisiyle oluşan bir birleştirme metodu olup, saclardan geçen akımın ürettiği ısı miktarını ifade eden Joule'nin birinci yasasına dayanır [71]. Arayüzey, akımın akışına karşı bir direnç oluşturur ve sarf edilen enerji ısıya dönüşür. R arayüzeydeki direnç olup, Ohm kanununa göre (I) şiddetindeki akımın geçmesi için gerekli gerilim  $U=IxR$  denklemi ile ifade edilebilir; t saniye süren akım akışı için gerekli toplam enerji (H) aşağıdaki gibi belirtilir [72].

$$H = I \times U \times t \Rightarrow H = I \times (I \times R) \times t \Rightarrow H = I^2 \times R \times t \text{ (Joule)} \quad (3.1)$$

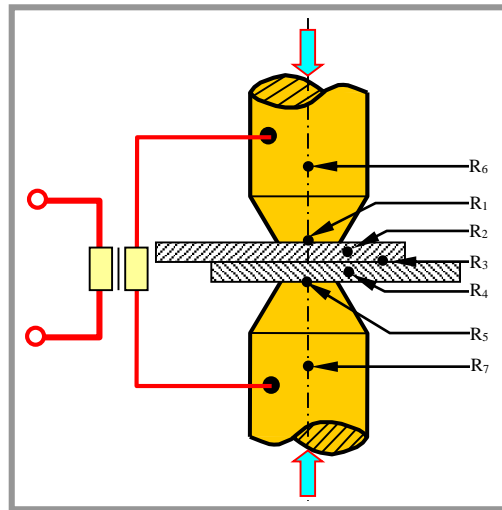
Kaynak için gerekli olan kaynak akımı, yüksek gerilim ve düşük akım şiddetindeki şebeke elektrik akımını, düşük gerilim ve yüksek akım şiddetinde kaynak akımına çeviren kaynak makinasından sağlanır. Kaynak için gerekli olan basınç veya elektrod

kuvveti, pnömatik veya mekanik donanımlar ile gerçekleştirilir. Kaynak tamamlandığında, parçaların elektrotlara yapışmasını önlemek ve elektrotların daha hızlı soğumasını sağlamak için, Şekil 3.2’de örneği verilen su veya hava soğutmalı elektrotlar kullanılır [73].



Şekil 3.2. Direnç nokta kaynağı uygulama şeması.

Direnç nokta kaynak elektrotlarında malzeme olarak, yüksek elektrik iletkenliği nedeniyle, bakır alaşımlar veya bakır ve tungsten bazlı metaller seçilir. Elektrotların ucu düz veya kubbe şeklinde olabilir. Uç kısımdaki bu farklılık, elektrotlar ve parça arasındaki temas yüzeyini etkileyerek akım yoğunluğunu ve üretilen ısı miktarını değiştirir [70]. Şekil 3.3’de elektrik direnç nokta kaynağının prensibi verilmiştir.



Şekil 3.3. Elektrik direnç nokta kaynağının prensibi [72].

I akımı, R omik direncinden, t süresince geçtiğinde, Joule kanununa bağlı olarak, J birim ısı açığa çıkar.

$$H = I^2 R t \quad (3.2)$$

$$\text{Burada, } R = R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5 + R_6 + R_7 \text{’dir.} \quad (3.3)$$

Yani sekonder devredeki toplam dirençtir. Bu dirençler;

**- Malzeme dirençleri**

$R_6, R_7$  : Elektrodların (üst ve alt) direnci

$R_2, R_4$  : Malzemelerin (üst ve alt) dirençleri

**- Temas dirençleri**

$R_1, R_5$  : Elektrod - malzeme temas direnci

$R_3$  : Malzeme - malzeme temas direnci

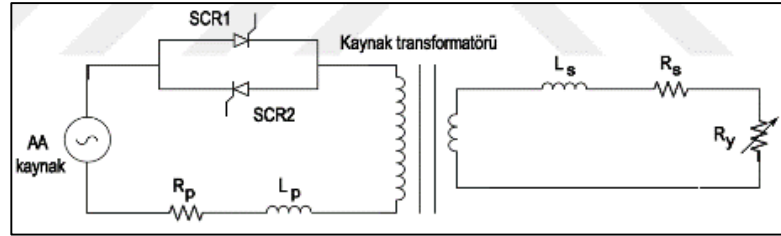
Malzeme dirençleri, malzemelerin fiziksel özellikleri ile alakalı olup değişken değildir. Temas dirençleri ise malzemenin ve elektrod uç formlarına bağlı olarak değişir. Kaynak esnasında  $R_3$ , en büyük ısının gerçekleşeceği direnç olarak seçilir.  $R_3$  haricindeki diğer dirençlerdeki ısınmaların mümkün olduğunca düşük olması gerekir. Bu ise, kaynak akımının ( $I_k$ ), kaynak süresinin ( $t_k$ ) ve elektrod kuvvetinin ( $F$ ) seçimiyle ilgilidir.  $R_1, R_3$  ve  $R_5$  temas dirençleri ise bağlantının kalitesine tesir ederler.  $R_3$  kaynak bölgesindeki sıcaklık, malzemenin ergime sıcaklığının ( $t_e$ ) üzerine çıkar. Burada ergiyen malzeme, kaynak sonrasında kaynak çekirdeğini oluşturur.  $R_1$  ve  $R_5$  temas bölgelerindeki ısınmanın mümkün olduğunca düşük olması istenir. Bu ise, iyi ısı ileten elektrod ve malzeme yüzeyleriyle sağlanır. Yüzeylerde istenmeyen (pas, yağ ve boya gibi) kirliliklerin ve iyi ısı iletmeyen tabakaların olmaması gerekir. Temas dirençleri, farklı büyüklükte ısı miktarlarına ve bağlantı dayanım özelliklerinin farklılaşmasına yol açar [72].

### 3.1. ELEKTRİK NOKTA DİRENÇ KAYNAK MAKİNALARI

Otomotiv, beyaz eşya, havacılık gibi çok çeşitli endüstriyel uygulamalarda kullanılan elektrik direnç kaynağı makineleri hem alternatif akım (AA) hem de doğru akım (DA) ile çalışabilecek biçimde üretilmektedirler. Doğru akım kaynak makinaları genellikle orta frekans doğru akımda (OFDA) çalışmaktadırlar.

#### 3.1.1. Alternatif Akım (AA) Kaynak Makinaları

Düşük frekanslı, tek fazlı ve konvansiyonel alternatif akım (AA) nokta direnç kaynak makineleri direnç kaynak tekniğinin bulunuşu ile sac metal sanayinde kullanılmaya başlanmıştır. Alternatif akım nokta direnç kaynak sistemlerinde kaynak akımını kontrol eden güç kaynağı, silisyum kontrollü doğrultucu (silicon controlled rectifiers) olarak bilinen, ters paralel bağlı iki adet tristörden oluşur. Sisteme tek fazlı sinüzoidal şebeke gerilimi uygulanır. Sistem ayrıca bir kaynak transformatörü ve bir kaynak yükü içerir. Şekil 3.4’de bir alternatif akım nokta direnç kaynak sisteminin elektriksel yapısı verilmiştir.

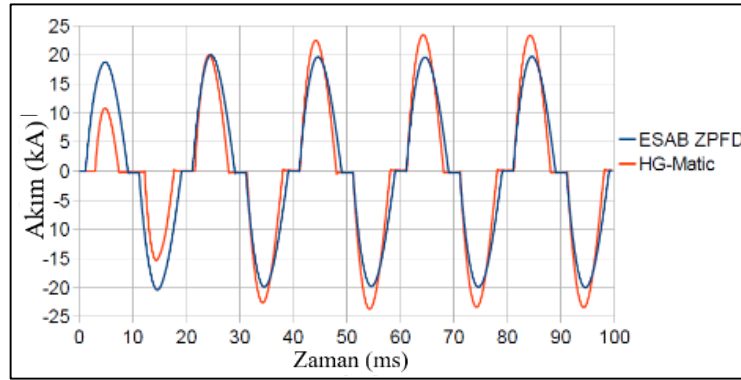


Şekil 3.4. AA direnç nokta kaynağının elektriksel yapısı.

Devrede, kaynak transformatörünün primer ve sekonder bobininin eşdeğer dirençleri ( $R_p$ ,  $R_s$ ) ve endüktif reaktansları ( $L_p$ ,  $L_s$ ) kaynak akımını etkiler. Devrede bulunan silisyum kontrollü doğrultucu, bir ateşleme frekansında tetiklenerek, kontrollü bir kaynak çevrimi başlatır. Ateşleme frekansı, AA şebeke geriliminin frekansının iki katıdır. Bunun nedeni, tristörlerin, şebeke geriliminin pozitif yarım periyodunda ve negatif yarım periyodunda bir ateşleme açısında tetiklenmesidir. Kaynak transformatörü bir düşürücü transformatördür. Uygulanan yüksek gerilim ve düşük akımı, düşük gerilim ve yüksek akıma dönüştürür. Kaynak transformatörünün

dönüştürme oranı doğrultusunda sekonder bobininde kaynak akımı elde edilir. Elde edilen kaynak akımı, direnç nokta kaynak elektrotlarına gönderilerek parça üzerinden akım akışı sağlanır. Yük direncinin ( $R_y$ ), kaynak akımına gösterdiği direnç sonucunda, parçalar ısı üretir ve alternatif akımda nokta direnç kaynağı oluşur [73,74].

Tolf [70], çalışmasında AC güç kaynağına sahip 2 farklı makineyi karşılaştırmıştır. HG-Matic ile ESAB ZPFD marka projeksiyon direnç kaynak makinelerinin elektrik akımı karakteristiklerini karşılaştırmıştır. Şekil 3.5’de AC güç kaynaklarına ait elektrik akımı karakteristikleri görülmektedir. Kaynak süresinin ilk periyodunun yarısının tepe akımında önemli bir fark görüldüğünü raporlamıştır. Ortalama kaynak akımı her iki makinede aynı olmasına rağmen yavaş başlatmayı telafi etmek için HG-Matic güç kaynağı, kaynak döngüsü sırasında tepe akımını sürekli olarak artırmıştır. HG-Matic’te görülen İlk kaynak periyodu aşamasındaki yavaş akım birikmesi, kaynak somunu levha arayüzünün ısınmasını geciktirmiş ve elektrod keplerindeki nispeten yüksek akım sıçrama riskini artırmıştır.



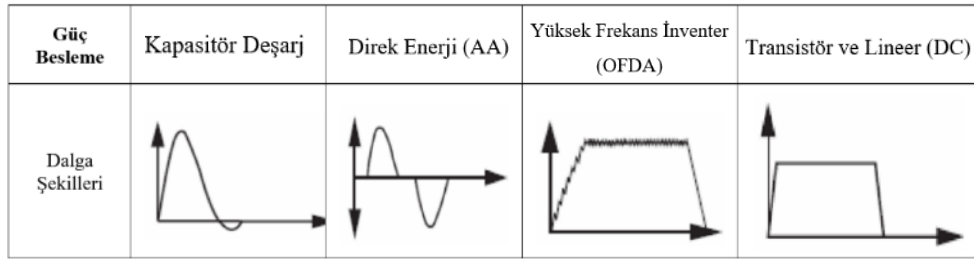
### 3.5. İki farklı alternatif akım (AA) güç kaynağına ait akım karakteristikleri [70].

Kaynak akımı, doğru Akım, DA veya alternatif Akım, AA olabilir. DA, kaynak havuzunun sürekli büyümesine neden olur. AA, akım yön değiştirdiğinde kaynak havuzu biraz soğutulduğundan kaynak havuzunun kademeli olarak büyümesine neden olur. Kaynak sırasında akım değişebilir. Kaynak sırasında akım profillerinin değiştirilmesinin ardındaki fikir, kaynak oluşumunun ve kaynak havuzunun olası fişkırmalarının sadece ısı girdisine değil, aynı zamanda ısının nasıl uygulandığına da bağlı olduğuna dayanmaktadır. Direnç nokta kaynağında yaygın olarak kullanılan

sabit akım profili, yaklaşık olarak sabit bir ısı girdisi (veya direnç arttıkça sürekli artan bir ısı girdisi) sağlar. Bununla birlikte, hiçbir araştırma, sabit ısı girdisinin diğer akım profillerden daha kaliteli kaynaklar ürettiğini göstermemiştir [49].

### 3.1.2. Orta Frekans Doğru Akım (OFDA) Kaynak Makinaları

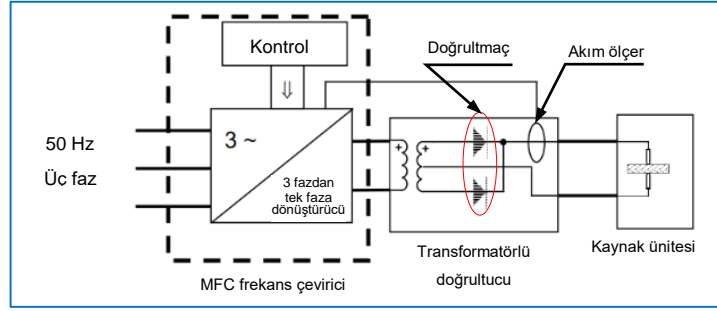
Son yıllarda avantajları sebebi ile 1000 Hz orta frekans akım formu kullanan elektrik direnç kaynak makineleri (MFDC=Medium Frequency Direct Current), 50 Hz direnç kaynak makinelerinin (single phase AC) yerini alma eğilimindedir. Geleneksel nokta direnç kaynak makinalarında şebeke frekansı kullanılırken, yeni nesil nokta direnç kaynak makinelerinde orta ve yüksek frekans tercih edilmektedir [72]. Geleneksel direnç kaynak makineleri akım dalga formları ile orta frekans doğru akım kaynak makinesinin akım dalga formları karşılaştırması Şekil 3.6'da görülmektedir.



Şekil 3.6. Geleneksel ve OFDA kullanan kaynak makinelerine ait dalga formlarının karşılaştırması [75].

Yüksek frekanslarda oluşan kayıpların fazla olması orta frekanslı nokta direnç kaynak makinaları tercihinde önemli bir etkidir. 2. ve 3. nesil yüksek dayanımlı çelikler başta olmak üzere, titanium, alüminyum ve alaşımlarının son yıllarda artan kullanımı OFDA akım formunun geliştirilmesine neden olmuştur. OFDA teknolojisi, üç fazlı beslemesi olan bir invertörün akımını doğrultarak ve filtreleyerek 500 V, 1000 Hz alternatif gerilim üretir ve doğrultulmuş kaynak akımını sağlayan bir trafoya besler. Bu teknoloji ile, 1000 Hz'de yapılan kaynakta kompakt pulse formu ile yüksek güç elde edilir. 1 ms'deki düzenleme (regülasyon) ve indüktif kayıpları düşürülerek dinamik bir düzenleme sağlanır. OFDA kaynak makineleri, Şekil 3.7'de görüldüğü gibi orta frekans çevirici ve transformatörlü doğrultucu kısımlarından oluşmaktadır [72].





Şekil 3.7. OFDA kaynak makine kısımları [72].

Orta frekans çeviriciler ise yukarıdaki şekilde görüldüğü üzere 2 kısımdan oluşmaktadır.

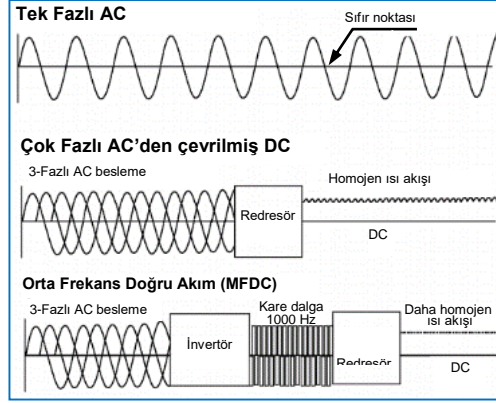
1. Güç elektroniği: Bu kısım, üç faz besleme geriliminden kaynak transformatörüne değişken voltaj darbeleri üretilmesini sağlar.
2. Kontrol elektroniği: Bu kısım, akımın kontrolüne yönelik kaynak fonksiyonlarını yerine getirir. Ayrıca programlanabilir otomatik görevlerin ve haberleşme ara yüzlerinin desteklenmesini sağlar.

Şekil 3.7’de OFDA frekans çevirici olarak anlatılan kısımda 50/60 Hz üç faz besleme gerilimi bir yarı kontrollü doğrultucu köprüsü tarafından doğru gerilime dönüştürülür ve depolama kondansatörleri tarafından düzenlenir. Bu üretilen doğru voltaj (hat gerilimi  $\times \sqrt{2}$ ) transistör içeren H köprüsüne uygulanarak frekansı 1000 Hz’lik kare dalga voltajına dönüştürülür. Bu gerilim bir transformatörlü doğrultucuya bağlanır. Kare dalganın genliğini değiştirme yöntemi (PWM, Pulse Width Modulation) ile voltajın değeri değiştirilebilir. Şekilde transformatörlü doğrultucu olarak anlatılan kısımda ise çevirici tarafından üretilen değişken voltaj darbeleri kaynak transformatörlü doğrultucuya uygulanarak voltaj seviyesi düşürülür (5 V ile 18 V arası) ve akım artırılması sağlanır. Voltaj ve akım parametreleri 1000 Hz’ye göre doğrulduğu için sekonder devrede kayıplar düşük olur [72].

OFDA kaynak teknolojisinin avantajları aşağıda sıralandığı gibidir;

- Enerji Tasarrufu: Punta başına enerji değerleri incelendiğinde, OFDA kaynak makineleri punta başına birim kaynak maliyetini ~%30 oranında düşürmektedir. DA akım sebebiyle kaynak zamanı daha kısadır. Bu teknoloji ile, 1000 Hz’de yapılan bir kaynakta kompakt pulse formu ile yüksek güç elde edilir. Belirli bir kaynak süresi için, OFDA kaynağı ile geleneksel AA yönteminden daha fazla ısı verilir. Dolayısıyla OFDA metodu AA kaynak formlarından daha kârlı olmasını sağlar.
- Programlanmış yük dağılımı: OFDA, 3 faz kullanır ve ilave olarak, sistemin bir parçası olan kapasitörlerden ve ana şebekeden de akım çeker ve böylece tepe çizgisi akımlarını azaltır.
- Hassas kaynak kontrolü: Akım saniyede 200-4000 kez değiştiğinden kaynak akımını ayarlamak için 1/20 nominal değere ihtiyaç duyar. Akımın her milisaniyede kontrolünü ve böylece çok hassas ve sabit kaynak akımı elde etmemizi sağlar. Hassas parametre ayarı sayesinde yüksek kaynak kalitesi elde edilir.
- Artan kaynak kabiliyeti: Üç ya da dört malzemeye aynı anda kaynak yapabilme kabiliyetinin yanı sıra yeni nesil yüksek mukavemetli çeliklerde, demir dışı alüminyum ve titanyum malzemelerde yüksek kaynak kabiliyeti sağlar. OFDA tekniğinde kısa kaynak süresi, alüminyum ve alaşımlarında kaynak kabiliyetini arttır.
- Daha küçük trafo boyutu: Bu teknolojide trafo boyutları düştüğünden daha uzun kol boyu ve çene derinliğine imkan verir.
- Elektrod ömrü: Kep aşınmasını azaltarak % 30 ısıl ömrü iyileştirir. Akım piklerinin ve alternatif manyetik alanın olmaması elektrotların termal ve mekaniksel gerilimlerini düşürür.
- Kaynak izleri daha küçüktür.
- Sıçramalar daha azdır [72].

Şekil 3.8’de tek fazlı AA, çok fazlı AA’dan çevrilmiş DA ve orta frekans doğru akımın (OFDA) şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 3.8. OFDA ile daha homojen ısı akışının oluşumu.

Şekil 3.8’de görüldüğü gibi çok fazlı redresörlü DC akım formu kullanan makinelere göre invertörlü orta frekanslı akım formu kullanan makineler daha kararlı sabit akım formu göstermektedir. OFDA yönteminin AA’a göre sunduğu avantajları şu şekilde sıralanmıştır [72]:

- Daha kısa kaynak süresi.
- Parçaya daha az ısı uygulanması böylece daha az deformasyon olması.
- Daha az enerji tüketimi.
- Isının daha çok uygulanan noktaya odaklanması.
- Daha az kontak temas yüzeyi sağlaması.
- Daha uzun elektrod ömrü sunması.
- Kaynak yerinde daha az iz ve daha kaliteli kaynak sağlaması.
- Daha az ana hat bağlantı gücü ile;
  - Ana bağlantı kabloların daha ince kesitli tasarlanabilmesi.
  - Daha az kablo masrafı göstermesi.
  - Daha az maliyetli emniyet parçalarının kullanılabilmesi (Örn. Besleme şalter devre kesici).

Örneğin; 1000 Hz frekansa sahip OFDA’da 50 Hz frekansa sahip AA’a göre;

- Zaman ms’de kontrol edilebilir (zamanı daha hassas ayar edilebilme olanağı).
- Daha iyi ve hassas kaynak akım kontrolü sağlanır.

### 3.2. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI DEĞİŞKENLERİ

Sanayide uygun akım-zaman parametrelerinin ayarlanması kaynak mühendislerini en çok uğraştıran uygulamalar arasındadır. Operatör tarafından ayarlanan işlem parametreleri şunlardır:

- Elektrot basıncı,
- Kaynak akımı,
- Akımın uygulandığı zaman,
- Soğutma süresi.

Elektrotlar tarafından uygulanan basınç, malzemeleri birbirine kenetler. Basınç, elektrotlar ve levhalar arasındaki temas direncini belirler. Düşük bir elektrot kuvveti, malzeme tabakaları arasındaki fiili temasta bir azalmaya yol açabilir ve temas direnci yüksek olacaktır. Elektrot kuvveti artırılırsa temas direnci azalır. Temas direncinin aynı kaldığı bir sınırlayıcı basınç vardır.

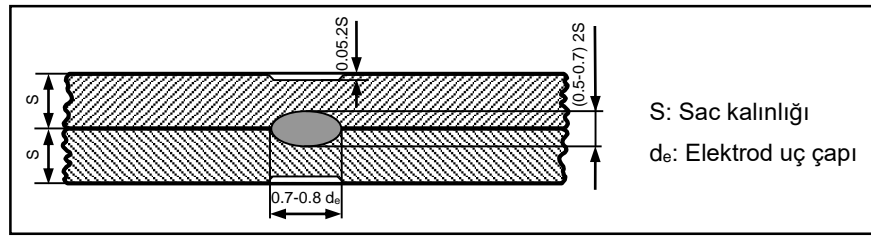
Basınç çok düşükse, kaynak tamamen oluşmadan önce ergimiş malzeme dışarı atılacaktır. Basınç çok yüksekse, malzeme yumuşadıkça sac malzemede girinti oluşacaktır [76].

Kaynak makinesinin elektrik ve mekanik karakteristikleri kaynak prosesinde önemli bir özelliktir. İstenen kaynak akımının dinamik olarak ölçülüp tepkinin verilebilmesi (akımın istenen tolerans aralığında stabil tutulabilmesi), akım iletim elemanları arasında kalan açıklıktan kaynaklı magnetik/indüktif kaybın en aza indirgenmiş olması, bu açıklık içerisinde magnetiklenen metallerin bulunmaması, iyi bir soğutma çevrimine sahip olması kaynak makinesinin olmazsa olmaz temel karakteristik özellikleri arasındadır. Elektrik nokta direnç kaynağında kaynak kalitesini etkileyen değişik etkenler vardır. Başlıca kaynak değişkenleri şu şekilde sıralanabilir;

- Elektrod bileşimi ve şeklinin ısınma üzerine etkisi,
- Kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanının etkisi,
- Kaynak elektrod baskı kuvvetinin etkisi,

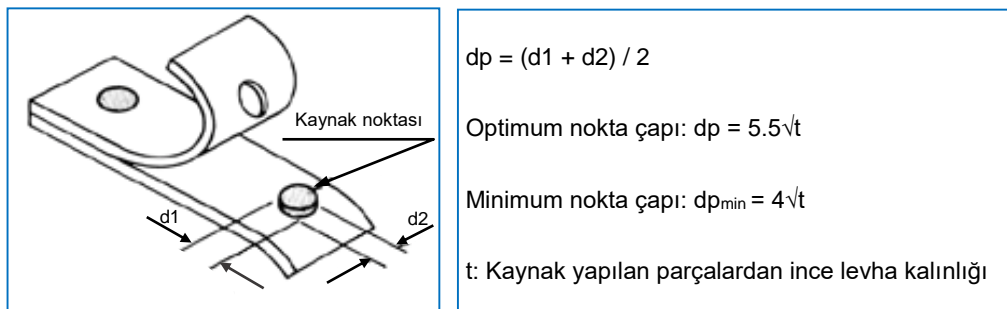
- İş parçasının malzemesi,
- Kaynak edilecek parçaların yüzeylerinin etkisi,
- Kaynaklı noktalar arasındaki mesafenin ısınma üzerine etkisi olarak belirtilmektedir.

Elektrik direnç nokta kaynağında, hatalı kaynak dikişlerinden kaçınmak için, elektrod kuvveti, akım uygulaması sonu arttırılmaktadır. Nokta çapının büyüklüğü kullanılan elektrodun çapına bağlı olarak ortaya çıkar. Kusursuz kabul edilen bir birleşmede bu çap (0.7-0.8)  $d_e$  olarak verilmektedir. İdeal olarak bu çapın, elektrod çapına eşit olması gerekmektedir. Kaynak noktasının diğer boyutları, alabilecekleri en büyük değerler olarak Şekil 3.9’da verilmiştir.



Şekil 3.9. Elektrik direnç nokta kaynağının boyutları [72].

Kaynak esnasında çeşitli kaynak kuruluşları tarafından kabul gören nokta çapının ortalama değeri, ince olan malzeme kalınlığının kare kökünün beş buçuk katı iken, minimum ortalama çap bu kalınlığın karekökünün dört katından az olmamalıdır. Nokta ölçümü sıyırma testinden (birleştirilen nokta direnç kaynaklı parçaları birbirinden ayırma suretiyle yapılan test) sonra yapılır (Şekil 3.10).



Şekil 3.10. Sıyırma testi sonrası nokta çapının belirlenmesi [72].

Kaynak elektrodları, kaynak akım ve basma kuvvetlerinin kaynaklanacak parçalara taşınmasını sağlar. Kaynak kalitesi üzerindeki etkileri nedeniyle kendilerinden beklenen bazı özellikler vardır. Bunlar;

- Elektriksel ve ısı iletkenliğin iyi olması,
- Sıcakta sertlik özelliğinin iyi olması,
- Darbelere dayanıklılığının ve yumuşama sıcaklığının yüksek olması,
- Malzemeyi alaşımlandırma eğiliminin düşük olması,
- Kolayca işleme özelliğinin olmasıdır.

### 3.3. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA MİKROYAPI VE SERTLİK İLİŞKİSİ

Kaynak bölgelerinin sertlik ve mikroyapı özellikleri, kaynak bölgesinin maruz kaldığı ısı çevrim, kimyasal kompozisyon ve ana metal başlangıç mikroyapısı arasındaki bağ ile açıklanmaktadır.

Kaynak çekirdeğindeki sertleşme ve ITAB’da oluşan yumuşama miktarını tanımlamak için iki parametre: sertleşme oranı ve yumuşama oranı aşağıdaki eşitlikler yardımıyla ifade edilmektedir [77].

$$\text{Sertleşme oranı} = \frac{H_{KM}}{H_{EM}}$$

$$\text{Yumuşama oranı} = \frac{H_{min}}{H_{EM}}$$

$H_{EM}$ ,  $H_{KM}$  ve  $H_{min}$  değerleri sırasıyla ana (esas) metal, kaynak metali ve ITAB’da oluşan minimum sertlik değerleridir.

Pouranvari ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmalarında nokta direnç kaynaklı DP600 ITAB’ında herhangi bir ITAB yumuşamasına rastlamamış ancak DP780 ve DP980 malzemelerin ITAB’ında sırasıyla 0,96 ve 0,85 oranında ITAB yumuşaması tespit etmişlerdir [1].

Nokta direnç kaynağı mikroyapısal gelişimini ve sertlik karakteristiklerini etkileyen faktörler, sac malzemelerin kimyasal kompozisyonu ve kalınlığı, soğuma hızı, elektrodların kalınlığı ve kaynak parametreleri olarak sıralanabilir.

Farklı metallerin/farklı kalınlıktaki metallerin nokta direnç kaynağında her bir sac malzemenin ergime oranı aynı olmayacaktır [1]. Diğer bir deyişle kaynak çiftlerinden daha yüksek elektrik direnci sergileyen yada daha yüksek kalınlıktaki sacın toplam elektriksel direnci ergime bölgesinin hacmine daha fazla katkı oluşturmaktadır. Elektrod kalınlığı arttıkça, ergimiş havuzdan su soğutmalı elektrotlar ısıyı transfer etmekte ve ısı dağılımının azalmasıyla soğuma hızları azalmaktadır.

### **3.4. NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA SOĞUMA HIZI**

Nokta direnç kaynak prosesinde ısınma ve soğuma hızı ark ve lazer gibi diğer konvansiyonel kaynak proseslerine göre önemli derecede daha yüksektir [78]. 0,8 mm kalınlığa sahip sac nokta kaynakları için  $\Delta t_{8/5}$  süresi yaklaşık 0,06 saniyedir [79]. Meydana gelen oldukça yüksek soğuma hızı proses süresince faz dönüşümlerini etkileyerek değişimlere neden olmaktadır.

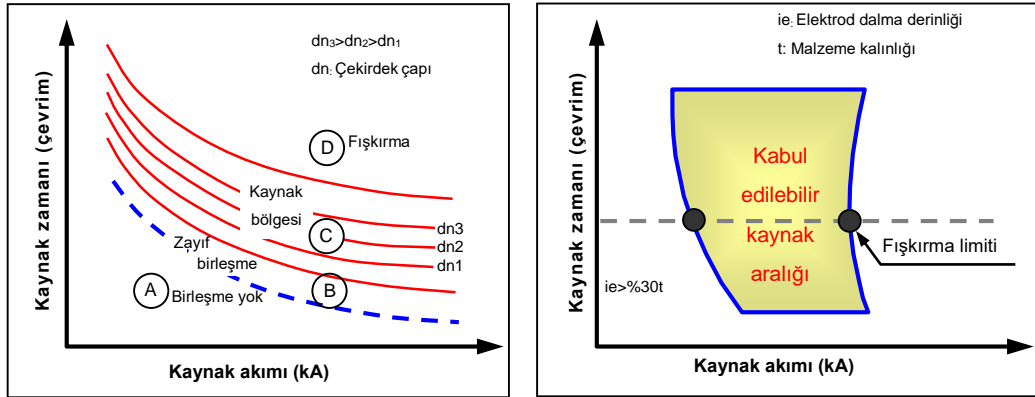
Sac kalınlığı arttıkça soğuma hızlarının arttığı ark kaynak prosesinin aksine, nokta direnç kaynak prosesinde, artan sac kalınlığı ile su soğutmalı elektrottan sıvı havuzun mesafesinin artmasından dolayı artan sac kalınlığı soğuma hızını azaltmaktadır. Diğer yandan azalan sac kalınlıkları, elektrodların soğutma etkisi ve kısa kaynak süresi ile beraber soğuma hızı önemli derecede artmaktadır.

Soğuma hızı üzerinde kaynak parametrelerinin etkisi değerlendirildiğinde, tutma (dövme) süresinin arttırmak ısı dağılımını ve dolayısıyla soğuma hızını arttırmaktadır. Darbeli kaynak akımı ve art ısıtma ise soğuma hızını düşürecektir. Isı girdisini arttırmak soğuma hızını azaltacaktır [79].

### 3.5. KAYNAKLANABİLİRLİK DİYAGRAMI

Elektrot kuvveti, kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanı nokta direnç kaynak metodunun en önemli parametreleridir [71]. Sabit elektrot kuvveti baz alınarak geniş bir aralıkta değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak sağlıklı ve kabul edilebilir birleştirmelerin yerini gösteren grafiksel anlatıma ‘kaynak kabiliyeti diyagramı’ adı verilir [72]. Belirli bir sac malzeme için elektrot uç çapı, kaynak çekirdek çapı, elektrot dalma derinliği ve elektrot kuvvetine bağlı olarak nokta direnç kaynaklı bağlantının dayanımı için bir kaynak kabiliyeti diyagramı (akım-zaman diyagramı) elde etmek mümkündür [79].

Elektrot uç çapı ve birleştirmede kullanılan elektrot baskı kuvveti için oluşturulmuş kaynak kabiliyeti diyagramı Şekil 3.11’de gösterilmiştir [73,82,83].



Şekil 3.11. Kaynak kabiliyeti diyagramı [73,82,83].

Dört bölgeye ayrılan diyagramda nokta direnç kaynağı sonrası meydana gelen kaynak çekirdek çapı (nokta çapı) Şekil 3.11’de “dn” ile gösterilmiştir. A bölgesinde herhangi bir ergime ve birleşme olmamaktadır. B bölgesinde ise basınç yardımı ile oluşan ve ergimenin meydana gelmediği zayıf bir birleşme oluşmaktadır. C bölgesi ergimenin meydana geldiği kaynak bölgesidir. C ve B bölgesinin sınır eğrisi ile ergime başlar ve ergimiş kaynak bölgesinin boyutları, bu bölge içine ilerledikçe artmaktadır. C bölgesi malzemenin cinsine bağlıdır. Bazı metallerde bu bölge dar olduğundan kaynak akım şiddeti ve kaynak zamanının hassas bir şekilde ayarlanması gerekir. Uygulamada, akım ve zaman değerleri C bölgesinin üst sınırına yakın kalacak şekilde seçilir. D



bölgesi fişkırmının meydana geldiği bölge olup, C bölgesinin üst sınırı ile fişkıрма görülmeye başlamaktadır [83].

Kaynak akımı çok yüksekse veya kaynak süresi çok uzunsa veya baskı kuvveti çok düşükse, ergimiş metal arayüzeydeki ergimiş çekirdekten kaçarak ergimiş metalin patlamasına (fişkırmasına) neden olabilir. Fişkıрма meydana geldiğinde kaynaklı bağlantının mukavemeti yaklaşık % 10-25 oranında azalacaktır [71]. Ayrıca kaynak akımının arttırılması sadece atılan malzemenin büyüklüğünü arttırdığından kaynak boyutunun üst sınırını temsil eder. Kaynak kalitesini etkileyen diğer parametreler elektrot ucu geometrisi, kaynak akımı tipi, sac hizasızlığı, kaynak makinesinin mekanik özelliği, sac yüzey kaplaması ve yüzey durumudur.

Şekil 3.11’de gösterilen kabul edilebilir kaynak aralığı diyagramın sol tarafı, akım şiddeti ve kaynak zamanı değişimine bağlı elektrot dalma derinliğinin; kullanılan malzeme kalınlıklarının % 30’unu geçmeyecek şekilde seçilmesi ile ölçülmektedir. Bu değerlerin üzerinde fişkırmalar meydana gelebilmektedir [83,85]. Aynı zamanda yine bu değerlerin aşılması durumunda kaynak kesit kalınlığında aşırı incelme meydana geleceği için kullanılacak yüzey kalitesini etkilemekte ve boyama işleminde o bölgedeki yüzey kalitesini bozmaktadır. Diyagramın sağ tarafı ise maksimum çekme-makaslama dayanımı değerlerini veren veya hataları minimuma indirme amacı ile % 80 çekme-makaslama dayanımı veren değerler belirlenerek oluşturulabilir [82,83].

Bir kaynaklanabilirlik diyagramında maksimum akımların belirlenmesi, fişkırmının saptanmasıyla yakından ilgilidir. Fişkıрма durumu sac düzlemselliği, elektrot hizalaması, yüzey koşulları vb. gibi etkilerin belirlenmesi zor olan birçok faktörden etkilenmektedir [86,87].

Kaynakta rastgele etkiler nedeniyle belirlenmiş akım seviyesinden küçük bir sapma, kaynak kalitesini önemli ölçüde etkilemeyeceğinden, küçük boyutlu kaynaklara veya fişkırmaya neden olmayacağından, geniş bir çalışma penceresi pratikte faydalıdır.

Elektrik akımının çalışma aralığını genişletmek için çeşitli çalışmalar yapılmıştır [86]. Tawade ve diğerleri [88] çinko kaplamalı gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerde (AHSS'ler) değiştirilmiş akım darbesini araştırmıştır. Arttırılan kaynak penceresi genişliği, iki akım darbesinin birbiri ardına kullanılmasıyla elde edilmiş olup ikinci darbe, birinci darbeden büyüklük olarak azalmıştır.

Kaynak akımı, alternatif (AA) veya doğrudan (DA) akımlar olabilir. AA akım kaynakları, akım polariteyi değiştirdikçe kaynak havuzunun adım adım büyümesine neden olur. DA akım kaynakları ise kaynak havuzunun sürekli büyümesine neden olur. Kaynak akımı, nokta direnç kaynağı sırasında ısı üretimi sağlayan en etkili parametredir. Isı üretimi akımın karesi ile orantılıdır. Akımı iki katına çıkarmak, herhangi bir kaynak süresi periyodunun ısı üretimini dört katına çıkaracaktır. Otomotiv endüstrisi, montaj hatlarını çoğunlukla AA dirençli nokta kaynak makineleri ile kurmuştur ve DA ile çalışan makineler daha özel uygulamalarla sınırlandırılmıştır. Son zamanlarda, orta frekanslı DA (OFDA) nokta kaynak makineleri, artan enerji tasarrufu, AA'ya kıyasla daha kısa kaynak süreleri ve yüksek akım trafolarıyla ilgili sermaye maliyetlerinin azalması nedeniyle daha popüler hale gelmiştir [89].

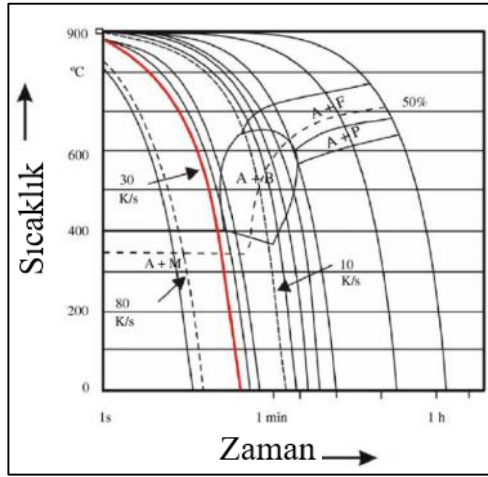
### **3.6. DP VE HF ÇELİKLERİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA KAYNAK METALİ MİKROYAPISI**

Nokta direnç kaynağı işleminden sonra, ITAB ve ergime bölgesinin mekanik ve metalürjik özelliklerinde önemli değişimler oluşmaktadır. Kaynaklı bağlantıların emniyetli dayanımı için bu değişimlerin araştırılması çok önemlidir. Elektrik nokta direnç kaynağının geometrisi kompleks çentik etkisine neden olabildiğinden kaynaklı bileşenlerin yorulma performansı negatif yönde etkilenebilmektedir [88].

Ultra yüksek mukavemetli çeliklerin direnç nokta kaynağından sonra meydana gelen temperlenmemiş martenzit sınırlı şekillendirilebilirliğe sahiptir ve gevrek bir kırılma davranışı sergiler. Birleşmenin meydana geldiği kaynak çekirdeği soğuduktan sonra martenzit fazına dönüşen tek malzeme değildir. Kaynak çekirdeğine bitişik olan ITAB'daki malzemeler de östenit dönüşüm sıcaklığının üzerine ısınmıştır. Kaynak sırasında östenite dönüşen malzeme, soğutma sırasında çok yüksek soğuma hızlarına

maruz kalmıştır. Meydana gelen soğutma hızları kaynak çekirdeğinde yaşananandan daha düşük olabilir, ancak yine de malzemenin sert martenzitik bir mikroyapı oluşturması için yeterince hızlı soğutulmuştur. Sonuç olarak bağlantı, sert ve martenzitik bir kaynak çekirdeği ve ITAB'dan oluşur.

Şekil 3.12'de 22MnB5 malzemenin (ticari ismi USIBOR 1500P) sürekli soğutma dönüşüm diyagramı görülmektedir. Diyagramda A östeniti, B beynit, F ferrit, M martenzit ve P perlittir (ferrit ve sementit karışımının ince laminer yapısı). USIBOR 1500P'nin martenzitik dönüşümü için kritik soğutma hızı yaklaşık 30K/s'dir [90].



Şekil 3.12. Sürekli soğutma dönüşüm (CCT) diyagramı ve kritik soğutma hızı [90].

ITAB'ta gerçekleşen termal çevrimler ITAB'ın ana metale en yakın alt bir bölgesindeki mikroyapının tavlınmasına yol açmaktadır. Dolayısıyla bu bölge hem martenzitik ergimiş kaynak çekirdeğinden hem de ITAB'ın diğer alt bölgelerinden ve ısıdan etkilenmeyen ana metalden daha yumuşak olacaktır. Başlık 3.4.1'de ITAB ve alt bölgeleri başta olmak üzere kaynak bölgelerinin maruz kaldığı sıcaklıklar ve meydana gelen mikroyapılar sıcak şekillendirilebilir martenzitik çelikler için Çizelge 3.1'de özetlenmiştir.

### 3.6.1. ITAB ve Alt Bölgeleri

Martenzit terimi, Alman metalurji uzmanı Adolf Martens'in adını almıştır. Bu isim ilk olarak, östenit yapının su verilmesi ile üretilen, çok sert, levha benzeri veya sivri uçlu bileşenleri tanımlamak için kullanılmıştır [90]. Martenzitik dönüşüm difüzyonsuzdur (ana ve ürün fazlarının kimyasal bileşiminin aynı olduğu anlamına gelir) ve östenitin ferrit, perlite ve beynite difüzyon kontrollü dönüşümünü durdurmak için yeterince hızlı soğuma hızları ile meydana gelir. Martenzit, denge durumundaki çeliklerin hacim merkezli kübik (HMK) aksine, yarı kararlı hacim merkezli tetragonal (HMT) yapı biçimindedir [91,92].

ITAB'daki yumuşatılmış bölge, genellikle, çekme-makaslama ve çapraz-çekme testleri gibi standart testlerde yansıtılan [93], çarpışmada başarısızlığın bir nedeni olarak belirtilir [94]. Son araştırmalar, uzun kaynak süreleri olan nokta direnç kaynak operasyonunun ergime bölgesi boyunca başarısız olma eğiliminde olduğunu göstermektedir [95-97]. Bu tür başarısızlık modu, birkaç çalışma [97-99] tarafından ergime sınırına yakın bir bölgede oluşan ve optik görüntülerde rahatça görülebilen beyaz bir alanın varlığına bağlanmıştır.

22MnB5 malzemede olduğu gibi su verilmiş martenzit çok yüksek mukavemet ve sertliğe sahiptir. Bu nedenle araçların güvenlik parçalarında tercih edilmektedir; Aynı zamanda su verilmiş martenzit çok kırılgan olabilmektedir. Bu nedenle de mukavemetten ödün verilse bile sünekliği artırmak için ısıtılmalıdır. Martenzitin ısıtılması genellikle, martenzitik çeliğin belirli bir süre boyunca Ac1 kritik sıcaklığının altında belirli bir sıcaklığa (tipik olarak 250-700°C) ısıtılmasıyla tavlama olarak bilinir [91,100,101]. Tavlama işlemi, karbonun kafes kusurlarına ayrılması ve karbürlerin çökeltilmesi, (varsa) kalan östenitin ayrışması ve martenzitik yapının geri kazanılması ve yeniden kristalleştirilmesi aşamalarını içerir [91,100]. Martenzitin yumuşaması, karbür çekirdeklenmesi ve aşırı doymuş martenzitik yapıdan karbon difüzyonu yoluyla kabalaşma ile ferrit ( $\alpha$ ) ve sementit ( $Fe_3C$ ) fazlarının bir karışımını oluşturur. Temperlemenin bir difüzyon süreci olduğuna dikkat edilmelidir, bu nedenle dönüşümlerin gerçekleşmesi için seçilen sıcaklıklarda yeterli zaman geçmesi gerekir.

Martenzit temperleme sıcaklıkları ve meydana gelen mikroyapısal dönüşümler Çizelge 3.1’de özetlenmiştir [91,100].

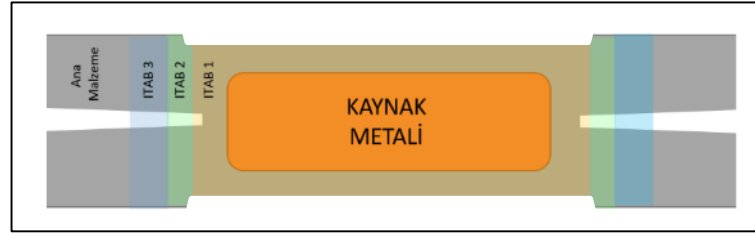
Çizelge 3.1. Martenzit temperleme aşamaları [91,100].

Sıcaklık	Dönüşüm
T1: (100 – 250°C)	Aşırı doymuş martenzitin geçiş karbür, epsilon( $\epsilon$ )-karbür ve düşük karbonlu martenzite ( $\alpha''$ ) ayrışması
T2: (200 – 300°C)	Ayrışan kalıntı östenitin (varsa) beynite ayrışması
T3: (250 – 350°C)	HMT martenzitin ( $\alpha''$ ) Ferrit ( $\alpha$ ) ve sementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ $\theta$ ) bileşenlerine dönüşümü
T4: (>350°C)	Sementitin küreselleşmesi
T5: (>350°C) alaşımlı çelik	Metaller arası çökeltiler ve alaşımlı karbürler

Bir nokta direnç kaynağının termal geçmişi hızlıdır ve uzun bekleme süreleri olmamasına rağmen spesifik olarak ITAB bölgelerinde yumuşama gözlemlenebilir. Cvetkovski ve arkadaşları [102] ile Biro ve arkadaşları [103,104], martenzitik orta karbon çeliği lazerle sertleştirirken, saniyenin ilk onda biri içinde martenzitik yapının sertliğinde başlangıçta büyük bir düşüş gözlemlendiğini belirtmişlerdir. Daha uzun temper süreleri için sınırlı yumuşama gözlemlenmiştir. Özetle, martenzitin ilk yumuşaması karbür çekirdeklenmesiyle ilgilidir ve belirli sıcaklık seviyelerine (aktivasyon enerjisi) bağlıdır, oysa sonraki yumuşama, difüzyon için yeterli tavlama süresi geçtiğinde karbür kabalaşmasından kaynaklanır [4].

Şekil 3.13’de ultra yüksek dayanımlı martenzitik çeliklere ait bir bağlantının enine kesiti şematik olarak gösterilmektedir. Birleşme, tamamen martenzitik bir mikroyapıya sahip kaynak çekirdeğinde meydana gelmektedir. Kaynak çekirdeğinin yanında, A3 sıcaklığının üzerinde ısıtılmış ancak ergimemiş ITAB1 bölgesi bulunmaktadır. ITAB1 soğuduğunda tamamen martenzitik mikroyapıya dönüşecektir. Bu bölge tane irileşmesinin gözlemlendiği bölgedir. ITAB1’in yanında, A1 sıcaklığının üzerinde ısıtılmış, ancak A3 sıcaklığının üzerinde çıkmayan ITAB2 bulunmaktadır. ITAB2, kısmen östenite dönüşüp soğutmadan sonra ise martenzit ve tavllanmış ana malzemedен oluşan bir mikroyapıya sahip olacaktır. ITAB2’nin yanında A1 sıcaklığının üzerinde ısıtılmamış ITAB3 bulunmaktadır. ITAB3’te faz dönüşümü gerçekleşmemektedir. Kritik altı bölge olarak adlandırılır. Bu bölge ısıdan etkilenmekte ve tavlama etkilerinden dolayı yumuşamaktadır. Şekil 3.13 kaynak

çekirdeği, A3'ün (ITAB 1) üzerinde ısıtılan ITAB'ı, A1'in üzerinde ısıtılan ancak A3'ün (ITAB 2) üzerinde olmayan ITAB'ı ve ITAB A1 (ITAB 3) üzerinde ısıtılmamış ITAB'ı göstermektedir. Çizelge 3.2'de sıcak şekillendirilebilir çeliklerin kaynak bölgelerinde meydana gelen mikroyapılar özetlenmiştir [105].



Şekil 3.13. Nokta Direnç kaynaklı bir bağlantının enine kesitinin şematik gösterimi.

Çizelge 3.2. Sıcak şekillendirilebilir martenzitik çeliklerin ITAB ve alt bölgeleri başta olmak üzere kaynak bölgesinde meydana gelen mikroyapılar [105].

KAYNAK BÖLGESİ	MEYDANA GELEN EN YÜKSEK SICAKLIK	MİKROYAPI
Kaynak Çekirdeği	$T_{max} > T_{ergiyik}$	Martenzit
ITAB1	$A3 < T_{max} < T_{ergiyik}$	Martenzit
ITAB2	$A1 < T_{max} < A3$	Temperlenmiş Ana Malzeme & Martenzit
ITAB3	$T_{max} < A1$	Temperlenmiş Ana Malzeme
Ana Metal	$T_{max} < A1$	Ana Malzeme

### 3.7. DP VE HF ÇELİKLERİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAĞINDA ITAB YUMUŞAMASI

Gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) piyasaya sürülmesi, otomotiv endüstrisinin, ağırlığı artırmak zorunda kalmadan otomobillerin çarpışma performansını artırmasını sağlamıştır. Ancak araştırmalar bu çeliklerin nokta direnç kaynaklı bağlantıların hasar modlarında hakkında problemler olduğunu göstermektedir [105,106]. Araçların yapısal performansı, kaynaklı birleştirmelerin yapısal yeterliliğine bağlıdır [79, 80]. Buna ek olarak, nokta kaynaklı bağlantılar darbe enerjisini yönetmek için kıvrılma ile (bükülme) kaynak başlangıç bölgelerinden hareket edebilirler [107].

Bazı araştırmacılar DP eliklerinin kaynak metalinde sertlik ana metalden önemli derecede daha yüksek elde edilmiş ve ana metalin yanındaki kritik olmayan ITAB'da martenzit temperlenmesinden kaynaklanan yumuşama bölgeleri tespit etmişlerdir [110,111] ITAB yumuşaması; arayüzey tipi kırılmadan çekme tipi kırılmaya geçişte ve mekanik özellikler üzerinde önemli rol oynamaktadır [1].

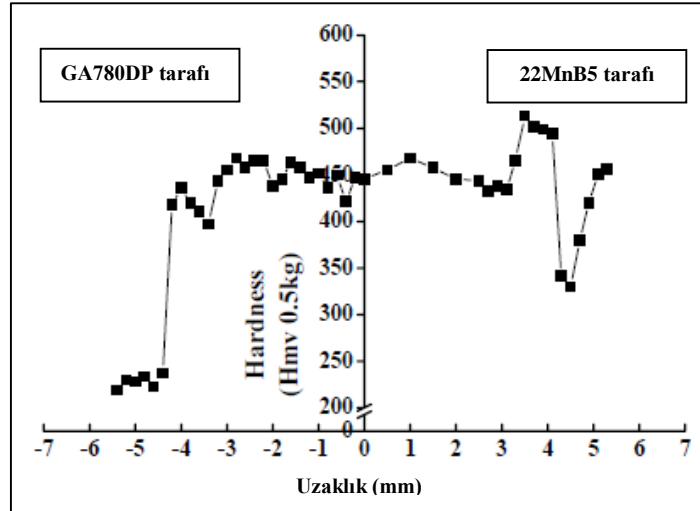
ITAB yumuşama derecesi bağılı olduğu faktörler, ana malzemenin kimyasal bileşimi ve martenzit hacim oranı, sac kalınlığı, ısı girdisi ve kaynak proses parametreleridir. DP eliğinin kimyasal bileşiminde bulunan Cr ve Mn gibi elementler ITAB'da yumuşama derecesine etki etmektedir. Daha zengin kimyasal bileşimin ve ince sementit içeren daha az ayrılmış temperlenmiş yapısı sementit yapısının daha kaba olduğu sade kimyasal bileşimlerde şiddetli (çok fazla) ayrılmış martenzite göre, yumuşamaya karşı direnci yükseltmektedir [112].

Yapıdaki martenzit hacim oranının artırılması ITAB yumuşamasını arttırmaktadır [1,79,112]. Pouranvari ve arkadaşları [1] 1,5 mm kalınlıktaki DP780 ve DP980 malzemelerin nokta direnç kaynağında sırasıyla yaklaşık olarak 15 ve 50 HV ITAB yumuşaması meydana geldiğini tespit etmiştir. Ancak, DP600 eliğinde ITAB yumuşaması oluşmadığını tespit etmişlerdir. DP elik sınıfının daha yüksek derecelerinin ITAB yumuşaması için daha büyük potansiyele sahip olduğu sonucu çıkarılmıştır. Çünkü daha yüksek DP elik dereceleri daha yüksek oranda martenzit hacim oranına sahip olduğundan temperlenme derecesi ve sertlik düşüşü artacaktır [107].

Daha kalın sac malzemede ITAB yumuşamasının daha şiddetli olması beklenir. Sac kalınlığının artması soğuma hızını azaltacak ve kritik sıcaklık aralığı altındaki tutma süresini arttıracaktır. Böylelikle daha belirgin martenzit temperlenmesi meydana gelmektedir [78]. Isı girdisi ITAB yumuşama derecesini etkilemektedir. Artan kaynak akımı etkili martenzit temperleme sıcaklığının üzerine daha uzun maruz kalmasından dolayı kritik sıcaklık altındaki ITAB'ın sertliği düşmektedir [1]. Ayrıca ITAB yumuşamasını kaynak proses parametreleri de etkilemektedir.

Daha yüksek ısı girdisi, ITAB yumuşama miktarını arttırmaktadır. Örneğin, DP600 sac malzemenin nokta direnç kaynağında ITAB yumuşaması gözlemlenmemektedir. Çünkü, düşük martenzit hacim oranı, metodun hızlı termal çevrimi, maksimum sıcaklıklarda kısa bekleme süresi ITAB'ta yumuşama oluşmasına izin vermemektedir. Ancak DP600 çeliğinin ark kaynak prosesi ve lazer kaynağında ITAB yumuşaması oluşmamaktadır [79].

Choi ve arkadaşları [29] 2011 yılında gerçekleştirdikleri çalışmalarında GA780DP ve 22MnB5 sac malzemelerin arasındaki nokta direnç kaynak kabiliyetini araştırmışlardır. Şekil 3.14'de, 22MnB5 ve GA780D parçasındaki kaynaklı bağlantının mikrosertlik profili görülmektedir. Kaynak çekirdeğindeki sertliğin, ana metalin yaklaşık iki katı 450 Hv'ye kadar yükseldiği tespit edilmiştir. Ergime bölgesindeki bu sertlik artışının nedeninin karbon eşdeğerini artıran krom ve manganez gibi alaşım içeriğinin GA780DP'de bulunması olduğunu, ek olarak, kaynak sırasındaki yüksek soğutma hızının, kaynak bölgesinde sert ve kırılgan martenzit oluşumuna yol açabileceğini çalışmalarında raporlamışlardır. Şekil 3.14'deki grafikte ergime bölgesinden uzakta ITAB'da gözle görülür bir düşüş (320Hv) görülmektedir. Bunun sebebi o bölgedeki temperlenmiş martenzitten kaynaklanmaktadır.



Şekil 3.14. Nokta direnç kaynaklı GA780DP ve 22MnB5 sertlik profili.



### 3.8. LİTERATÜR ARAŞTIRMALARI

Nokta direnç kaynağının, verimlilik, proses kolaylığı, maliyet konularındaki avantajları bu metodu en çok tercih edilen kaynak yöntemlerinden biri haline getirmiştir. Söz konusu avantajların yöntemin yaygınlaşmasında da önemli etkisi vardır [112,113]. Tecrübeli operatör ihtiyacı düşüktür. Yüksek hızlarda üretime olanak tanır ve prosesin otomatikleştirilebilmesi gibi sebeplerle seri üretimde yagın olarak kullanılmaktadır [112]. Bu kaynak sistemlerinde verimliliği arttırmak amacıyla sürekli bir iyileştirme ihtiyacı oluşmakta ihtiyacın karşılanması amacıyla da büyük çabalar harcanmaktadır. Bu süreçte nokta direnç kaynağı, alternatif akım (AA) ve orta frekanslı doğru akım (OFDA) olmak üzere iki kategoriye ayrılmıştır. AA konvansiyonel cihazlar yirminci yüzyılda yoğun olarak tercih edilmiş olup günümüzde yeni nesil OFDA cihazlarına eğilim artmaktadır. Her iki sistem AA güç kaynağı ile beslenmektedir. Ancak, dönüştürücü ve kontrol yapıları birbirinden farklıdır [114,115]

OFDA yapısı AA nokta direnç kaynak cihazı yapısından daha karmaşıktır. Çünkü sisteminin besleme gerilimine ile kıyaslandığında daha yüksek frekanslı çıkış üretmektedir. Bu nedenle manyetik doygunluk, kaynak akımında istenmeyen artış gibi sorunlara sebep olabilir [116]. OFDA sisteminde kontrol frekansı yüksek olup, kaynak transformatörü simetrik beslenemediği zaman transformatörde manyetik doygunluk meydana gelir. Manyetik doygunluk ise kaynak akımının yükselmesine neden olacaktır. Sistem önlem olarak korumaya geçebileceği gibi kendini kapatabilir. Sistemdeki bu problemler önlenmelidir [117]. Olumsuz yönlerine rağmen sistemin avantajları da olup araştırmacılar aşağıda sıralanan avantajların altını çizmiştir [118-120]

- Düşük akım değerlerinde OFDA sistemi AA sistemden daha fazla nokta kaynağı yapabilmektedir.
- AA sistemlerde harcanan enerji miktarı OFDA sistemden daha yüksektir.
- AA sisteminde enerji verimliliği %26 iken, OFDA'da enerji verimliliği %37'dir.
- OFDA sistemde kullanılan transformatör boyutları AA sistemden küçüktür.

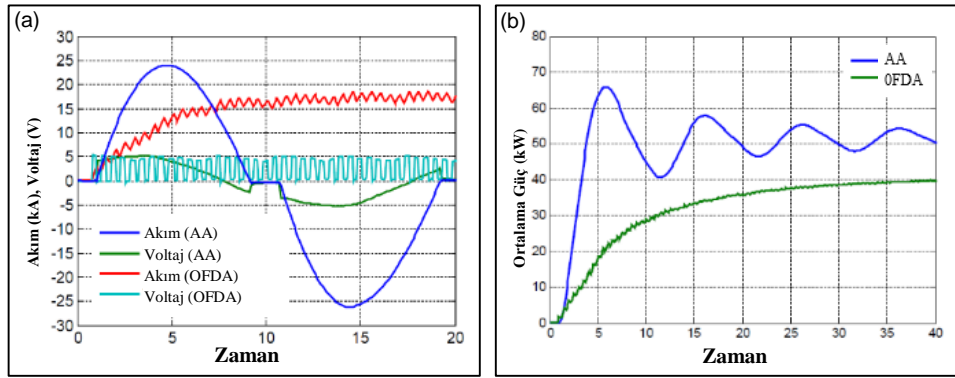
Otomotiv endüstrisi yeterince küçük üretilebildiğinden robotik uygulamalar için çözüm olarak OFDA güç kaynaklarını tercih etmektedir. Tüm güç kaynakları tek veya

üç fazlı olabilir, ancak endüstriyel uygulamalarda genellikle üç fazlıdır. En basit güç kaynağı bir AA güç kaynağıdır. Bunlar ayrıca transformatörleri nispeten basit olduğu için en ucuz maliyetli olanıdır. Ancak, kaynağın hassas kontrolünü sağlamazlar. Yüksek reaktans nedeniyle elektriksel verimleri zayıftır. Reaktans yalnızca alternatif akımla ilişkilidir ve bir DA devresindeki direnç benzer şekilde hareket eder. Reaktans ayrıca AA'nin frekansının bir fonksiyonudur - frekans ne kadar yüksekse, reaktans o kadar yüksek ve elektrik verimliliği veya güç faktörü o kadar düşük olur. Özetle, bu nedenle, AA makineler tüm güç kaynakları arasında verimi en düşük olanlar olarak bilinmektedir.

Frekans dönüştürücü olarak bilinen başka bir makine, sekonder AA frekansının azaltılması yoluyla AA makinelerine göre daha iyi elektrik verimliliği sunar. Standart bir AA makinesi sekonderde 60 Hz frekansa sahipken, frekans dönüştürücü tipik olarak 20 Hz'den daha düşük frekanslar sunar. Bahsedilen nedenlerden dolayı, bu makineler, sekonderdeki düşük reaktans nedeniyle gelişmiş verimlilik sunar. DA güç kaynakları hem en yüksek elektrik verimliliğini hem de nokta direnç kaynak işleminde en hassas kaynak kontrolünü sağlar. Bu sebeplerden dolayı OFDA makineleri bu sebepler dolayısıyla otomotiv üretim tesislerinde tercih edilen güç kaynakları haline gelmiştir. Bu güç kaynağı tasarımları, transformatörün primer tarafındaki elektrik frekansının arttırılmasıyla transformatörün çok daha verimli hale gelmesi ve bileşenlerin (çekirdek gibi) çok daha küçük hale getirilmesi ilkesine dayanmaktadır. MFDC'deki (OFDA) "M", karmaşık bir kontrolör ve bir katı hal anahtar ağı aracılığıyla transformatörün primer tarafında üretilen 1.000-2.000 Hz (veya daha fazla) "orta" frekansları ifade eder. Transformatörün boyutundaki ve ağırlığındaki muazzam azalma, elektrotlara kaynak akımı için kısa bir yol oluşturarak robot kolunun ucuna monte edilmesine olanak tanır. Bu avantajlara ek olarak, DA kaynak akımı, AA akımdan çok daha fazla kontrol ve kaynak tutarlılığı sağlar [57].

Tolf [70] çalışmasında ultra yüksek dayanımlı (400 MPa ile 1500 MPa aralığında çekme mukavemetine sahip) farklı malzemeleri kaynak somunları ve sac malzemeleri elektrik direnç yöntemi ile birleştirmiştir. Çalışmasında iki AC ve MFDC olmak üzere 2 farklı akım kaynağı kullanmıştır. Gerçekleştirdiği çalışmalarda, AC güç kaynağının akımın 4 ms'den daha kısa sürede 24 kA'ya ulaştığını, MFDC güç

kaynağının ise aynı süre içinde 12 kA'ya ulaştığını tespit etmiştir. Bu süre zarfında mevcut eğim, AC güç kaynağı için kabaca 7-18 kA/ms ve MFDC için 2,5-8 kA/ms olarak gözlemlenmiştir. Şekil 3.15 a'da AC ve MFDC akım dalga formlarını kullanan iki farklı kaynak makinesinin ilk 20 ms kaynak süresi boyunca elektriksel ölçümleri ve Şekil 3.15 b'de ise (17 kA kaynak akımında) 1.2 mm 22MnB5 bor çeliğine kaynaklanmış M8 kare kaynak somunlarının projeksiyon kaynağında AC ve MFDC teknolojileri arasındaki güç çıkışı farkı verilmiştir [70].



Şekil 3.15. AA ve OFDA dalga formlarında ilk 20 ms'de elektriksel ölçümler [70].

Şekil 3.15 a'da ilk 20 ms kaynak döngüsü sırasında ortalama kaynak akımı, hem OFDA hem AA için 18.2 kA olarak gözlemlenmiştir. AA akım formu ile (ESAB marka projeksiyon kaynak makinesi) ve OFDA akım formu (NIMAK marka projeksiyon kaynak makinesi) kullanan iki farklı makinede 22MnB5 malzeme, M8 – 1.2 mm kare somun kaynağı yapılmış ve işin ilk 20 ms kaynak süresi boyunca elektriksel ölçümler Şekil 3.15 b'de verilmiştir. Çalışma sonucunda AA kaynağı için ortalama güç miktarının, OFDA kaynağına kıyasla % 20 daha yüksek olduğu raporlanmıştır. Bu farkın büyük olasılıkla, Şekil 3.15 b'de görüldüğü gibi OFDA kaynağına kıyasla ilk milisaniye sırasında daha yüksek ısı gelişimi sağlayan kaynak akımından kaynaklandığı düşünülmektedir. ITAB'ın OFDA teknolojisine kıyasla AA kaynakları için daha geniş olduğunu raporlanmıştır. Diğer tüm kaynak parametreleri aynı iken AC teknolojisi ile 7,5 kA ile yapılan kaynaklı bağlantının ITAB genişliğinin 10 kA'de OFDA teknolojisi ile yapılan kaynaklı bağlantı ile aynı olduğu raporlanmıştır. Böylece, elektrodlar arasında ölçülen ısı girdisinin aynı olmasına

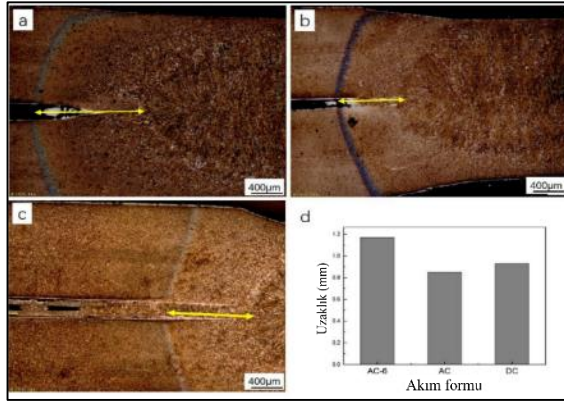
rağmen, somun ile sac ara yüzeyindeki ısı gelişiminin, OFDA akım eğrisine kıyasla AA için çok daha yüksek olduğu sonucu çıkarılmıştır.

AA ve OFDA ile üretilen kaynaklı numunelerin mekanik özellikleri değerlendirildiğinde, yavaş akım gücü oluşumuna sahip OFDA güç kaynağının ve hızlı akım gücü oluşumuna sahip bir AA güç kaynağının AA ile kaynaklanmış kaynak somunlarının çekme mukavemeti, OFDA ile kaynaklanmış olanlara kıyasla % 100-200 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. AA güç kaynağı tarafından elde edilen yüksek çekme mukavemeti, çalışma kapsamında araştırılan 1.5 mm 350 MPa çinko kaplı çelikten 2.0 mm 1500 MPa bor çeliğine kadar kaynaklanmış tüm malzemeler ve kaynak somunları için geçerli olduğu raporlanmıştır [70]. Li ve ark [121], çalışmalarında tek fazlı AA ile, çok fazlı DA nokta direnç kaynak makinalarının harcadıkları enerjiyi karşılaştırmışlardır. OFDA teknolojisine sahip makinenin daha büyük çekirdek derinliği oluşturduğunu, AA ve OFDA teknolojisi ile aynı çekirdek çapında alınan numuneler kıyaslandığında AA makinaların daha fazla enerji harcadığını ve AA ve OFDA arasındaki nokta direnç kaynağı farklılıklarının kontak direnci indüktans etkisinden kaynaklandığını açıklamışlardır.

Burget ve Sommer [122], çalışmalarında sıcak şekillendirilmiş ultra yüksek dayanımlı (22MnB5) ve mikro alaşımlı (HC340LAD) çelikler arasındaki farklı nokta direnç kaynaklı bağlantıların deformasyon ve kopma davranışını modellemişlerdir. Deneylemlerden ve simülasyonlardan elde edilen maksimum yükler ve kuvvete karşı yer değiştirme eğrileri, incelenen tüm yükleme durumları için birbiri ile örtüşen sonuçlar göstermiştir. Mikroalaşımlı çeliğe kıyasla üstün mukavemetine rağmen, deney ve simülasyonlarda sıcak şekillendirilmiş ultra yüksek mukavemetli çeliğin kaba tane ITAB'ında çekme kırılması tespit edilmiştir. Çalışma kapsamında altkritik ITAB içinde sertlikte önemli bir azalma görülmüştür. Punta kaynağı sırasında ısı girdisi nedeniyle martenzitik mikroyapının temperlenmesi bu bölgede altkritik bir ITAB'ın ortaya çıkmasına ve bu bölgenin yumuşamasına neden olmaktadır. Bu fenomen, örneğin çift fazlı çeliklerin nokta veya lazer kaynağı sırasında da gözlemlenmiştir [123]. Qiao ve arkadaşları, sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 çeliğin punta kaynağı teknolojisini optimize etmek için, üç farklı akım modu kullanmışlardır. Bunlar; doğru

akım (DA), orta frekanslı alternatif akım (AA), 6 ms soğutma aralığı ile orta frekanslı AA'dir.

Nokta kaynağında, her iki komşu akım darbesi arasına 6 ms'lik bir soğutma döngüsünün eklendiği belirli bir orta frekanslı alternatif akım (AA) giriş modunun, sıcak damgalı sertleştirilmiş nokta kaynağındaki sıçramayı önleyebildiği belirlenmiştir. Kaynakta sıçrama oranını azaltmak için farklı akım giriş modları ile yapılan punta kaynak deneyleri sonuçları Şekil 3.16'da görülmektedir. Burada akım modunun kaynak çekirdeği kenarındaki plastik bölge boyutuna etkisi ((a) AA-6, (b) AA, (c) DA, (d) sonuç özetleme) verilmiştir [124].



Şekil 3.16. Farklı akım modlarında plastik bölge boyutunun karşılaştırılması.

Çalışma sonucunda DA ve AA numunelerinde büzülme delikleri, mikro çatlaklar ve Al-Si kapanımları gibi kusurlar olduğu tespit edilmiştir. Bu kusurların muhtemelen kaynak işlemi sırasındaki sıçramadan kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Sıçrama, eriyik çekirdek içindeki sıvı metalin azalmasına yol açarak katılaşma, büzülme delikleri ve çatlaklara neden olmuştur. Ek olarak, bir miktar erimiş Al-Si kaplama, sıçrama meydana geldiğinde sıvı çekirdeğe geri itilmiştir. Kaynak çekirdeğinde Al-Si inklizyonlarına yol açmış olup, bu durum nokta direnç kaynaklı bağlantının yük taşıma kapasitesini önemli ölçüde azaltmıştır. AA-6 numunesinin nokta kaynak bağlantısı üzerindeki mikroyapı incelemeleri, kaynak çekirdeği içindeki mikroyapının iyi durumda olduğunu ve belirgin bir kaynak kusuru olmadığını göstermiş olup en yüksek mekanik performansı AA-6 akım modu düğmelenme biçiminde koparak sağlamıştır [124].

### 3.9. PATENT ARAŞTIRMALARI

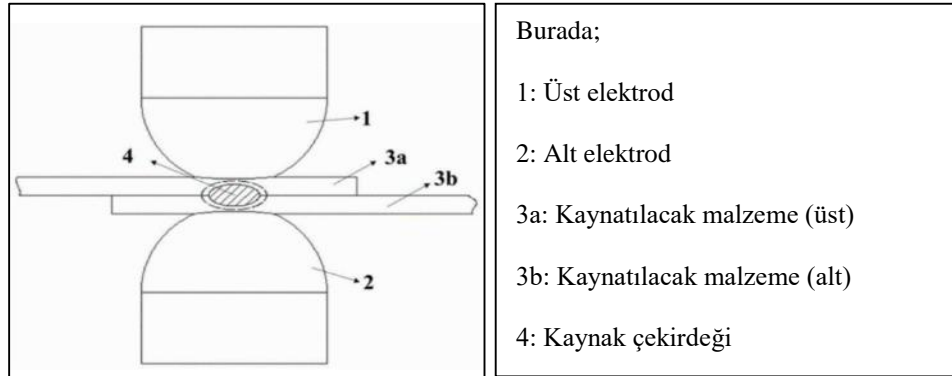
Kaynak sonrasında ITAB bölgesinde yumaşama meydana gelen otomotiv çeliklerindeki bu bölgesel birleştirme düşük mukavemet problemini çözmek için buluşcular çeşitli çözüm yöntemleri geliştirmiş ve bu çözümlere patent başvuruları gerçekleştirmişlerdir. Bu tez çalışması kapsamında söz konusu problemin çözümüne yönelik patent dokümanları incelenmiş ve söz konusu problemin çözümüne yönelik kısa buluş özetleri kronolojik olarak aşağıda olduğu gibi sıralanmıştır.

Patent No: CN112222667A

Başvuru Tarihi: 2021-01-15

Orjinal Buluş Adı: Spot-Welded Joint Of High-Strength Steel Plate And Manufacturing Method (Yüksek Mukavemetli Çelik Sacların Punta Kaynak Bağlantısı ve Üretim Yöntemi) [125].

Özeti: Buluş, esas olarak, % 0.5 - % 15 manganez içeriğine sahip yüksek mukavemetli bir çelik sacın, nokta direnç kaynağındaki kusurları çözmek amacı ile geliştirilmiştir. Mevcut buluş, nokta direnç kaynaklı bir bağlantının kaynak kalitesini, özellikle bağlantının mekanik özelliğini iyileştirmektedir. Yüksek mukavemetli çelik levhalardan en az biri, kütlece % 0.5-15 manganez içeriğine sahiptir. Ana malzemesinin sertliği Hv1 olarak, ergime bölgesinin mikrosertliği olarak tanımlandığında Hv2/Hv1, 0.8'e eşit veya daha büyük ve 1.2'ye eşit veya daha küçüktür. Çözüm belirli bir süre ve sıcaklıkta kaynak bölgesine uygulanan ısıl işleme dayanmaktadır. Şekil 3.17'de çalışmanın özet resmi verilmiştir.



Şekil 3.17. CN112222667A nolu patent özel resmi.

Patent No: JP2020199522A

Başvuru Tarihi: 2020-12-17

Orjinal Adı: Resistance-Welding Method for High Strength Steel Sheet (Yüksek Mukavemetli Çelikler İçin Direnç Kaynak Metodu) [126].

Özet: Mevcut buluş, yüksek mukavemetli bir çelik sacın (1 GPa), direnç kaynak prosesi kaynaklı yumuşak ITAB'ında yüksek çatlama hassasiyetinin meydana geldiği bir sorunu çözmek için geliştirilmiştir. Problem, kaynaktan önce sadece yüksek mukavemetli çelik sacın bir çift elektrod yardımı ile ısıtılarak ısı işleme tabi tutulması ile gerçekleşir.

Patent No: WO2020240961A1

Başvuru Tarihi: 2020-12-03

Orjinal adı: Resistance Spot Welding Unit and Resistance Spot Welding Method and Resistance Spot Welded Joint and Method For Manufacturing Resistance Spot Welded Joint (Direnç Punta Kaynak Ünitesi ve Direnç Punta Kaynak Yöntemi ve Direnç Punta Kaynaklı Bağlantı ve Direnç Punta Kaynağı Üretim Yöntemi) [127].

Özeti: Mevcut buluş kimyasal kompozisyonu verilmiş bir çeliğin punta kaynağında formüller ile optimum soğuma süresi ve tavlama enerjisi vb. parametreleri tanımlamaktadır.

Buluş kaynak bölgesindeki karbürün ortalama kristal tane boyutunu 300 nm veya daha az olarak, martenzit içindeki karbür oranını ise %20 olarak sınırlamıştır.

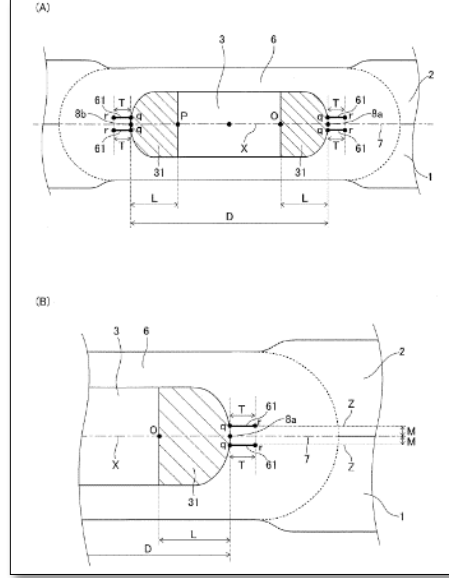
Ana enerji verme işlemi olarak, kaynaklı bir kısım oluşturmak için enerji verme akım  $I_w$  (kA) değerinde gerçekleştirilir. Daha sonra aşağıdaki formül (13) ile temsil edilen soğutma süresi  $t_c$  (ms) ile soğutulmuştur.

Daha sonra, direnç nokta kaynak yöntemi ile aşağıdaki formül (14), uygulanarak uygun akım (kA) değerinde temperleme yapılmakta olup, aşağıdaki denklem (15)'te gösterilen enerji verme süresi  $t_p$  (ms) hesaplanmaktadır.

$$400 \leq t_c \dots (13)$$

$$I t \cong 0.95 \times I w \cdots (14)$$

$$400 \cong t p \cdots (15)$$



Şekil 3.18. WO2020240961A1 nolu patent özel resmi.

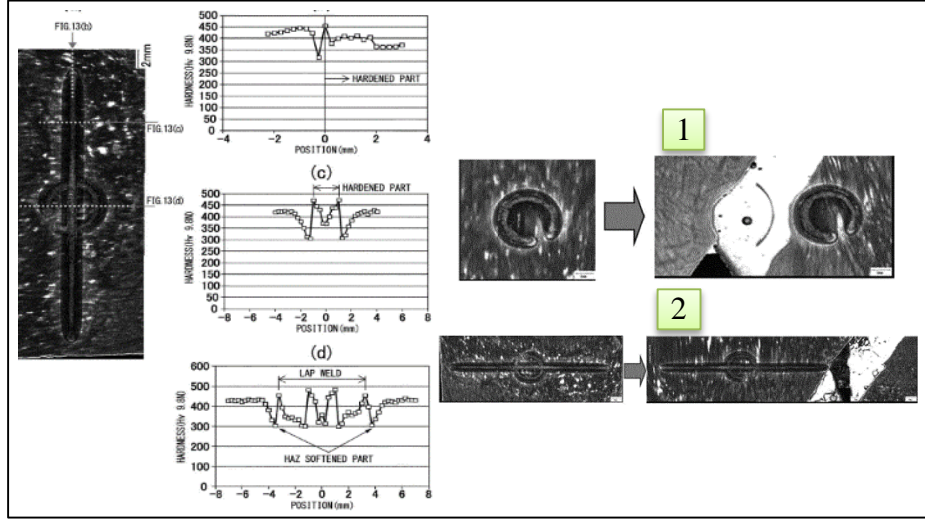
Patent No: EP3112076A1

Başvuru Tarihi: 2017-01-04

Orjinal adı: Lap-Welding Method, Lap Joint, Production Method For Lap Joint and Automotive Part (Bindirme Kaynağı Metodu, Bindirme Bağlantısı, Bindirme Birleştirme İçin Üretim Yöntemi ve Otomotiv Parçası) [128].

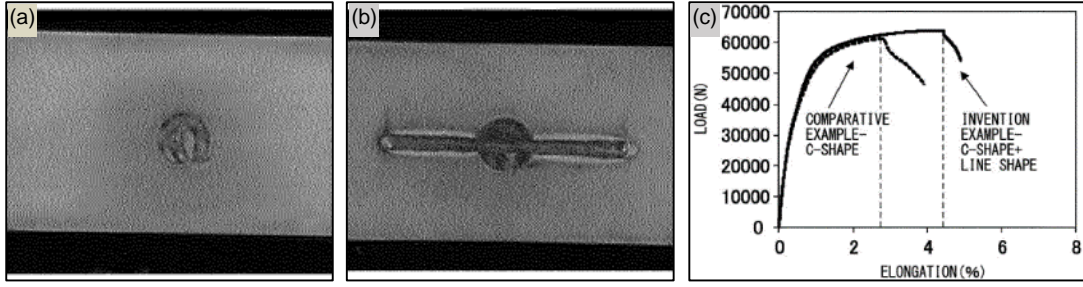
Özeti: Buluşun amacı ITAB'ta meydana gelen yumuşak bölge kaynaklı parça kırılmalarını önlemektir. Bu nedenle, C tipi lazer punta işleminden sonra, ana gerilim yönünde düz çizgi lazerle sertleştirme gerçekleştirilerek, kırılma oluşumunu büyük ölçüde önlemenin mümkün olduğunu bildirmişlerdir.





Şekil 3.19. İki aşamalı bağlantı tasarımına ait sertlik grafikleri (Sağ), C tipi punta lazer ve C tipi lazer+çizgi lazer bağlantı hasarları.

Şekil 3.19’da, C tipi lazer+çizgi lazer kullanarak iki adımda gerçekleştirilen lazer kaynak bağlantısının farklı bölgelerinden elde edilen sertlik grafikleri görülmektedir. 1 numaralı görsel: yumuşak ITAB alt bölgesinde meydana gelen bağlantı hasarını, 2 numaralı görsel: patent fikrinde meydana gelen bağlantı hasarını göstermektedir. Aşağıda Şekil 3.19’da ise C tipi punta lazer ile C tipi lazer+çizgi lazer bağlantının yük-zama eğrileri karşılaştırılmıştır. Kaynak sırasında ITAB yumuşamasının meydana geldiği çelik malzemeler araçların A ve B direklerinde yolcu güvenliği için tercih edilmekte ve üzerlerinde birçok nokta direnç kaynaklı bağlantı bulundurmaktadırlar. Özellikle bu yapıların üzerlerindeki çoklu sacların nokta direnç bağlantılarının ısı girdisi yüksek olmakta bu durum da yumuşak ITAB bölgesinin genişlemesine, daha da yumuşayarak hasarın daha düşük yük değerlerinde bu bölgede meydana gelmesine sebebiyet vermektedir. Yolcu güvenliğini arttırmak için söz konusu çeliklerin mukavemetinin artırılması ile ilgili çalışmalar yapılmaktadır. Daha yüksek kopma dayanımına ait aynı gruptaki bu çeliklerde “SOFT ZONE” problemini elimine etmek amacıyla araştırmacılar ve buluşçular birçok çalışma yürütmektedir.



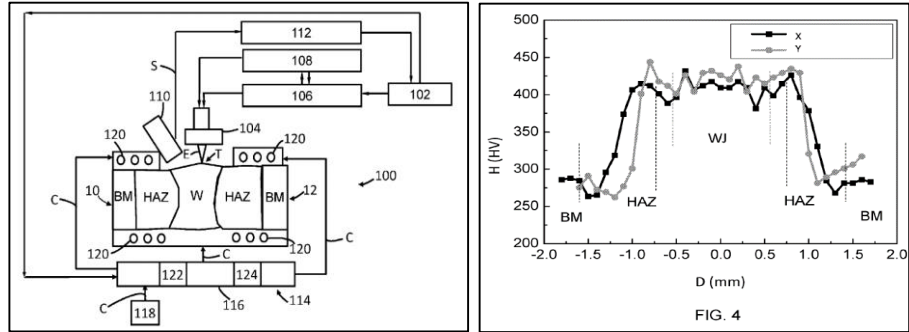
Şekil 3.20. C tipi punta lazer ile C tipi lazer+çizgi lazer bağlantının yük-uzama eğrileri.

Patent No: US20160355902A1

Buluş Tarihi: 2016-12-08

Orjinal Adı: Welding Method and System (Kaynak Metodu ve Sistemi) [129].

Özeti: Mevcut buluş ITAB yumuşamasını en aza indirmek için geliştirilen bir kaynak sistemi ile ilgilidir. Şekil 3.21’de “120” olarak isimlendirilen mikro kanallardan kaynak prosesi sırasında gönderilen soğutma amaçlı sıvı veya gaz, ITAB’ta yumuşaması beklenen bölgenin kaynak prosesi sırasında temperlenmesine izin vermemesi amacıyla sisteme dahi edilmiştir.



Şekil 3.21. ITAB yumuşamasını minimize etmek için geliştirilen sistem ile bu sistemden (y) ve mevcut sistemden alınan (x) numunelerin sertlik grafiği.

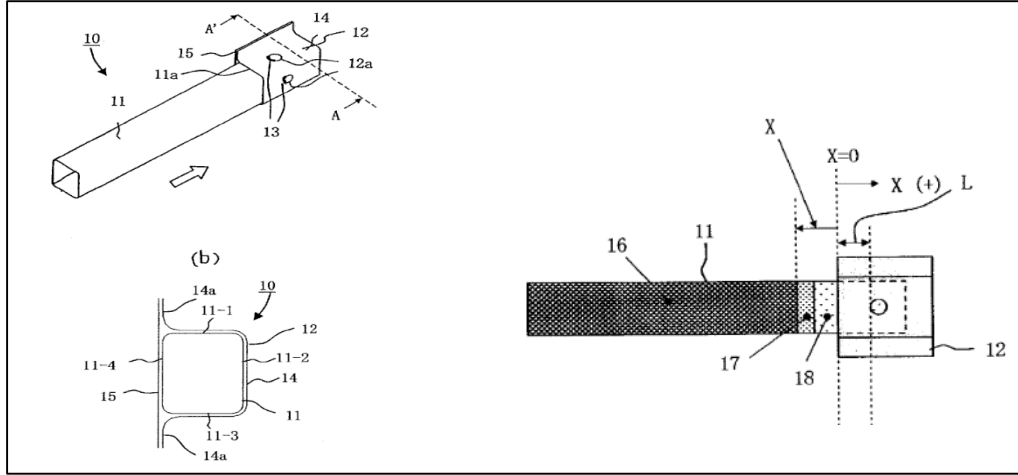
Patent No: WO2015182549A1

Başvuru Tarihi: 2015-12-03

Orjinal Adı: Joining Structure For Member in Motor Vehicle Body (Motorlu Araç Gövdesi Parçası Birleştirme Yapısı) [130].

Özeti: Mevcut buluş, sadece 1470 MPa veya daha fazla gerilmeye sahip sıcak şekillendirilmiş bir kısma sahip bir motorlu araç gövdesindeki bir yapısal elemanın yük taşıma performansındaki bir bozulmayı değil, aynı zamanda kaynak nedeniyle ITAB yumuşamasına eşlik eden darbe emme performansındaki bir bozulmayı da önlemektedir. Kapalı kalıp içerisinde bölgesel su verme işlemi ile parçaları farklı bölgelerine farklı fiziksel ve metalurjik özellikler verilebilmektedir. Kaynak sonrası gerçekleştirilen bölgesel su verme işlemine kaynak bölgesinde dahil edilebilir. Bir motorlu taşıt gövdesindeki bir eleman için bir birleştirme yapısı (10) tasarlanmıştır. Bahsedilen birleştirme yapısı (10) parçaların üst üste binen bir kısımda kaynakla oluşturulmuştur: dışa doğru olmayan kapalı bir oyuk enine kesite sahip çelik bir birinci eleman (11) - bakan flanş ve uzunluk yönünde sıcak şekillendirilmiş, (su verilmiş) bir kısım ile tasarım yapılmıştır.

Şekil 3.22 incelendiğinde, 1470 MPa veya daha fazla bir gerilme mukavemetine sahip ana malzeme bölümü, 700 MPa'dan daha az bir gerilme mukavemetine sahip bir diğer ana malzeme bölümü ve su verilmiş bölüm (16) ile ana malzeme bölümü (18) arasında bir geçiş bölümü (17); ve eleman (11) ile örtüşen bir çelik diğeri eleman (12) tasarımı oluşturmaktadır. Burada, örtüşen kısım eleman (11) su verilmiş kısmından (16) geçiş kısmı (17) vasıtasıyla ana malzeme kısmına (18) uzanmaktadır. Eleman (11) geçiş kısmında (17) veya ana malzeme kısmında (18) kaynakla oluşturulmuş kaynaklı bir kısım (13) bulunmaktadır.



Şekil 3.22. WO2015182549A1 numaralı patent dokümanına ait görseller.

Patent No: US20150217396A1

Başvuru Tarihi: 2015-08-06

Orjinal Adı: Overlap-Welded Member, Automobile Part, Method of Welding Overlapped Portion, and Method of Manufacturing Overlap-Welded Member (Bindirme Kaynaklı Otomobil Parçası, Bindirme Parça Kaynak Yöntemi ve Bindirme Kaynaklı Üretim Yöntemi) [131].

Özeti: Kaynak çekirdeği etrafında (ITAB'ta) bölgenin en düşük sertlik değerine sahip yumuşak bir bölge meydana gelmektedir, ve çekirdeğin merkezi ile bu yumuşak bölge arasında meydana gelmiş ve en yumuşak bölgenin Vickers sertliğinin % 100 olduğu durumda, Vickers sertliği % 120'den fazla olmayan temperlenmiş martenzitten yapılmış bir temperlenmiş alanın bulunduğu durumda kaynak bölgesinin dayanımın iyileştirilmesi gerekmektedir. Mevcut buluşa göre, en az biri martenzit içeren birden çok çelik levha elemanın üst üste binen bir kısımda birleştiği, nokta direnç kaynaklı bir kısmının sıyrılma mukavemetini geliştirmek mümkündür.

Aşağıda açıklanan denklem (0) sağlanır, burada  $D$  (mm) çekirdeğin ergime sınır kısmından en yumuşak bölgeye kadar olan bir mesafedir ve çok sayıdaki çelik sac elemanın en yüksek gerilme mukavemetine sahip tek bir çelik sac eleman varsa,  $t$  (mm) bu çelik sac malzemenin kalınlığıdır, en yüksek gerilme mukavemetine sahip çok sayıda çelik sac eleman varsa,  $t$  (mm) bu çelik sac elemanların en ince kalınlığına sahip bir çelik sac malzemenin kalınlığıdır.

$D \leq t \cdot 0.2$  Eşitlik (0),

Nokta direnç kaynak işleminde aşağıda açıklanan Denklem (1)'i sağlayacak şekilde enerjilendirme gerçekleştirilebilir, burada: T (saniye) bir enerjilenme süresidir. t (mm) en yüksek çekme mukavemetine sahip sacın kalınlığıdır, ve cyc (periyod) nokta direnç kaynağı zaman periyodudur. Eşitlik (1), bir ön ısıtma akımı için, eşitlik (2) kaynak akımı için geliştirilmiş formüllerdir.

$5t \times cyc \leq T \leq (5t+4) \times cyc$  Eşitlik (1),

$5t \times cyc \leq T \leq (5t+8) \times cyc$  Eşitlik (2),

$5t \times cyc \leq T \leq (5t+4) \times cyc$  Eşitlik (3),

Ön ısıtma elektrik akımı ve kaynak elektrik akımı I (kA) aşağıda verilen Denklem (4)'te formüle edilmiştir.

$0.3I_0 \leq I \leq 0.7I_0$  Eşitlik (4)

Patent No: JP2015003552A

Başvuru Tarihi: 2015-01-08

Orjinal Adı: Lap Weld Member of High Strength Steel Sheet, and Manufacturing Method Thereof (Yüksek Mukavemetli Çelik Sac Bindirme Kaynak Parçası ve Üretim Yöntemi) [132].

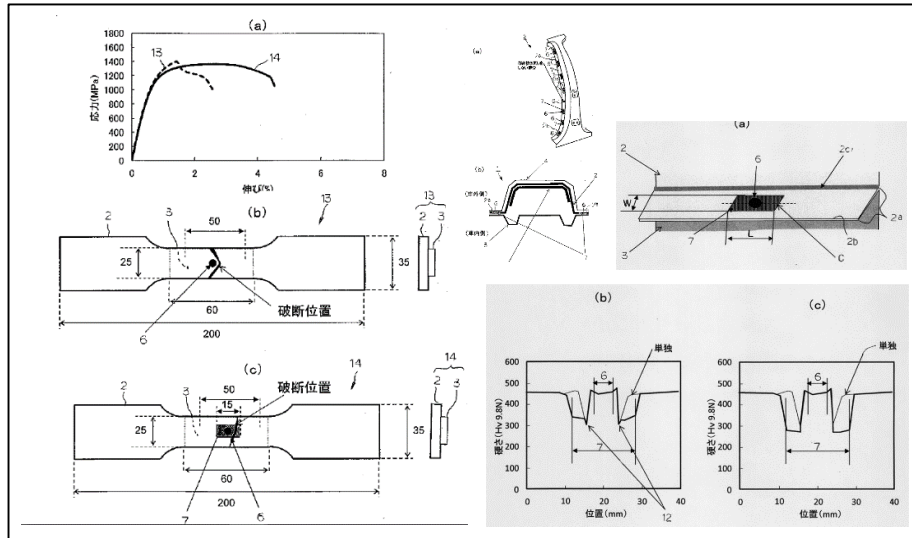
Özet: Buluş 1180 MPa veya daha fazla çekme dayanımına sahip yüksek dayanımlı çelik malzemelerin punta kaynaklarında meydana gelen ITAB yumuşamasının neden olduğu düşük gerilmenin sebep olduğu çarpışma kırılmalarının önlenmesi amacıyla geliştirilmiştir. Başta nokta direnç kaynak metodu olmak üzere lazer punta gibi diğer kaynak yöntemlerini kapsayarak kaynaklı bağlantılar arasında uzunlamasına dikdörtgen delikler açılmıştır. Herhangi bir mikro çatlak oluşmaması için bu deliklerin lazer veya şekillendirilme sırasında 500 °C sıcaklıkta kalıpla yapılması önerilmiştir.

Patent No: JP2015000422A

Başvuru Tarihi: 2015-01-05

Orjinal Adı: Lap Weld Member and Manufacturing Method Thereof (Bindirme kaynak bileşeni ve üretim metodu) [133].

Özeti: Buluş 1180 MPa veya daha fazla çekme dayanımına sahip yüksek dayanımlı çelik malzemelerin punta kaynaklarında meydana gelen ITAB yumuşamasının ve düşük gerilmenin sebep olduğu çarpışma kırılmalarının önlenmesi amacıyla geliştirilmiştir. Şekil 3.23'de JP2015000422A numaralı patent dokümanına ait buluşu anlatan çeşitli görseller görülmektedir. Araç şasesine ait yapısal güvenlik parçalarının punta kaynağında meydana gelen ITAB temperlenmesinin çarpışma anındaki negatif etkisini gidermek amacıyla kaynak çevresindeki bir bölgede ITAB'taki sertlik düşüşü oranında temperlenmiştir.



Şekil 3.23. JP2015000422A numaralı patent dokümanına ait buluşu anlatan görseller.

Patent No: EP2351628A1

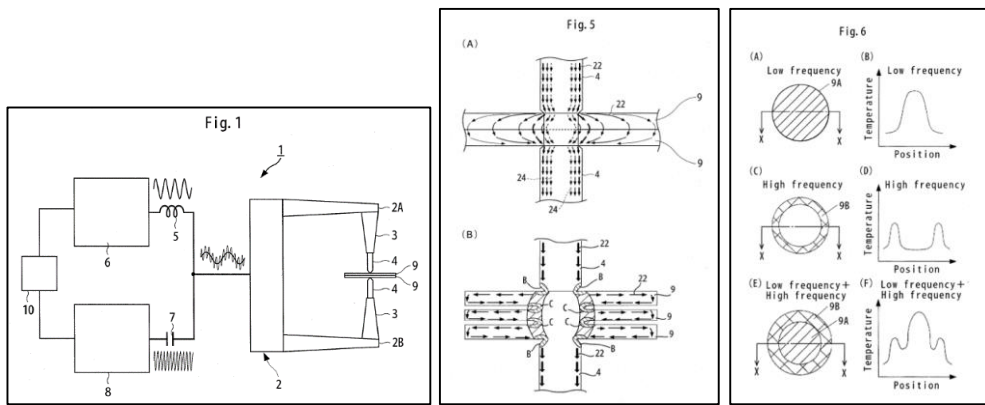
Başvuru Tarihi: 2011-08-03

Orjinal Adı: Welding Device For Metal and Welding Method For Metal (Metal Kaynak Cihazı ve Metal Kaynak Yöntemi) [134].

Özeti: Buluş kapsamında, punta kaynağında kısmi ısıtmaya dayalı temperleme gibi ısı işlem yapabilen metalik malzemeler için kaynak ekipmanı geliştirilmiştir. Elektrot çiftine bir ilk enerji verilmesiyle metalik malzemelerin belirli bir bölgesinin ısıtılması

için bir ilk adım; ve birinci aşama ile aynı konumda tutulan elektrot çifti ile gerçekleştirilen elektrot çiftine ikinci bir enerjilendirme ile birinci aşamadaki bölgeden farklı bir bölgenin ısıtılması için bir ikinci aşama uygulanmaktadır. Burada birinci aşamadaki ısıtma süresi ve ikinci adımda bağımsız olarak kontrol edilir. Birinci frekans ikinci frekanstan daha düşüktür ve dairenin içi (istenen punta çapı), metalik malzemelere birinci frekansa sahip güç uygulanarak kaynak yapılır. İkinci frekans birinci frekanstan daha yüksektir ve halka şeklindeki alan metalik malzemeye ikinci frekansa sahip güç uygulayarak direnç ısıtmasına veya hem direnç ısıtmasına hem de indüksiyonlu ısıtmaya maruz kalır.

Şekil 3.23 incelendiğinde, kaynak ekipmanı 1 metalik malzemeleri 9 bir çift elektrot 4, 4 ile sandviçler ve metalik malzemeler 9'a göre aynı pozisyonda tutulan elektrot çifti 4, 4 ile enerji vererek metalik malzemelerin 9 farklı bölgelerini ısıtır. Kaynak ekipmanı, elektrotların (4, 4) ısıtılması ve kaynaklanması için bir çift elektrota bağlanan bir birinci ısıtma aracı (6) içerir. Düşük bir birinci frekansa sahip güç uygulayarak elektrotların ekseninin enine kesit alanının metalik malzemeler üzerine yansıtılmasıyla tanımlanan dairenin iç bölgesi, güç uygulayarak daire boyunca halka şeklindeki bir bölgeyi ısıtmak için ikinci bir ısıtma aracı (8) birinci frekanstan daha yüksek bir ikinci frekansa ve birinci ve ikinci ısıtma araçlarını (6, 8) bağımsız olarak kontrol etmek için bir enerjilendirme kontrol ünitesine (10) sahiptir.



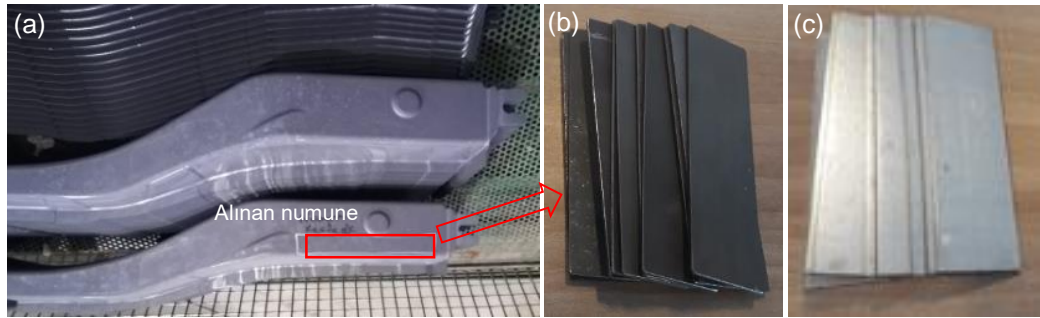
Şekil 3.24. EP2351628A1 numaralı patent dokümanına ait görseller.

## BÖLÜM 4

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 4.1. MALZEMELER

Bu çalışmada 1.5 mm kalınlığında üzeri 45 µm Al-Si kaplamalı sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 ve yine aynı kalınlıkta üzeri 15 µm Zn kaplamalı DP600 sac malzemeler kullanılmıştır. Çalışma kapsamında kullanılan sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 numuneler, gerçeği simüle etmesi amacıyla sıcak şekillendirilmiş darbe emici kiriş parçalarının (Şekil 4.1a) uygun bölgelerinden lazer ile kesilmiştir. Şekil 4.1 a'da sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 malzemesinin alındığı kiriş, Şekil 4.1b'de kirişten kesilen malzemeler ve 4.1c'de ise DP600 malzemeler verilmiştir. Çalışmalarda kullanılacak hem 22MnB5 hem de DP600 malzemeler EN ISO 14273 standartına göre 100 x 30 x 1,5 mm ebatlarında hazırlanmıştır. Çizelge 4.1'de çalışmalarda kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimleri, Şekil 4.2'de ise sac malzemelerin çekme dayanımları paylaşılmıştır. Burada Şekil 4.2a, malzemelerin sıcak çekme testi numunelerini, Şekil 4.2b çekme testi sonuç eğrilerini ve Şekil 4.2c ise malzemelerin çekme testi sonrası görsellerini göstermektedir. Kaynak işlemleri için 80 adet 22MnB5 ve 80 adet de DP600 (3 çekme-makaslama, 3 çapraz çekme, 1 sertlik, 1 mikroyapı ve 12 adet yorulma) olmak üzere toplam 160 adet numune kesilmiştir.

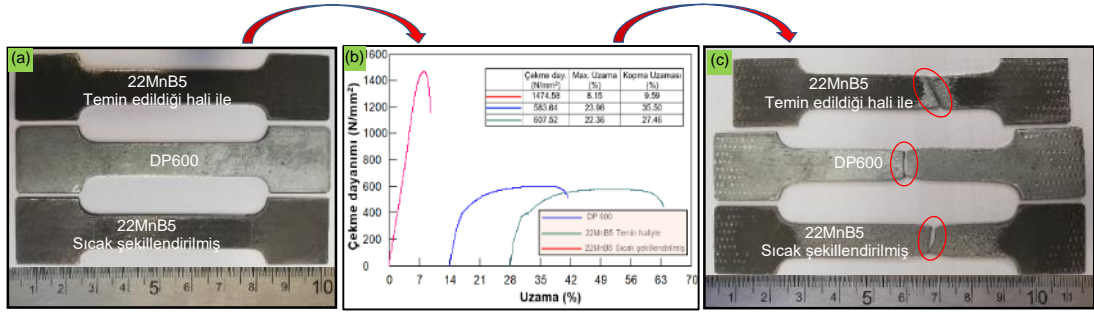


Şekil 4.1. Çalışmalarda kullanılacak sıcak şekillendirilmiş sacın alındığı kiriş ve kesilen numuneler.



Çizelge 4.1. 22MnB5 ve DP600 çeliğinin kimyasal bileşimi (Ağırlıkça max. %).

	C	Si	Mn	P	S	Al	B	Ti + Nb	Cr + Mo	Fe
<b>DP600</b>	0.1	0.5	1.9	0.03	0.03	0.015 - 0.2	0.001	0.24	-	Kalan
<b>22MnB5</b>	0.25	0.4	1.4	0.03	0.01	0.01 - 0.1	0.005	0.12	1	Kalan



Şekil 4.2. 22MnB5 ve DP600 malzemelerin çekme mukavemetleri.

Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemelerden biri olan 22MnB5 malzemesi ham hali ile yaklaşık 600 MPa çekme dayanımına sahip iken özellikle ultra yüksek dayanımlı karmaşık geometrilerin üretiminde tercih edilen sıcak şekillendirme yöntemi ile malzemenin çekme mukavemeti 1500 MPa'nın üzerine çıkarılabilmektedir. Böylelikle yüksek miktarda enerjinin absorbe edilmesi malzemenin küçük derecede deformasyonlara uğramasına da sebep olmaktadır.

Sıcak şekillendirme prosesi temelde, östenitleme ve ısıl işlem ile sertleştirme aşamalarından oluşan bir yöntemdir. Şekillendirme ve ısıl işlem ile sertleştirme farklı aşamalar olarak düşünülebilir. Ancak, ultra yüksek dayanımlı sacların sıcak şekillendirilme prosesinde eş zamanlı uygulanırlar. Östenit fazındaki malzeme, yüksek sıcaklıkta şekillendirilerek, kapalı kalıp içinde hızlı soğutularak istenilen mikroyapı (yüksek oranda martenzit veya % 100 martenzit) ve mekanik özellikler otomotiv güvenlik şase bileşenleri için elde edilmektedir.

Malzemeye, 900 °C'den yüksek sıcaklıkta 5 dk. süre boyunca östenitleme işlemi uygulanır ve daha sonra soğutma kanalına sahip olan kalıplarda, 30 °C/s'den yüksek soğutma hızıyla soğutulması amacıyla kalıplara transfer edilir. Eğer soğutma hızı; 30 °C/s'den düşük ise beynit, ferrit ve perlit gibi istenmeyen yapılar elde edilir [135].

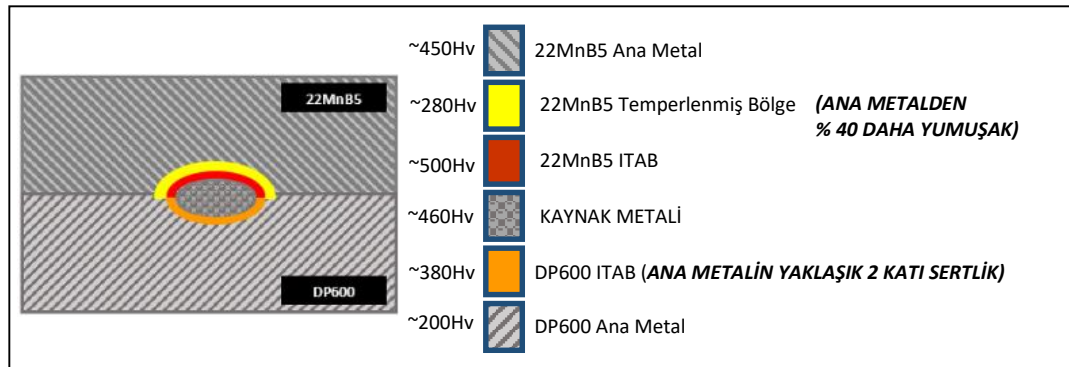
## 4.2. PROSES İÇİ BÖLGESEL HIZLI SOĞUMA SİSTEMİNİN YAPISAL TASARIMI VE İMALATI

Yüksek dayanımlı sıcak şekillendirilebilir martenzitik çeliklerin ve çift fazlı DP çeliklerinin araç çarpışma testlerindeki gerekliliklere uygunluğu kaynaklı bağlantılarının kırılma davranışından büyük ölçüde etkilenmektedir. ITAB ve ana metal arasında kalan yumuşak temperlenmiş bölgenin maruz kaldığı gerilme yığılmaları bağlantının bu bölgeden kırılmasına sebebiyet vermektedir. Dolayısıyla kaynaklı bağlantı performansının iyileştirilmesi için gerilme yığılmalarının azaltılması, çarpışma test gerekliliklerinin kolayca üst seviyelere taşınmasını ve kaza güvenliğinin artmasını sağlayacaktır.

Bu tez çalışmada yukarıda bahsi geçen 22MnB5 malzemesinin kaynak sonrası temperlenmiş yumuşak bölgenin özelliklerinin iyileştirilmesi üzerine odaklanılmıştır. Bu amaç doğrultusunda yapılan kapsamlı literatür ve patent araştırmaları sonrasında kaynak makinasına bir bölgesel soğutma sistemi adapte edilerek bu bölgenin temperlenmesinin önüne geçilebileceği kanaatine varılmıştır. Geliştirilecek fikstürün fayda ve amacı martenzitik çeliklerin, sıcak şekillendirilmiş bor çeliklerinin, 1000 MPa ve üzeri kopma dayanımına sahip DP çeliklerinin nokta direnç kaynağında meydana gelen “yumuşak bölge”yi (soft zone) gidermek, bu bölgenin sertliğini ana malzeme sertliğine yakınlaştırmak, böylelikle kaynak mukavemetini arttırmaktır. Pratikte nokta direnç kaynağı ile kaynak öncesi malzemelere kaynak elektrotları tarafından ön ısıtma, kaynak sonrası da art ısıtma işleminin yapıldığı uygulamalar mevcuttur. Hatta son zamanlarda bazı makine üreticileri, makinalarına, kaynak öncesi ön ısıtma, kaynak sonrası da art ısıtma için basınç ve zaman parametrelerini belirleyebilecekleri seçenekler bile sunmaktadırlar. Ancak kaynak öncesi ve sonrası yapılan bu ısıtma işlemleri mevcut elektrotlar tarafından ve sadece kaynak çekirdeğine yapılabilmektedir. Bağlantıya ait tüm bölgelerde oluşan farklı faz ve fraksiyonları birbirinden uzak sertlik değerlerine sahiptir. Özellikle malzemelerin ITAB’ında yüksek sertlik ve düşük sünekliğe sahip mikroyapılar meydana gelir. Bu durum, gerilme noktalarının yoğunlaşmasına ve çatlak yayılımına sebep olmaktadır. Bu çalışmada geçmiş çalışmaların aksine kaynak çekirdeğine bir işlem yapılmayıp sadece 22MnB5 tarafındaki ITAB proses içi hızlı soğuma operasyonuna tabi tutulmuştur. Bu

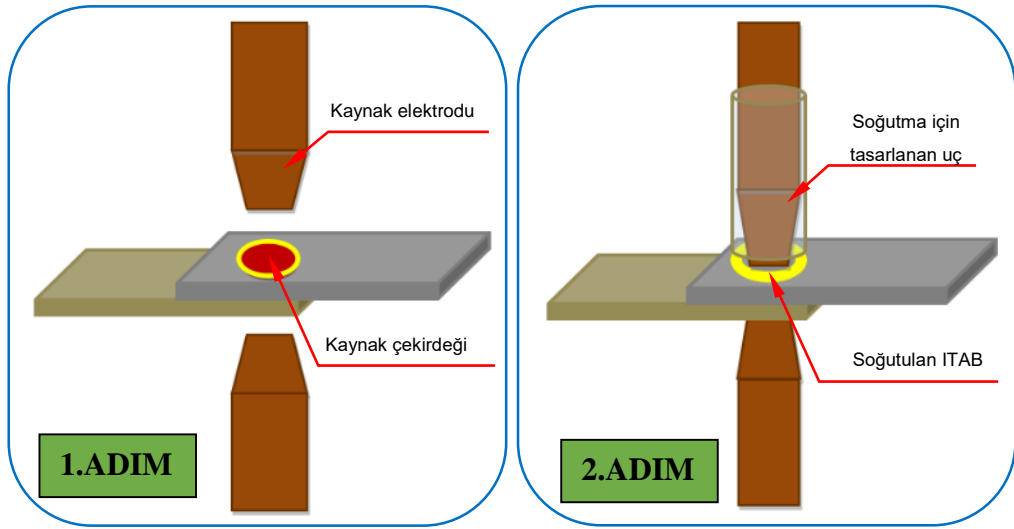
nedenle makine üzerinde mevcut elektrotlar ile bu işlemi gerçekleştirmek imkansızdır. Bu nedenle mevcut kaynak makinaları üzerine monte edilebilecek ve üzerinde soğutma sistemi bulunan bir elektrod tasarımına ihtiyaç duyulmuştur. Kaynak makinasına adapte edilecek olan soğutma sistemini tasarlar iken aynı zamanda sistem kapsamında kaynak öncesi ve/veya sonrasında sadece ITAB'ı tavlarken o bölgeye ön tav ve/veya son tav ısı işlemi yapacak bir fikstür ve elektrot tasarımı da çalışılmıştır. Bir başka ifade ile çalışma kapsamında tasarlanan sistem nokta kaynaklı bağlantıların sadece ITAB'larına kaynak öncesinde ön tavlama, kaynak sonrasında ise hızlı soğutma ve son tavlama yapabilecek şekilde tasarlanmıştır. Ancak tez kapsamında sadece hızlı soğutma operasyonu ile ilgili çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Sonuç itibarıyla bu çalışmayı benzerlerinden özgün kılan en belirgin özellik, kaynak işlemi sonrasında yavaş soğutma ile meydana gelen yumuşak bölgenin, tasarlanan bir mekanizma ile hızlı soğutulmuş olarak temperlenmesini elimine ediyor olmasıdır.

Yapılan literatür araştırmaları ve otomotiv sanayinden alınan geri bildirimler doğrultusunda ve bu malzemelere uygulanan nokta direnç kaynak işleminde kaynak bölgesine ait sertlik haritaları incelendiğinde, sertlikteki homojen olmayan dağılım, homojen olmayan farklı bölgelerdeki mikroyapı ile ilişkilendirilmiştir. 22MnB5 ve DP600 nokta direnç bağlantısında meydana gelen bölgeler ve yaklaşık sertlik değerleri Şekil 2.10'da olduğu gibi gösterilmiştir. Şekil 4.3'de ise Huin ve arkadaşlarının DP600 ve 22MnB5 nokta direnç kaynaklı bağlantının sertlik değerlerine atıf yapmaktadır [27].



Şekil 4.3. Kaynaklı bağlantıda oluşan bölgeler ve sertlik dağılımları.

Isıl çevrimler kaynak çekirdeği çevresindeki ısı tesiri altında kalan bölgeyi kendi içinde bölgelere ayırmaktadır. Bu bölgeler iç gerilmelere neden olduğu gibi, literatürde “yumuşak bölge” (Soft Zone) olarak adlandırılan sertliği en düşük bölgede meydana gelen hasar olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu hasarı önlemek, ITAB’de daha homojen bir sertlik geçişi sağlamak amacı ile Şekil 4.4’de işlem adımları paylaşılan özgün fikir bu tez çalışması kapsamında ortaya atılmış ve patent başvurusuna konu olmuştur.



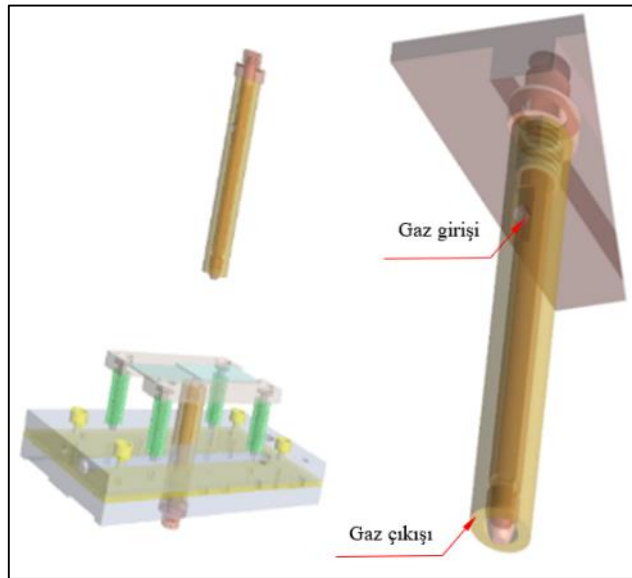
Şekil 4.4. Proses içi bölgesel hızlı soğutma sistemi fikri ve işlem basamakları.

Proses içi bölgesel soğutma sistemi ile ITAB yumuşamasının önlenilebileceği ve farklı malzemeli sacların birleştirme prosesi sırasında tek taraflı bölgesel soğutma prosesi uygulanabileceği potansiyeli ile tasarımı ve imalatı gerçekleştirilen sistem için Türk Patent Enstitüsü’ne patent başvurusu yapılmış olup patent başvuru No: 2021/022153’dir.

**1. ADIM:** Şekil 4.4’de, prosesin 1. adımını anlatan şekilde kırmızı bölge kaynak çekirdeğini gösterirken, sarı bölge ITAB’da yavaş soğuma ile meydana gelen yumuşak bölgeyi göstermektedir. 1. adım dövme süresi başlayana kadar devam edecektir. Bu adım, kaynak işlemi biterken, dövme işlemi başladığında bitecek, dövme süresi başlar başlamaz 2. adım başlayacak, şekilde gösterilen sarı bölgede oluşacak metalurjik değişimlerin başlamasına izin vermeden hızlı soğutma ortamı oluşturulacaktır.

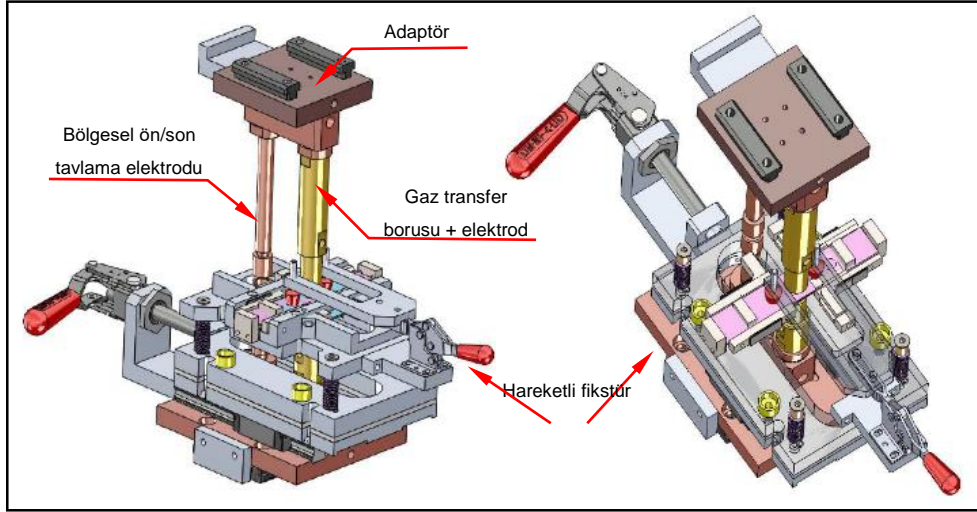
**2. ADIM:** Bu aşamada, elektrot dövme zamanının başlaması ile beraber, elektrodun çevresine özel tasarlanmış borudan hız ve basıncı belirli bir değerde ayarlanmış soğutucu gaz gönderilerek (azot) bölgede homojen sertlik dağılımı amacıyla ana malzemeye benzer mikroyapının (martenzitik) oluşturulması amaçlanmıştır. Şekil 4.4'de görülen sarı bölge, ana metal ve kaynak metali arasında kalan, kaynak işlemi sonrasında yavaş soğuyarak temperlenen 22MnB5 ana malzemedan ~% 40 daha yumuşak bölgeyi göstermektedir. Şekil 4.5'de bölgesel hızlı soğuma operasyonunu gerçekleştirecek olan gaz transfer borusu ve kaynak elektrodu tasarımı görülmektedir.

Farklı malzemelerin kaynağında bir tarafın ITAB'ı temperleniyor ve kaynak bölgesinin en yumuşak bölgesini oluşturuyor, diğer malzeme tarafında 300-350 Hv ve üzeri sertlik değerlerine sahip istenmeyen sertlikte bir ITAB meydana geliyor ise, kaynak bölgesindeki sertlik haritasındaki gradyenlerin geçişlerini homojenize etmek, çatlak riskini azaltmak için bu sisteme bir bölgesel ön tavlama elektrodu ve kayar bir fiksür eklenmiştir. ITAB'taki bölgesel hızlı soğumanın etkilerinin araştırılması bu tezin konusu olarak çalışılırken bölgesel ön/son tavlama operasyonunun kaynak bölgesinin mukavemetine olan etkileri çalışmanın kapsamı dışında tutulmuştur. Bölgesel ön/son tavlama ile bölgesel soğutma operasyonları farklı sacların kaynağında beraber kullanılabileceği gibi ayrı ayrı da kullanılabilir.

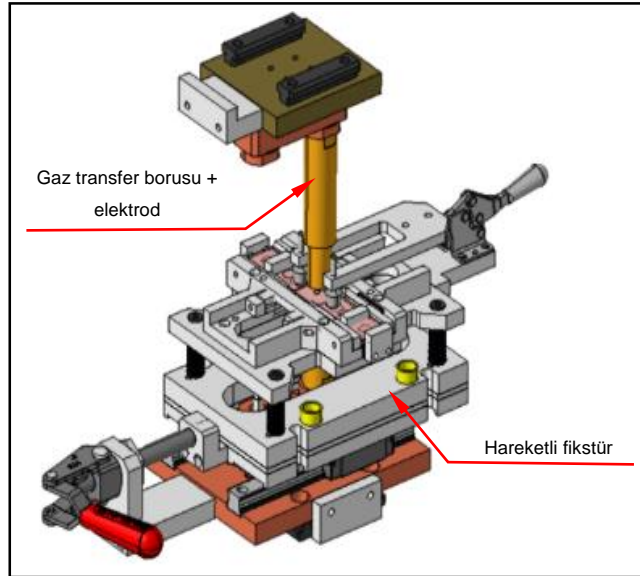


Şekil 4.5. Gaz transferini gerçekleştirecek ve ITAB'ın hızlı soğumasını sağlayacak elektrod ve deney numunesi fikstürü.

Şekil 4.6’da bölgesel tavlama ve soğuma operasyonlarının aynı fikstürde bulunduğu, Şekil 4.7 ise sadece bölgesel soğuma operasyonuna ait elektrod ve gaz transfer borusunun bulunduğu tasarımlar paylaşılmıştır.

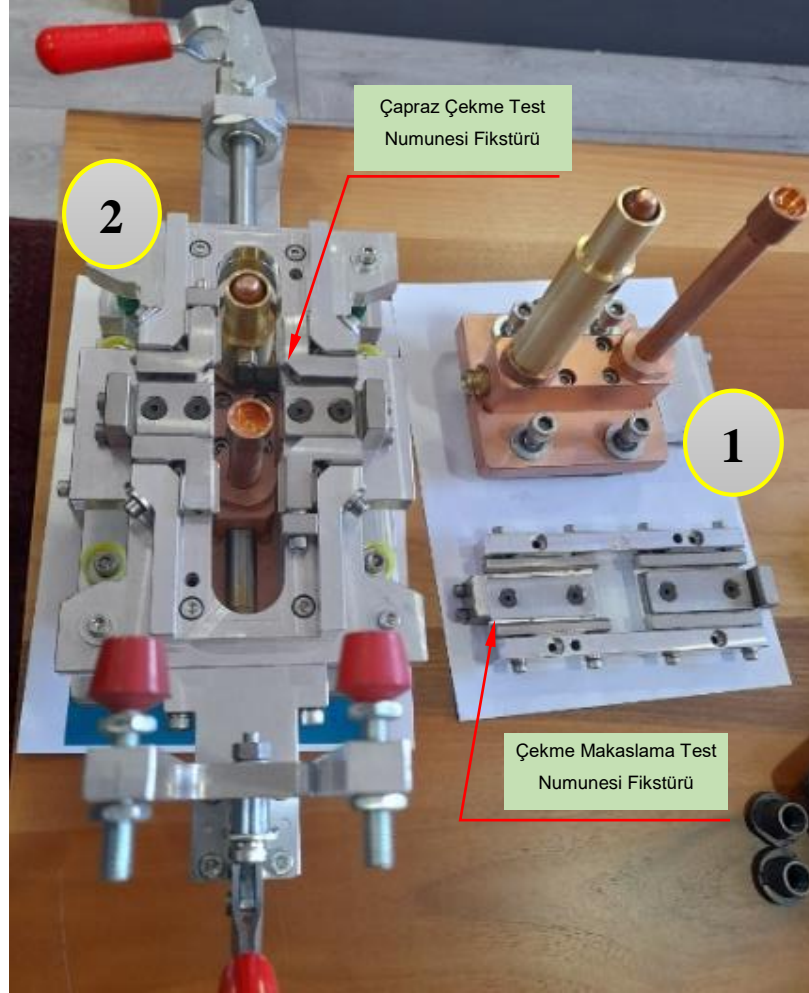


Şekil 4.6. Yapısal tasarımı gerçekleştirilen elektrodların punta kaynak makinesine adaptasyonuna ait bilgisayar destekli yapısal tasarım görselleri.



Şekil 4.7. Sistem üzerinde sadece hızlı bölgesel soğutma borusu ve kaynak elektrodunun bulunan yapısal tasarım görseli.

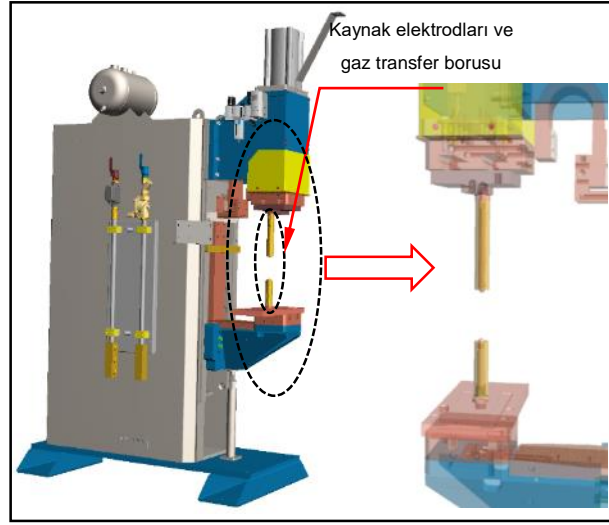
Şekil 4.8’de imalatı gerçekleştirilen elektrod sistemleri ve deney numunesi fikstürleri görülmektedir. Burada; 1: Bölgesel tavlama ve soğutma elektrod sistemlerini, 2: hareketli deney fiksürünü göstermektedir.



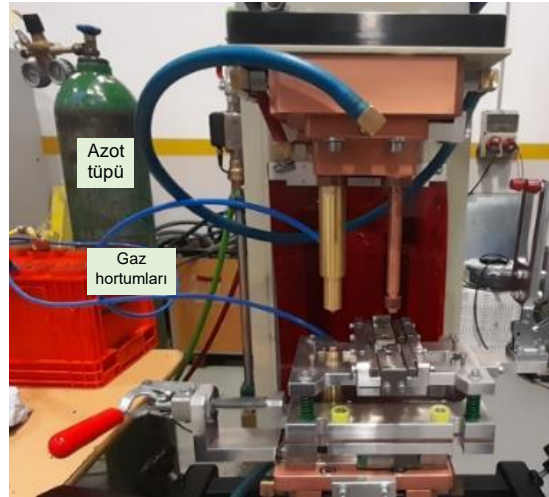
Şekil 4.8. Hızlı bölgesel tavlama ve soğutma sistemin nokta direnç kaynak makinesine adaptasyonu öncesi imal edilmiş haliyle görüntüsü.

### 4.3. SİSTEMİNİN KAYNAK MAKİNESİNE ADAPTASYONU

Yapısal tasarımı gerçekleştirilen bölgesel ısı işleme elektrod sistemleri ile hareketli fikstürün punta kaynak makinesine adaptasyonuna ait üç boyutlu tasarım görselleri Şekil 4.9’da ve bölgesel hızlı soğutma sisteminin kaynak makinesine adapte edilmiş durumu Şekil 4.10’da verilmiştir.



Şekil 4.9. Yapısal tasarımı gerçekleştirilen bölgesel hızlı soğutma elektrodlarının punta kaynak makinesine adaptasyonu.



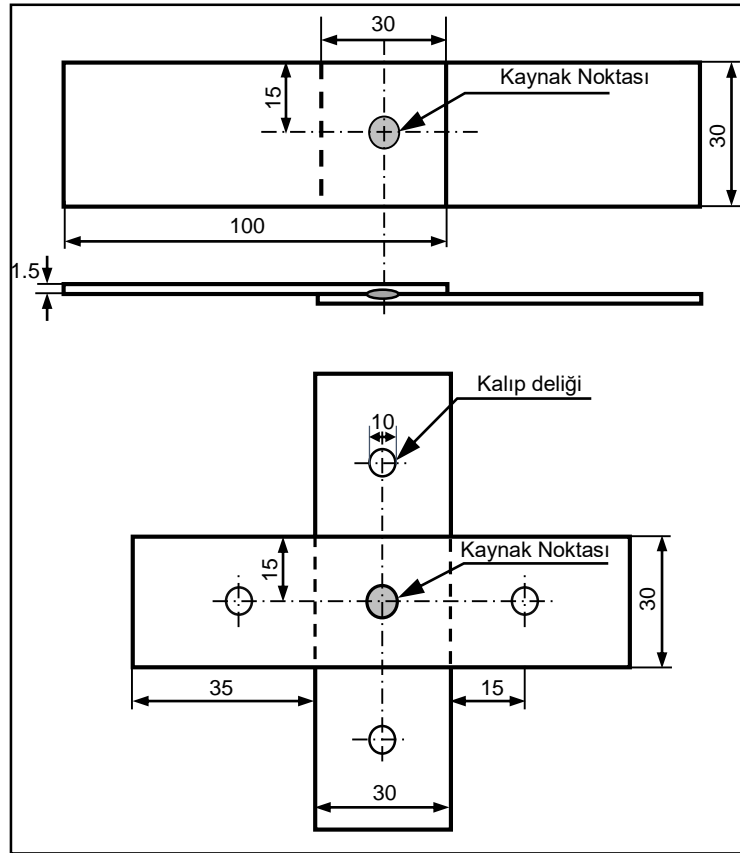
Şekil 4.10. Bölgesel hızlı soğutma sisteminin kaynak makinesine adapte edilmesi.

Şekil 4.10’da imalatı tamamlanan bölgesel tavlama ve hızlı soğutma sisteminin kaynak makinesine montaj edilmiş hali görülmektedir. Bölgesel hızlı soğutma prosesinin kaynak dövme zamanı ile beraber başlatılabilmesi amacıyla nokta direnç kaynak makinesinin otomasyonuna müdahale edilmiş ve kaynak zamanının tamamlandığı an dövme süresi ile eş zamanlı olmak üzere temperlenmesine engel olunmak istenen bölgeye 12 bar basınçta 5 s süresince Azot gazı gönderilmiştir.



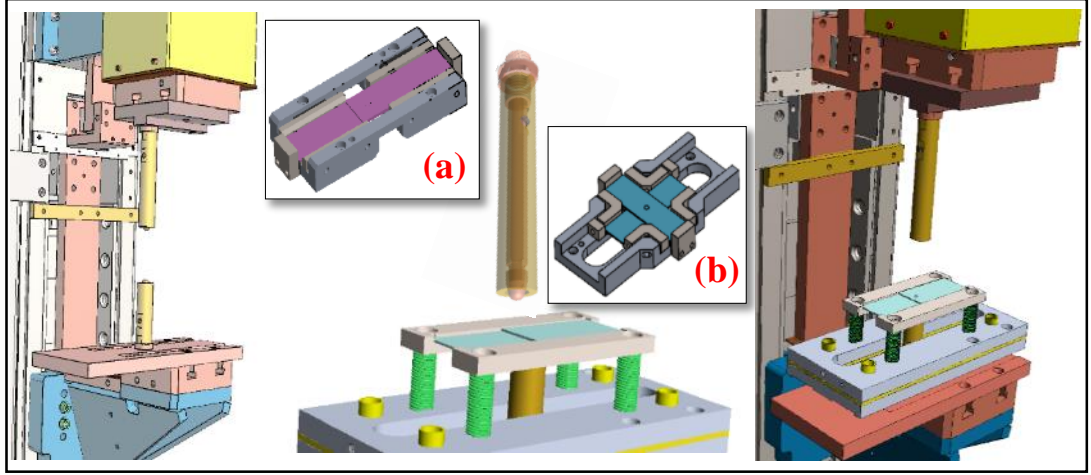
#### 4.4. DENEY KALIPLARININ HAZIRLANMASI

Hem AA hem de OFDA teknolojisi ile birleştirilecek 22MnB5 ve DP600 malzemelerin standart noktalarından puntanın atılabilmesi için bu çalışma kapsamında tasarlanan fikstüre adapta edilecek bir çekme-makaslama ve çapraz çekme kalıbı tasarlanarak üretilmiştir. Çekme-makaslama ve çapraz çekme numune ölçüleri Şekil 4.11’de paylaşılmıştır.



Şekil 4.11. Çekme-makaslama ve çapraz-çekme test numunesi ölçüleri.

Statik test numunelerine ait deney kalıpları 3 boyutlu tasarımları Şekil 4.12’de (a) ve (b) olarak kodlanan görsellerde olduğu gibidir. Deney kalıpları hareketli fikstüre montajlanabilecek şekilde imal edilmiş olup Şekil 4.8’de imal edilmiş statik test numunesi kalıpları görülmektedir.



Şekil 4.12. Kaynak için hazırlanan kalıplar ve kalıpların adaptasyonu. a) Çekme-makaslama ve b) çapraz-çekme kalıpları.

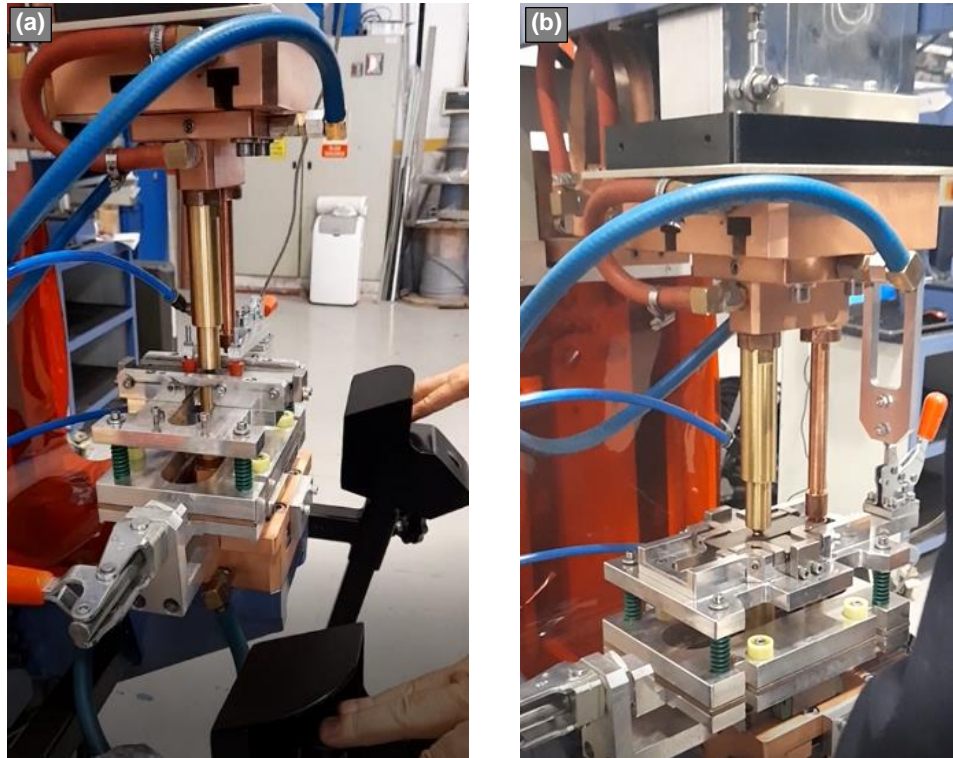
#### 4.5. KAYNAK İŞLEMLERİ

1,5 mm kalınlığında sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 ve DP600 malzemeler AA ve OFDA olmak üzere iki farklı akım formu kullanan nokta direnç kaynak teknolojisi ile birleştirilmiştir. Deney numunelerine ait nokta direnç kaynak prosesi parametreleri ön deneyler yapılarak belirlenen kaynak parametreleri ile gerçekleştirilmiş ve Çizelge 4.2’de gösterilmiştir. Kaynak işlemi Cu-Cr-Zr alaşımlı 6 mm çapındaki elektrod kepleri ile gerçekleştirilmiştir. Bölgesel hızlı soğuma (BHS) uygulanmış veya uygulanmamış ve AA veya OFDA akım formlarının kullanıldığı 4 farklı deney grubu oluşturulmuştur. BHS kapsamında kaynak dövme zamanının başlaması ile beraber 2 mm genişliğindeki elektrod çevresine (kaynak çekirdeği çevresindeki ITAB’ın bir bölümüne) 5 sn boyunca 12 bar basınç ile Azot gazı verilmiştir. Kaynak işlemleri hem alternatif akımda hem de doğru akımda gerçekleştirilmiş ve kaynak esnasında bir gruba bölgesel hızlı soğutma operasyonu uygulanırken diğer grup atmosferik şartlarda soğumaya bırakılmıştır.

Çizelge 4.2. Nokta direnç kaynağı kaynak parametreleri.

Akım türü	BHS durumu	Ön Tavlama Darbesi				Kaynak Darbesi		
		Akım (kA)	Elektrod Kuvveti (bar)	Kaynak Zamanı (ms)	Kaynak Akımı (kA)	Elektrod Kuvveti (bar)	Darbe (Pulse)	Kaynak Zamanı (ms)
Alternatif Akım	BHS uygulanmamış	1,5	3,6	100	7	3,6	1	500
	BHS uygulanmış	1,5	3,6	100	7	3,6	1	500
Orta Frekans Doğru Akım	BHS uygulanmamış	3	3,6	100	6,5	3,6	1	500
	BHS uygulanmış	3	3,6	100	6,5	3,6	1	500

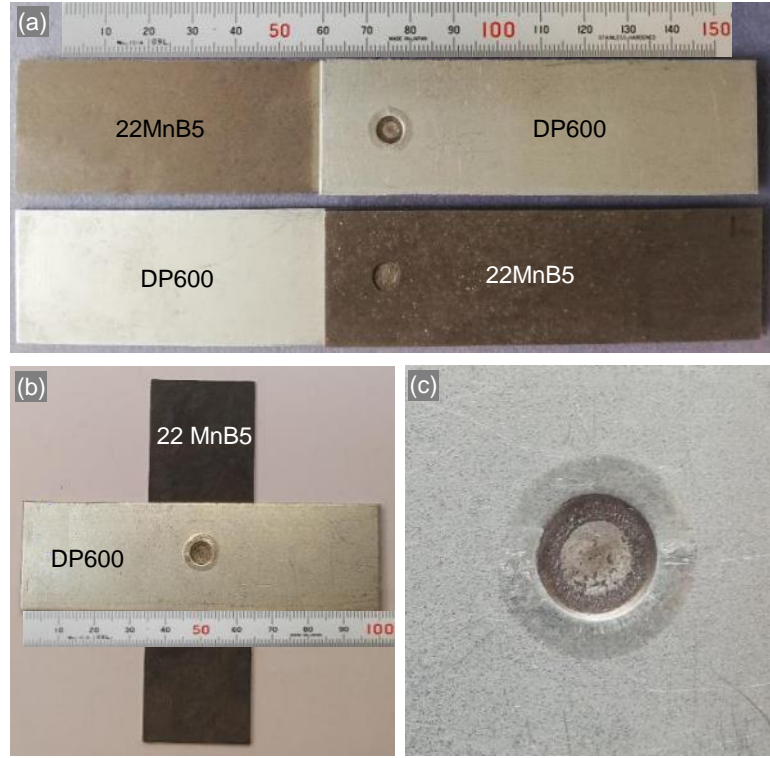
Şekil 4.13’de kaynak işlemi esnasında alınan fotoğraflar verilmiştir. Burada a) çekme-makaslama testi esnasındaki ve b) çapraz-çekme numunelerinin alınması esnasındaki görselleri yansıtmaktadır.



Şekil 4.13. Farklı açılardan kaynak işleminin yapılışı.

Kaynak işlemleri her bir parametreden toplam 20 kaynak (3 çekme-makaslama, 3 çapraz çekme, 1 sertlik, 1 mikroyapı ve 12 adet yorulma) olmak üzere toplam 160 malzeme çiftine 80 adet nokta kaynağı yapılmıştır. Şekil 4.14’de kaynak işlemi

gerçekleşen numunelerin görselleri verilmiştir. Görselde a) çekme-makaslama numunelerini (kaynak çekirdeğinin her iki malzemede de görülmesi için iki yönden görüntülenmiştir), b) çapraz-çekme numunesini ve c) ise kaynak çekirdeğinin daha net görülebilmesi için büyütülmüş haldeki görüntüsü verilmiştir.



Şekil 4.14. Kaynak sonrası örnek numune görselleri.

#### 4.6. KAYNAKLI NUMUNELERİN KARAKTERİZASYONU

Nokta direnç kaynak yöntemi ile hem alternatif akım hem de orta frekans doğru akımda birleştirilen ve kaynak sonrasında bölgesel hızlı soğutmanın kaynak bölgesindeki yumuşak bölgeye etkilerini araştırmak amacıyla kaynaklı numunelere makro/mikroyapı çalışmaları, sertlik testleri, çekme-makaslama ve çapraz-çekme testleri ve yorulma deneyleri gerçekleştirilmiştir. Öncelikle her bir seride birleştirilmiş kaynaklı numunelerden birer adedi metalografik numune hazırlamadan önce manyetik parçacık testine tabii tutulmuştur. Bu testi yapmaktaki amaç yüzeyi korozyona karşı kaplanmış malzemelerin nokta direnç kaynağı esnasında elektrod temas yüzeyi ve

çevresinde meydana gelen meydana gelen sıvı metal kırılgenlığını (LME) tespit etmektedir.

#### 4.6.1. Görsel Muayene

Nokta direnç kaynak yöntemi ile farklı kaynak akım teknolojileri ve kaynak sonrası BHS operasyonu yapılarak gerçekleştirilen birleştirmelerin tamamı öncelikle görsel olarak incelenmiştir. Bu incelemede amaç kaynak esnasında meydana gelen yüzeysel hataların belirlenmesidir. Bu amaç doğrultusunda kaynaklı numunelerin kaynak nokta çapı ile elektrod dalma derinlikleri ölçülmüştür.

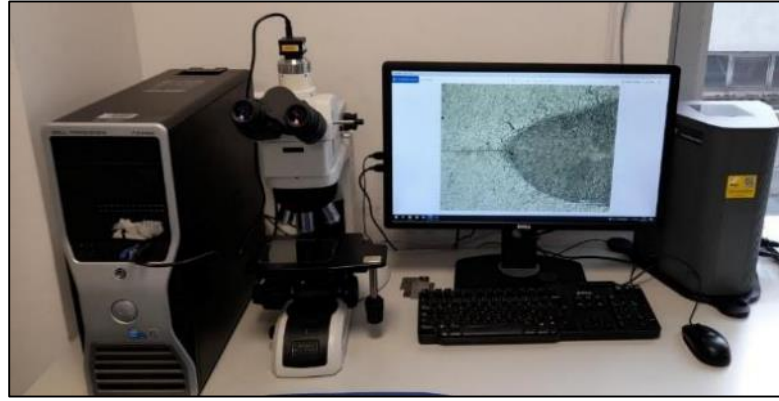
#### 4.6.2. Makro/mikroyapı Çalışmaları

Nokta direnç kaynaklı numunelerin ana metal, ile kaynak bölgesine ( ITAB ve kaynak metali) ait metalografik olarak incelenmesi için kaynaklı numuneler kaynak çekirdeği merkezinden enlemesine abrasiv kesme diskleri kullanılarak sulu numune kesme cihazında kesilmişlerdir. Kesilen numune ebatları küçük olduğu için kaynaklı numuneler direkt bakalite alınmışlardır. Standart zımparalama (her defasında 90° döndürülerek) ve parlatma (3 µm parlatma keşesinde 3 µm'lik elmas pasta kullanılarak) işleminden sonra numuneler, % 2 nital çözeltisi ile dağlanmıştır. Şekil 4.15'de sırasıyla; a) numunelerin kesilmesinde kullanılan kesme cihazı, b) bakalite alınmasında kullanılan sıcak bakalit cihazı ile c) zımparalama ve parlatma işlemlerinde kullanılan cihazların resimleri verilmiştir.



Şekil 4.15. Kesme, bakalite alma ve parlatma işlemlerinin yapıldığı cihazlar.

Mikroyapı çalışmaları Nikon Epiphot 200 optik mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Çalışmalar esnasında kaynak bölgesinin tamamında (kaynak metali, ITAB ve ana malzemedeki bir kısmı) ve her bir bölgedeki farklılıkların kolaylıkla gözlemlenebilmesi için farklı büyütme oranlarında makro ve mikro çalışmalar yapılmıştır. Çalışmalarda kullanılan optik mikroskop görüntüsü Şekil 4.16’da verilmiştir.



Şekil 4.16. Çalışmalarda kullanılan optik mikroskop.

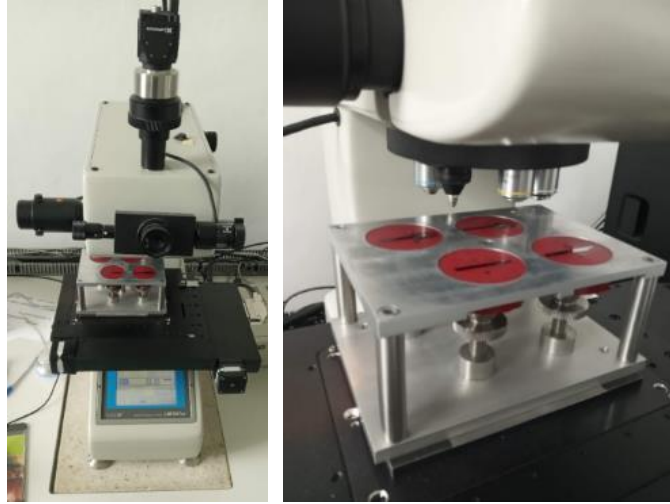
Kaynak akım türü ve bölgesel hızlı soğutma sisteminin nokta direnç kaynaklı numuneler üzerindeki kırılma davranışlarını belirlemek amacıyla SEM kırık yüzey tarama çalışmaları yapılmıştır. Kırık yüzey SEM tarama işlemleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü MARGEM laboratuvarında bulunan CARL ZEISS ULTRA PLUS GEMINI FESEM model ve markadaki elektron taramalı mikroskop kullanılarak gerçekleştirilmiştir. SEM tarama işlemlerinde kullanılan cihazın görüntüsü Şekil 4.17’de verilmiştir.



Şekil 4.17. Kırık yüzey çalışmalarında kullanılan SEM cihazı.

#### 4.6.2. Sertlik Testleri

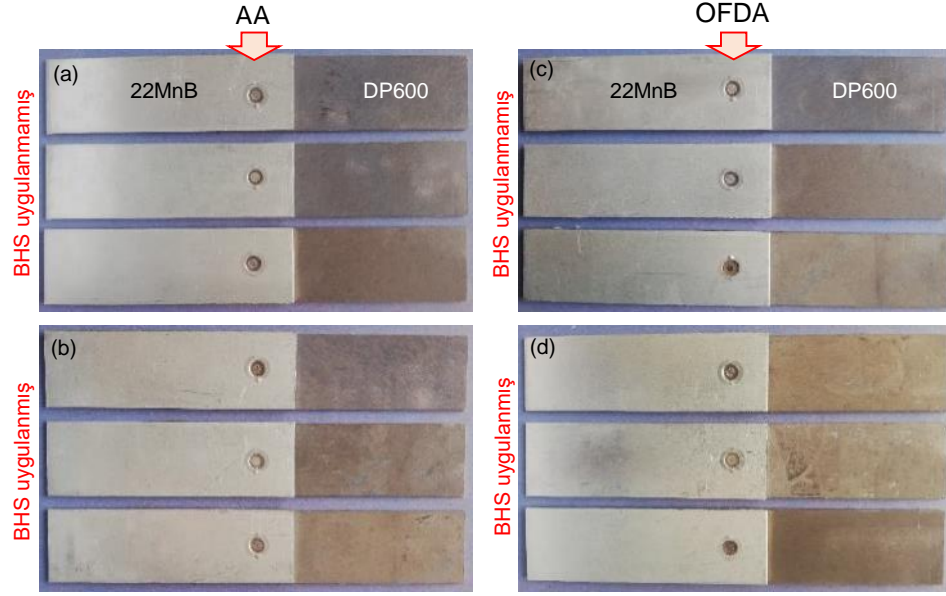
Nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirilmiş 22MnB5 ve DP600 malzemelerin ana malzemeler dahil kaynak bölgelerinin (kaynak metali ve ITAB) sertlik özelliklerini belirlemek amacıyla kaynak yönüne dik kesitten alınan numuneler üzerinde yatay doğrultuda sertlik testleri yapılmıştır. Numunelerin mikrosertlik ölçümleri LECO marka AT 247 model mikrosertlik cihazında yapılmış olup Cornerstone® yazılımı kullanılarak tüm punta kaynak bölgesi (ana metal+ITAB+kaynak metali) alanından 100-120 µm aralıklar ile sertlik değerleri alınarak sertlik grafikleri oluşturulmuş ayrıca kaynak bölgesinin renkli sertlik haritaları oluşturulmuştur. Şekil 4.18’de sertlik ölçüm cihazı ve ölçüm sırasında alınmış görüntüler paylaşılmıştır.



Şekil 4.18. Sertlik ölçüm test görselleri.

#### 4.6.3. Çekme-Makaslama Testleri

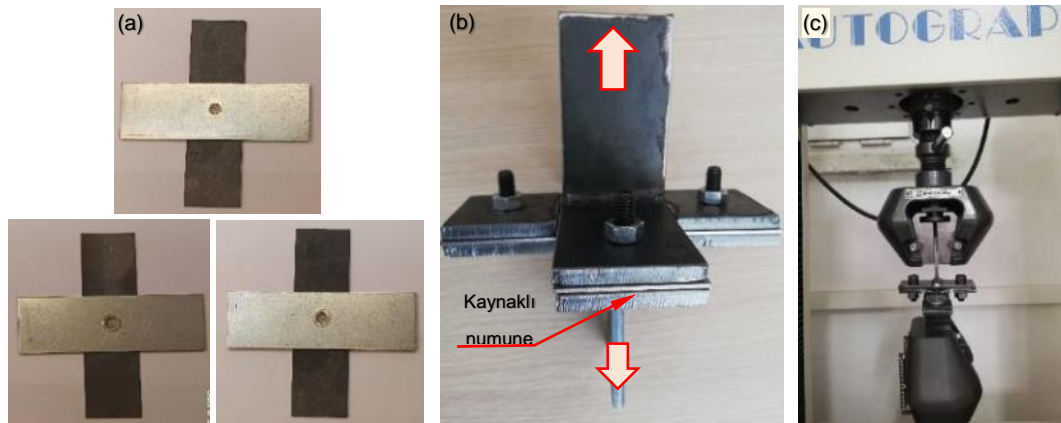
Her numune grubundan üçer adet nokta direnç kaynaklı çekme numunesine çekme-makaslama testi uygulanmış ve sonuçlarda ortalama değerler dikkate alınmıştır. Çekme-makaslama testleri Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Malzeme Laboratuvarı’nda bulunan 50 kN kapasiteli Shimadzu ticari marka universal çekme test cihazında yapılmıştır. Çekme-makaslama test esnasında çekme hızı 2 mm/dk olarak seçilmiştir. Çekme-makaslama testine tabi tutulan nokta kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı numune görüntüleri 4.19’da verilmiştir.



Şekil 4.19. Çekme-makaslama test numuneleri.

#### 4.6.5. Çapraz-Çekme Testleri

Nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan temel testlerden bir olan çapraz-çekme deneyi için seçilen her bir kaynak parametresine ait 3 adet kaynaklı çapraz-çekme deney numuneleri DIN EN ISO 14272 standardına uygun olarak hazırlanmıştır. Çapraz-çekme testi için Şekil 4.20 a'da görüldüğü gibi hazırlanan numuneler, Şekil 4.20 b'de gösterilen şekilde hazırlanan kalıp kullanılarak, 50kN kapasiteli SHIMADZU Autograph marka çekme testi cihazında 2 mm/dk çekme hızında çekilerek koparılmıştır (Şekil 4.20 c). Çalışmada sonuçlar 3 test ortalaması alınarak değerlendirilmiştir.



Şekil 4.20. Kaynaklı numuneler ve çapraz-çekme test görselleri.



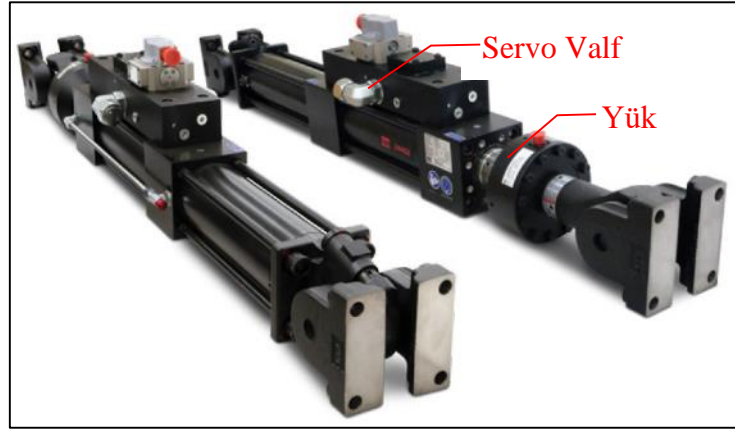
#### 4.6.6. Yorulma Testleri

Nokta direnç kaynak yöntemi ile farklı akım teknolojileri (AA ve OFDA) ve bölgesel hızlı soğutma sisteminin kaynaklı numunelerin yorulma dayanımlarına etkilerini belirlemek için her bir seriden 12'şer olmak üzere toplamda 48 numune yorulma testine tabi tutulmuştur. Yorulma testleri her bir yükte iki defa tekrar edilerek, bulunan yorulma ömürlerinin ortalamaları alınmıştır. Yorulma testi için birleştirilen kaynaklı numune görüntüleri Şekil 4.21'de verilmiştir.

Yorulma testleri COŞKUNÖZ Ar-Ge bünyesinde bulunan otomotiv komponent testleri için kullanılan MTS marka modüler bir hidrolik güç ve kontrol ünitesi yardımı ile farklı yük değerlerinde (0.3, 0.5, 0.75 ve 1 kN) ve 5 Hz sabit frekans değerinde eğmeli yorulma testi yapan bir cihazda gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.22'de görülen MTS 244 Serisinden 244.21 Model Aktüatör yorulma testlerinde kullanılmıştır. 50 kN kapasiteli bu aktüatörün maksimum piston stroğu  $\pm 135$  mm'dir.

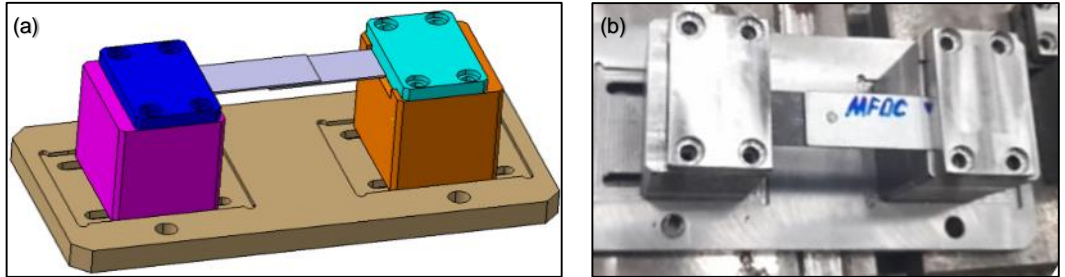


Şekil 4.21. Yorulma testleri için nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numuneler.

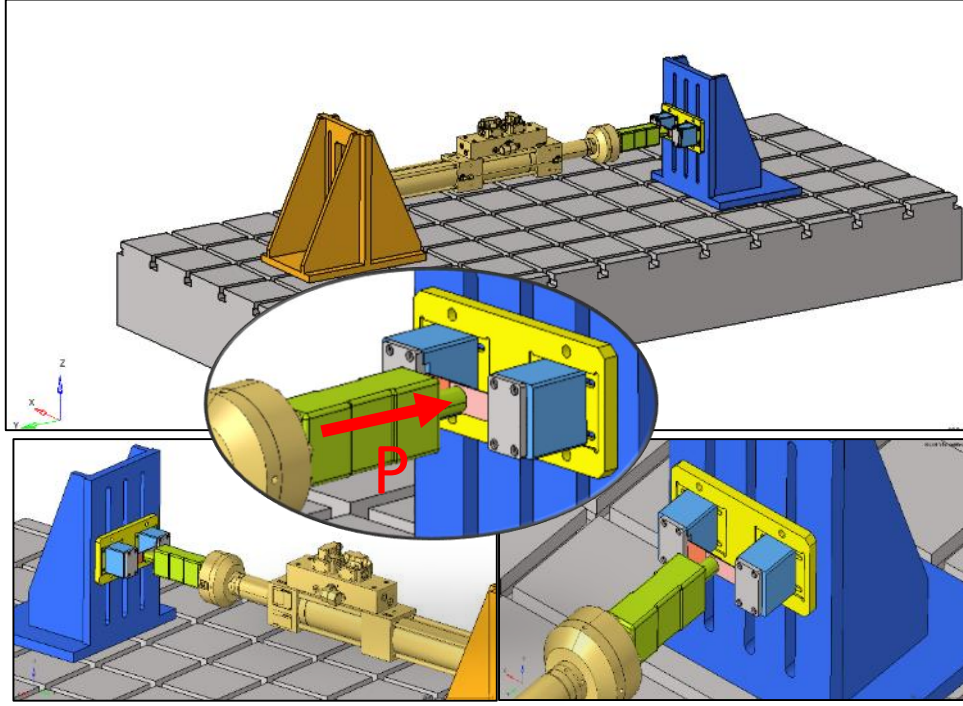


Şekil 4.22. Yorulma testinde kullanılan MTS marka aktüatör.

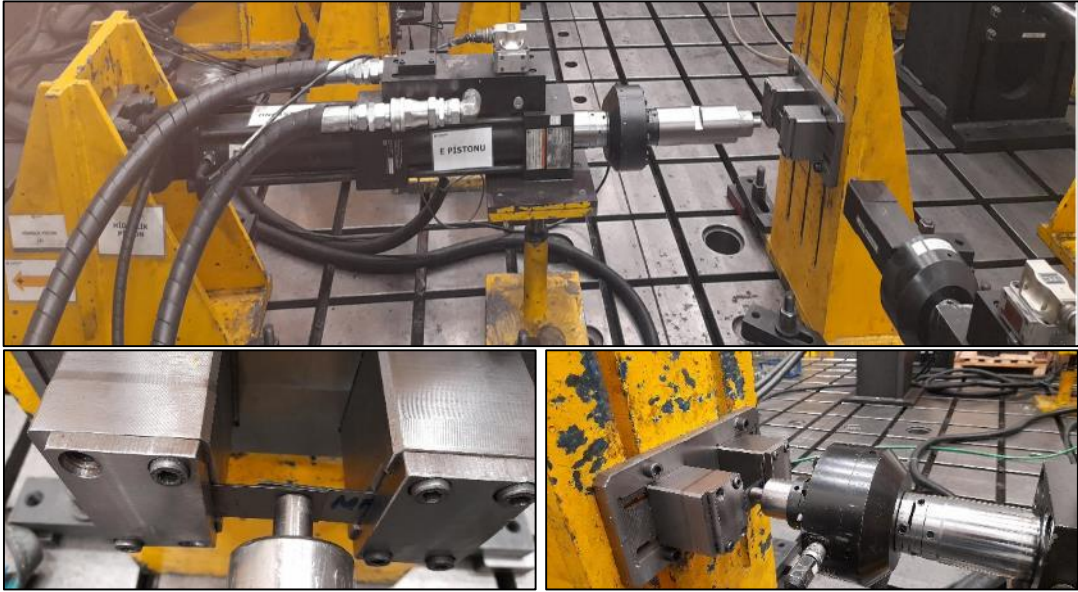
Deney düzeneğinde 15 mm çapındaki bir silindir kesiti kaynak çekirdeğinin merkezine yük uygulamaktadır. Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen standart ölçülerdeki kaynak numunelerinin yorulma testleri için öncelikle bir fikstür tasarlanmış ve imal edilerek testlerde kullanılmıştır. Şekil 4.23a’da tasarımı yapılan fikstürün üç boyutlu şematik görüntüsü Şekil 4.23b’de ise bu tasarıma göre imalatı gerçekleştirilen fikstür ve montaj resmi verilmiştir. Şekil 4.24’de yorulma testlerinin yapıldığı cihazın 3D tasarım resmi, Şekil 4.25’de cihaza ait fotoğraf görülmektedir.



Şekil 4.23. Yorulma test fikstürü tasarımı ve imalat sonrası montajlı görüntüsü.



Şekil 4.24.Yorulma test düzeneğine ait 3D görseller.



Şekil 4.25. Yorulma testlerinin yapıldığı cihaz.

Yorulma testleri sonucunda 4 farklı numune grubuna ait test numunelerinin kırıldığı çevrim sayıları belirlenerek yorulma ömürleri elde edilmiştir. Elde edilen kuvvet-çevrim sayılarına göre ömür eğrileri oluşturulmuş ve sonuçlar karşılaştırılmıştır.

Ayrıca yorulma deneyleri sonucunda meydana gelen kırılma tipleri ve yüzeyleri de taramalı elektron mikroskobunda incelenmiştir.

Yorulma numuneleri hazırlandıktan sonra farklı numune gruplarına sahip her bir kaynaklı numunenin yorulma davranışını incelemek, Kuvvet-Ömür eğrilerini oluşturmak için her deney numunesine metodolojiye uygun olarak farklı ve azalan değerlerde dinamik yükler seçilmiştir. Yorulma yüklerinin seçiminde, kaynatılan sac malzemelerin akma dayanımlarının ortalamasının yaklaşık %70'i dinamik yüklemelerde üst limit olarak belirlenmiştir. Yorulma yükü, giderek azalan bir değerde uygulanmış olup deneyler üçer defa tekrar edilerek, bulunan yorulma ömürlerinin ortalamaları alınmıştır. Benzer işlemler her bir kaynaklı numune grubuna uygulanarak elde edilen değerlere ait Kuvvet- Çevrim sayısı grafikleri çizilmiş ve yorumlanmıştır.

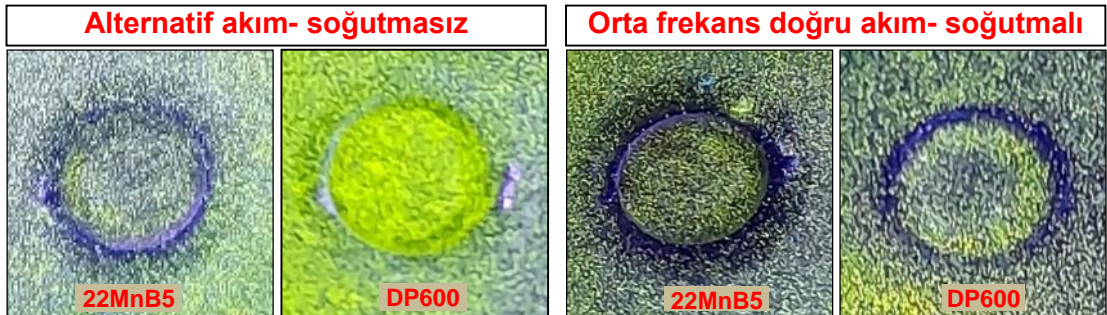
## BÖLÜM 5

### SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu bölümde çalışma kapsamında öncelikle hem geleneksel alternatif akım (AA) hem de orta frekans doğru akım (OFDA) kullanılarak nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirilen 22MnB5 ve DP600 malzemelerin kaynak çekirdeği ve çevresi (ITAB) görsel muayene ile kontrol edilmiştir. Sonrasında kaynaklı numunelerin kaynak bölgelerinin makro/mikroyapıları hakkında bilgiler verilmiştir. Kaynaklı numunelerin sertlik ölçüm sonuçlarının yanında mekanik özelliklerinin belirlenmesi için yapılan çekme-makaslama ve çapraz-çekme sonuçları verilmiştir. Son olarak kaynaklı numuneler yorulma deneylerine tabi tutularak yorulma ömürleri belirlenmeye çalışılmıştır. Çalışmada elde edilen tüm veriler sebep-sonuç ilişkisi içerisinde yorumlanarak, literatür bilgileri ışığında değerlendirilmiştir.

#### 5.1. MANYETİK PARÇACIK TESTİ

Nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirilen kaynaklı numuneler her iki yüzeyden de (birleştirmenin 22MnB5 ve DP600 tarafı) manyetik parçacık testine tabi tutulmuş ve test sonrası elde edilen örnek görseller Şekil 5.1’de paylaşılmıştır.



Şekil 5.1. Manyetik parçacık test görselleri.

Şekil 5.1 incelendiğinde yüzeye açılan herhangi bir süreksiz kaynak kusuru gözlenmemiştir. Son yıllarda, sıvı çinko ile temas halinde olan belirli bileşim ve mikroyapılara sahip geliştirilmiş ileri yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) Sıvı Metal Kırılabilirliği'na (SMK) karşı oldukça duyarlı olduğu belirlenmiştir. NDK sırasında östenite dönüşen kaynak bölgesi ve sıvı faza geçen ergimiş Zn, SMK oluşmasına sebep olabilmektedir. Bölgede kaynak sırasında oluşan termal ve mekanik gerilmeler Zn atomlarının östenit tane sınırlarından ilerleyerek difüze olmasına yol açmaktadır. Kaynaktan sonra zayıf tane sınırları, çekme gerilmesi altında açılarak çatlaklara sebebiyet verebilmektedir. SMK oluşumu, ana malzemenin dayanımı ve kimyasal kompozisyonu, kalıntı östenit hacmi, kaplama cinsi/kalınlığı, kaynak parametreleri gibi birçok parametreden etkilenmektedir. Özellikle Sıcak daldırma galvaniz kaplamalı DP600 malzeme tarafında kaynak sonrası herhangi bir SMK hatasının oluşup oluşmadığı gerçekleştirilen manyetik parçacık testleri ile incelenmiştir. SMK hatasına rastlanmamasının sebebi, DP sınıfının diğer üyelerine göre DP600'ün kimyasal kompozisyonunu oluşturan elementlerin ve mukavemetinin düşük olmasıdır. Uygun parametre optimizasyonu da bu sonucu desteklemektedir.

## 5.2. GÖRSEL MUAYENE

Nokta direnç kaynak yöntemi ile hem geleneksel alternatif akım hem de orta frekans doğru akım kullanılarak birleştirilen kaynaklı numunelerin kaynak çekirdek çapı (Kaynak esnasında üst malzeme olarak DP600 tercih edildiğinden ölçümler birleştirmenin DP600 yüzeyinden yapılmıştır) ve elektrod dalma derinlik ölçümleri ise kaynak kesitinden alınmış olup sonuçları Çizelge 5.1'de verilmiştir. Kaynaklı numuneler bu ölçüm sonuçlarının ilgili standartları karşılama durumu ve kaynak çekirdeği ve etrafında meydana gelebilecek görsel hatalar ile değerlendirilmiştir.

Çizelge 5.1. Kaynak çekirdek ve nokta ebatları.

		Çekirdek çapı (mm)	Çekirdek yüksekliği (mm)	Elektrod dalma derinliği (mm)	Nokta çapı (mm)
AA	BHS yok	4.57	1.55	0,46	5.53
	BHS var	4.62	1.40	0,48	5.48
OFDA	BHS yok	4.81	1.52	0,54	5.77
	BHS var	4.78	1.49	0,57	5.73

Bölüm 4, Şekil 4.14’de görselleri verilen hem alternatif akımda hem de orta frekans doğru akım teknolojisi kullanılarak birleştirilmiş kaynaklı numuneler üzerinde yapılan göz ile muayenede hiç bir numune kaynak çekirdeği ve etrafında çatlak vb. kaynak düzensizliği oluşmadığı, kaynak çekirdeği elektrod temas yüzeylerinin gayet düzgün ve pürüzsüz olduğu görülmüştür. Ayrıca nokta direnç kaynaklı numunelerde genellikle yanlış parametre seçimi ve yüzeyin temiz olmamasından kaynaklanan arayüzey fişkırtma hatası ile elektrodların paralel konumlandırılmasından kaynaklanan eğik çekirdek yüzey hatalarına rastlanılmamıştır. Sonuç olarak kaynaklı numunelere gözle yapılan muayenede tüm parametrelerde birleştirilen numunelerin başarılı olduğu görülmüştür. Burada kaynak işlemlerinde kullanılan kaynak makinalarının programlanabilir olmalarının yanında kaynak operatörünün tecrübelerinin de önemli olduğu sonucu çıkarılabilir. Nokta direnç kaynağı kabul edilebilir kaynak aralığı diyagramında kaynak parametre değişimine bağlı elektrot dalma derinliğinin; kullanılan malzemelerin kesit kalınlığının % 30’unu geçmeyecek şekilde seçilmesi ile ölçülmektedir. Bu değerlerin üzerinde fişkırtmalar meydana gelebilmektedir. Diğer taraftan literatür bilgilerine göre [85] elektrot dalma derinliğinin birleştirme kesit kalınlığının kritik bir değer altına inmesi durumunda da nokta kaynağı istenilen dayanım özelliğini sağlayamayabilir. Çalışmada kullanılan kaynak parametreleri dahilinde tüm birleştirmedeki ölçüm değerleri literatürde verilen değer aralığı sınırları içerisinde bulunmuştur. Kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan çekme-makaslama ve çapraz-çekme testlerinde düğme şeklindeki kopma türleri bu sonuçları destekler niteliktedir.

AWS D8.9M standartına göre, sac malzemelerin nokta direnç kaynağı sırasında kaynaklanabilirlik, genellikle, nokta çapını sağlayan ( $4.t^{1/2}$  t =sac kalınlığı) minimum kaynak akımından, fişkırtma meydana gelmeden önceki maksimum kaynak akımına kadar olan aralığı gösteren kaynak yapılabilir akım aralığı ile değerlendirilir [97]. Literatürde minimum çekirdek çapı için  $3,5\sqrt{t}$  veya  $5\sqrt{t}$  de kullanılır. Ayrıca, minimum kaynak boyutu tanımlanırken farklı uygulamalar için varyasyonlara izin verilmesi de mümkündür [71]. Çünkü, nokta direnç kaynaklı bağlantıların performans gereklilikleri, uygulama alanları ile ilgilidir. Çekirdek çapının yanı sıra, nokta direnç kaynaklı (NDK) bağlantılarının performansı öncelikle malzemelerin kimyasal bileşiminin (ve mikroyapısal bileşiminin) ve kaynak sırasındaki termal profilin

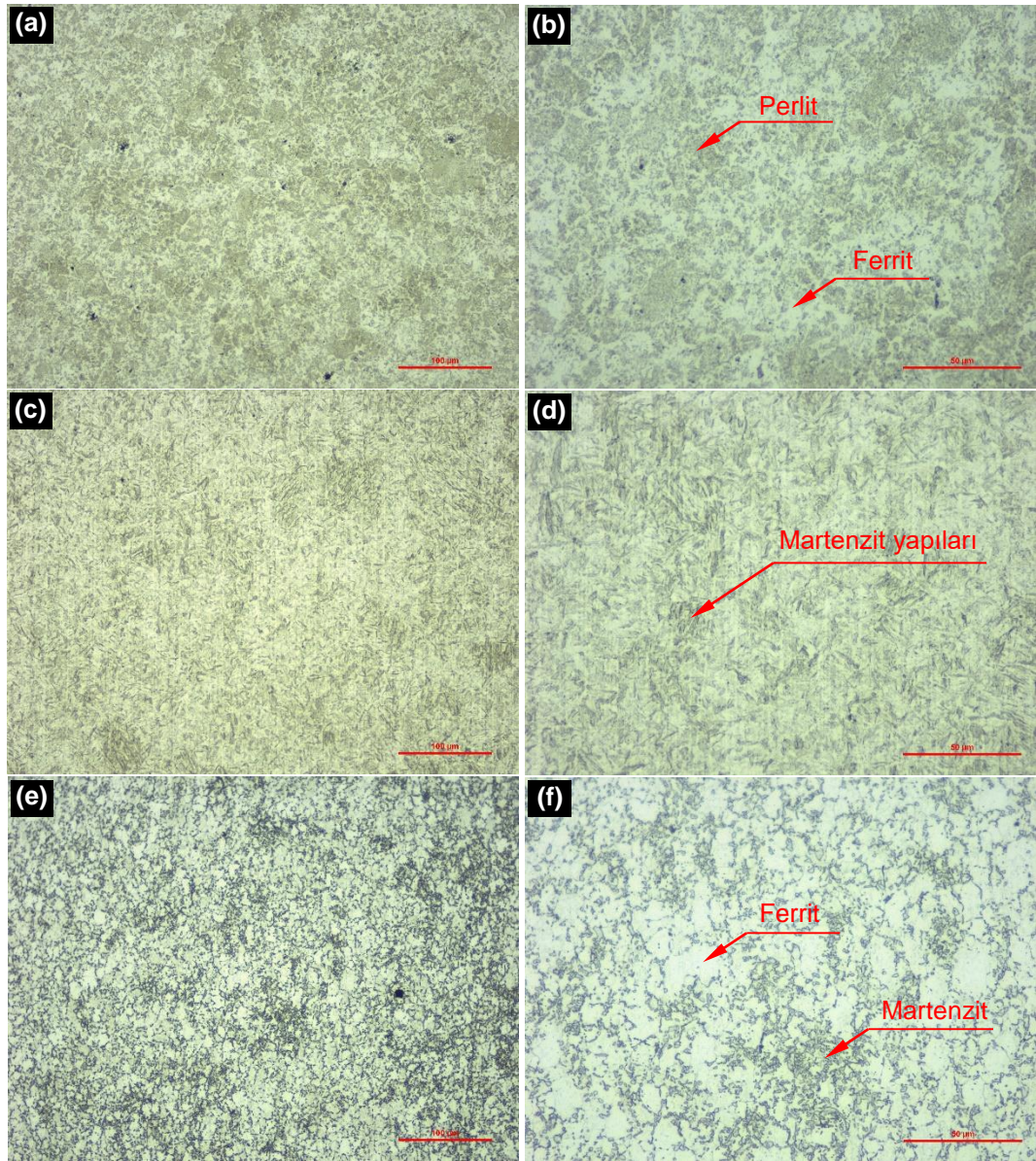
(özellikle kaynak sırasında ulaşılan maksimum sıcaklık ve sonraki soğutma hızlarının) bir fonksiyonu olduğunu göz ardı etmemek gerekir. Çizelge 5.1 incelendiğinde kaynak işlemlerinde kullanılan elektrodalara ait keplerin çapları sabit olduğu halde (6 mm) elektrod dalma derinliğinin artışı ile beraber nokta çapının da arttığı görülmüştür. Bu sonucun nedeni konik geometrideki elektrod keplerinin dalma derinliğinin artışı ile nokta çapının da büyümesine neden olmasıdır.

Bağlantının ve kaynak prosesinin güvenilirliği, kaynak parametrelerinin seçimine ve ek etkili faktörlere bağlıdır. Bu önemli ek faktörler, elektrot keplerinin geometrisi ve malzemesi, ana metal malzemesi ve çelik sacların kaplama tipi ile kaynak ekipmanının statik, dinamik ve mekanik makine özellikleridir. Örneğin kaynak akımı, doğru akım (DA) veya alternatif akım, (AA) olabilir. DA, kaynak havuzunun sürekli büyümesine neden olur. AA akım ise yön değiştirir ve kaynak havuzunun soğumasına yol açar. Yani, kaynak havuzunun kademeli olarak büyümesine neden olur. Kaynak sırasında akım değişebilir. Kaynak sırasında akım profillerinin değiştirilmesinin ardındaki amaç, kaynak oluşumunun ve ergimiş malzemenin olası fişkırmasının yalnızca ısı girdisine değil, aynı zamanda ısının nasıl uygulandığına da bağlı olduğu düşüncesine dayanmaktadır. Bu iki akım profillerinden hangisinin kullanıldığı ya da hibrit bir yapının kullanılıp kullanılmadığı minimum çekirdek boyutunu ve bağlantı performansını etkileyen önemli ek faktörlerden biridir. Nokta direnç kaynağında genelde kullanılan sabit akım profili, neredeyse sabit bir ısı girdisi (veya direnç arttıkça sürekli artan bir ısı girdisi) sağlar. Literatür konu özelinde araştırıldığında akım profillerinin nokta direnç kaynaklı bağlantıya etkilerini araştıran detaylı bir çalışmaya rastlanmamıştır.

### **5.3. MAKRO/MİKROYAPI ÇALIŞMALARI**

Bu başlık altında, kaynaklı birleştirmeler yapılmadan önce DP600, sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 ve temin edildiği hali ile (sıcak şekillendirme yapılmamış) ana malzemelerin mikroyapıları incelenmiş olup Şekil 5.2’de paylaşılmıştır. Farklı kaynak teknolojileri (AA ve OFDA) ve BHS işleminin kaynak çekirdeği ve özellikle etrafındaki ITAB’a etkilerini belirlemek için kaynaklı numunelere makro ve mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir.





Şekil 5.2. 22MnB5 ve DP600 sac malzemelerin mikroyapıları.

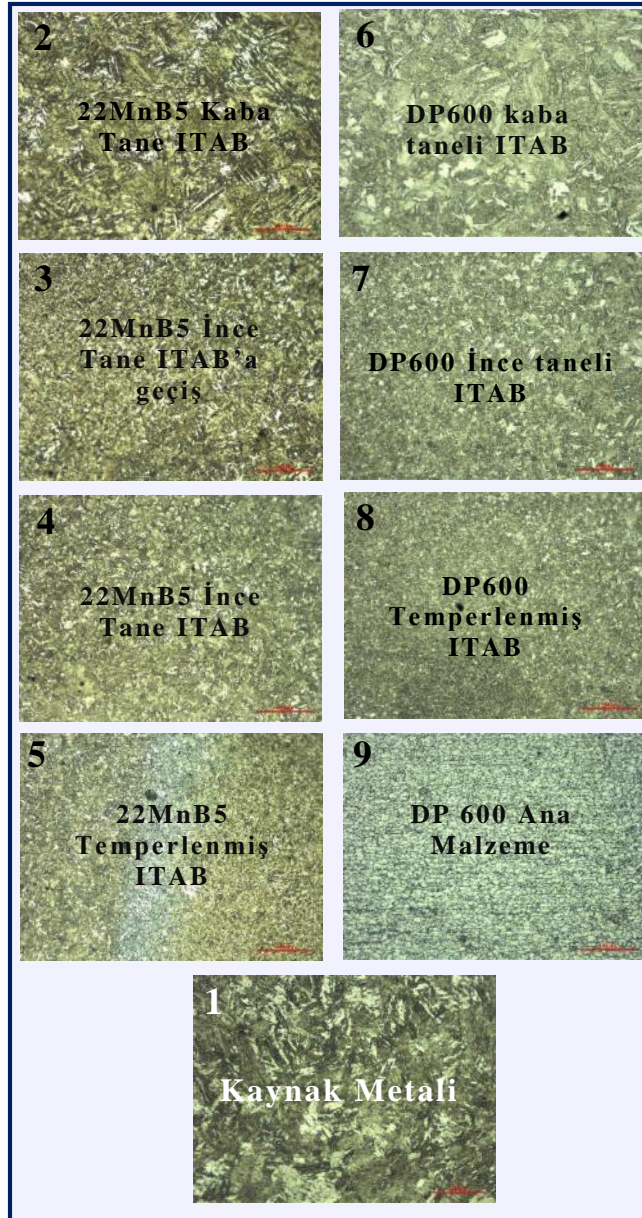
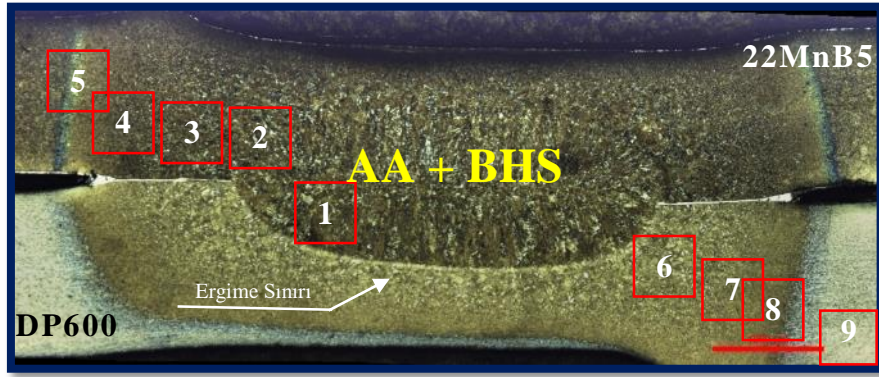
Şekil 5.2 a ve b’de temin edildiği hali ile ve sıcak şekillendirilmiş, Şekil 5.2 c ve d’de 22MnB5 malzemesine ait ve Şekil 5.2 e ve f’de ise DP600 malzemelerin farklı büyütmelerdeki mikroyapıları paylaşılmıştır. 22MnB5 malzemenin temin edildiği halde mikroyapısının ferrit ve perlit iken sıcak şekillendirme işleminden sonra martenzitik dönüşüm gerçekleştirildiği görülmektedir. Yine Şekil 5.2 e ve f’de DP600’e ait görüntüler incelendiğinde mikroyapının ferrit ve martenzit fazlarından oluştuğu anlaşılmaktadır.

### 5.3.1. AA Makro/Mikroyapı İncelemeleri

Şekil 5.3’de AA numunesine ait Şekil 5.4’de ise AA+BHS numunesine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 5.3. BHS uygulanmamış AA ile üretilen numunelerin makro/mikroyapıları.



Şekil 5.4. BHS uygulanmış AA ile üretilen numunelerin makro/mikroyapı görüntüleri.

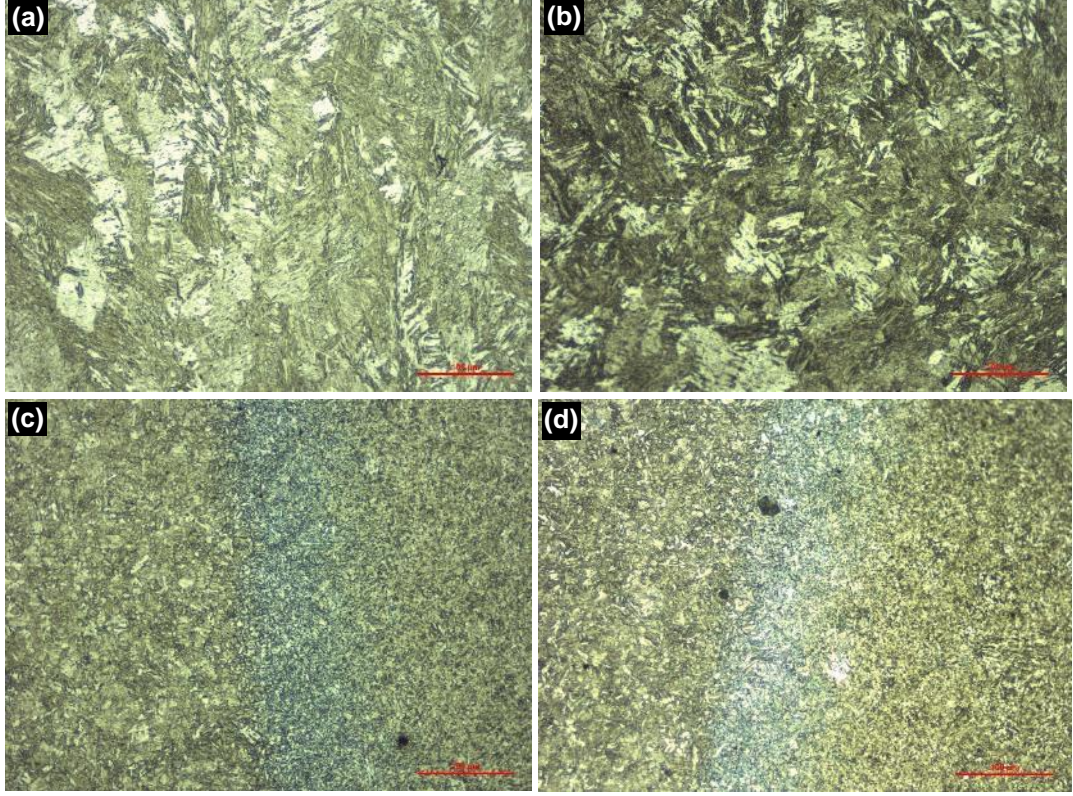
Şekil 5.3’de BHS (bölgesel hızlı soğuma) uygulanmamış, Şekil 5.4’de ise BHS uygulanmış alternatif akım ile nokta direnç kaynağı birleştirilmiş numunelerin, kesitlerinden alınmış optik mikroskop mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Burada; 1- kaynak metal, 2- 22MnB5 iri taneli üst kritik ITAB, 3 ve 4- 22MnB5 ara kritik bölge ve ince taneli ITAB’ı, 5- 22MnB5 kritik altı temperlenmiş ITAB’ı göstermektedir. Yine Şekil 5.3 ve 5.4’de, 6- DP600 ITAB’ı, 7 ve 8- DP600 ince taneli ITAB’I veya ince taneli ITAB’a geçişi ve 9- DP600 ana metalini göstermektedir.

Şekil 5.3 ve 5.4’e ait makro görseller, DP600 çeliğine göre, ergime bölgesini oluşturan kaynak çekirdeği karışımına 22MnB5 çeliğinin daha aktif bir şekilde katıldığını göstermektedir. Bu durumun sebebinin malzemelerin farklı kimyasal ve fiziksel özelliklerinin yanı sıra kaplamaların farklı öz dirençleri ve kimyasal kompozisyonlarından kaynaklandığı söylenebilir. Bu iki malzemenin fiziksel özelliklerine bakıldığında; 22MnB5’in 20°C’de ısı kapasitesi 452 j.kg<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>, termal iletkenliği 38.6 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>, elektrik direnci ise 0.24 µΩ.m’dir. DP600’ün ise 20°C’de ısı kapasitesi 447 j.kg<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup> iken termal iletkenliği 42.2 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>, elektrik direnci ise 0.27 µΩ.m’dir. 22MnB5’in ergime sıcaklığı 1456 °C, DP600 ün ise 1480 °C’dir [136]. 22MnB5 ve DP600 malzemelerin fiziksel özelliklerindeki bu farklılıkların kaynak esnasında kaynak çekirdeğinin karışımında etkili olduğu sonucu çıkmaktadır.

22MnB5’e ait AlSi kaplamanın elektrik direnç kaynağında kaynaklanabilirlik penceresini daralttığı ve öz direnci arttırdığı bilinmektedir. Kaplamaya ek olarak 22MnB5 çeliğinin agresif kimyasal kompozisyonun da artan öz direncin daha da artmasına sebebiyet verdiği düşünüldüğünde 22MnB5 çeliğinin kaynak metaline neden daha aktif karıştığı anlaşılabilir.

Şekil 5.5 a’da verilen mikroyapı AA akım formu ile üretilen ve BHS uygulanmamış bağlantının kaynak metaline ait iken Şekil 5.5 b’de verilen mikroyapı BHS uygulanmış bağlantının kaynak metaline aittir. a) ve b)’de görüldüğü gibi her iki bağlantıya ait kaynak metal yapılarının martenzit fazında olduğu görülmektedir. Bu dönüşümün sebebi ergimiş kaynak metalinin hızlı soğumasıdır. Yine Şekil 5.5 c’de BHS uygulanmamış Şekil 5.5 d’de ise BHS uygulanmış, AA akım formu ile üretilmiş bağlantılara ait temperlenmiş kritik altı ITAB’a ait mikroyapılardır. Görsellerdeki

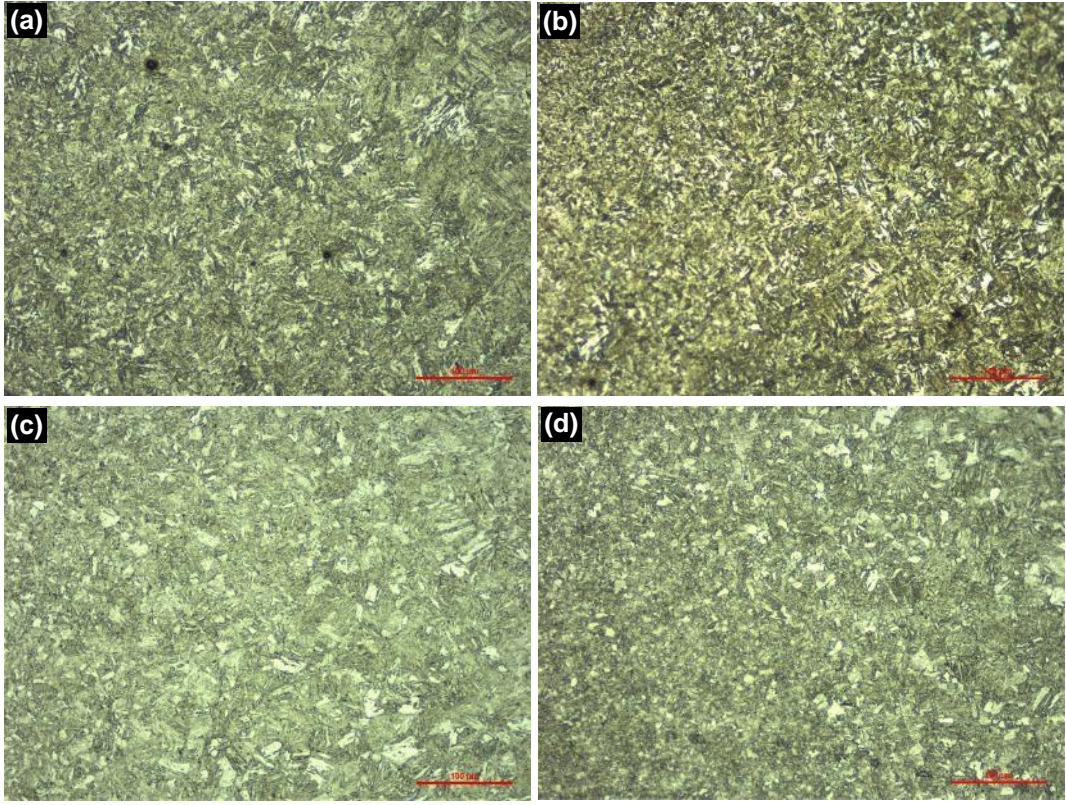
temperlenmiş bu alt ITAB'ın ince taneli ara kiritik ITAB ile ana malzeme arasında meydana geldiği ve ince taneli bir yapı sergilediği anlaşılmaktadır.



Şekil 5.5. AA akım formu kaynak metali (KM) ve temperlenmiş kritik altı ITAB'ına ait mikroyapı görüntüleri.

Kaynak metali mikroyapıları değerlendirildiğinde farklı numune gruplarına ait (AA ve AA+BHS) ergimiş kaynak çekirdeği mikroyapılarının büyük farklılıklar göstermediği görülmektedir. Ergiyik bölgenin mikroyapısının, ergime sınırından kaynak merkezine doğru epitaksiyel katılma sergilediği ve büyüyerek sütunlu yapıya sahip iğne benzeri martenzitik yapılar oluşturduğu görülmektedir. Eriyik havuz içindeki termal geçmişin likidus sıcaklıklarını ( $T > 1500^{\circ}\text{C}$ ) aştığını ve içinde  $18^{\circ}\text{C}$  su dolaşan bakır elektrotlar yardımı ile bu bölgenin hızla soğumasıyla buradaki yapının tamamem martenzite dönüştüğü görsellerden anlaşılmaktadır.

Şekil 5.5 c ve d görselleri içindeki mikroyapıların kritik altı sıcaklıklara maruz kaldığı için tamamen temperlenmiş (parlak yeniden dönüşmüş ve koyu) martenzitik faz karışımı yapıları sergilediği görülmektedir.

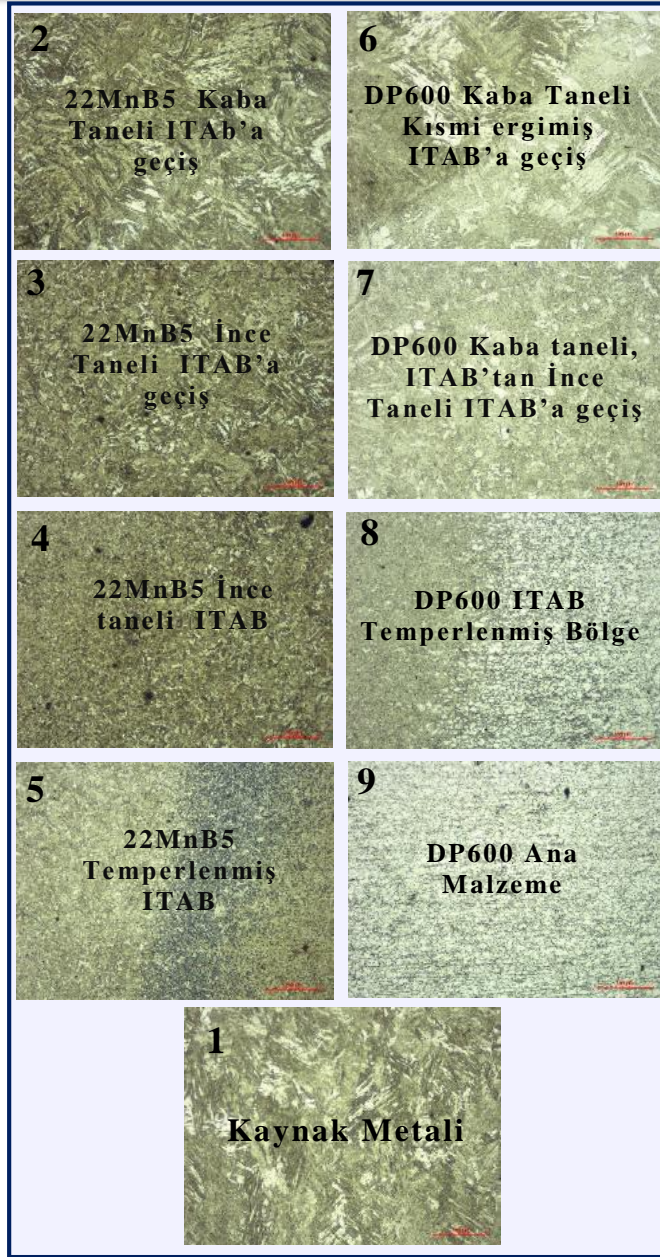
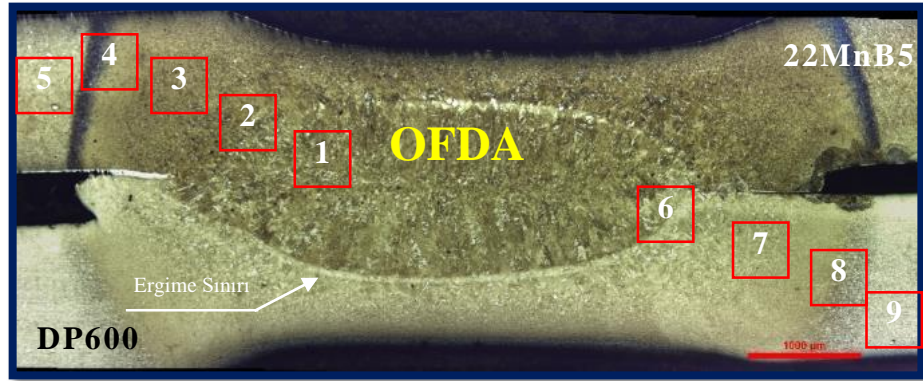


Şekil 5.6. AA akım formu ile üretilen numunelerin ITAB'ına ait mikroyapı görüntüleri.

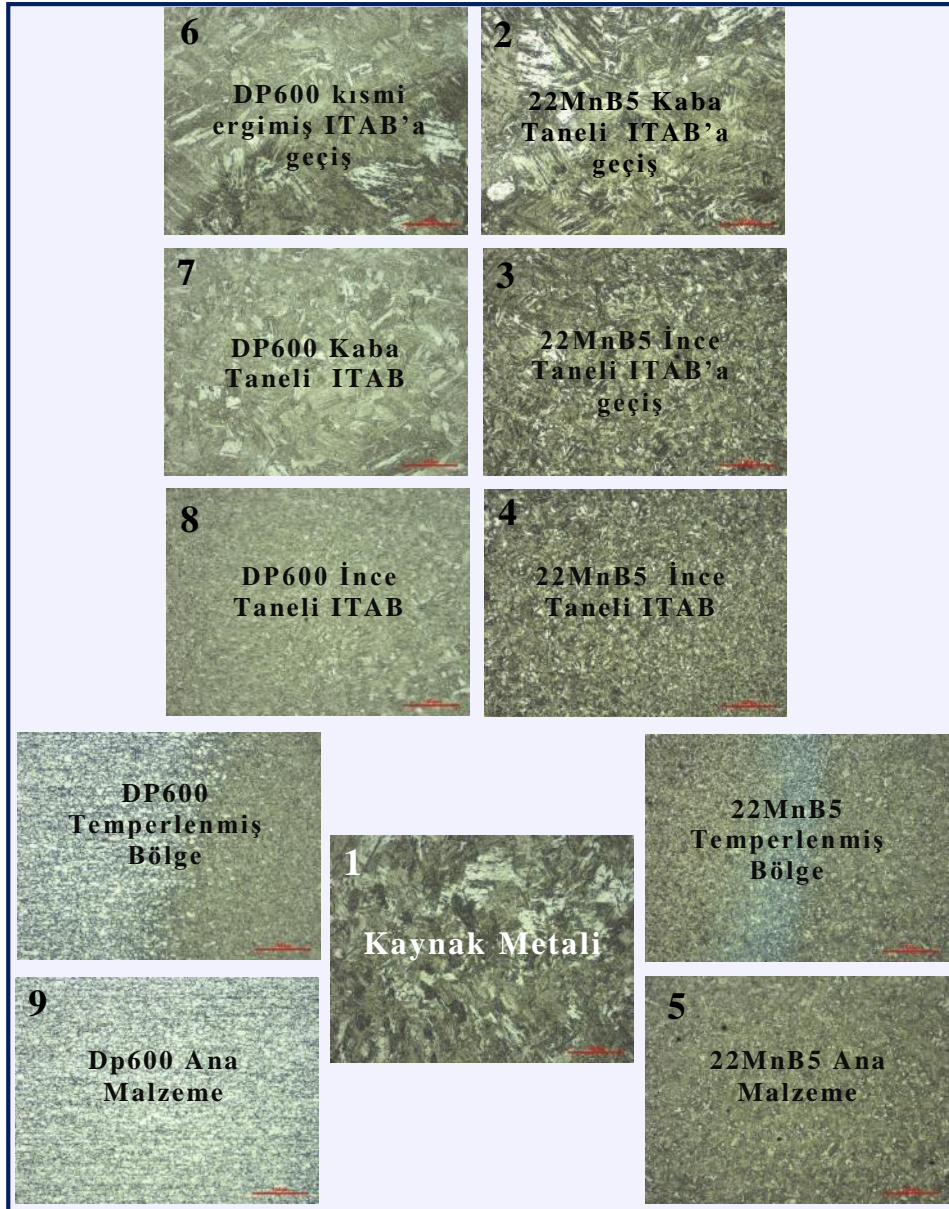
Şekil 5.6 a'da AA ile üretilmiş BHS uygulanmamış, Şekil 5.6 b'de BHS uygulanmış 22MnB5 malzemenin ITAB'ına ait kaba taneli ve ince taneli yapı görselleri ile Şekil 5.6 c'de BHS uygulanmamış ve d'de ise BHS uygulanmış DP600 malzemenin ITAB'ına ait kaba ve ince taneli görselleri verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde, kaynak sırasında ulaşılan tepe sıcaklığının  $Ac_3$  sıcaklığının oldukça üzerinde olması nedeniyle %100 östenit dönüşümünün oluşması ile yapının genelinde martenzitik tane irileşmesi meydana geldiği görülmektedir. Görüntülerin bir kısmında ince taneli bölgede görülmektedir. İnce taneli bölgedeki en yüksek sıcaklık  $Ac_3$ 'ü aşırsa da, önemli östenit tane büyümesinin gözlenebileceği düzeyde gerçekleşmemiştir. Hızlı soğuma ile daha ince martenzitik yapılar oluşmuştur.

### 5.3.2. OFDA Makro/Mikroyapı İncelemeleri

Şekil 5.7'de OFDA, Şekil 5.8'de ise OFDA+BHS kaynaklı numunelere ait makro ve mikroyapı fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 5.7. BHS uygulanmamış, OFDA ile üretilen numunelerin makro/mikroyapıları.



Şekil 5.8. BHS uygulanmış OFDA ile üretilen numunelerin makro/mikroyapıları.

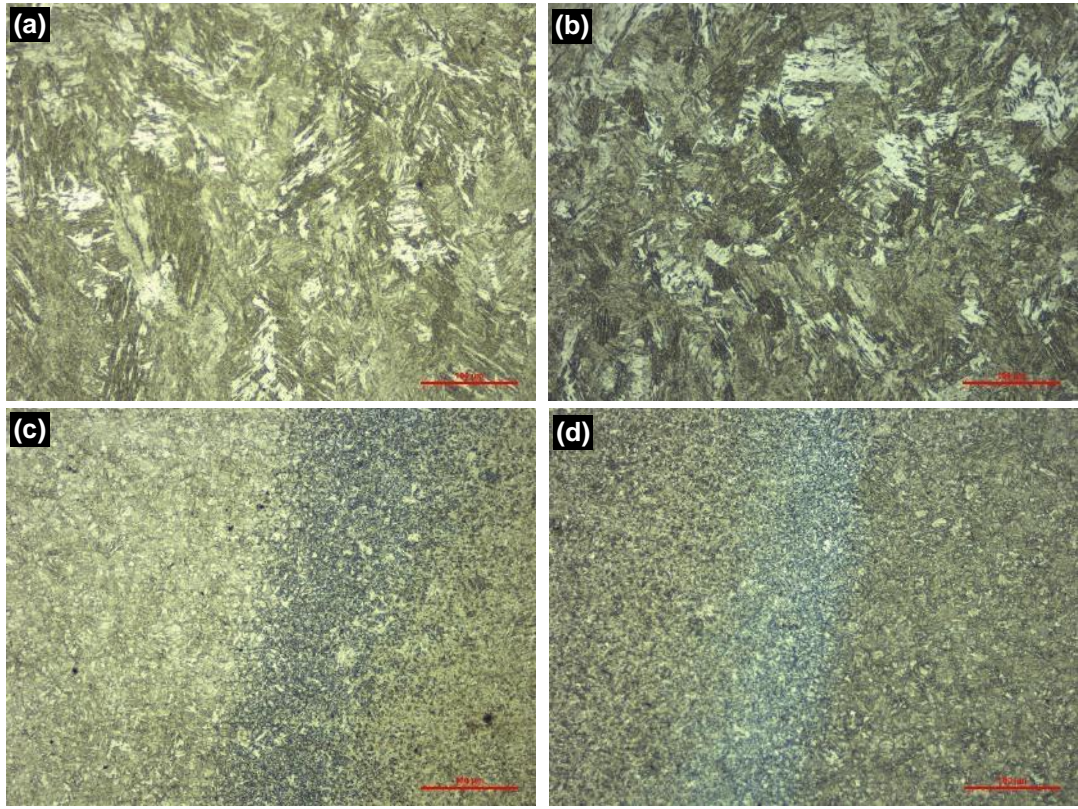


Şekil 5.7’de, BHS uygulanmamış, 1000Hz OFDA ile nokta direnç kaynağı yapılmış numunelerin kesitlerinden alınmış optik mikroskop mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Burada; 1- kaynak metali, 2- 22MnB5 iri taneli üst kritik ITAB, 3 ve 4- 22MnB5 ara kritik ince taneli ITAB’ı, ve ince taneli ITAB’a geçişi, 5-22MnB5 alt kritik temperlenmiş ITAB’ı göstermektedir. Yine Şekil 5.7’de, 6 ve 7- DP600 iri taneli ITAB’ı, 8- DP 600 ince taneli ITAB’ı ve 5- DP600 ana metalini göstermektedir.

Şekil 5.8’de BHS uygulanmış optik mikroskop mikroyapı görüntülerinde ise 1- kaynak metali, 2- 22MnB5 iri taneli üst kritik ITAB’ı, 3- 22MnB5 ara kritik bölge ve ince taneli ITAB’ı, 4- 22MnB5 alt kritik temperlenmiş ITAB’ı ve 5- 22MnB5 ana metalini göstermektedir. Yine Şekil 5.8’de, 6 ve 7- DP 600 iri taneli ITAB’ı, 8- DP 600 ince taneli ITAB’ı ve 9- DP 600 ana metalini göstermektedir.

Şekil 5.7 ve 5.8 dikkatli bir biçimde incelendiğinde birleştirmenin DP600 tarafında ergime sınırının net olarak görüldüğü, birleştirmenin diğer tarafında ise bu sınırın net hatlarla belirgin olmadığı görülmektedir. Burada farklı kimyasal kopozisyona sahip malzemeler kaynatıldığından dolayı, farklı öz dirençleri nedeni ile kaynak çekirdeğinin her iki malzemenin kesitinde simetrik olarak elde edilememesine neden olduğu söylenebilir. Bir başka ifade ile DP600 çeliğinin 22MnB5 çeliğine göre kaynak metali karışımına katılımının daha sınırlı olduğu görülmüştür. Aydın ve arkadaşları [137] DP600 ve TBF1180 malzemeleri farklı kaynak akımlarında NDK yöntemi ile birleştirmişler ve birleştirmelerin makro ve mikroyapılarını incelemişlerdir. Makroyapı çalışmaları sonucunda iki metalin birbirine karıştığı erime bölgesi ve DP600 çeliği tarafında karışmanın tam anlamıyla gerçekleşmediği kısmi erime bölgesi olduğu belirtilmiştir. Kısmi ergime bölgesinin çıkmasına kaynak bölgesindeki oldukça hızlı soğuma koşulları yeterli difüzyon zamanı olmaması gösterilmiştir. Ayrıca her iki çeliğin kimyasal bileşim, elektrik öz dirençleri ve mikroyapılarının farklı olmasının bu ayrıma neden olabileceği rapor edilmiştir. Ayrıca çalışmalarda kullanılan malzemelerin C oranlarının farklı olması kaynak çekirdeğine eşit miktarda katılımın önündeki engellerden biri olduğu söylenebilir. Yapılan literatür araştırmalarında çeliklerdeki karbon ve alaşım elementi oranının artışı ile elektriksel iletkenliğin önemli ölçüde azaldığı, diğer bir deyişle elektriksel öz dirençlerinin arttığı rapor edilmiştir [138].

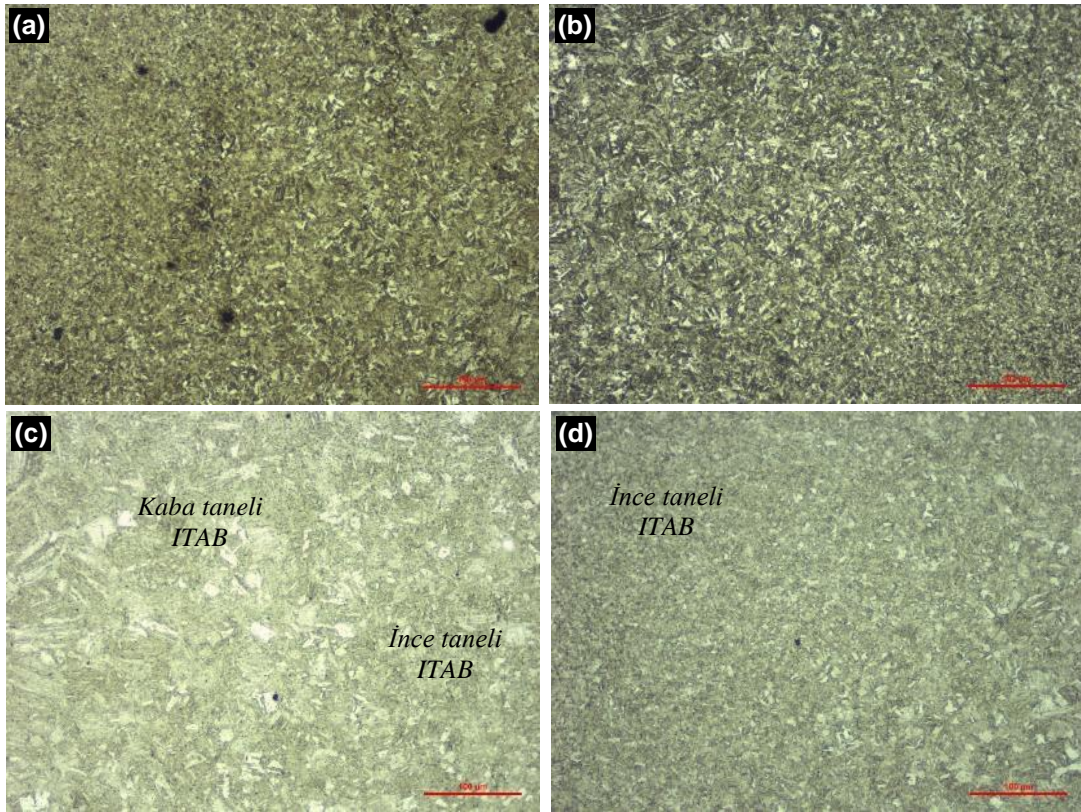
Şekil 5.9 a’da OFDA akım formu ile üretilen BHS uygulanmamış, Şekil 5.9 b’de BHS uygulanmış bağlantının kaynak metaline ait mikroyapıları verilmiştir. Yine Şekil 5.9 c’de OFDA akım formu ile üretilen BHS uygulanmamış ve Şekil 5.9 d’de ise BHS uygulanmış bağlantının temperlenmiş kritik altı ITAB’ına ait mikroyapıları verilmiştir. B), Şekil 5.9 a ve b’de görüldüğü gibi her iki bağlantıya ait kaynak metal yapılarının aynı AA akım formuna ait numunelerde olduğu gibi martenzitik yapıda olduğu görülmektedir. Bu dönüşümün sebebi yine ergimiş kaynak metalinin soğuma hızının yüksek olmasıdır.



Şekil 5.9. OFDA akım formu ile üretilen numunelerin kaynak metal ve temperlenmiş kritik altı ITAB’ına ait mikroyapı görüntüleri.

Yine Şekil 5.9 c ve d’de verilen OFDA akım formu ile üretilmiş BHS uygulanmış ve uygulanmamış bağlantılara ait temperlenmiş kritik altı ITAB’lar incelendiğinde de aynı AA akım formunda olduğu gibi temperlenmiş alt ITAB’ın ince taneli ara kiritik ITAB ile ana malzeme arasında meydana geldiği ve kritik altı sıcaklıklara maruz kaldığından temperlenmiş martenzitik ince taneli bir yapı sergilediği anlaşılmaktadır.

Şekil 5.10 a'da OFDA teknolojisi ile birleştirilen ve işlem sonrasında BHS kullanılmayan, Şekil 5.10 b'de ise kaynak sonrası BHS kullanılan 22MnB5 birleştirmesinin ITAB görüntüleri, Şekil 5.10 c ve d'de ise sırasıyla BHS uygulanmamış ve BHS uygulanmış DP600 birleştirmesinin ITAB'ları verilmiştir. Şekil 5.10 genel olarak değerlendirildiğinde kaynak esnasında sıcaklığın Ac3'ün üzerine çıkması nedeni ile östenite dönüşen yapının hızlı soğumanın etkisi ile iri taneli martenzite dönüştüğü, ana metale doğru sıcaklığın nispeten Ac3'ün altına düşmesi ile tanelerin incelendiği ve daha ince yapılı martenzit fazlarının oluştuğu görülmektedir.



Şekil 5.10. OFDA akım formu ile üretilen numunelerin ITAB'ına ait mikroyapı görüntüleri.

### 5.3.3. AA ve OFDA Makro/Mikroyapı İncelemelerinin Değerlendirilmesi

Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8'de verilen hem AA hem de OFDA ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin ITAB'ları incelendiğinde, sıcak şekillendirilmiş çelik (22MnB5) tarafındaki ITAB'ın ısıdan çok daha fazla etkilendiği görülmektedir. Bu durum, sıcak şekillendirilmiş bor alaşımlı çeliğinin çift fazlı DP600 çeliğine göre iç yapısının tümüyle martenzit fazı içermesi ile ilgilidir. Nokta direnç kaynağından sonra,

tüm numunelerin 1 numaralı kaynak metali mikroyapıları incelendiğinde yapının martenzit fazına dönüşmüş olup bu dönüşümün kaynak metalinin ergimesinden sonraki hızlı soğuma hızı sebebi ile gerçekleştiği söylenebilir. Yine, Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8’de numunelere ait makro görsellerden, DP600 çeliğine göre, ergime bölgesini oluşturan kaynak çekirdeği karışımına 22MnB5 çeliğinin daha aktif bir şekilde katılabildiği anlaşılmaktadır. Bu durumun sebebinin malzemelerin farklı öz dirençleri ve kimyasal kompozisyonları olduğu söylenebilir. Sıcak şekillendirilmiş çelik türünün nokta direnç kaynağı için çalışma penceresi diğer çelikler kıyasla oldukça dardır. Sıcak presleme sırasında oksidasyon bariyeri olarak işlev gören Al-Si yüzey kaplamaları, daha mukavim ve sert bir yapı için eklenen alaşım elementlerinin ısı direncini arttırmıştır. Çeliğin yüksek sertleşebilirlik özelliğinin çentik duyarlılığına ve arayüzey hatalarına eğilimli olması bu dar çalışma penceresinin sebepleri arasında gösterilebilir.

Tüm numunelerde 22MnB5 çeliğine ait ITAB’ın kendi içinde üç bölgeye ayrıldığı ve ITAB’ın kaynak metalinin yaklaşık olarak 4 mm çevresinde meydana geldiği gözlemlenmiştir. DP600 tarafında ise, ergime sınırının belirgin bir şekilde ortaya çıktığı, tüm numunelerin ergime sınırında beyaz bir hale, literatürdeki adıyla “Halo ring” olduğu mikroyapı fotoğraflarında görülmektedir. Ergime bölgesinden daha yumuşak olan ve ergime sınırında oluşan yaklaşık 150 mikron genişliğindeki bu dar bölgenin delta fazından dışarı göç eden karbonun, parçanın hızlı soğuması sonucu geri yayılamamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Burada, meydana gelen hızlı soğuma yeterli difüzyon zamanı oluşmamasından dolayı kısmi bir ergime bölgesi oluşumuna neden olmuştur. DP600 ergime sınırının (Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8’de beyaz ok ile ergime sınırı gösterilmiştir) dışındaki mikroyapıların, ergime sınırından başlayarak sırasıyla; kısmi ergime bölgesini içinde barındıran kaba tane ITAB (kritik üstü ITAB), ince tane ITAB (ara kritik ITAB) ve ana malzemeye geçiş bölgesini göstermektedir. 22MnB5 ergime sınırının dışındaki mikroyapıların ise, ergime sınırından başlayarak sırasıyla; kaba tane ITAB (kritik üstü ITAB), ince tane ITAB (ara kritik ITAB) ve temperlenmiş (kritik altı ITAB) ve ana metal bölgelerini göstermektedir.

Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8’de 1 numaralı mikroyapı olarak paylaşılan ergime bölgesi mikroyapısı (kaynak metali), ergime sınırından kaynak merkezine doğru epitaksiyel katılma ve büyümenin bir sonucu olarak sütunlu yapıya sahip iğne benzeri martenzitik yapıdan oluşmaktadır. Kaynak esnasındaki kaynak çekirdeğindeki termal geçmiş, likidus sıcaklıklarını ( $T > 1500^{\circ}\text{C}$ ) aşmış ve bakır elektrotlar ve BHS yardımı ile de hızlı soğutularak tamamen martenzitik bir mikroyapının oluşmasına neden olmuştur.

Şekil 5.7-5.8’de 2 numaralı mikroyapı 22MnB5 kaba taneli ITAB, (kritik üstü ITAB) olarak paylaşılmıştır. Bu bölgedeki tepe sıcaklıklarının Ac3 sıcaklığının oldukça üzerinde olması ve %100 östenit dönüşümü ile sonuçlanması nedeniyle martenzitik tane irileşmesi görülmektedir. Martenzitik tane irileşmesini takip eden hızlı soğutma, önceki büyük östenit taneleri içinde büyük martenzitik paketlerle oluşmasına neden olmuştur.

Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8’de 3 numaralı mikroyapı kaynaklı numunenin 22MnB5 ince taneli ITAB’ı (ara kritik ITAB) olarak paylaşılmıştır. Bu bölgedeki tepe sıcaklığı Ac3’ü aşsa da, östenit tane büyümesinin gözlenebileceği düzeyde değildir. Mikroyapı BHS ile hızlı soğutulduğunda daha ince martenzitik yapıya dönüşmüştür. Aynı birleştirmelerin (22MnB5 temperlenmiş) kritik altı ITAB’ı (4 numaralı resim) incelendiğinde mikroyapının, daha parlak yeniden dönüştürülmüş martenzitik fazın ve kalan daha koyu martenzitik fazın bir karışımından oluştuğu görülmektedir. Bu bölgedeki tepe sıcaklıkları Ac1 sıcaklığını aşmakta, ancak Ac3’ü geçememektedir. Sonuç olarak, sıcak preslenmiş martenzit yapısının östenite dönüşmesi meydana gelmekte ve hızlı soğutularak yeniden yeni martenzitik fazların oluşumu sağlanmaktadır. 5 numaralı resim 22MnB5 ana metal mikroyapısına ait olup genel yapı martenzittir.

Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8’de 6 numaralı mikroyapı DP600 kaba tane ITAB’ı (kritik üstü ITAB) temsil etmektedir. Ergime bölgesine bitişik kaba taneli ITAB’da kaynak esnasındaki sıcaklık A3’ün üzerine çıkmıştır. Yüksek sıcaklıklarda yeniden kristalleşen bu bölgede tane irileşmesi gözlemlenmiş ve bu bölgenin iç yapısının beynitik ve martenzitik fazlardan oluştuğu görülmektedir. Şekil 5.3, resim 7’de ince taneli ITAB’a geçiş görülürken, Şekil 5.4, resim 7’de ince taneli alt ITAB bölgesi

görülmektedir. Şekil 5.7, resim 6'da kaynak metalinden kaba taneli kısmi ITAB'a geçiş, resim 7'de ise kaba taneli ITAB'tan ince taneli ITAB'a geçiş görülmektedir. Şekil 5.8, resim 6 kısmi ergimiş kaba taneli ITAB'a geçişi, resim 7 ise kaba taneli alt ITAB bölgesini göstermektedir.

Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8'de 8 numara ile kodlanan DP600 malzemenin ince tane ITAB'ı (ara kritik ITAB) görülmektedir. Bu kısmın kaba tane ITAB'a göre daha düşük sıcaklıklarda yeniden kristalleşen ince taneli ITAB'da ise tane yapısının oldukça incelendiği görülmektedir. Bu bölgeden ana malzemeye doğru martenzitik ve beynitik fazların azaldığı ve ana malzemeye yaklaştıkça yumuşak poligonal ferrit fazlarının da ortaya çıktığı görülmektedir.

İncelenen makro ve mikroyapılardan, kaynak metalinin tamamen martenzitik bir mikroyapıya sahip olduğu görülmektedir. Bu durum, kaynak havuzundaki soğuma hızının karbon difüzyonunun ihtiyacı olan zamanı tanımayacak kadar yüksek olması ile açıklanabilir. DP600 çeliğine göre 22MnB5 çeliğinin, kaynak metalini oluşturan kaynak çekirdeği karışımına daha aktif bir şekilde katılabildiği tespit edilmiştir. Bağlantıyı oluşturan malzemelerin farklı öz dirençleri ve kimyasal kompozisyonları kaynak çekirdeğine neden her iki malzemeninde aynı oranda karışmadığı sonucunu açıklamaktadır.

22MnB5'ait Al-Si kaplama, sıcak şekillendirme prosesi sırasında malzemeyi oksidasyon ve dekarbürizasyona karşı benzersiz koruma sağlamaktadır ancak sıcak şekillendirme prosesi sırasında kaplama-çelik malzeme arasında meydana gelen reaksiyonlar sebebiyle yüksek elektrik direncine, (özdirenç) ve bundan dolayı çok hızlı kaynak havuzu büyümesine sebep olur. Bu duruma sadece kaplama değil yüksek alaşımlı sıcak şekillendirebilir çelik malzemenin de katkısı vardır. Sıcak presleme sırasında ısıtma sıcaklığı 900 °C nin üzerine çıkmakta ve Fe-Al reaksiyonları tetiklenmektedir. Al-Si kaplamanın ergime sıcaklığı yaklaşık olarak 600 °C dir ve alt katman içerisindeki Fe' in varlığından dolayı, bu ergime sıcaklığı onun çelik üzerinde erimesini engeller. Daha yüksek erime noktasına sahip olan Al-Fe alaşımı, kaplama - ana metal ara yüzeyde oluşur ve yüzeye hızlı bir şekilde ulaşır. Al-Fe intermetalik katmanın erime sıcaklığı 1160-1500 °C arasındadır. Kaplama difüzyon yolu ile Fe ile

zenginleşir ve dalgalı, sert, gevrek  $Fe_2Al_5$  fazı ve diğer intermetalik tabakayı oluşturur. Kaplamanın en üst kısmı, metal fırında ısıtıldığında bir oksidasyon koruma tabakası görevi gören bir  $Al_2O_3$  oksit tabakasıdır. Fe-Al reaksiyonu kaplama tabakası içinde meydana gelir ve kaplamanın sıcak presleme ile difüzyon yoluyla demir ile zenginleşmesine ve böylece kaplamanın elektrik direncinin arttırılmasına neden olmaktadır. Sonuç olarak, kaplamanın neden olduğu özdirenç artışı ve hızlı ısı oluşumu neden 22MnB5 tarafındaki ITAB'ın makro görsellerde ısıdan çok daha fazla etkilendiğini açıklamaktadır.

Literatürde, Al kaplamalı çeliklerin nokta direnç kaynak parametrelerinin, kaplanmamış çelik ile karşılaştırılması sonucunda, kaplamalı ve kaplamasız malzemelerin elektriksel özdirenç ve erime noktaları farklı olması nedeniyle farklı kaynak parametrelerine sahip olduğunu tespit edilmiştir [139].

Çalışma kapsamında kısa bir ön kaynak darbesi ile AlSi kaplamanın kırılması böylece daha kararlı bir ana kaynak darbesi akımı ile kaynak işleminin gerçekleştirilmesi uygun görülmüştür. Çünkü, numunelere ait makro yapılar, Şekil 5.3 ve 5.4 ile 5.7 ve 5.8'de incelendiğinde ara yüzeyde birleşmeyi etkilemeyen fişkırmaya başlangıçları dikkat çekmektedir. Bu hata başlangıcının sebebi, AlSi kaplamanın yüksek özdirencinin neden olduğu hızlı çekirdek büyümesidir.

Kim ve Changwook [140], 2022 yılında yayınlanan çalışmalarında Al-Si kaplamalı sıcak preslenmiş bor alaşımlı çeliğin, yüksek temas direnci ( karmaşık intermetalik katman ve oksit katmanı), yüksek hacim direnci (yüksek alaşımlı elementlerin eklenmesi) ve diğer çeliklere kıyasla yüksek rijitliği nedeniyle kaynak çekirdeklerinin daha hızlı büyüdüğünü belirtmiştir. Bu sebeple de kaynaklanabilirlik diyagramının düşük akım bölgesinde bile fişkırmaya meydana gelebileceğini, bunun da oldukça dar bir kaynaklanabilir akım aralığına neden olduğunu yazmışlardır. Ek olarak, dar kaynaklanabilir akım aralığı ile çalışılırken fişkırmayı indüklemeyen koşullar altında bile rasgele olarak fişkırmaya oluşabileceğini, bu oluşumun da kaynak kalitesinin bozulmasına neden olduğunu altını çizmiştir. Proses açısından ise, ön darbe uygulamanın dalga formunu kontrol ederek geliştirebildiğini belirtmişlerdir. İlk ön kaynak darbesinin, Al-Si kaplama katmanını dışarı ittiğini, kaplama tabakasının

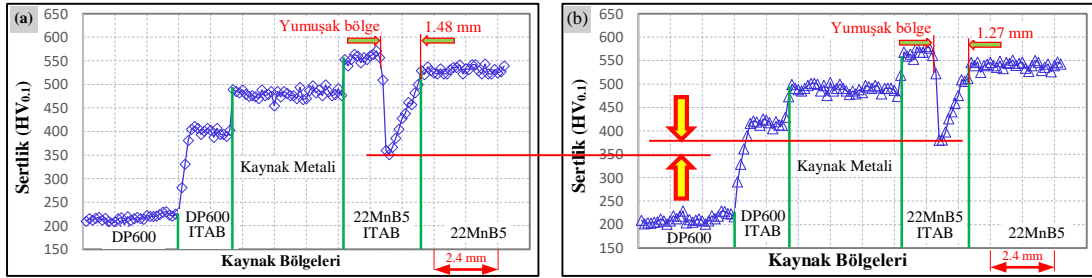
etkisini en aza indirdiğini ve sonraki darbenin oluşumu indüklemesine izin verdiğini gözlemlemişlerdir. Aynı kaynak koşulları altında, tek darbeli kaynak akımı ile dalga formu kontrolüne kıyasla ön darbeli ana kaynak akımı uygulandığında kaynaklanabilir akım aralığınının gelişeceğini ve mekanik özelliklerin iyileşeceğini belirtmişlerdir.

## 5.4. MİKROSERTLİK İNCELEMELERİ

Kaynak operasyonu sırasında meydana gelen termal çevrimler kaynak bölgesineki mikroyapıyı değiştirebilmektedir. Değişen mikroyapı sertlik profilinde belirgin değişimlere neden olabilmektedir. Bu nedenle gerçekleştirilen detaylı mikrosertlik test incelemeleri bu başlıkta sunulmuştur.

### 5.4.1. AA ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Çalışmaları

Numunelerin mikrosertlik sonuç grafikleri Şekil 5.11’de paylaşılmış olup, BHS uygulanmamış ve uygulanmış numunelerin kesitinden 120 µm aralıklarla 140’ar adet sertlik değeri alınmıştır.



Şekil 5.11. AA ve AA+BHS ile üretilen numunelerin sertlik değerlerindeki artışın kıyaslandığı sertlik grafikleri.

Şekil 5.11’de verilen sertlik grafikleri incelendiğinde grafiklerin benzer sertlik değerleri sergilediği açıkça görülmektedir. Grafiklerde en belirgin göze çarpan durum ana malzemelerin sertlikleri hariç en yüksek ve en düşük sertlik değerlerinin birleştirilmenin 22MnB5 ITAB’ında olduğudur. Bir başka ifade ile AA ile birleştirilen numunenin 22MnB5 tarafındaki ITAB’ından en yüksek 571 HV sertlik değeri ölçülürken yine aynı bölgeden en düşük sertlik olarak 351 HV ölçülmüştür. Ergime bölgesinin hemen yanında termal çevrimler sebebiyle gerçekleşen bu katı hal faz



değişimlerinin 22MnB5 ITAB'ı 3 farklı bölgeye ayırdığı tespit edilmiştir. 571 HV değerinin ince taneli martenzit içerdiği ve literatürde inter kritik ITAB olarak adlandırılan ara ITAB (Ac1 ve Ac3 arasında) bölgesine ait olduğu, 351 HV değerinin ise, temperlenmiş martenzit içeren ve literatürde kritik altı ITAB olarak adlandırılan alt ITAB (Ac1 altı) bölgesine ait olduğu yapılan sertlik ölçümleri ve mikroyapı çalışmalarından anlaşılmaktadır.

Chengjie vd. [32], benzer şekilde bu bölgelerin varlığını ve üç farklı alt bölgeye ayırmış olduğunu gözlemlemiştir. Bunlar; tepe sıcaklığının Ac3'ün üzerinde olduğu ve östenite dönüşen ana malzeme mikroyapısının bulunduğu üst kritik ITAB, tepe sıcaklığının Ac1 ve Ac3 arasında değiştiği ve ana malzeme mikroyapısının ısıtma sırasında ferrit+östenite dönüştüğü interkritik ITAB ve tepe sıcaklığının Ac1'in altında olduğu ve yarı kararlı martenzitin temperlenmiş olduğu kritik altı ITAB'tır.

Grafik bir başka açıdan incelendiğinde ölçülen kaynak metali sertlik değeri DP600 malzemeden yüksek, 22MnB5 malzemeden daha düşük bir değerde (AA numuneler için, en düşük 468 ve en yüksek 489 Hv) karşımıza çıkmaktadır. Nokta direnç kaynağı esnasında ana malzemelerin elektrod kuvveti altında kalan ve en yüksek direncin olduğu bölgede ergime başlamakta ve kaynak makinası tarafından belirlenen bir süre devam etmektedir. Bu zaman süresince arayüzeyden başlayan ergime hem enine hem de boyuna devam etmektedir. Ergime malzeme yüzeylerine ulaşmadan kaynak işlemi durdurulmakta ve bu esnadan sonra ergimiş kısım katılarak kaynak metalini oluşturmaktadır. Yani ergimiş olan kaynak metali her iki malzemenin karışımından oluşmaktadır. Bu nedenle ısınma ve soğuma şartları düşünüldüğünde kaynak metali sertlik değerinin kaynak yapılan ana malzemelerden sert olanından düşük, düşük olanından ise daha sert olması beklenen bir durumdur.

Şekil 5.11'de DP600 malzeme ITAB'ı incelendiğinde ise kaynak metalinden daha yumuşak, kendisinden ise daha sert olduğu görülmektedir. Burada ITAB'ın sertleşmesinin sebebi kaynak esnasındaki hızlı soğuma ile açıklanabilir. Söz konusu grafiğe ait DP600 ITAB incelendiğinde 22MnB5'te görülen belirgin bir temperlenmiş yumuşak bölgeye rastlanmamıştır. DP600 malzeme kimyasal kompozisyonuna göre ferrit matris içine dağılmış halde yaklaşık % 20 oranında martenzit yapı içerir. Çift

fazlı malzemenin kalitesi arttıkça, ferrit matris içine dağılmış martenzit oranı da artar. Örneğin DP780 yaklaşık % 30, DP980 yaklaşık % 50 martenzit içermektedir. Ferrit matris içindeki martenzit artışı malzemenin mukavemetini arttırırken nokta direnç kaynağı sırasında temperlenmiş yumuşak bir alt ITAB'ın oluşumunu desteklemektedir. Nokta direnç kaynağı sonrasında temperlenmiş yumuşak bir alt ITAB bölgesi oluşturmak için yeterli oranda martenzit içermeyen DP600 malzemede belirgin bir temperlenmiş bölge meydana gelmemiştir.

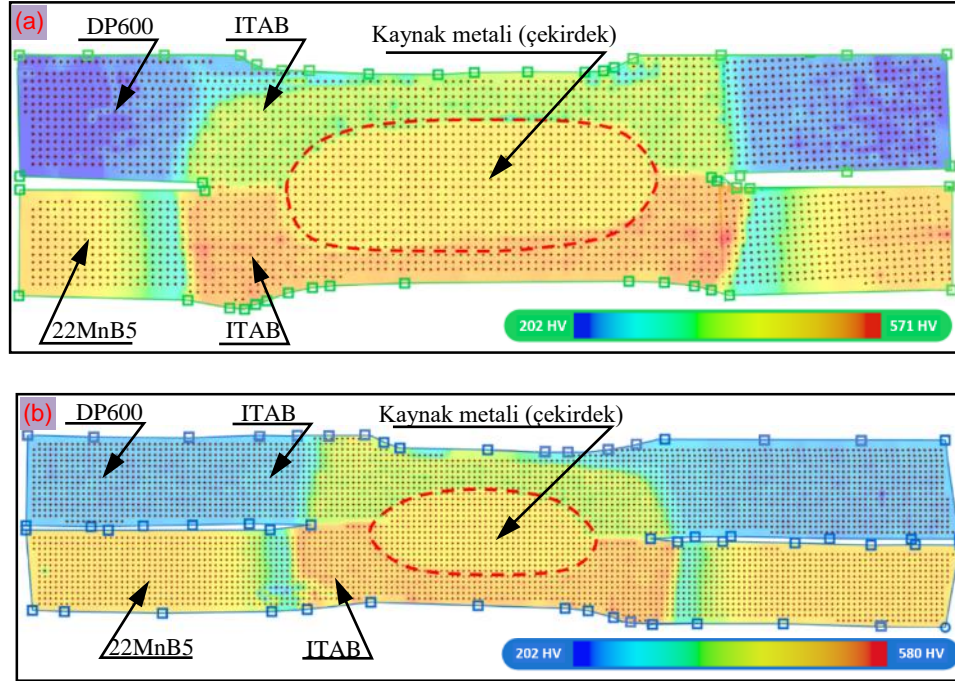
Literatürde açıkça, ana malzemedeki martenzit hacim oranlarındaki artışın ITAB yumuşaması da arttırdığı belirtilmiştir [1,79,111]. Pouranvari ve arkadaşları [1] 1,5 mm kalınlıktaki DP780 ve DP980 malzemelerin nokta direnç kaynağında sırasıyla yaklaşık olarak 15 ve 50 Hv ITAB yumuşaması meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Ancak, DP600 çeliğinde ITAB yumuşaması oluşmadığını tespit etmişlerdir. Buradan DP çelik sınıfının daha yüksek derecelerinin ITAB yumuşaması için daha büyük potansiyele sahip olduğu sonucu çıkarılmıştır.

Nikoosahbat ve arkadaşları nokta direnç kaynaklı DP980'ün mikroyapısını aşırı yük altında hasar davranışını incelemişler ve ITAB'ta martenzitin temperlenmesinden dolayı yumuşamanın meydana geldiğini, hasarın ITAB/ana metal arayüzeyinde başladığını, temperlenme kaynaklı yumuşamanın da bağlantının çekme hasar davranışında kilit rolü olduğunu tespit etmişlerdir [141].

Her iki grafik birlikte değerlendirildiğinde ise kaynak sonrası bölgesel hızlı soğuma amaçlı gönderilen gazın soğutma etkisiyle temperlenmiş yumuşak bölgenin oluşumunun azaldığı açıkça fark edilmektedir. Yaklaşık 351 HV olan en düşük temperlenmiş bölge sertliği BHS uygulanan numunelerde 380 HV'ye artmış sonuç olarak yaklaşık % 9.2'lik bir sertlik artışı sağlanmıştır.

Kaynaklı numunelerin kaynak bölgesinin daha iyi karakterize edebilmesi için kaynaklı numunelere yapılan sertlik haritalama sonuçları Şekil 5.12'de paylaşılmıştır. Isıl işlemlili ve ısıl işlemsiz numunelerin kesitleri 120 µm aralıklarla taranarak tüm kaynak bölgesinden sertlik değerleri alınmış ve sertlik cihazı yazılımı yardımıyla kaynak bölgesi renklendirilerek kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı anlaşılmıştır.

Mikroyapı görüntüleri ile sertlik haritaları ve sertlik grafikleri birbirini doğrulamaktadır.

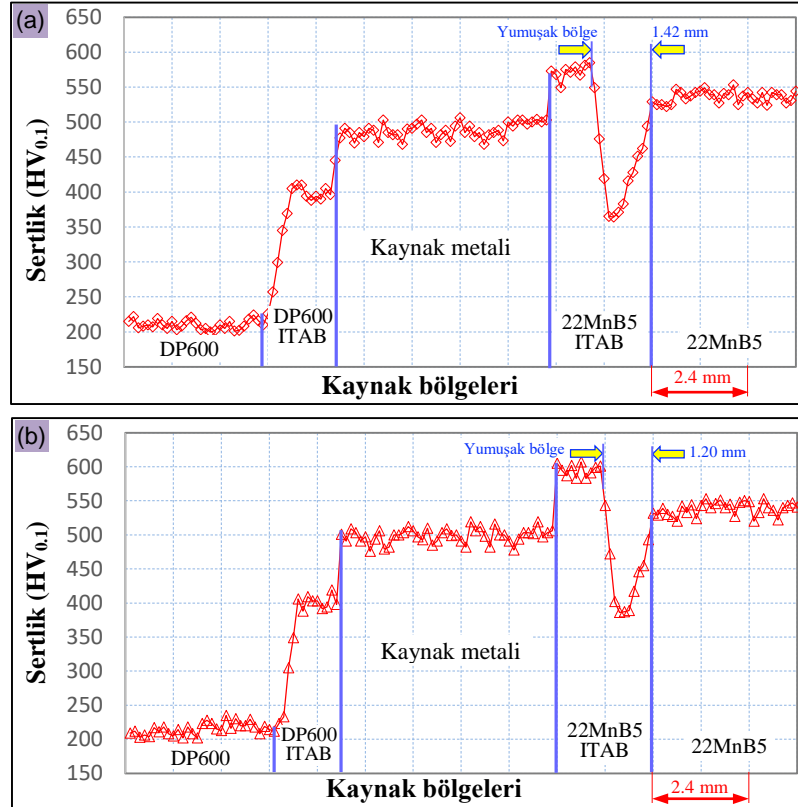


Şekil 5.12. a) AA, b) AA+BHS olarak üretilen kaynaklı numunelerin tüm kaynak bölgesine ait sertlik haritaları.

Şekil 5.12’de görülen sertlik haritaları sağ alt köşedeki renk skalası yardımı ile incelendiğinde, harita üzerindeki renklere göre kaynak bölgesindeki sertlik dağılımları kolayca ayırt edilebilmektedir. 22MnB5 tarafında, kaynak çekirdeğini takip eden turuncu renk kaba taneli kritik üstü ITAB’ı sarı ve dar ince taneli bölge ara kritik ITAB’ı göstermektedir. İnce taneli ara kritik ITAB ile ana malzeme arasında ise turkuaz yeşil karışımı temperlenmiş alt kritik ITAB dikkat çekmektedir. DP600 tarafında ise sırasıyla; sarı ve yeşil renklerin karıştığı kaba tane ITAB (kritik üstü ITAB), turkuaz rengi ince tane ITAB (ara kritik ITAB) ve açık mavi ana malzemeye geçiş bölgesi görülmektedir.

#### 5.4.2. OFDA ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik Çalışmaları

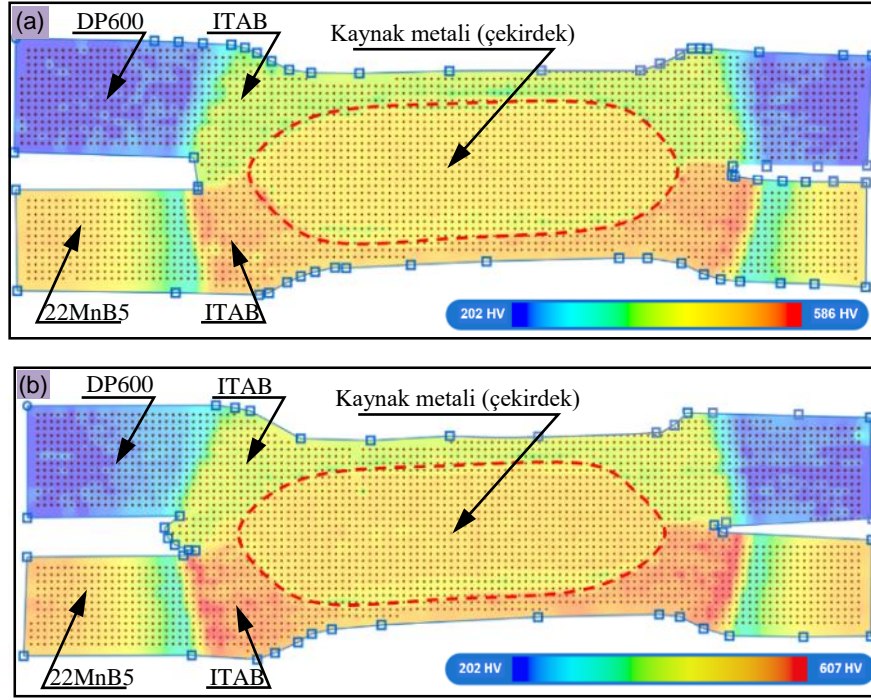
Numunelerin mikrosertlik sonuç grafikleri Şekil 5.13’de paylaşılmış olup, ısıl işlemlili ve ısıl işlemsiz numunelerin kesitinden 120 µm aralıklarla 140’ar adet sertlik değeri alınmıştır.



Şekil 5.13. OFDA ve OFDA+BHS olarak üretilen kaynaklı numunelerin kaynak bölgesi sertlik grafikleri.

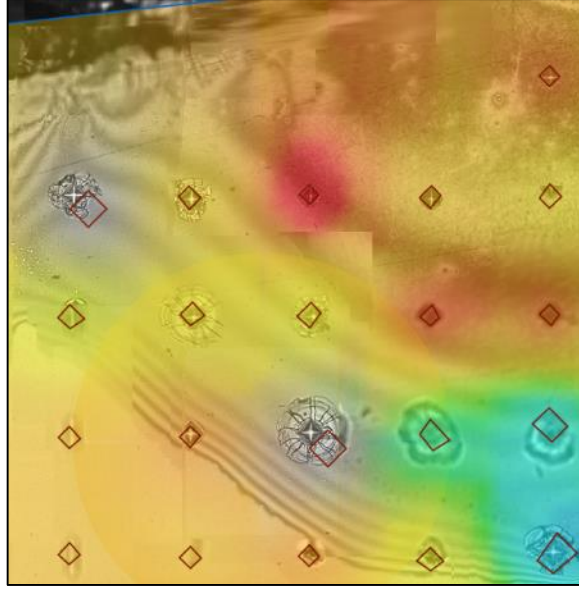
Orta frekans doğru akım dalga formu (OFDA) teknolojisi ile alınan ısıl işlemlili ve ısıl işlemsiz numunelerin sertlik grafikleri değerlendirildiğinde bölgesel hızlı soğuma ısıl işlemi sonucunda 22MnB5 malzemenin ITAB’taki temperlenmiş yumuşak bölgelerin en yüksek sertlik değerlerinin 364 HV’den 386 HV’ye çıktığı, (yaklaşık % 6 sertlik artışı) kaynak çekirdeği çevresindeki en sert ITAB bölgesinin ise 581 HV’den 605 HV’ye yükseldiği tespit edilmiştir. Kaynak metalinde meydana gelen sertlik artışı ise ısıl işlemsiz numunede en düşük 468 HV ölçülürken en yüksek 506 HV olarak ölçülmüştür. Diğer yandan BHS uygulanmış numunenin kaynak metaline ait bu değerler en düşük 476 HV en yüksek 516 HV olarak ölçülmüştür.

Numenelerin mikro sertlik haritaları Şekil 5.14’de paylaşılmış olup, ısıtılmış ve ısıtılmamış numunelerin kesitleri 120 µm aralıklarla taranarak tüm kaynak bölgesinden sertlik değerleri alınmış ve sertlik cihazı yazılımı yardımıyla kaynak bölgesi renklendirilerek kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı değerlendirilmiştir.



Şekil 5.14. OFDA ve OFDA+BHS olarak üretilen kaynaklı numunelerin tüm kaynak bölgesine ait sertlik haritaları.

Bağlantılara ait sertlik haritaları incelendiğinde, özellikle ITAB bölgesinde görülen belirgin sertlik değişimlerinin bağlantının kırılma modu ve mekanik özellikleri üzerinde önemli rol oynadığı söylenebilir. Kaynak bölgesinde meydana gelen sertlik profillerinin DP600 malzeme tarafında dört farklı bölgeden oluştuğu, 22MnB5 malzeme tarafında ise beş farklı bölgeden meydana geldiği yapılan sertlik haritalarının tümünde tespit edilmiştir. Kaynak bölgesindeki mikroyapı değişimleri ile kaynak bölgesine ait sertlik haritaları birbiri ile uyumludur. Mikrosertlik haritalarının oluşturulması amacıyla kaynaklı yüzeylerin kesitleri taranırken bir adet numuneye mahsus olmak üzere beklenmeyen şekilde bazı sertlik ölçüm noktalarında sertlik düşüşleri ve sertlik izi çevresindeki çatlaklara rastlanmıştır. Şekil 5.15’de beklenmeyen ani sertlik düşüşü/yükselişi sergileyen ölçüm noktaları ve sertlik izi çevresinde meydana gelmiş mikro çatlaklar görülmektedir.



Şekil 5.15. AA numunesine ait beklenmeyen sertlik iz ve değer oluşumları.

Şekil 5.10’da sertlik izi çevresinde görülen çatlakların sertlik ölçüm noktasına denk gelen sert faz, karbür, nitrür vb. oluşumlardan kaynaklandığı düşünülmektedir.

#### 5.4.3. AA ve OFDA Mikrosertlik Değerlerinin Karşılaştırılması

Çalışmanın bu kısmında titeratürdeki tavsiyelerden yola çıkarak elde edilen sertlik sonuçları incelenmiş, ITAB’ta temperleme kaynaklı meydana gelen yumuşamanın bağlantının tepe çekme yüküne etkisine AA ve OFDA akım formu teknolojilerinin etkileri değerlendirilmiştir.

OFDA teknolojisinin geleneksel AA teknolojiye göre düşük ısı girdisinin, Şekil 5.11 ve Şekil 5.13’deki sertlik grafiklerinden de anlaşılacağı gibi, temperlenmiş yumuşak bölgenin daralmasına sebebiyet vermiş olmasıdır. Temperlenmiş 22MnB5 ITAB’a ait en düşük sertlik değeri ile ana malzeme arasındaki genişlik, BHS uygulanmamış AA teknolojisi için 1.48 mm, BHS uygulanmış AA teknolojisi için 1.27 mm, BHS uygulanmamış OFDA teknolojisi için 1.42 mm, BHS uygulanmış OFDA teknolojisi için ise 1.20 mm olarak ölçülmüştür.

Bu değerler yüzde olarak ifade edilecek olursa, AA ile AA+BHS proseslerine ait numuneler kendi aralarında kıyaslandığında, bu bölgede BHS operasyonu ile %14.1 daralma sağlanmıştır. OFDA ile OFDA+BHS operasyonları kendi aralarında kıyaslandığında ise BHS operasyonu ile %15.4 daralma sağlanmıştır. Ayrıca, OFDA ile yapılan birleştirmelerde söz konusu genişlik yüzdesi AA teknolojisine göre %4 daha dar olup, bu proseslere BHS operasyonu eklendiğinde ise AA+BHS numunelerine kıyasla OFDA+BHS numunelerinde %5.5 oranında daralma meydana gelmiştir. Buradan bu çalışma dahilinde kullanılan her iki yeniliğin de (AA yerine OFDA kullanımı ve kaynak sonrası BHS uygulaması) ITAB yumuşamasının engellenmesine katkısı olduğu ve çalışmanın özgünlüğüne bir değer kattığı kolaylıkla söylenebilir.

AA akım teknolojisinin yüksek ısı girdisi bu bölgenin, OFDA ile üretilmiş numunelerde daha dar oluşmasına sebebiyet vermiştir. BHS prosesi ise her iki yöntemde de ortalama olarak 0.215 mm kadar bu bölgenin daralmasını sağlamıştır. Sertlikteki akım formu kaynaklı değişikliklerin, BHS prosesinin sertlik değerleri üzerindeki etkilerinin ve temperlenmiş ITAB daralmasının, numunelerin statik ve dinamik yüklere dayanımına etkisi ilerleyen bölümlerde raporlanmıştır. BHS uygulanmış kaynaklı numunelerden ölçülen bu değerler bu çalışmanın amaçlarına bir miktar ulaşıldığının göstergesi olarak değerlendirilebilir. 22MnB5 ITAB yumuşamasının yerinin kritik sıcaklık altındaki ITAB olduğu görülmektedir. Bu durumun, ITAB'ın kritik sıcaklıkların altındaki alanlarında önceden bulunan martenzitin temperlenmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca ITAB yumuşamasının kaynak prosesine de bağlı olduğu, daha yüksek ısı girdisi üreten AA'da yumuşamanın daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Bir başka ifade ile kaynak esnasında kullanılan ısı girdisinin yüksek olması ITAB'ın yumuşama derecesini arttırmaktadır.

Tamizi ve arkadaşları yayınladıkları çalışmalarında, HAZ yumuşamasının kontrol edilmesinin, martenzitik gelişmiş yüksek mukavemetli çelik saclarda yüksek performanslı nokta direnç kaynaklarının üretilmesinde kilit bir faktör olduğunu belirtmişlerdir. Ek olarak, arayüzey tipi kopma hatalarını engellemek ve uygun çekme hatası tipini garanti etmek için gereken minimum ısı girdisi ile ITAB yumuşamasının

bağlantı mukavemeti üzerindeki zararlı etkisinin önlenmesini tavsiye etmişlerdir [142].

## 5.5. ÇEKME-MAKASLAMA TEST SONUÇLARI

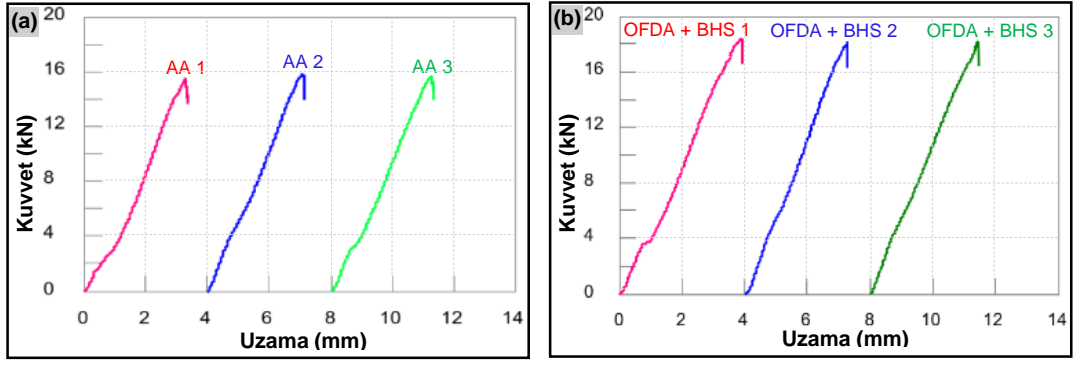
İki farklı akım formu (AA ve OFDA) ve iki farklı kaynak prosesi (BHS uygulanmış ve uygulanmamış) kullanılarak kaynak operasyonları gerçekleştirilen dört numune serisinin deney numunelerine çekme-makaslama testi uygulanarak kaynaklı bağlantıların yük taşıma kapasiteleri tespit edilmiştir.

Kaynaklı numunelerin çekme-makaslama testlerinin yapımında kullanılan çekme test cihazı, çekme esnasında her bir grafiğin eğrisini çizebilmekte ayrıca aynı parametrede kaynatılan bir serinin (örneğin 3 çekme sonucunu) grafiklerini birleştirerek ortalama tek bir grafik verebilmektedir. Çekme-makaslama testleri için tüm grafikler ayrı ayrı oluşturulmuş ancak çalışmada örnek olması açısından hem AA hem de OFDA’da birleştirilmiş birer grup numunenin (AA ve OFDA+BHS) çekme grafikleri Şekil 5.10’da verilmiştir. Bu seçimde bir serinin gaz soğutmasız (AA) diğer serinin ise kaynaktan sonra gaz soğutmalı (OFDA+BHS) olması tercih edilmiştir. Kaynaklı numunelerin oluşturduğu dört serinin çekme-makaslama test sonuç değerleri Çizelge 5.2’de görülmektedir.

Çizelge 5.2. Kaynaklı numunelerin çekme-makaslama değerleri.

	AA		AA+BHS		OFDA		OFDA+BHS	
	Kuvvet (kN)	Uzama (%)	Kuvvet (kN)	Uzama (%)	Kuvvet (kN)	Uzama (%)	Kuvvet (kN)	Uzama (%)
1. Ölçüm	15,64	2,82	15,98	3,27	17,16	3,27	18,38	4,08
2. Ölçüm	15,98	2,97	16,24	3,13	17,66	3,27	18,27	3,95
3. Ölçüm	15,79	3,03	16,42	3,02	17,92	3,85	18,19	3,91
Ortalama	15,80	2,94	16,21	3,14	17,58	3,46	18,28	3,98



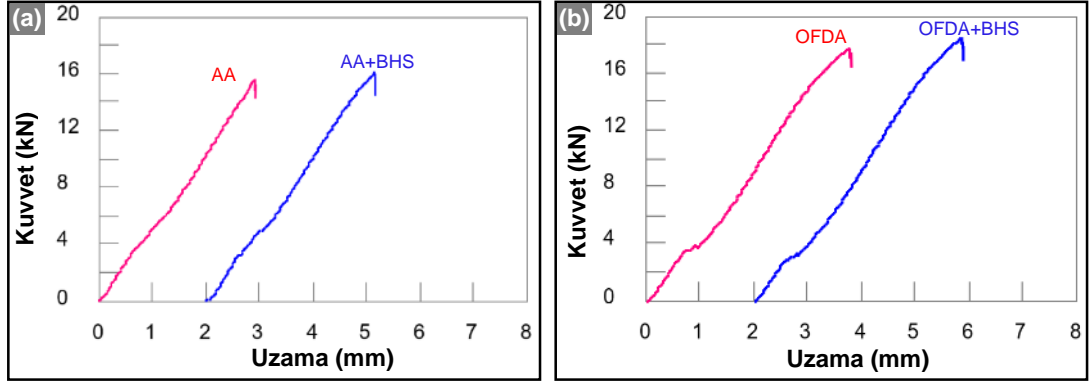


Şekil 5.16. a) AA ve b) OFDA-BHS numunelerin üçlü çekme-makaslama grafikleri.

Şekil 5.16 incelendiğinde her iki grafikte de sonuç değerlerinin birbirlerine oldukça yakın olduğu görülmektedir. Bu durumun kaynak esnasında kullanılan değişken parametreler haricindeki olguların etkilerinin çok az olmasından kaynaklandığı söylenebilir. Kaynak operasyonu sırasında elektrodlar etkin bir şekilde soğutulmuş ve elektrod sıcaklıkları 19-20 derece arasında sabit tutulmuştur. Kaynak parametreleri kaynak makinesi arayüzünden değil, masaüstü PC yazılımı ile kontrol edilmiştir. Kaynaklı numunelerin kaynak operasyonlarında her test için özel üretilmiş ve hassas tolerans aralığında işlenmiş talaşlı üretim çıktısı fiyestürler kullanılmıştır.

Sertlik dağılımı ve değerlerinin malzemelerin çekme mukavemeti ile doğrudan bir ilişkisinin olduğu iyi bilinmektedir [32,36]. Ancak en düşük sertliği ve en düşük çekme mukavemeti nedeniyle çekme-makaslama hasarı DP600 ITAB'ta gerçekleşmemiştir. Çekme-makaslama testi sonucu beklenildiği gibi tüm numunelerde hasar 22MnB5 ITAB'ında meydana gelmiştir. Çünkü 22MnB5 ITAB'ında yüksek sertlik ve düşük süneklığe sahip mikroyapılar meydana gelmiştir. Alt kritik sıcaklıklara maruz bırakılan dar ve temperlenmiş alt kritik ITAB bölgesi üst kritik ve inter kritik olarak adlandırdığımız yüksek sertlikteki mikroyapılar ile çevrelenmektedir. Bu durumun, çatlak yayılımını teşvik eden gerilme yığılmalarına yol açtığı düşünülmektedir.

Şekil 5.17'de hem AA hem de OFDA'da birleştirilmiş kaynaklı numunelerin üçlü çekme grafiklerinden elde edilen ortalama çekme-makaslama grafikleri verilmiştir. Buradaki amaç kaynak sonrası kaynak çekirdeği etrafına gönderilen soğutucu gazın etkisi daha net olarak görebilmektir.



Şekil 5.17. Çekme-makaslama testi ortalama grafikleri a) AA ve b) OFDA.

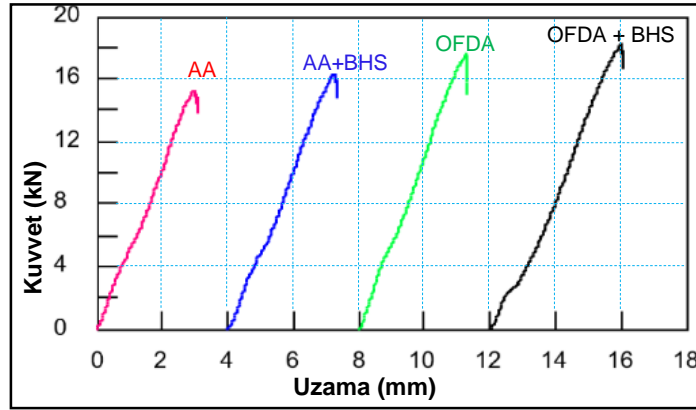
Çizelge 5.2 ve Şekil 5.17 dikkatli bir şekilde incelendiğinde en yüksek çekme-makaslama yük taşıma kabiliyetinin 18.28 kN ile OFDA+BHS numunesinde olduğu ve bu numuneyi 17.58 kN ile OFDA numunesinin takip ettiği görülebilir. AA ile birleştirilmiş kaynaklı numunede ise 15.80 kN olan çekme-makaslama yük taşıma kapasitesinin BHS işlemi operasyonu ile 16.21 kN'a yükseldiği belirlenmiştir. Kaynaklı numunelerin % uzama miktarlarına bakıldığında da aynı sıralamanın değişmediği görülmüştür.

Alternatif akım formu kullanan makine ile üretilen numunelerin çekme-makaslama test sonuçları kendi aralarında değerlendirildiğinde, AA+BHS serisinin çekme-makaslama yük taşıma kapasitesinin, AA serisine göre yaklaşık %3 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Orta frekans doğru akım kullanan makine teknolojisi ile kaynak işlemi gerçekleştirilen OFDA ve OFDA+BHS serilerinin çekme makaslama yük taşıma kapasiteleri kendi aralarında değerlendirildiğinde, OFDA+BHS serisinin çekme dayanımının % 4 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.

Her iki akım formuna ait teknolojiler ile bölgesel soğutma prosesi kullanılmadan kaynak işlemi gerçekleştirilen numuneler kendi aralarında değerlendirildiğinde ise, OFDA serisine ait numunelerin AA numunelerine göre % 11 daha yüksek çekme-makaslama yük taşıma kapasitesi sergilediği tespit edilmiştir. Bölgesel soğutma prosesi uygulanmış ve AA+BHS ile OFDA+BHS serilerinin çekme-makaslama dayanımları değerlendirildiğinde OFDA+BHS serisine ait çekme makaslama dayanımının % 13 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.

### 5.5.1. AA ve OFDA Teknolojilerinin Karşılaştırılması

Şekil 5.18’de tüm parametrelerin etkisinin aynı grafik üzerinde kolayca yorumlanabileceği, hem AA hem de OFDA teknolojisi ile birleştirilmiş ayrıca hem normal şartlarda soğutulmuş hem de kaynak sonrası gaz gönderilerek hızlı soğutulmuş (BHS) kaynaklı numunelerin çekme-makaslama test sonuçları daha kolay değerlendirilmesi için tek bir grafikte verilmiştir.



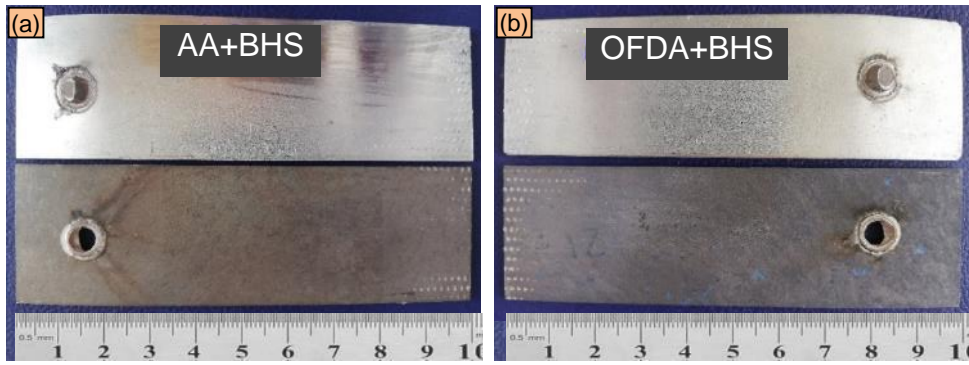
Şekil 5.18. Dört seriye ait çekme-makaslama testi ortalama grafikleri.

Dört seriye ait çekme-makaslama test sonuçları değerlendirildiğinde en yüksek yük taşıma kapasitesine sahip serinin orta frekans doğru akım teknolojisi ve bölgesel hızlı soğuma operasyonu kullanılarak üretilen numunelerden alındığı Şekil 5.13’deki grafikte görülmektedir. ITAB ve ergime bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişikliklerin mekanik özelliklerde değişikliklere neden olduğu bilinmektedir. Sıcak şekillendirilmiş bor alaşımlı otomotiv çeliklerinin nokta direnç kaynak bölgesindeki en belirgin metalurjik özellik ITAB yumuşamasıdır. ITAB’ta meydana gelen yumuşamanın özellikle düğmelenme tipi kopma hasarı olan kaynakların tepe yükünü önemli ölçüde etkilediği söylenebilir. Bu durumda, ITAB yumuşamasına bağlı kaynak mukavemeti kaybı, ITAB içindeki bu bölgeyi çevreleyen diğer iki sert bölgenin (ITAB/ergime bölgesi ve ana metal) varlığına ve meydana getirdiği bölgeler arası iç gerilmelere de bağlıdır.

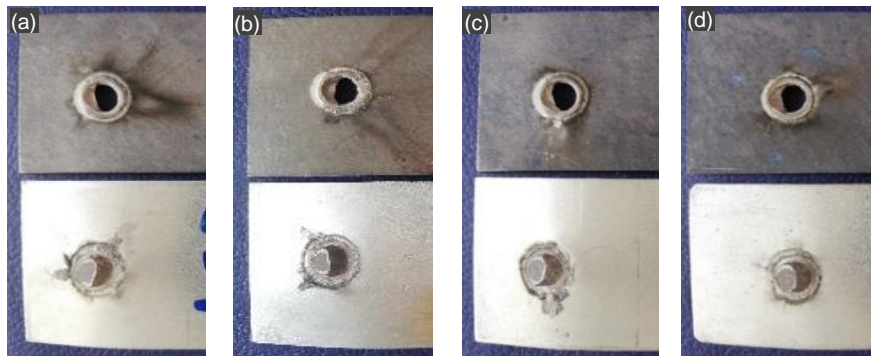
### 5.5.2. Çekme Makaslama Testi Kopma Modları

Dört farklı değişken kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri sonucu birleştirilen numunelere çekme-makaslama test sonrası kopma yüzeyleri farklı büyütmelerde Şekil 5.19 ve Şekil 5.20’de verilmiştir.

NDK yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin kopma türleri otomotiv sektöründe kaynak güvenilirliğini sağlayan önemli parametrelerden birisidir. Nokta direnç kaynaklı bağlantıların çekme-makaslama testi sonrasında kopma modlarının düğmelenme tipi olması istenir. Düğmelenme tipinde meydana gelen kopma, kaynak parametrelerin uygun aralıkta olduğunu gösteren kopma modudur. Bu kopma türü kaynak ısı girdisi artışıyla bağıntılı çekirdek çapı artışı ve çekme-makaslama yükü taşıma kapasitesinde yükselmenin görüldüğü kopma türüdür [143].



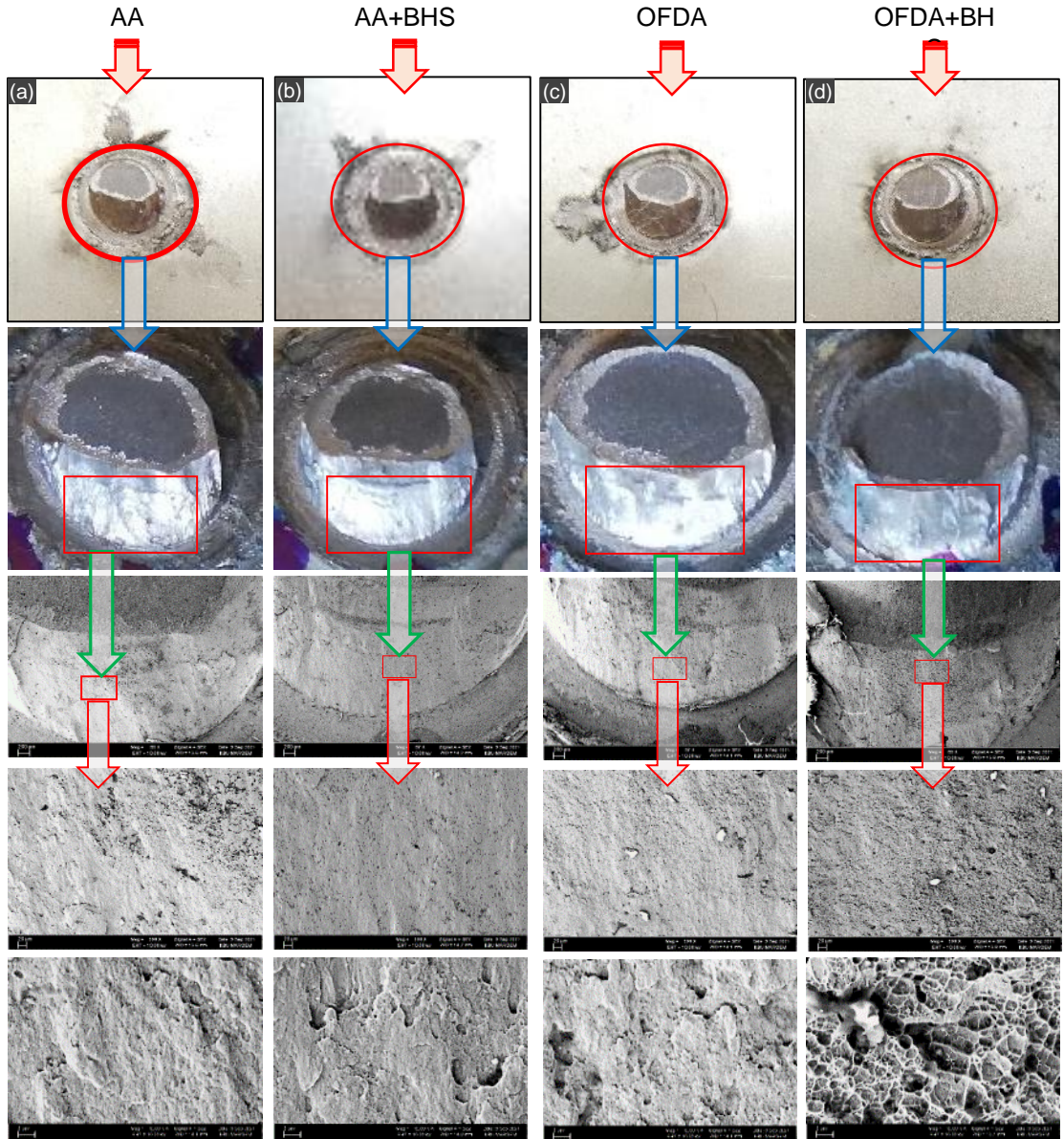
Şekil 5.19. Çekme-makaslama test sonrası numune görünümleri a) AA+BHS ve b) OFDA+BHS.



Şekil 5.20. Çekme-makaslama testi sonrası kopma yüzey görünümleri a) AA, b) AA+BHS, c) OFDA ve d) OFDA+BHS.

Dört farklı proses değişkeni ile üretilen 22MnB5 ve DP600 sac malzemelerin nokta direnç kaynaklı birleştirmelerinin çekme-makaslama testi sonrası kopma türleri incelendiğinde, kırılmanın, 22MnB5 tarafında düğmelenme tipinde meydana geldiği tespit edilmiştir. Sıcak şekillendirilebilir 22MnB5, başta karbon olmak üzere yüksek alaşım elementleri ve sertlik artışında oldukça etkili olan bor elementi içermektedir. 22MnB5 tarafında meydana gelen Schmid faktörü yüksek düğmelenme tipi kırılmanın, 22MnB5'e ait ITAB'da meydana gelen sert ve gevrek martenzit fazı ile, yine 22MnB5 ITAB'ında meydana gelen temperlenmiş yumuşak bölgenin sebep olduğu söylenebilir. Kaynak sonrası, ergime sınırı etrafında konumlanan temperlenmiş yumuşak bölge, bu yumuşak bölgeyi çevreleyen ve hızlı soğumadan dolayı oluşan martenzitik dönüşümün arasında kalmıştır. 22MnB5 tarafında meydana gelen heterojen sertlik bölgelerinin iç gerilmeleri teşvik ettiği, iç gerilmelerin ise çatlak başlangıcı ile beraber ITAB'ta yüksek Schmid faktörü ile düğmelenme tipi kırılmaya sebebiyet verdiği düşünölmektedir.

Test numunelerinde kopmanın başladığı kırılma bölgelerinden SEM görüntüleri alınmiş ve şekil 5.21'de gösterilmiştir. Çekme-makaslama ile elde edilen düğmelenme tipi hasarlı yüzeyler şekil 5.21'de gösterildiği gibi düğmenin bir tarafına, kaplama yüzeyine 45°'ye yakındır. Bu durumdan kırılma yüzeyinde yarı sünek kesme oluştuğu sonucu çıkarılabilir. Ancak görüntülerin genelinde gevrek kırılma yaşandığı da görölmektedir. Buradan çatlağın alt kiritik ITAB olarak adlandırılan temperlenmiş 22MnB5'de başlayarak kaba taneli sert üst kritik ITAB'a doğru ilerlediği ve kırılma bölgesinden alınan rastgele görüntülerin hem üst kritik ITAB'a hem de alt kritik ITAB'a denk geldiği sonucu çıkarılabilir.



Şekil 5.21. Çekme-makaslama testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelerde kaynak çekirdeği, soğuduktan sonra martenzite dönüşen tek bölge değildir. Kaynak çekirdeğine bitişik ısıdan etkilenen bölgelerde malzemeler de östenit dönüşüm sıcaklığının üzerinde ısıtılmıştır. ITAB, kaynak sırasında östenite dönüşüp ve soğutma sırasında çok yüksek soğuma hızlarına maruz kalmaktadır. Soğutma hızları kaynak havuzunda yaşananlardan daha düşük olabilir, ancak yine de malzemenin sert martenzitik bir mikroyapı oluşturması için yeterince hızlı soğutulmuştur. Sonuç olarak, sert martenzitik bir kaynak çekirdeğinin yanı sıra, malzemenin sert ve martenzitik olduğu bağlantının yanındaki bir bölge de tüm deney numunelerinde oluşmuştur. Sert ITAB'ın yanında ergimiş halde olmayan ancak

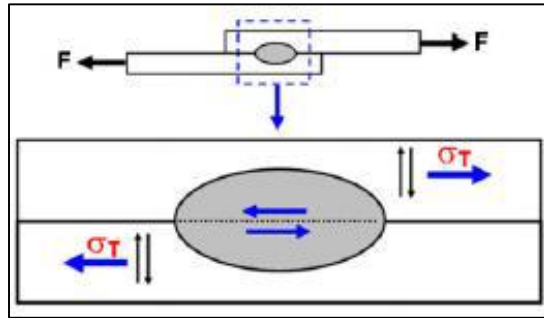
martenzite dönüşen ikinci bir ITAB bölgesi meydana gelmiştir. Söz konusu bölge, malzemenin ötenite dönüşmediği, (ve bu nedenle soğuduktan sonra martenzite dönüşmediği) bölgedir. Burada orijinal mikroyapı tavlınmıştır ve dolayısıyla bu bölge hem martenzitik sert bölgeden hem de ısıdan etkilenmeyen ana metalden daha yumuşak bir bölge olarak meydana gelmiştir.

Kaynak metalini çevreleyen çekme gerilmesi sebebiyle çekme-makaslama testi sırasında 22MnB5 ITAB'ın üst kritik sert ve martenzitik bölgesinin sınırlı deformasyon gösterdiği düşünülmektedir. Gerilmenin etkisi ile saclar birbirinden ayrıldıkça, sert martenzitik ITAB ile temperlenmiş yumuşak ITAB sınırına bitişik çatlak başlangıcı olduğu düşünülmektedir. ITAB'da karşılaşılan çekme hasarı ile ilgili literatürde "ana metale yakın kritik altı ITAB bölgesinde martenzit temperlenmesinden kaynaklanan yumuşama bölgeleri bulunduğu ve bu yumuşama bölgelerinin varlığının çekme makaslama testi esnasında kırılmanın oluştuğu ve ilerlediği bölgelere etki ettiği yer almaktadır [29].

Şekil 5.19 ve 5.20 incelendiğinde tüm deney numunelerindeki kopma modunun düğmelenme biçiminde meydana geldiği görülmektedir. Ayrılma tüm numunelerde kaynak çekirdeği ile 22MnB5 ITAB arasında gerçekleşmiştir. Çekme-makaslama testi sonrasında elde edilen düğmelenme tipi kırılma hasarları Şekil 5.22'de gösterilen şematik diyagram üzerinden değerlendirilebilir. Burada çekme testi esnasında sac/sac arayüzeyinde doğrudan çekmenin yanında dönme etkisinden dolayı kayma (kesme) gerilmesi oluşmaktadır. Çekme testi esnasında kayma düzleminin, kaynak çekirdeği ergime sınırı ile kritik altı yumuşak ITAB arasında kalan bölgede başladığı ve çekirdek etrafında devam ederek sonlandığı belirlenmiştir.

Şekil 5.22'deki çekme-makaslama testinde, sac/sac düzleminde kaynak çekirdeğinin alanına bağlı olan sac/sac ara yüzeyindeki kesme (kayma) gerilmesi arayüzey modu kırılma için itici bir güçtür. Şekilde görüldüğü gibi, alt sacın bir kenarı ve üst sacın bir kenarı çekme gerilmesine maruz kalmaktadır. Çekme tipi kırılmada belirli miktarda dönme olduğu zaman, çekirdek etrafında çekme gerilmeleri oluşmakta ve bu, sac kalınlığı yönünde plastik deformasyona neden olmaktadır. Eğer çekme kuvveti artarsa, çekme-makaslama numunesinin tüm yüklenen kenarlarında boyun verme meydana gelmektedir. Genellikle iki sacdaki boyun verme eşit değildir ve iki sacdaki eşit olmayan boyun vermeden kaynaklanan gerilme yoğunluğu, nokta kaynağının bir sac

tarafından çekilmesine neden olmaktadır. Bu yüzden, esasında iki sacın üst üste binmesi ve çekme-makaslama testi boyunca kaynak çekirdeğinin dönmesi sonucunda meydana gelen eğilme momenti tarafından tetiklenen çekme gerilmesi çekme tipi kırılma için itici güçtür. Verilen kaynak çekirdeği boyutu ile nokta kaynaklarının (çekme tipi kırılmada) boyun verme başlangıcına karşı direnci, çekme tipi kırılma yerinin (esas metal veya ITAB) sertliği tarafından belirlenmektedir. Çekme tipi kırılma yerinin sertliğinin azalması, arayüzey tipi kırılma eğilimini azaltmaktadır [79,144].



Şekil 5.22. Çekme-makaslama testinde kaynak çekirdeği çevresi ve arayüzeyinde gerilme dağılımı [79].

Nokta direnç kaynak yöntemi ile farklı kaynak akımı ve kaynak sonrası operasyonların kullanıldığı kaynaklı numunelerdeki kopma modları genel olarak değerlendirildiğinde tüm numunelerde çekme-makaslama testi esnasında çatlak başlangıcının birleştirmenin 22MnB5 malzeme yüzeyindeki yumuşak ITAB'dan ve deformasyonun en kolay olduğu düzlemde yarı sünek olarak başladığı görülmüştür. Çekme testinin devamında ise kopmaların genel olarak gevrek kırılma davranışı gösterdikleri ve kopma türünün düğmelenme türünde olduğu gözlemlenmiştir.

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantıların değerlendirilmesinde kullanılan diyagrama "kaynak kabiliyeti diyagramı" denilmektedir. Şekil 3.11'de verilen bu diyagram dört bölgeye ayrılmaktadır. A bölgesinde herhangi bir ergime ve birleşme yoktur. B bölgesinde basınç kaynağı ile oluşan ve ergime olmadan zayıf bir birleşme meydana gelir. C bölgesi ergime veya kaynak bölgesidir. C ve B bölgesinin sınır eğrisinden itibaren ergime başlar ve ergimiş kaynak bölgesinin boyutları, bu bölge içine girdikçe artar. Uygulamada, akım ve zaman değerleri C bölgesinin üst



sınırına yakın kalacak şekilde seçilir. D bölgesi fişkıma bölgesi olup, C bölgesinin üst sınırından itibaren fişkıma başlar.

Bu çalışma kapsamında NDK yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin tümü Şekil 3.11’de verilen kaynak diyagramının C bölgesine takabül etmektedir. Çalışma sonucunda arayüzey ayrılması olmaması (A bölgesi), zayıf bir birleşme olması (B bölgesi) ve kaynak arayüzeyinde dikkate değer bir fişkımanın olmaması (D bölgesi) kaynak parametrelerinin doğru seçildiğinin bir göstergesi olarak değerlendirilebilir. Tüm bu hataların çekme-makaslama yük taşıma kapasitesi üzerinde negatif etkiye sahip olduğu bilinmektedir.

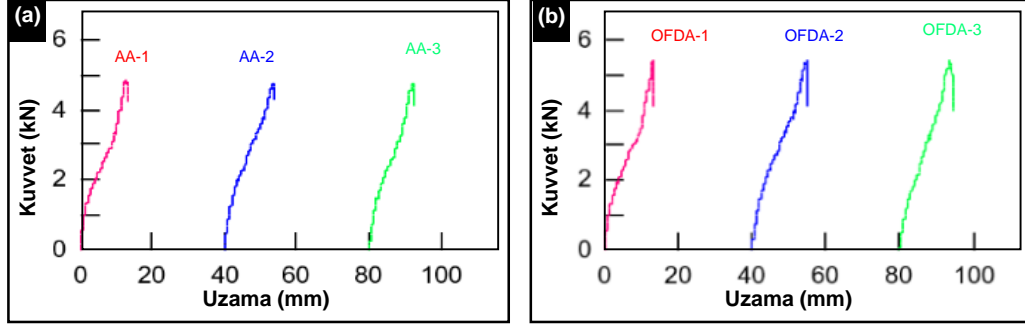
Literatürde genel olarak nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin düğmelenme şeklinde ayrılma göstermesi gerektiği ve bu tür ayrılmanın görülebilmesi için kaynak çekirdek çapının yaklaşık  $4\sqrt{t}$  ( $t$ =sac kalınlığı, mm) olması istendiği belirtilmektedir [26]. Yapılan çalışmada kullanılan parametrelerin belirlenmesi, literatürde verilen bu teorik bilgiler ışığı altında gerçekleştirildiğinden kaynaklı bağlantıların en yüksek dayanım sergilediği düğme türü kopmalar elde edilmiştir.

## 5.6. ÇAPRAZ-ÇEKME TEST SONUÇLARI

Nokta kaynağının mekanik davranışlarını değerlendirmek için en sık kullanılan testlerden birisi de çapraz-çekme testidir [71]. Bu amaç doğrultusunda tüm kaynaklı numunelere çapraz-çekme testi yapılmış ve sonuçları Çizelge 5.3’de verilmiştir. Çapraz-çekme testi için her bir parametrede 3 birleştirme yapılmış ve bunlardan sadece iki tanesi (AA ve OFDA) örnek olması açısından Şekil 5.23’de verilmiştir

Çizelge 5.3. Çapraz-çekme test sonuçları.

	AA		AA+BHS		OFDA		OFDA+BHS	
	Kuvvet (kN)	Uzama (%)	Kuvvet (kN)	Uzama (%)	Kuvvet (kN)	Uzama (%)	Kuvvet (kN)	Uzama (%)
Ölçüm 1	4,96	12,87	5,27	12,55	5,48	13,17	5,73	14,45
Ölçüm 2	4,81	12,58	5,2	13,06	5,47	13,95	5,92	14,68
Ölçüm 3	4,79	12,25	5,34	14,18	5,49	13,76	5,81	14,92
Ortalama	4,85	12,56	5,27	13,26	5,48	13,62	5,82	14,68

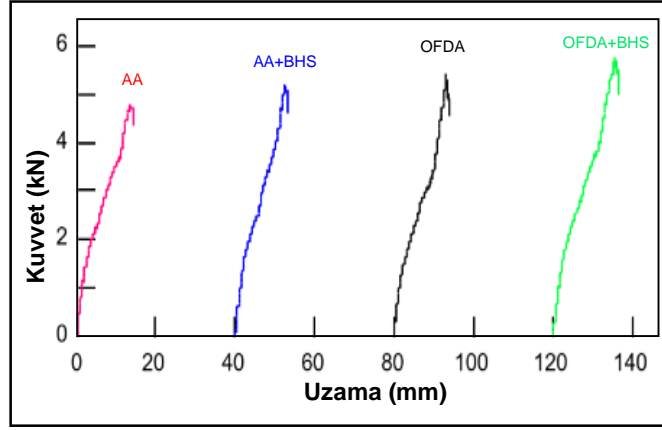


Şekil 5.23. BHS uygulanmamış üçlü çapraz çekme sonuçları a) AA ve b) OFDA.

Çizelge 5.23 incelendiğinde en yüksek çapraz-çekme dayanımının 5.82 kN ile OFDA+BHS birleştirmesinde olduğu onu sırasıyla 5.48 kN ile OFDA, 5.27 kN ile AA+BHS ve son olarak 4.85 kN ile AA birleştirmesinin takip ettiği görülmüştür. Çizelge 5.2’de deney sonuçları paylaşılan numunelere ait çapraz-çekme dayanımları kıyaslandığında, AA+BHS, AA’ya göre % 9, OFDA+BHS, OFDA’ya göre % 6, OFDA, AA’ya göre % 13, OFDA+BHS, AA+BHS’ya göre % 10 daha yüksek dayanımına sahip olduğu görülmektedir. AWS D8.1M:2007 tarafından önerilen minimum çapraz gerilme kuvveti, temel malzeme kalınlığının bir fonksiyonudur [145].

$$CT = 1.25 \times t^{2.2} \quad (5.1)$$

Burada CT, (kN) cinsinden çapraz gerilme kuvvetidir ve t, malzeme kalınlığıdır (mm). Ana malzeme kalınlıklarına göre min. sağlanması gereken çapraz çekme kuvveti 3.05 kN’dur. Çizelge 5.3’de görüldüğü üzere numunelerden elde edilen tüm sonuçlar 3.05’ten yüksek olup numuneler minimum çapraz gerilme kuvvetini sağlamaktadır. Şekil 5.24’de daha kolay anlaşılabilmesi açısından her bir parametrede birleştirilen 3 çekme testinin ortalamasından elde edilen çapraz-çekme grafiği verilmiştir.



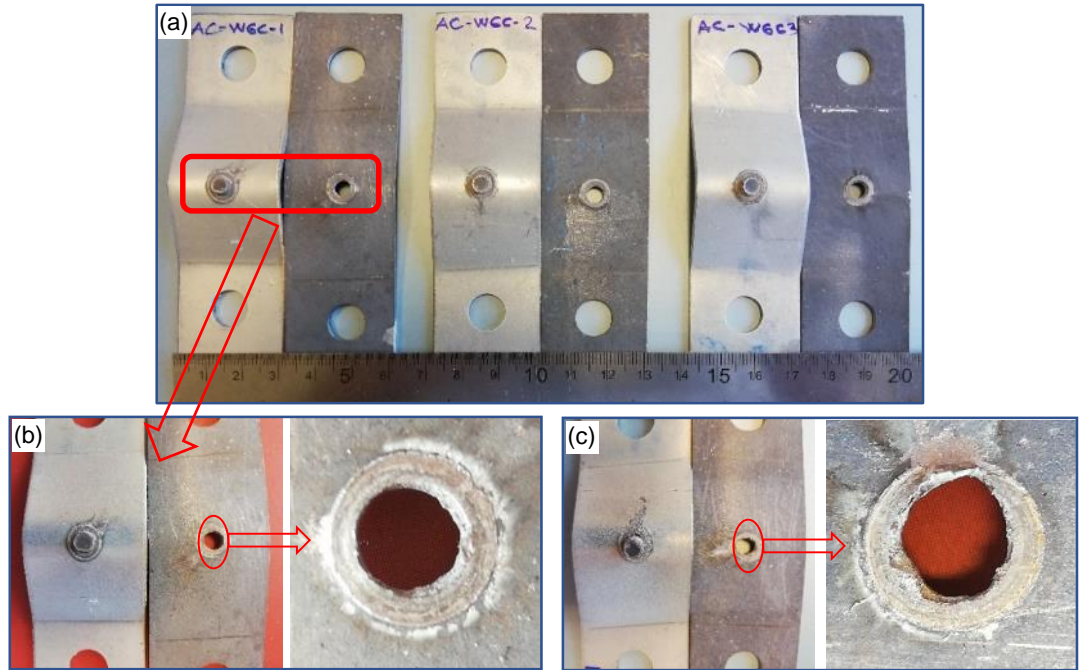
Şekil 5.24. Çapraz-çekme test sonuçları.

Şekil 5.24’de görülen özet grafik değerlendirildiğinde BHS operasyonunun kaynak prosesine dahil edilmesi ile beraber her iki kaynak akım teknolojisinin de çapraz-çekme yüklerini bir miktar arttırdığı görülmüştür. BHS prosesi ile beraber daralan ve bir miktar sertlik artışı gerçekleşen ana malzeme ile ara kritik ITAB arasında kalan alt kritik temperlenmiş bölge çapraz-çekme test yükünde artışa sebep olmuştur. Diğer bir açıdan bakıldığında düşük ısı girdisi daha dar ve daha az temperlenmiş bir alt kritik ITAB’a neden olduğundan, OFDA teknolojisinin AA teknolojisine göre düşük ısı girdisi OFDA akım formu ile üretilen numunelerin çapraz çekme yükünde iyileşme sağlamıştır. Sonuç olarak çekme-makaslama deneyi sonucu tespit edilen optimum kaynak parametrenin doğruluğu böylece çapraz-çekme testi sonucu teyit edilmiştir. Bir başka ifade ile çekme-makaslama testinde elde edilen mukavemet sıralaması bu test ile doğrulanmış olmaktadır.

### 5.6.1. Çapraz-Çekme Testi Kopma Modları

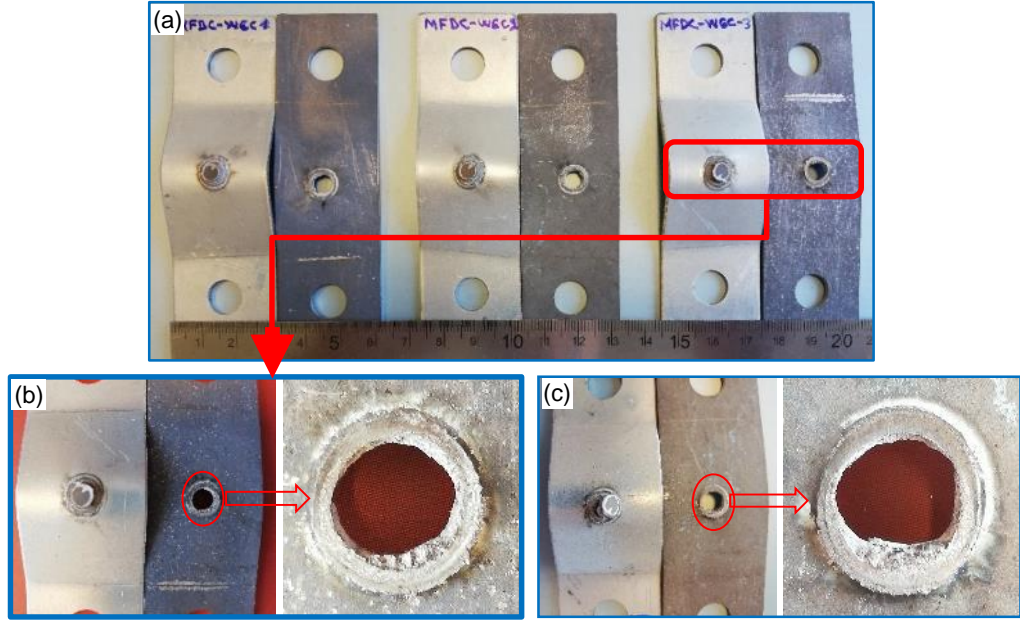
Çapraz-çekme testi, araç gövdesinde bulunan parçaların güvenlik açısından dayanabilecekleri yük kapasitesini belirlemek için oldukça güvenilir testlerden bir tanesidir. Bu nedenle nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirilmiş kontrüksiyonlar arayüzey dayanımlarının belirlenmesi için sıklıkla çapraz-çekme testine tabi tutulurlar. Bu test sırasında yük tamamiyle bağlantıyı tam dik yönde ayırmaya zorlamaktadır. Bu nedenle bu tür testlerden ölçülen mukavemet değerleri kadar kopma modları da önemlidir. Bir başka ifade ile çapraz-çekme testine tabi tutulan numuneler hem arayüzey dayanımları hem de kopma modları ile karakterize edilirler. Kopma hata modu nokta direnç kaynaklarında enerji emme kabiliyetini, yük taşıma kapasitesini önemli derecede

etkileyebilmektedir. Genellikle yüksek plastik deformasyon ve enerji emme kabiliyeti sağlayan hata modu düğmelenme tipidir. Kaynak işlemleri sonucu birleştirilen numunelerin çapraz-çekme testi kopma yüzeyleri farklı büyütmelerde Şekil 5.25 ve Şekil 5.26'da verilmiştir. (Burada a) AA ve OFDA ile birleştirilen her bir serideki 3 çapraz-çekme numunelerini, b) BHS uygulanmamış AA ve OFDA numunelerini ve c) AA+BHS ve OFDA+BHS'yi temsil etmektedir.) Çıplak gözle yapılan incelemelerde çapraz-çekme test numunelerinin tümünün düğmelenme tipinde koptuğu tespit edilmiştir. Çapraz çekme testinde düğmelenme tipi kopma, bağlantının ana malzemeden veya ana malzeme-ITAB arasından koptuğunun göstergesidir [81].



Şekil 5.25. AA ile birleştirilen numunelerin çapraz-çekme test sonrası görüntüleri.

Çekme-makaslama testi sonrasında nokta direnç kaynaklı numunelerin kopma modunun düğmelenme tipi olması istenmektedir. Düğmelenme tipi kopma, kaynak parametrelerin uygun olduğunu gösteren kopma türüdür. Tüm deney numunelerin kopma tipi düğmelenme biçiminde gerçekleşmiş olup, çapraz-çekme testi sırasında, çekirdeğin çevresi hemen hemen homojen kayma deformasyonuna maruz kaldığı gözlemlenmiştir. Bu sebeple çatlakın çekirdek etrafından başladığı ve ilerlediği düşünülmektedir.



Şekil 5.26. OFDA ile birleştirilen numunelerin çapraz-çekme test sonrası görüntüleri.

Şekil 5.25 ve 5.26 dikkatli bir biçimde incelendiğinde tüm kopmaların birleştirmenin 22MnB5 tarafından ve yarı gevrek olarak gerçekleştiği görülmektedir. Çapraz-çekme testinden elde edilen kopma mod sonuçları ile çekme-makaslama testinden elde edilen sonuçların benzer olması her iki testin birbirlerini doğruladığı olarak değerlendirilebilir.

## 5.7. YORULMA TEST SONUÇLARI

Nokta direnç kaynak yöntemi ile AA ve OFDA yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı numunelerin servis şartlarında sürekli tekrarlı yüklere maruz kaldıkları düşünülerek, kaynaklı numunelere eğmeli yorulma testi uygulanmıştır. Bu amaç doğrultusunda farklı yük değerlerinde (0.3, 0.5, 0.75 ve 1 kN) ve 5 Hz sabit frekans değerinde gerçekleşen yorulma test sonuçları Çizelge 5.4'de verilmiştir.

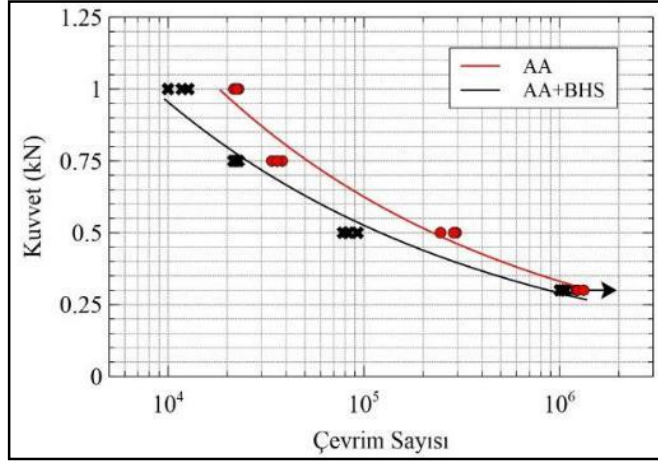
Çizelge 5.4. Yorulma test sonuçları.

Numune No	Kuvvet (kN)	Çevrim Sayısı (Ömür)				Kırılma Şekli
		AA	AA+BHS	OFDA	OFDA+BHS	
1	1	22.900	11.763	27.200	15.575	ITAB
2	1	21.677	9.989	26.741	15.810	ITAB
3	1	22.418	12.681	28.321	14.411	ITAB
4	0,75	33.830	22.178	67.726	28.836	ITAB
5	0,75	38.296	21.569	59.655	26.792	ITAB
6	0,75	35.994	22.856	76.832	27.629	ITAB
7	0,5	246.000	83.000	298.904	184.039	ITAB
8	0,5	295.741	78.234	336.195	185.605	ITAB
9	0,5	287.625	92.662	306.406	146.789	ITAB
10	0,3	1.216.612	1.000.610	1.457.179	1.173.912	Kırılma Oluşmadı
11	0,3	1.237.465	1.001.239	1.454.921	1.032.007	Kırılma Oluşmadı
12	0,3	1.325.279	1.034.941	1.343.621	1.178.541	Kırılma Oluşmadı

Çizelge 5.4 genel olarak değerlendirildiğinde en belirgin özelliğin 0.3 kN kuvvet uygulandığında tün birleştirmelerde kırılma oluşmamasıdır. Bu kısa değerlendirmeden sonra yorulma testleri detaylandırılarak elde edilen kuvvet-ömür eğrileri bu bölümde ayrı ayrı paylaşılmıştır.

### 5.7.1. AA Birleştirmeleri

Bu bölümde alternatif akım ve alternatif akım+bölgesel hızlı soğuma uygulanmış numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği Şekil 5.27'de verilmiştir. Şekil dikkatli bir biçimde incelendiğinde AA ve AA+BHS serisine ait numunelerde, 1 kN yük değerinden 0.3 kN yük değerine doğru yorulma ömrünün arttığı görülmüştür. Bir başka ifade ile yorulma testi esnasında uygulanan kuvvetin artması ile kaynak bölgesi daha yüksek gerilimlere maruz kalmakta dolayısıyla o bölgede deformasyon daha hızlı gerçekleşmektedir.



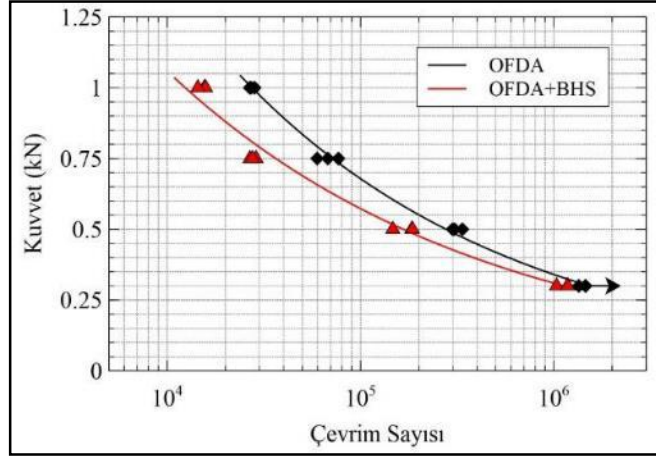
Şekil 5.27. AA ve AA+BHS numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği.

AA akım formu ile üretilen yorulma deney numuneleri aynı akım formunda BHS uygulanmış numunelerin sonuçları ile kıyaslandığında, aynı yük değerlerinde AA serisine ait numunelerin AA+BHS serisine göre daha yüksek çevrim sayıları ile cevap verdiği tespit edilmiştir.

BHS prosesinin AA numuneleri üzerindeki olumsuz yorulma davranışı etkisinin kök nedeninin kaynak çekirdeği ve ITAB'ta meydana gelen sertlik artışı olduğu düşünülmektedir. Sertlik artışı ile BHS uygulanan numunelerin BHS uygulanmayan AA numunelerine göre nispeten gevrekleştiği ve aynı yüklerde daha düşük çevrim ile kırılmaya sebebiyet verdiği sonucu çıkarılmaktadır.

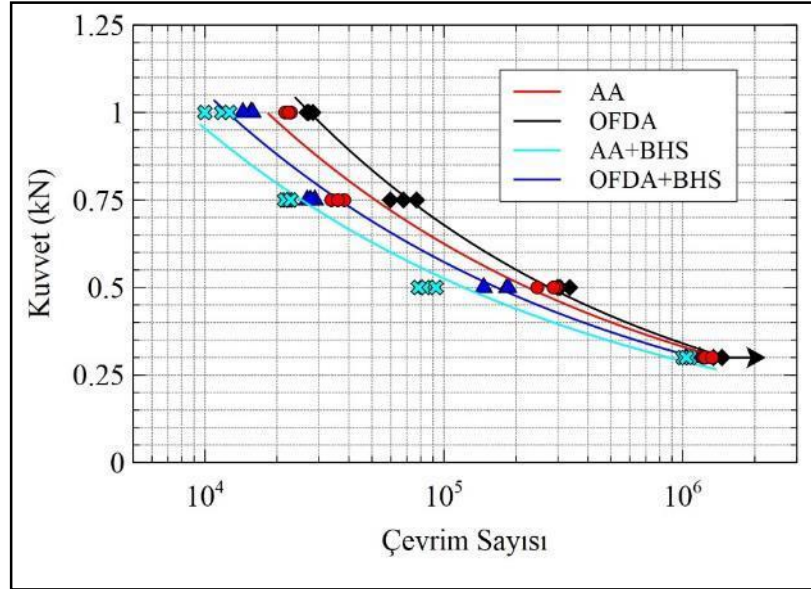
### 5.7.2. OFDA Birleştirmeleri

OFDA ve OFDA+BHS numune serisine ait yorulma testi sonuç grafikleri ise Şekil 5.28'de verilmiştir. AA ile birleştirilmiş yorulma numunelerine benzer şekilde OFDA ve OFDA+BHS serisine ait numunelerin yük artışına bağlı olarak yorulma ömrünün azaldığı görülmüştür. OFDA ve OFDA+BHS numuneleri kendi aralarında kıyaslandığında, aynı yük değerlerinde OFDA serisine ait numunelerin OFDA+BHS serisine göre daha yüksek çevrim sayıları ile cevap verdiği tespit edilmiştir. Aynı AA ve AA+BHS numunelerinde olduğu gibi OFDA ve OFDA+BHS numuneleri arasındaki yorulma ömrü farkının BSH prosesinin kaynak bölgesinde sertlik artışı ile oluşan nispeten daha gevrek yapılar ile ilgili olduğu düşünülmektedir.



Şekil 5.28. OFDA ve OFDA+BHS numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği.

Kaynak esnasında kullanılan akım türünün (AA ve OFDA) ve kaynak sonrası yapılan operasyonun etkilerini daha kolay görebilmek ve değerlendirmek için Şekil 5.29'da, Çizelge 5.4'te verilen değerlerden oluşturulmuş yorulma grafiği verilmiştir. Sonuçlar değerlendirildiğinde, OFDA teknolojisinin AA teknolojisine göre daha yüksek yorulma dayanımı sağladığı, BHS prosesinin ise numunelerin çevrim değerlerinde düşüşe neden olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.29. AA, OFDA, AA+BHS ve OFDA+BHS numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği.



Şekil 5.29’da verilen kuvvet-çevrim grafiği ve Çizelge 5.4’de paylaşılan kuvvet-çevrim grafiği değerlendirildiğinde BHS operasyonunun kaynak prosesine dahil edilmesi ile beraber temperlenmiş ara kritik bölgeye ait sertliğin bir miktar artarken aynı zamanda ITAB’a ait bu bölgenin genişliğinde daralma da olduğu tespit edilmiştir. Söz konusu sertlik artışı ve daralma, bu bölgede tokluğun azalmasına, daha dar bir alanda dislokasyon yoğunluğunun artmasına böylece tekrarlanan yorulma kuvvetleri karşısında daha düşük çevrimlerde daha düşük toplam enerjilerin emilimine izin vermiştir. Bu durum, BHS operasyonun prosese eklenmesi ile ömür değerlerindeki azalmanın sebebini açıklamaktadır. Ordonez ve arkadaşları [146] 2019 yılında DP980 malzemenin nokta direnç kaynaklı bağlantılarına ait yorulma performansını incelemişler ve martenzitin temperlenmesinden dolayı ITAB’ın sertliğinde meydana gelen kayıpların, ITAB üzerindeki yorulma hasarını ve mikro çatlak oluşumunu azaltarak kırılma tokluğunu iyileştirdiği sonucuna varmışlardır. Dolayısıyla BHS operasyonun ITAB sertliğini artırarak bölgede tokluk kaybına sebep olduğu ve sonuç olarak yorulma dayanımını azalttığı söylenebilir.

1 kN yük altında OFDA numuneleri ort. 27,421 çevrim ömür sergilerken BHS prosesinin dahil edilmesi ile beraber bu değer ort. 15. 265 çevrime düşmüştür. Aradaki 12,156 çevrimlik % 80’e varan farkın sebebi enerjiyi daha iyi sönmüleyebilen geniş ve yumuşak ITAB’ın, daha dar bir alanda artan dislokasyon yoğunluğu ve sertlikle tekrarlanan yükleri bir önceki durum kadar sönmüleyememesidir. OFDA teknolojisinin AA teknolojisine kıyasla 1kN yük değerinde sergilediği % 23 daha yüksek yorulma davranışının sebebi ise OFDA akım formuna ait düşük ısı girdisi kaynaklı ısı çevrimlerin şekillenmesi ve ara kritik ITAB’ta martenzit temperlenmesinin AA teknolojisine göre hacim oranının azalması olduğu sonucu çıkarılmıştır. 1kN yük altında, AA+BHS ile OFDA+BHS numunelerinin ortalama çevrim değerleri kendi aralarında kıyaslandığında ise, OFDA+BHS’in AA+BHS’a göre % 33 daha iyi yorulma ömrü sergilediği görülmüştür. Bu durumunda OFDA ve AA numunelerinde olduğu gibi, BHS prosesi öncesi kaynak esnasında akım formu kaynaklı ısı çevrimlerin gelişmesinden gelen ITAB temperleme hacmi kaynaklı olduğu söylenebilir.

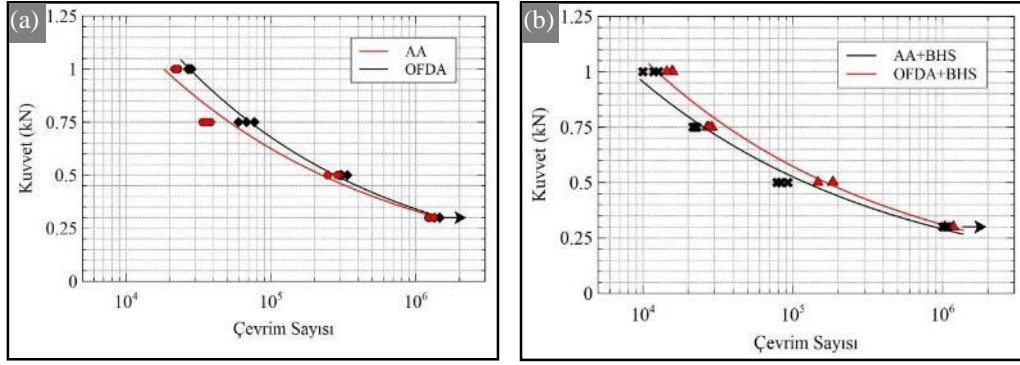
Sam ve Shome [147], DP590 ve DP780 malzemelerin, nokta kaynaklı, kaynakla birleştirilmiş ve yapıştırıcıyla birleştirilmiş numuneleri üzerinde yüksek devirli yorulma testlerinin gerçekleştirildiği bir çalışmada;  $10^6$  çevrimlik dayanıklılık sınırı, DP590 için sırasıyla yapıştırıcı, kaynak ve nokta kaynaklı bağlantılar için maksimum 3,4, 2,8 ve 1,15 kN ve ayrıca DP780 çeliği için 2,8, 2,025 ve 1,28 kN yüklerde elde etmişlerdir. Nokta kaynaklı bağlantıların daha düşük yorulma özelliğini, kaynak çekirdeğinin çevresinde yüksek gerilme konsantrasyonuna neden olan keskin çentik bulunmasına bağlamışlardır. Çatlakların bu yüksek stres konsantrasyonundan kolayca başlayabileceğini, genellikle ısıdan etkilenen bölgede çatlakların oluşmaya başladığını ve yükleme yönüne dik sac kalınlığı boyunca yayıldığını gözlemlemişlerdir.

Yüksek mukavemetli yeni nesil çeliklerde yorulma çatlakları çekirdek kenarında veya ITAB bölgesinde gözlenmektedir. Xu ve arkadaşları [148], nokta direnç kaynaklı galvaniz kaplamalı DP600 ve DP780 malzemelerin yorulma davranışlarını incelemişler ve bağlantıların kuvvet-ömür eğrilerini oluşturmuşlardır. Bu çalışmada da yorulma çatlakları ilk olarak çekirdek çevresi boyunca çentik ucunun yakınında başlamış ve daha sonra döngüsel çekme yükü altında sac kalınlığı boyunca ilerlemiştir

Şekil 5.30 a'da AA ve OFDA numune serilerine b)'de ise AA+BHS ve OFDA+BHS ait yorulma testi sonuç grafikleri verilmiştir. Burada amaç alternatif ile orta frekans doğru akımının karşılaştırılmasının yanında kaynak sonrası uygulanan bölgesel hızlı soğutmanın etkilerini daha kolay anlayabilmektir. Kaynaklı numunelerde yorulma sonrası tüm kırılmaların kaynak çekirdeği-ITAB arayüzeyinde meydana gelmiştir. Test sırasında çatlakların kaynak çekirdeği etrafından başladığı ve meydana gelen termal çevrimin dislokasyon yoğunluğunun artmasına neden olduğu, çatlakların ise kaynak çekirdeği - ITAB arasında başladığı ve ilerlediği söylenebilir.

### **5.7.3. AA ve OFDA Formlarının Yorulma Dayanımına Etkilerinin Karşılaştırılması**

AA ve OFDA serisine ait numunelerin yorulma ömrü değerlendirildiğinde AA serisine ait numunelerin 1 kN yük değerinden 0,3 kN yük değerine doğru yorulma ömrünün arttığı görülmüştür.



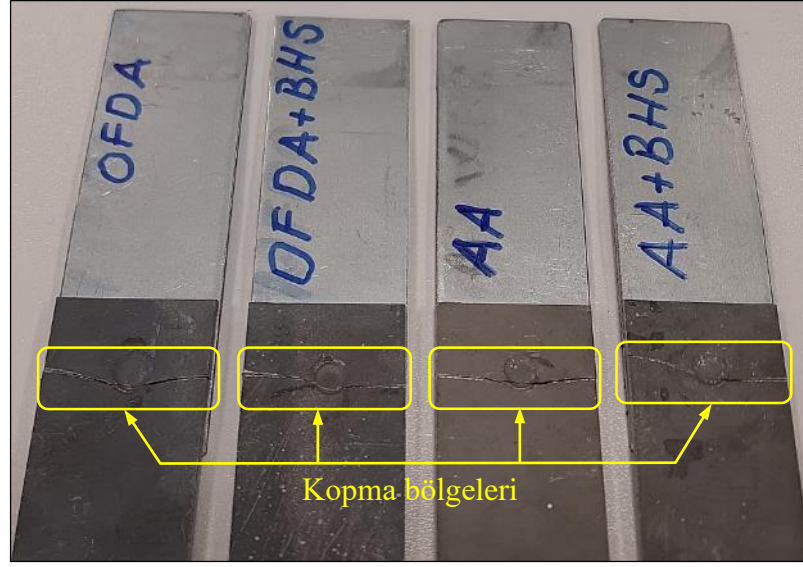
Şekil 5.30. AA ve OFDA numune serilerine ait yorulma testi sonuç grafiği.

OFDA teknolojinin bağlantıların yorulma dayanımı değerlerine olumlu etkisi olduğu, en yüksek çevrim sayılarının OFDA teknolojisi ile elde edildiği tespit edilmiştir. Diğer numune serilerine göre yüksek yorulma dayanımı değerlerinin sebebinin OFDA teknolojisinin AA teknolojisine göre düşük ısı girdisi ile kaynak işlemini gerçekleştirmesidir. Daha düşük ısı girdisi, daha düşük ITAB sertlik değerleri ve daha dar temperlenmiş ITAB bölgesi oluşumu ile sonuçlanmıştır. Kaynak bölgesindeki daha düşük sertlik değerlerinin ve dar temperlenmiş ITAB'ın stres konsantrasyonlarının azalmasına ve daha yüksek çevrim değerlerinde çatlak başlangıcının oluşmasını sağladığı söylenebilir.

Yorulma deneylerinde, yük değerindeki artışa bağlı olarak numunelerin yorulma ömrü azalmıştır. Tüm numuneler, 0.3 kN yük değerinde 10<sup>6</sup> yorulma çevrim sınırını aşmıştır. AA ve OFDA serilerine ait yorulma deneyi numuneleri 22MnB5 ITAB'dan gevrek kırılma davranışı sergilemişlerdir. Bu durum kuvvet-ömür eğrilerine de yansımış olup, AA ve OFDA numunelerinin yorulma ömrü AA+BHS ve OFDA+BHS numunelerine göre daha yüksek sonuçlanmıştır.

#### 5.7.4. Yorulma Sonrası Kırık Yüzeylerin İncelenmesi

Daha önce belirtildiği gibi yorulma testleri sonrasında kaynaklı numunelerin tümünde kopma kaynaklı numunelerin sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 malzemedan gerçekleşmiştir. Şekil 5.31'de yorulma testleri sonrasında her bir seriden 1 numunenin kopma görüntüleri paylaşılmıştır.

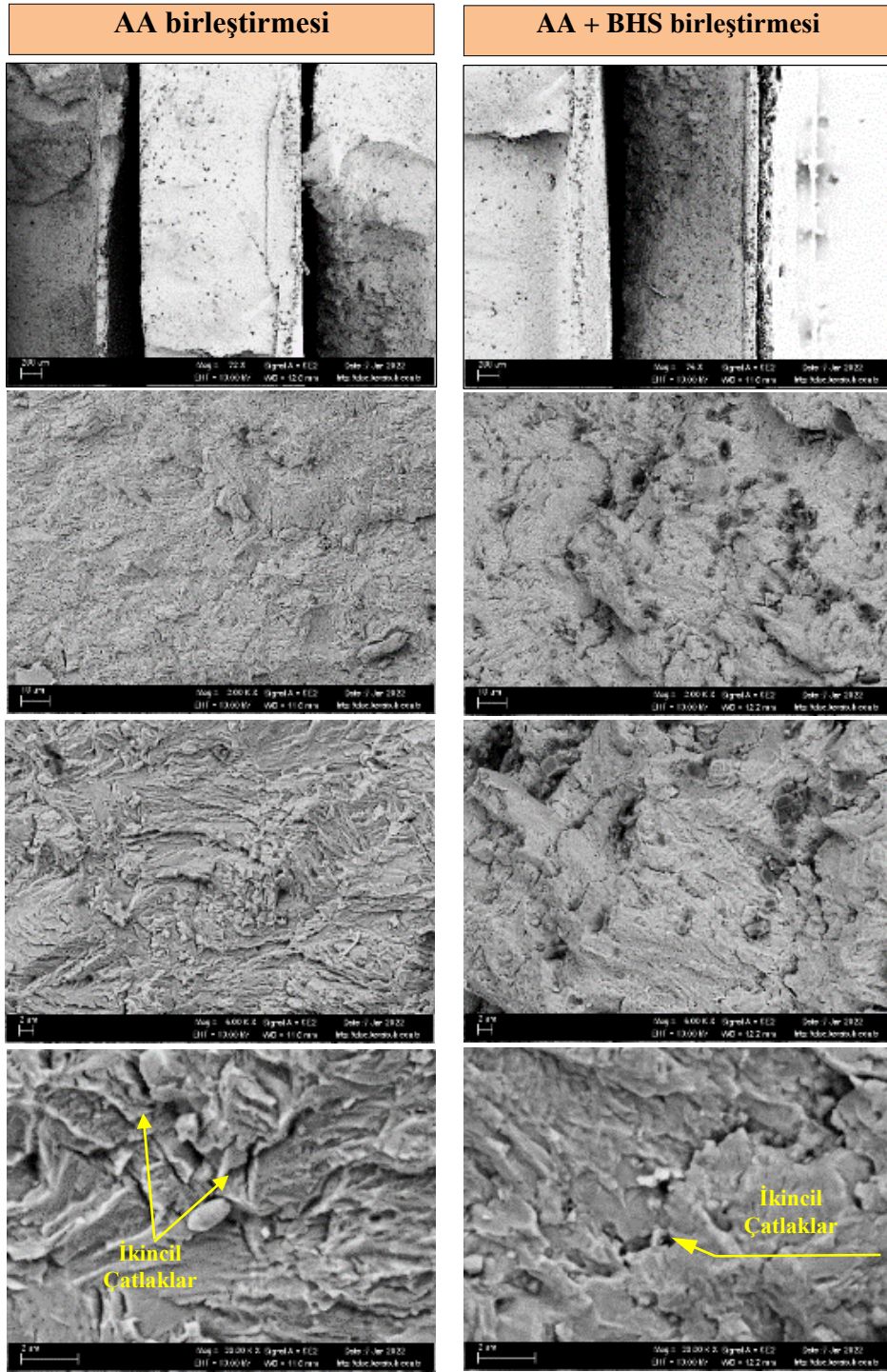


Şekil 5.31. Kaynaklı numunelerin yorulma sonrası makro kırık yüzeyleri.

Şekil 5.31 incelendiğinde hem AA ile hem de OFDA ile birleştirilen kaynaklı numunelerin tümünde ve de kaynak sonrası BHS operasyonuna bakılmaksızın kopmaların birbirlerine son derece benzer biçimde gerçekleştiği görülmüştür. Kırılmalar tüm numunelerde kaynak çekilmediği bitişindeki temperlenmiş ITAB'da başlamış ve malzeme boyunca ilerleyerek gerçekleştiği görülmüştür.

Hem AA hem de OFDA teknolojisi ile birleştirilen kaynaklı numunelere yorulma testi sonrasında kırık yüzeyler SEM taramasına tabi tutulmuştur. Bu incelemenin amacı kırık yüzey morfolojisine bakarak yorulma testi sonrasında meydana gelen kırılmanın gevrek mi yoksa sünek tipte mi olduğudur. Bu amaç doğrultusunda yorulma testi sonrasında her bir seriden bir adet numune SEM incelemesine alınmış ve çalışmalar sonucu elde edilen görüntüler Şekil 5.32 ve 33'de paylaşılmıştır. Şekil 5.32'de AA ve AA+BHS serilerine ait numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri, Şekil 5.33'de ise OFDA ve OFDA+BHS serilerine ait numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri görülmektedir.

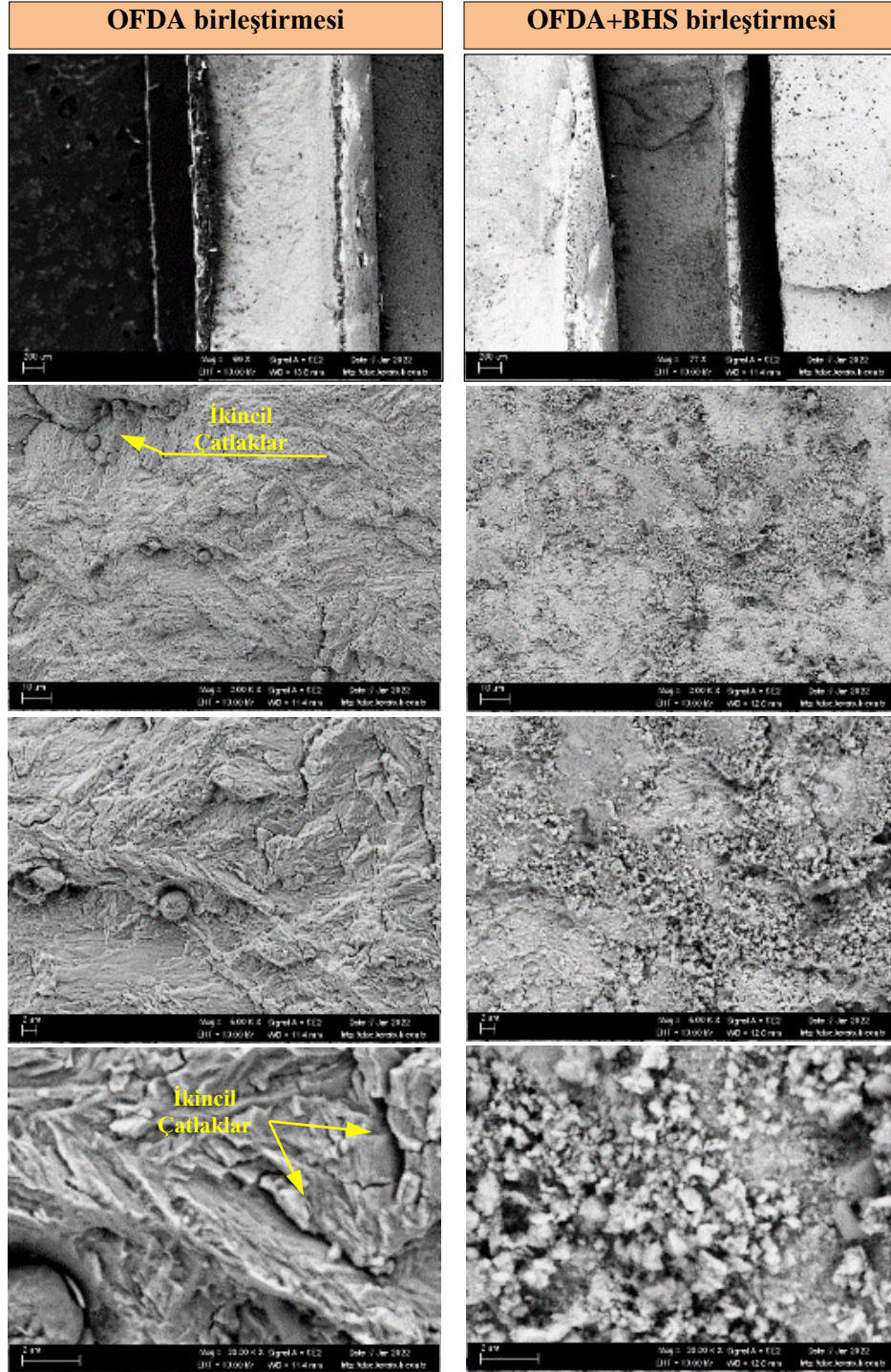
SEM görüntüleri dikkatli bir biçimde incelendiğinde çatlakların klivaj mekanizması (belirli düzlemlerde atomlar arası bağların kopması) ile tane içinde veya tane sınırlarında ilerlediği gözlemlenmiştir.



Şekil 5.32. AA ve AA+BHS numune ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.

Görüntüler değerlendirildiğinde gevrek kırılmanın bir sonucu olan klivaj yapıları dikkat çekmektedir. Kaynaklı numunelerin arayüzeyinde, temperlenmiş 22MnB5 ITAB bölgesinde başladığı düşünülen çatlakların kesit boyunca ilerleyerek kaba taneli sert ITAB ve AlSi kaplamaya kadar ulaştığı ve hasara neden olduğu düşünüldüğünde,

yer yer gevrek ve yer yer de gevrek-sünek kırılma yüzeylerinin oluşması muhtemeldir. Bu nedenle, kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri alınan bölgeye göre farklılık göstermiştir.



Şekil 5.33. OFDA ve OFDA+BHS numune ait kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.

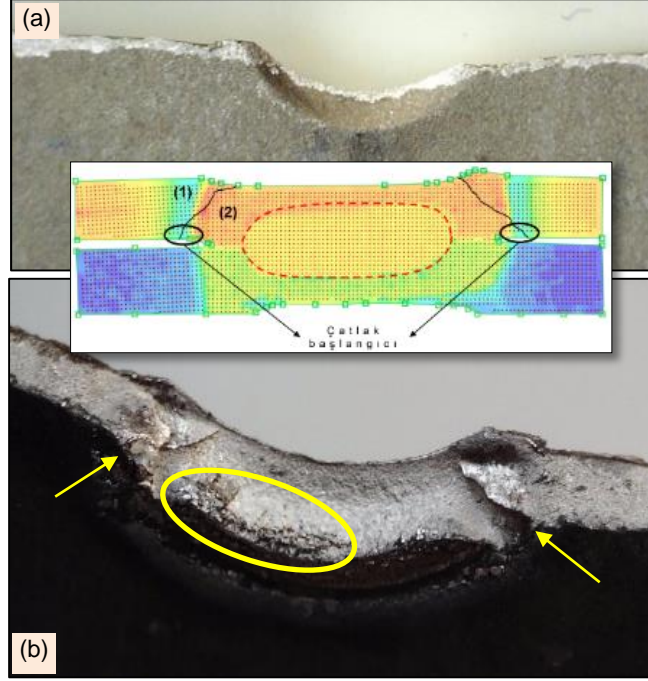
Soğutma hızı 30 °C/s den daha düşükse, beynit ya da ferrit yapısı oluşmaktadır. Bu durum da daha düşük sertlik ve mukavemete sebep olmaktadır.

OFDA teknolojisinin AA teknolojisine göre düşük ısı girdisinin bu farklı teknolojilere ait bağlantıların soğuma hızlarının farklı olmasına neden olmuş olabileceği düşünülmektedir. Bu durumda numunelerin kırılma yüzeylerinde farklı soğuma hızlarına bağlı değişiklikler gözlemlenebilir. OFDA teknolojisine göre nispeten yüksek temperleme sıcaklığına maruz kalan AA numunelerinde karbon difüzyonunun bir miktar artmış olabileceği göz önünde bulundurulmalıdır. 22MnB5 kaba ve ince taneli ITAB'ta elde edilen mikroyapı ferritik (beyaz) ve sementit lamellerini saran perlitik (siyah) bir içyapı ve eser miktarda beynit içermektedir. AA teknolojisi ile elde edilen numunelerde sementit tane boyutu bir miktar kabalaşmış olduğu ve temperlenmiş martenzitin mekanik özelliklerini etkilemiş olabileceği düşünülmektedir.

Temperlenme sıcaklığının artması karbon difüzyonunu hızlandırmakta ve sementit parçalarının büyümesine neden olabilmektedir. Sementit tanelerinin büyüklüğü ise temperlenmiş martenzitin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Artan tane büyüklüğü ferrit-sementit faz sınır alanını azaltmakta ve malzemenin daha zayıf ve yumuşak olmasına sebep olmaktadır [149]. Sonuç olarak azalan soğuma hızı AA numunelerde yorulma dayanımındaki düşmeyi etkileyen bir sebep de olabilir. Sonuç olarak, ITAB ve kaynak çekirdeğinin karmaşık termal geçmişinin neden olduğu mikroyapısal homojensizlik nedeniyle stres altında zayıf bölgelerde çatlak başlangıçlarının oluşması doğaldır.

Şekil 5.33'de OFDA teknolojisi ile birleştirilmiş numunenin kırılma yüzeyi makro görüntüsü verilmiştir. Burada a) üst yüzeyi ve b) ise arayüzeyi temsil etmektedir. Yine 5.30'daki sertlik haritası üzerinde 1 ile numarandırılmış mavi bölge 22MnB5 temperlenmiş alt kritik ITAB'ı, 2 ile numaralandırılmış turuncubölge ise 22MnB5 üst kritik ITAB'ı göstermektedir. Çatlağın başlamasına yol açan başlangıç hasarı Şekil 5.34 (b)'de sarı oklar ile işaret edilmiştir. Çatlaklar ilerlemiş ve kalan kesit uygulanan yükleri taşımayacak duruma geldiğinde ani kırılma olduğu tespit edilmiştir. Ana

çatlak ilerlemesi ile birlikte ikincil çatlakların oluştuğu gözlenmiş olup, Şekil 5.34'de sarı daire içinde gösterilmiştir.



Şekil 5.34. OFDA numunesi kırılma yüzeyi makro görüntüsü, a) üst yüzey, b) arayüzey.

Çatlak başlangıcının 22MnB5 temperlenmiş yumuşak ITAB'ta başlayarak kalan kesit boyunca ( $\rightarrow$ 22MnB5 ince taneli ITAB  $\rightarrow$  kaba taneli ITAB) ilerlediği ve Al-Si kaplamaya ulaşarak kesitin ani olarak kırılmasına yol açtığı sonucuna varılmıştır. Yeterli tokluğa sahip ince metal saclarda yorulma bölgesinden çatlak ilerlerken sac yüzeyi ve yükleme yönü ile yaklaşık 45 derece bir açı meydana gelinceye kadar kırılma düzlemi çatlakın etrafındaki bir eksen etrafında dönmektedir. Kırılma düzlemi yük yönüne 45 derece eğik olarak ya tek kesme ya da çift kesme düzleminde meydana gelmektedir [150].



## BÖLÜM 6

### SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada otomotiv sanayinde sıklıkla kullanılan ultra yüksek dayanımlı 22MnB5 ve yüksek dayanımlı DP600 malzemeler nokta direnç kaynak yöntemi ile farklı akım türleri kullanılarak birleştirilmiştir. Çalışmanın temelde iki amacı bulunmaktadır. Bu amaçlardan ilki, 50 Hz frekansta alternatif akım (AA) ile çalışan konvansiyonel nokta direnç kaynak makineleri ile yeni nesil orta frekans doğru akım (OFDA) olarak adlandırılan ve 1000 Hz frekansta çalışan nokta direnç kaynak makinelerine ait teknolojilerin statik ve dinamik yükler altında bağlantı dayanımına etkilerinin araştırılmasıdır. Diğer bir amaç ise, son yıllarda araç güvenlik saclarında sıklıkla tercih edilen 22MnB5 ve DP600 malzemelerin bağlantı dayanımını arttırmak için özgün bir çözüm üretmek ve olgunlaştırmaktır. Çünkü sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 malzemenin nokta direnç kaynağına ait temperlenmiş alt ITAB bölgesi yük uygulandığında hasarın oluşmasında kilit rol oynamaktadır.

Bu amaç ve hedefler doğrultusunda, kaynak işlemi sırasında, 22MnB5 ait yumuşak alt ITAB'ın temperlenmesini azaltacak, termal çevrimlerin etkisi ile kaynak çekirdeği çevresindeki bu yumuşak zayıf halkanın sertliğinin bir miktar artmasını ve alanının azalmasını sağlayacak süreç fikri geliştirilmiştir. Fikir, bölgesel hızlı soğuma (BHS) olarak adlandırılmıştır. BHS süreci ile, kaynak işlemi biterken, akım kesilip, dövme zamanı başladıktan sonra, 22MnB5'e ait kaynak çekirdeği çevresi hızlı soğutulmuş deney numuneleri elde edilmiştir. Ayrıca Hem AA hem de OFDA teknolojilerine ait numunelerin yanı sıra, bu teknolojilere ek olarak kaynak işlemine BHS süreci dahil edilmiş numuneler de hazırlanmıştır. Toplamda AA serisi, AA+BHS serisi, OFDA serisi ve OFDA+BHS serisi olmak üzere 4 grup numune elde edilmiştir. Bu bağlantılarının mikroyapı, sertlik, çekme-makaslama, çapraz-çekme ve eğmeli yorulma dayanımı değişimleri incelenmiştir. Bu temel amaçlar üzerine inşa edilen bu çalışmadan elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

- Kaynaklı numuneler üzerinde yapılan elektrod dalma derinliği ölçümlerinde hiç bir birleştirmede, kaynak sonrası kesit kalınlığının standartlarda belirtilen % 30 değerinin altına düşmediği belirlenmiştir.
- Kaynaklı numunelere yapılan makro muayenede kaynak çekirdeği ve çevresinde kaynak kalitesini etkileyecek birleşme hatasına (porozite, boşluk, çatlak vb.) rastlanmamıştır.
- Dört gruba ait numunelerin kesitleri alınarak makro ve mikroyapıları incelendiğinde, ergime bölgesinin tamamen martenzitik bir mikroyapıya sahip olduğu ve malzemelerin farklı öz dirençleri ve kimyasal kompozisyonlarından dolayı DP600 çeliğine göre 22MnB5 çeliğinin, kaynak metalini oluşturan kaynak çekirdeği karışımına daha aktif bir şekilde katılabildiği tespit edilmiştir.
- Farklı kaynak teknolojileri ve kaynak sonrası BHS operasyonuna tabi tutulan ve tutulmayan kaynaklı numunelerin ITAB'ları incelendiğinde, sıcak şekillendirilmiş 22MnB5 malzeme tarafındaki ITAB'ının malzemenin ve kaplamanın yüksek öz direnci nedeniyle ısıdan çok daha fazla etkilendiği görülmüştür.
- OFDA teknolojisi ile birleştirilen numunelerdeki ısı girdisinin AA teknolojisine göre daha az olduğu, dolayısıyla numunenin hızlı soğuması sonucu delta fazından dışarı göç eden karbonun geri difüzyon olacak zamanı bulamamasından dolayı OFDA ile birleştirilmiş numunelerin 22MnB5 tarafında, kaynak çekirdeğinin (ergime sınırının) ITAB bölgesinden kesin bir hat halinde ayrıldığı tespit edilmiştir.
- Sertlik testleri sonucunda OFDA teknolojisinin düşük ısı girdisi sebebi ile, bu teknoloji ile üretilen numunelerin 22MnB5 çeliğine ait temperlenmiş yumuşak ITAB'ın, AA teknolojisine göre daha dar bir alanda oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca BHS sürecinin kaynak işlemine eklenmesi ile temperlenmiş ITAB'ın bir miktar daraldığı ve bu daralmanın bağlantının statik yük taşıma kapasitesine etkisinin olumlu olduğu sonucuna varılmıştır.

- Sertlik haritalamaları üzerinden en geniş 22MnB5 temperlenmiş yumuşak ITAB'ın, 1.48 mm ile AA teknolojisi ile üretilen numunelerde meydana geldiği, bu numune serisini genişten daraya doğru 1.42 mm ile OFDA, 1.27 mm ile AA+BHS ve son olarak 1.20 mm ile OFDA+BHS takip ettiği gözlemlenmiştir.
- Alternatif akım ile üretilen numunelerin çekme-makaslama test sonuçları kendi aralarında değerlendirildiğinde BHS operasyonunun % 3, benzer şekilde OFDA ile üretilen numunelerde ise % 4 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.
- Her iki akım formuna ait teknolojiler ile BHS kullanılmadan kaynak işlemi gerçekleştirilen numuneler kendi aralarında değerlendirildiğinde ise, OFDA teknolojisine ait numunelerin AA numunelerine göre % 11 daha yüksek çekme-makaslama yük taşıma kapasitesi sergilediği tespit edilmiştir.
- BHS uygulanmış AA+BHS ve OFDA+BHS numunelerinden ölçülen çekme-makaslama dayanımları değerlendirildiğinde, OFDA teknolojisine ait çekme-makaslama dayanımının % 13 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.
- Numunelere ait çapraz-çekme dayanımları kendi aralarında kıyaslandığında, AA+BHS serisinin AA serisine göre % 9, OFDA+BHS serisinin OFDA serisine göre % 6, OFDA serisinin AA serisine göre % 13, OFDA+BHS serisinin ise, AA+BHS serisine göre % 10 daha yüksek dayanıma sahip olduğu tespit edilmiştir.
- Çekme-makaslama ve çapraz-çekme deneylerine ait tüm deney numunelerindeki kopma modunun düğmelenme biçiminde meydana geldiği ve uygun çekirdek çapı ve dalma derinliği nedeniyle ayrılmanın tüm numunelerde kaynak çekirdeği ile 22MnB5 ITAB arasında gerçekleştiği görülmüştür.
- Çekme-makaslama testi sonucunda elde edilen düğmelenme tipi kırılma hasarlarında düğmenin bir tarafının kaplama yüzeyine 45°'ye yakın bir kayma düzlemi açısı sergilediği görülmüştür. Birincil kayma düzleminin, kaynak çekirdeği ergime sınırı ile ara kritik yumuşak ITAB arasında kalan ITAB'ta başladığı ve en yüksek Schmid faktörüne sahip sistem olduğu söylenebilir.

- Soğutma hızının kritik soğuma hızından daha düşük gerçekleştiği dolayısıyla yapıda beynit ya da ferrit yapılarının oluştuğu bu durum da daha düşük sertlik ve mukavemete sebep olduğu tespit edilmiştir. AA teknolojisinin OFDA teknolojisine göre yüksek ısı girdisi nispeten daha düşük soğuma hızlarında martenzit fazının temperlemesi ile sonuçlanmıştır. Nispeten daha yüksek temperlenme sıcaklığına daha uzun süre maruz kalan AA veya AA+BHS serisine ait numunelerde daha iri sementit taneleri oluşmuş bu duruma bağlı olarakta plastik deformasyona karşı numunelerin dayanımı azalmış ve yorulma test sonuçları OFDA teknolojisine göre düşük sonuçlanmıştır.
- Yorulma testleri sonucunda tüm numuneler, 0.3 kN yük değerinde  $10^6$  yorulma çevrim sınırını aşmıştır. Ayrıca hem AA hem de OFDA akım formu ile üretilen yorulma deney numuneleri, aynı akım formunda BHS uygulanmış numunelerin sonuçları ile kıyaslandığında, aynı yük değerlerinde BHS işleminin daha düşük çevrim sayıları ile cevap verdiği tespit edilmiş olup sebebinin ise BSH prosesinin kaynak bölgesinde arttırdığı sertlik artışı ve daha gevrek yapılar olduğu tespit edilmiştir.

Çalışma sonucunda elde edilen bilimsel veriler ışığında gelecekte benzer konularda çalışma yapacak araştırmacılara aşağıda verilen öneriler yapılabilir.

- Çalışma kapsamında numunelerin elde edildiği BHS prosesi, kaynak süresi bitimi ile azot gazının ITAB'a gönderilmesine dayanmaktadır. Ancak kaynak süresi tamamlanana kadar geçen süre içerisinde alt kritik ITAB'ın kısmen temperlendiği ve ITAB'a hızlı soğuma amacı ile gönderilen gazın kısmen geç kaldığı test sonuçlarından çıkarılmaktadır. Bu nedenle ITAB temperlenmesinin yeterince önüne geçecek zamanında ve etkili soğuma hızı için, kaynak zamanı bitmeden önce veya kaynak zamanı ile eş zamanlı olarak azot gazının ITAB'a yönlendirilmesi çok daha etkili olabilecektir. Kaynak zamanının başlaması ile eş zamanlı bölgesel soğuma uygulanmasının başlatılmasının, bağlantının uygulama alanına göre özellikle statik yüklere dayanımını arttıracakları öngörülmekte olup bir sonraki çalışma olarak araştırmacılara önerilmektedir.

## KAYNAKLAR

1. Pouranvari, M., Marashi, S. P. H., Safanama, D. S., “Failure mode transition in AHSS resistance spot welds. Part II: experimental investigation and model validation”, *Materials Science and Engineering A*, 528 (29-30): 8344-8352 (2011).
2. Schmidová, E., Culek, B., Hanus, P., “Dynamic fracture behavior of the martensitic high strength steel after spot welding”, *Materials Today: Proceedings*, 1156-1160 (2016).
3. Hou, W., “Methods and Systems for Resistance Spot Welding using Direct Current Micro Pulses”, *United States of America Patent Pending*, Pub No. US 2001/0036816 A1, (17 February 2011).
4. Shao, J., Hou, C., “Resistance Spot Welding and In-Process Heat Treatment of Hot Stamped Boron Steel”, *University of Waterloo, Mechanical Engineering Master Thesis*, Waterloo, Ontario, Canada, 4-5 (2016).
5. Billur, E., Çetin, B., Gürleyik, M. “New Generation Advanced High Strength Steels: Developments, Trends and Constraints”, *International Journal of Scientific and Technological Research*, 2 (1): 50-62 (2016).
6. Billur, E., Dykeman, J., Altan, T., “Three generations of advanced high strength steels for automotive applications”, 3 parça yazı dizisi, *Stamping Journal*: p.15-16, Jan/Feb 2014, p.12-13, Mar/Apr 2014, 12-13 (2013).
7. [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org), Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, *International Iron & Steel Institute*.
8. Sadagopan, S., Yan, B., Huang, M., “Characterization of press formability of advanced high strength steels using laboratory tests”, *SAE*, 1-2 (2004).
9. Fonstein, N., “7-Dual-phase steels”, *Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications*, 169-216 (2017).
10. <https://germany.arcelormittal.com/icc/arceloren/broker.jsp?uMen=022609c4-5f00-be31-3d5b-74357d7b2f25&uCon=2e2609c4-5f00-be31-3d5b-74357d7b2f25&uTem=aaaaaaaa-aaaa-aaaa-aaaa-000000000011> (2021).
11. Olsson, K., Gladh, M., Hedin, J. E., Larsson, L., “Microalloyed high-strength steels”, *Adv.High-Strength Steels*, 8: 44-46 (2006).

12. Ramazani, A., Mukherjee, K., Abdurakhmanov, A., Abbasi M., and Prah, U., “Characterization of Microstructure and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded DP600 Steel” *Metals*, 5: 1704-1716 (2015).
13. Khan, M. S., Bhole, S. D., Chen, D. L., Biro, E., Boudreau, G. and Deventer, J., “Welding behaviour, microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welds between galvanized HSLA350 and DP600 steels”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 14 (7): 616–625 (2009).
14. Banerjee, P., Sarkar, R., Pal, T. K. and Shome, M., “Effect of nugget size and notch geometry on the high cycle fatigue performance of resistance spot welded DP590 steel sheets”, *Journal of Materials Processing Technology*, 238: 226-243 (2016).
15. Zhang, X. Q., Chen, G. L. and Zhang, Y. S., “Characteristics of electrode wear in resistance spot welding dual-phase steels”, *Materials and Design*, 29: 279-283 (2008).
16. Zhang, H., Wei, A., Qiu, X., Chen, J., “Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar thickness DP780/DP600 dual-phase steel joints” *Materials and Design*, 54: 443–449 (2014).
17. Liu, C., Zheng, X., He, H., W., Wei, X., “Effect of work hardening on mechanical behavior of resistance spot welding joint during tension shear test” *Materials and Design*, 100: 188–197 (2016). <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.120>
18. Zeytin, H. K., Aydın, H., Kubilay, C., “Otomotiv Endüstrisi ve Çelik: İleri Teknoloji Ürünü Yüksek Mukavemetli Çelikler”, *TMMOB Makina Mühendisleri Odası X. Otomotiv ve Yan Sanayi Sempozyumu*, Bursa, (27-28 Mayıs 2007).
19. Arcelor Mittal *Automotive Product Catalogue*, [www.arcelormittal.com](http://www.arcelormittal.com). (2021).
20. Engels, H., Schalmin, O., Müller-Bollenhagen, C., “Controlling and monitoring of the hotstamping process of boron-alloyed heat-treated steels”, in: *Proceedings of the International Conference on New Development in Sheet Metal Forming Technology*, Stuttgart, Germany, 135-150 (2006).
21. Steinbeiss, H., So, H., Michelitsch, T., Hoffmann, H., “Method for optimizing the cooling design of hot stamping tools”, *Production Engineering Research and Development*, 1 (2): 149-155 (2007).
22. Naderi, M., “Hot Stamping of Ultra High Strength Steels”, *Dissertation, RWTH Aachen*, Aachen, Germany, 123-124 (2007).
23. Billur, E., “12 -Hot formed steels”, *Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications*, 387-411 (2017). [doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00012-2](https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00012-2)

24. Rethwisch, D. G., Callister W.D., “Fundamentals of Materials Science and Engineering”, *Fifth ed.*, **John Wiley & Sons**, New York, NY, ISBN 0-471-39551-X, (2001).
25. Wang, C., Bloor, C., Holecek, M., Porzner, H., Altan, T., “Advancements in tailored hot stamping simulations: cooling channel and distortion analyses”, *in: Proceedings of Numisheet 2014*, AIP Conf. Proc. 1567: 1079-1084 (2014).
26. Sun, X., Stephens, E. V., Khaleel, M. A., “Effects of fusion zone size and failure mode on peak load and energy absorption of advanced high strength steel spot welds under lap shear loading conditions”, *Engineering Failure Analysis*, 15 (4): 356-367 (2008).
27. Huin, T., Dancette, S., Fabrègue D., Dupuy, T., “Investigation of the Failure of Advanced High Strength Steels Heterogeneous Spot Welds”, *Metals*, 6 (11): 1-19 (2016).
28. Yu, Y., Wang, C., Chen, S., Lu, Z., “Study on Intermediate Frequency Spot Welding Process of Hot Stamping High Strength Steel”, *Adv. Mater. Res.*, 339: 375-78 (2011).
29. Choi, H. S., Park, G. H., Lim, W. S., Kim, B., “Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheet”, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 25 (6): 1543-1550 (2011).
30. Marya, M., Gayden, X. Q., “Development of requirements for resistance spot welding dual-phase (spot welded advanced high strength steels, DP600) steels; Part 1-The causes of interfacial fracture”, *Welding Journal*, 84: 172-182 (2005).
31. Khan, M. I., Kunts, M. L., Biro, E., Zhou Y., “Microstructure and mechanical properties of resistance”, *Materials Transaction*, 49 (7): 1629-1637 (2008).
32. Chengjie, L., Xiankun, Z., Hongyu, H., Wurong, W., Xicheng, W., “Effect of work hardening on mechanical behavior of resistance spot welding joint during tension shear test” *Materials and Design*, 100: 188-197 (2016).
33. Pouranvari, M., Marashi, S. P. H., “Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties”, *Sci. Technol. Welding and Joining*, 18: 361-403 (2013).
34. Baltazar, H. V. H., Nayak, S. S., Zhou, Y., “Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior”, *Metall. Mater. Trans. A*, 42: 3115-3129 (2011).
35. Safanama, D. S., Marashi, S. P. H., Pouranvari, M., “Similar and dissimilar resistance spot welding of martensitic advanced high strength steel and low carbon steel: metallurgical characteristics and failure mode transition”, *Science and Technology of Welding and Joining* 17: 288-294 (2012).

36. Pouranvari, M., Marashi, S. P. H., “Failure mode transition in AHSS resistance spot welds. Part I: Controlling factors”, *Mater. Sci. Eng. A*, 528: 8337-8343 (2011).
37. Jong, Y. S., Lee, Y. K., Kim, D. C., Kang, M. J., Hwang, I. S., Lee, W. B., “Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel Containing Boron” *Materials Transactions*, 52 (6): 1330-1333 (2011).
38. Aras, S., Ertan, R., Özgül, G. H., “Investigation of mechanical properties of high strength steel welded by resistance spot welding”, *Pamukkale University Journal of Engineering Sciences*, 24 (1): 63-68, (2018).
39. Tunçel, O., Aydın, H., “Tensile Properties of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel Usibor 1500”, *International Engineering And Science Symposium*, Siirt, Turkey, 1-7 (2019).
40. Sejš P., Belanová, J., “The Effect of Welding Parameters on the Properties of Join between Studs and Steel Sheet USIBOR Type 22MnB5”, *Manufacturing Technology*, 19 (3): 492-498 (2019).
41. Ighodaro, O. L., Biro, E., Zhou, Y. N., “Comparative effects of Al-Si and galvanized coatings on the properties of resistance spot welded hot stamping steel joints. *Journal of material processing Technology*, 236: 64-72 (2016).
42. Schmidová, E., Culek, B., Hanus, P., “Dynamic fracture behavior of the martensitic high strength steel after spot welding”, *Materials Today: Proceedings*, 3 (4): 1156-1160 (2016).
43. Zhang, H., Wei, A., Qiu, X., Chen, J., “Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar thickness DP780/DP600 dual-phase steel joints”, *Materials and Design*, 54: 443–449 (2007).
44. Kang, T. H., Accorsi, I., Patel, B., Pakalnins, E., “Fatigue performance of resistance spot welds in three sheet stack-ups”, *Procedia Engineering*, 2: 129-138 (2010).
45. Banerjee, P., Sarkar, R., Pal, T. K., Shome, M., “Effect of nugget size and notch geometry on the high cycle fatigue performance of resistance spot welded DP590 steel sheets”, *Journal of Materials Processing Technology*, 238: 226-243 (2016).
46. Picas, I., Munoz, R., Lara, A., Hernandez, R., Casellas, D., “Effect of the cutting process in the mechanical and fatigue properties of press hardened 22MnB5 steel”, *In: Proceedings of the 3rd international conference on hot sheet metal forming of highperformance steel* (ISBN 978-3-942267-17-5) 85-92 (2011).



47. Picas, I., Lara, A., Casellas, D., Ademaj, A., Steinhoff K., “Fatigue performance of press hardened steels with tailored material properties: a compromise between high strength and damage tolerant microstructures”, *In: Proceedings of the 4th international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel* (ISBN 978- 3-942267-82-3), 251-258 (2013).
48. Parareda, S., Casellas, D., Frometa, D., Martinez, M., Lara, A., Barrero, A., Pujante j., “Fatigue resistance of press hardened 22MnB5 steels”, *International Journal of Fatigue*, 130: 105262, 1-10, (2020).
49. Karbasian, H., Tekkaya, A. E., “A review on hot stamping”, *J. Mater Process Technol*, 210: 2103-2118 (2010).
50. Grigorieva, R., Drillet, P., Maigne, J. M., Redjaimia, A., “Phase transformations in the Al- Si coating during the austenization step”, *Solid State Phenom*, 174: 784-90 (2011).
51. Pessard, E., Abrivard, B., Morel, F., Abroug, F., Delhaye, P., “The effect of quenching and defects size on the HCF behaviour of Boron steel.”, *Int Journal Fatigue*, 68: 80-89 (2014).
52. Chuko, W. L. and Gould, J. E., “Development of appropriate resistance spot welding practice for transformation-hardened steels”, *AWS Welding Journal*, 1-7 (2002).
53. Diallo, I., Dupuy, T., Kaczynski, C. “High Strength Steel Spot Weld Strength improvement through In Situ Post Weld Heat Treatment”, *in Sheet Metal Welding Conference XVI*, Livonia, MI., (2014).
54. Soomro, I.A., Pedapati, S. R., Awang, M., “Optimization of postweld tempering pulse parameters for maximum load bearing and failure energy absorption in dual phase (DP590) steel resistance spot welds”, *Materials Science and Engineering A*, 803: 140713 (2021).
55. Tamizi, M., Pouranvari, M., Movahedi M., “Welding metallurgy of martensitic advanced high strength steels during resistance spot welding” *Science And Technology of Welding And Joining*, 22 (4): 327 335 (2017).
56. Sherepenko, O., Mohamadizadeh, A., Zvorykina, A., Worswick, M., Biro, E., Jüttner, S., “Determination of resistance spot weld failure path in ultra-high-strength press-hardened steel by control of fusion boundary transient softening” *Journal of Materials Science*, 56: 14287–14297 (2021).
57. Kimchi, M., Phillips, D. H., “Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications for the Automotive Industry”, *Synthesis Lectures on Mech. Eng.*, 1 (2): i–115 (2017).
58. Tan, N., Honga, J., Leia, M., Jina, X., Zhengc, H., Luod, Z., “Tensile-shear fracture behaviour of resistance spot-welded hot stamping sheet steel with Al–Si

- coating” *Science and Technology of Welding And Joining*, 25 (6): 525-534 (2020).
59. Sherepenko, O., Schreiber, V., Schischin, I., Wohner, M., Wernlein, P., Mitzschke, N., Jüttner, S., “Influence of surface layers on resistance spot joinability of partially hardened steel 22MnB5 with aluminum-silicon and zinc coatings”, *Welding in the World*, 64: 755–771 (2020).
  60. Ciampa, F., Mahmoodi, P., Pinto, F., Meo, M., “Recent advances in active infrared thermography for non-destructive testing of aerospace components”, *Sensors*, 18 (2): 609, 1-37 (2018).
  61. Zhou, K., Yao, P., “Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding”, *Mech Syst Signal Process* 124: 170–198 (2019).
  62. Forejtová, L., Zavadil, T., Kolařík, L., Kolaříková, M., Sova, J., Vávra, P., “Non-destructive inspection by infrared thermography of resistance spot welds used in automotive industry”, *Acta Polytechnica* 59 (3): 238–247 (2019).
  63. Chen, J., Feng, Z., “Online resistance spot weld NDE using infrared thermography. In: Nondestructive characterization and monitoring of advanced materials, aerospace, and civil infrastructure”, *International Society for Optics and Photonics*, 101690 K, 1-2 (2017).
  64. Liu, Y., Sun, Y., Sun, Y., Xu, H., Yang, X., “Rapid fatigue life prediction for spot-welded joint of SUS301 L-DLT stainless steel and Q235B carbon steel based on energy dissipation”, *Advances in Mechanical Engineering* 10 (11): 1-11 (2018).
  65. Hernández, A. E., Villarinho, L. O., Ferraresi, V. A., Orozco, M. S., Roca, A. S., Fals, H. C., “Optimization of resistance spot welding process parameters of dissimilar DP600/AISI304 joints using the infrared thermal image processing”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 108: 211–221 (2020). <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05374-y>
  66. Janardhan, G., Kishore, K., Dutta, K., Mukhopadhyay G., “Tensile and fatigue behavior of resistance spot-welded HSLA steel sheets: Effect of pre-strain in association with dislocation density”, *Materials Science and Engineering A*, 793: 139796 (2020).
  67. Thomson, E., “Method of Electric Welding”, *United States Patent 451345*; Patented Apr. 28, 55 (1891). 125,125.  
<https://worldwide.espacenet.com/patent/search/family/045154913/publication/CA38373A?q=ti%20all%20%22Method%20of%20Electric%20Welding%22%20AND%20in%20any%20%22thomson%22>
  68. Thomson, E., “Electrical Welding of Sheet Metal”, United States Patent 1078225; Patented Nov. 11, 56 (1913).

<https://worldwide.espacenet.com/patent/search/family/003146458/publication/US1078225A?q=ti%20all%20%22Electrical%20Welding%20of%20Sheet%20Metal%22%20AND%20in%20any%20%22thomson%22>

69. Çalışoğlu, İ., “Ticari olarak Temin Edilen ve %10 Soğuk Deforme Edilen Erdemir 7660 Kalite Dual Fazlı Çeliğin Nokta Kaynak Kabiliyetinin İncelenmesi”, *Yüksek Lisans Tezi, ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak. 57-66 (2009).
70. Tolf, E., “Challenges in Resistance Welding of Ultra High Strength Steels” KTH Royal Institute of Technology Industrial Engineering and Management Department of Production Engineering, Lisans Tezi, Stockholm, Sweden, 8,14,31,36,40 (2015).
71. Zhang, H., Senkara, J., “Resistance welding: fundamentals and applications”, *CRC Press; ISBN 0-8493-2346-0*, 229-287 (2006).
72. Kahraman, N., Gülenç, B., “Modern Kaynak Teknolojisi”, *Epa-Mat Basımevi*, Ankara, 160-184, (2020).
73. Özensoy, C., “Yazılım Konrollü Orta Frekanslı DA Nokta Kaynak Sistemi Tasarımı ve Gerçeklenmesi”, *Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, 2-14 (2021).
74. Zhou, K., Yao, P., “Review of application of the electrical structure in resistance spot welding”, *IEEE Access*, 5: 25741-25749 (2017).
75. Winkler, T., Doebbelin, R., Lindemann, A., “Magnetic fields of resistance welding equipment assessment of the exposure”, *7th International Symposium on Electromagnetic Compatibility and Electromagnetic Ecology*, 60 (2007).
76. Kearns, W. H. (ed.) “Resistance and Solid-State Welding and Other Joining Processes”, *Welding Handbook, Seventh Edition*, Volume 3, American Welding Society, ISBN 0-87171-188-5; (1980).
77. Cho, Y., Li, W. and Hu, S. J., “Design of experiment analysis and weld lobe estimation for aluminum resistance spot welding”, *Supplement to the Welding Journal*, 45-51 (2006).
78. Gould, J. E., Khurana, S. P., Li, T., “Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels”, *Welding Journal*, 85 (5): 111-116 (2006).
79. Elitaş, M., “Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen ileri dayanimli otomotiv sac çeliklerinin yorulma davranışlarının incelenmesi”, *Doktora Tezi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Karabük Üniversitesi*, Karabük, 3-43 (2018).
80. Fadaei, A., Mahmoudi, A. H., Borzuie, A., “Experimental study of the nugget diameter effect on tensile-shear strength in AISI 1008 spot welding specimens”, *Journal of Mechanical Research and Application*, 4 (1): 1-7 (2012).

81. Ertek E. H., “TRIP800 çeliğinin nokta direnç kaynak kabiliyetinin araştırılması” *Doktora Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 24-25, (2016).
82. Aslanlar, S., “Galvanizli kromatlı mikro alaşımlı çeliklerin elektrik direnç nokta kaynağında uygun hasar modunun tespiti”, *Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 1-80 (1999).
83. Vural, M., “Galvanizli çelik sacların karbonlu ve ferritik paslanmaz çelikler ile nokta kaynağında kaynak parametrelerinin kaynak davranışına ve bağlantının dayanımına etkisi”, *Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-45 (1992).
84. Zhang, X. Q., Chen, G. L., Zhang, Y. S., “Characteristics of electrode wear in resistance spot welding dual-phase steels”, *Materials and Design* 29 (1): 279-283 (2008).
85. Xinmin, L., Xiaoyun, Z., Yansong, Z., Guanlong, C. “Weld quality inspection based on online measured indentation from servo encoder in resistance spot welding”, *IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement*, 56 (4): 1501-1505 (2007).
86. Kaya, Y., “Titanyum sacların nokta direnç kaynağı ile kaynaklanabilirliğinin araştırılması”, *Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 45-52 (2010).
87. Wu, K. C., “Electrode indentation criterion for resistance spot welding”, *Welding Journal*, 10: 472-478 (Oct. 1968).
88. Tawade, G., Bhole, S. D., Lee, A., Boudreau, G. D., “Robust schedules for spot welding zinc-coated advanced high strength automotive steels”, *in Proc. AWS Sheet Metal Welding Conf. XI, Sterling Heights (MI)*, Paper No. 63 (2004).
89. Hou, W., “Methods and Systems for Resistance Spot Welding using Direct Current Micro Pulses”, *United States of America Patent, Pub No. US8278598B2*, (02.01.2012).  
<https://patents.google.com/patent/US8278598B2/en>
90. Merklein, M., Lechler, J. “Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, 177, 452-455 (2006).
91. Sinha, A. K., “Martensite” *In Physical Metallurgy Handbook*, McGraw-Hill, 8.1-8.36 (2003).
92. ASM International, Handbook Committee, “Microstructure, Processing and Properties of Steel (Martensite),” *In ASM Handbook 10th ed.*, Materials Park, OH, ASM International, 133-137 (1990).

93. Mahmood, T. R., Doos, Q. M., Al-Mukhtar, A. M. “Failure mechanisms and modeling of spot welded joints in low carbon mild sheets steel and high strength low alloy steel”, *Struct Integr Proc.* 9: 71-85 (2018).
94. Inoue, T. “Analysis of plastic buckling of steel plates in shear based on the tresca yield criterion”, *Int J Solids Struct.* 33: 3903-3923 (1996).
95. Sun, X., Stephens, E. V., Davis, R. W., Khaleel M. A., “Effects of fusion zone size on failure modes and static strength of aluminum resistance spot welds”, *Welding Journal*, 83 (11): 308-318 (2004).
96. Duraffourg, S., Argoulb, P., Vasseur, E., Cumunel, G., “New spot weld fatigue criteria and fatigue data editing technique”, *Procedia Engineering*, 133: 433-453 (2015).
97. Wu, G., Li, D. Y., Su, X., Peng, Y., Shi, Y., Huang, L., Huang, S., Tang, W., “Experiment and modeling on fatigue of the DP780GI spot welded joint”, *International Journal of Fatigue*, 103: 73-85 (2017).
98. Wang, B., Duan, Q. Q., Yao, G., Pang, X. W., Li, X. W., Wang, L., Zhang, Z. F., “Investigation on fatigue fracture behaviors of spot welded Q&P980 steel”, *International Journal of Fatigue*, 66: 20–28 (2014).
99. Rathbun, R. W., Matlock, D. K., Speer, J. G. “Fatigue behavior of spot welded high strength sheet steels”, *Weld Journal*, 82: 207–218 (2003).
100. Speich, G. R., Leslie, W. C., “Tempering of Steel”, *Metallurgical Transactions*, 3: 1043-1054, (1972).
101. Grange, R. A., Hribal, C. R., Porter, L. F., “Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels”, *Metallurgical Transactions A*, 8 (A): 1775-1785 (1977).
102. Cvetkovski, K., Ahlstrom J., Karlsson, B. “Influence of short heat pulses on properties of martensite in medium carbon steels”, *Materials Science and Engineering A*, 561: 321-328 (2013).
103. Biro, E., McDermid, L. F., Vignier, S., Zhou, Y., “Decoupling of the softening processes during rapid tempering of a martensitic steel”, *Materials Science and Engineering A*, 615: 395-404 (2014).
104. Biro, E., Vignier, S., Kaczynski, C., McDermid, J. R., Lucas, E., Embury J. D., Zhou, Y., “Predicting Transient Softening in the Sub-Critical Heat-Affected Zone of Dual-Phase and Martensitic Steel Welds”, *ISIJ International*, 53 (1) 110-118 (2013).

105. Den Uijl, N, J. “Resistance Spot welding of Advanced High Strength Steels” Inoue, Inoue, *Doktora Tezi, Delft Teknoloji Üniversitesi*, Twente, Hollanda, 104-123 (2015).
106. Baltazar, H. V. H., Kuntz M. L., Khan M. I., Zhou, Y., “Influence of Microstructure and Weld Size on the Mechanical Behaviour of Dissimilar AHSS Resistance Spot Welds” *Science and Technology of Welding and Joining*, 13 (8): 769-776, (2008).
107. López-Cortéz V.H., Reyes-Valdés F.A., “Understanding Resistance Spot Welding of Advanced High-Strength Steels”, *Welding Journal*, 87; 36-40, (December 2008).
108. Peterson, W., Borchelt, J., “Maximizing cross tension impact properties of spot welds in 1,5 mm low carbon, dual-phase, and martensitic steels”, *Journal of Materials & Manufacturing*, 109 (5): 970-981 (2000).
109. Khan, M. I., Kuntz, M. L. and Zhou, Y., “Effects of weld microstructure on static and impact performance of resistance spot welded joints in advanced high strength steels”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 13 (3): 294-304 (2008).
110. Baltazar H. V. H., “Effects of martenzite tempering on HAZ-softening and tensile properties of resistance spot welded dual-phase steels”, *PhD thesis, University of Waterloo*, Ontario, 72-97, 115-128 (2010).
111. Xia, M., Biro, E., Tian, Z. and Zhou, Y. N., “Effects of heat input and martenzite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels”, *ISIJ International*, 48 (6): 809–814 (2008).
112. Nayak, S. S., Baltazar, H. V. H., Zhou, Y., “Effect of chemistry on non isothermal tempering and softening of dual-phase steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42 (11): 3242–3248 (2011).
113. Zhao, D., Bezgans, Y., Wang, Y., Du, W., Vdonin, N. “Research on the correlation between dynamic resistance and quality estimation of resistance spot welding”, *Measurement*, 168: 108299 (2021).
114. Deepati, A. K., Alhazmi, W., Benjeer, I., “Mechanical characterization of AA5083 aluminum alloy welded using resistance spot welding for the lightweight automobile body fabrication”, *Materials Today: Proceedings*, 45 (6) 5139-5148 (2021).
115. Stepien, M., Mikno, Z., Grzesik, B., “Experimental Determination of Efficiency and Power Losses in Resistance Welding Machines”, *Electric Power Quality and Supply Reliability Conference (PQ) & 2019 Symposium on Electrical Engineering and Mechatronics (SEEM)*, 1-4 (June 2019).

116. Zhou, K., Li, H., “A comparative study of single-phase AC and medium frequency DC resistance spot welding using finite element modeling”, *IEEE Access*, 8: 107260–107271 (2020).
117. Zhou K., Cai, L. “Improvement in control system for the medium frequency direct current resistance spot welding system”, *Proceedings of the 2011 American Control Conference*, 2657-2663 (2011).
118. Zhou, K., Yao, P. “Review of application of the electrical structure in resistance spot welding”, *IEEE Access*, 5: 25741-25749 (2017).
119. Stumberger, G., Dezelak, K., Polajzer, B., Dolinar, D., Klopčič, B., “The Impact of Voltage Generation on Harmonic Spectra of Current and Flux Density in the Welding Transformer for a Middle Frequency Resistance Spot Welding System”, *2008 IEEE Industry Applications Society Annual Meeting*, 1-8 (2008).
120. Li, W., Cerjanec, D., Grzadzinski, G.A., “A comparative study of single-phase AC and multiphase DC resistance spot welding”, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 127 (3): 583-589 (2004).
121. Li, W., Cerjanec, D., “A Comparative Study of AC and MFDC Resistance Spot Welding”, *ASME 2004 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, 99-105 (2008). Doi:10.1115/IMECE2004-59554
122. Burget, S., Sommer, S., “Modeling of deformation and failure behavior of dissimilar resistance spot welded joints under shear, axial and combined loading conditions”, *13th International Conference on Fracture*, Beijing, China, 1-12, (16-21 June 2013).
123. Baltazar H. V. H., Panda, S. K., Kuntz, M. L., Zhou, Y., “Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel”, *Material Letters*, 64: 207-210 (2010).
124. Qiao, Z., Li, H., Li, L., Ran, X., & Feng, L., “Microstructure and Properties of Spot Welded Joints of Hot-Stamped Ultra-High Strength Steel Used for Automotive Body Structures”, *Metals*, 9 (285): 1-13 (2019)
125. Shanglu, Y., Yanjun, W., Haiwen, L., Shuoshuo, L., “Spot-welded joint of high-strength steel plate and manufacturing method thereof”, *Patent No: CN112222667A*, (2021-01-15).  
<https://patents.google.com/patent/CN112222667A/en?q=CN112222667A>
126. Murakami, A., “Resistance-welding method for high strength steel sheet”, *Patent No: JP2020199522A*, (2020-12-17).  
<https://patents.google.com/patent/JP2020199522A/en?q=JP2020199522A>
127. Endo, R., Muneo, M., Hiroshi, M., “Resistance spot welding unit and resistance spot welding method, and resistance spot welded joint and method for

- manufacturing resistance spot welded joint”, **Patent No: WO2020240961A1**, (2020-12-03).  
<https://patents.google.com/patent/WO2020240961A1/en?q=WO2020240961A1>
128. Fujimoto, H., Okada, T., Imamura, T., “Lap-welding method, lap joint, production method for lap joint, and automotive part”, **Patent No: EP3112076A1**, (2017-01-04).  
<https://patents.google.com/patent/EP3112076A1/en?q=EP3112076A1>
129. Yang, D., Zhang, J., Sun, L., Carlson, B. E., “Welding method and system”, **Patent No: US20160355902A1**, (2016-12-08).  
<https://patents.google.com/patent/US20160355902A1/en?q=US20160355902A1>
130. Yoshida, K., Haziran, T., Uematsu, K., “Joining structure for member in motor vehicle body”, **Patent No: O2015182549A1**, (2015-12-03).  
<https://patents.google.com/patent/WO2015182549A1/en?q=WO2015182549A1>
131. Okada, T., Ueda, H., “Overlap-welded member, automobile part, method of welding overlapped portion, and method of manufacturing overlap-welded member”, **Patent No: US20150217396A1**, (2015-08-06).  
<https://patents.google.com/patent/US20150217396A1/en?q=US20150217396A1>
132. Fujimoto, H., Imamura, T., “Lap weld member of high strength steel sheet, and manufacturing method thereof”, **Patent No: JP2015003552A**, (2015-01-08).  
<https://patents.google.com/patent/JP2015003552A/en?q=JP2015003552A>
133. Tatsumi, Y., Fujimoto, H., “Lap weld member, and manufacturing method thereof”, **Patent No: JP2015000422A**, (2015-01-05).  
<https://patents.google.com/patent/JP2015000422A/en?q=JP2015000422A>
134. Takahiko Kanai, T., Hatta, M., Ikuta, F., Kawasaki, K., Nakanishi, E., Yoshida, T., Nagai, K., Hayakawa, M., Itagaki, T., “Welding device for metal and welding method for metal”, **Patent No: EP2351628A1**, (2011-08-03).  
<https://patents.google.com/patent/EP2351628A1/en?q=EP2351628A1>
135. Bardelcik, A., Salisbury, P.C., Winkler, S., Wells, M. A., Worswick, M. J. Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel, **International Journal of Impact Engineering**, 37: 694-702 (2010).
136. Queval, J., Ollivier, A., Geslain, E., Rogeon, P., Pierre, T., Pouvreau, C. Cretteur, L., Marie, S. “Numerical study of weldability of dissymmetric assembly during resistance spot welding”, **24. Fransız Mekanik Kongresi Brest**, 26-30 Ağustos, (2019).
137. Aydın, H., Yılmaz, İ. Ö., Bilici, A. Y., “Investigation of microstructure and mechanical properties of dissimilar electrical resistance spot welded TBF/DP600 steel sheets”, **Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University** 37:2 609-624, (2022).



138. Smithells C. J., Brandes E. A., Brook G. B., *Metals Reference Book*, 7th Edt. Oxford: Butterworth- Heinemann, (1992).
139. Cha, J., “A Study on Resistance Spot Weldability of Aluminum Coated Sheet Steels”, *Master’s Thesis*, Pukyong National University, Busan, Korea, (2002).
140. Kim, W., Changwook, Ji. “Trend of Resistance Spot Welding Technology of Al-Si Coated Hot-Stamped Boron Steel for Automobile Body” *Journal of Welding and Joining*, 40(2), (2022).
141. Nikoosohbat, F., Kheirandish, S., Goodarzi, M., Pouranvari, M., Marashi, S. P. H. “Microstructure and failure behaviour of resistance spot welded DP980 dual phase steel”, *Materials Science and Technology*, 26(6): 738–744. (2010).
142. Tamizi, M., Pouranvari, M., Movahedi, M. “The Role of HAZ Softening on Cross-Tension Mechanical Performance of Martensitic Advanced High Strength Steel Resistance Spot Welds”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 52, 655–667 (2021).
143. Pouranvari, M., Ranjbarnoodeh, E., “DP600 / AISI1008 dissimilar resistance spot welding: on the reduction of energy absorption at high heat input welding condition” *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*, 1-4 (2012).
144. [https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/slip/slip\\_geometry.php](https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/slip/slip_geometry.php)Joaquin, A., Elliott, A. N. A. and Jiang, C., “Reducing shrinkage voids in resistance spot welds”, *Welding Journal*, 86 (2): 24–27 (2007).
145. AWS D8 Committee on Automotive Welding, AWS D8.1M:2007 Specification for Automotive Weld Quality-Resistance Spot Welding of Steel, *American Welding Society*, Miami, FL: (2007).
146. Ordoñez, J.H., Ambriz, R.R., García, C., Plascencia, G., Jaramillo, D. “Overloading effect on the fatigue strength in resistance spot welding joints of a DP980 steel”, *International Journal of Fatigue*, 121(): 163–171 (2019).
147. Sam, S., Shome, M. “Static and fatigue performance of weld bonded dual phase steel sheets”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(3): 242–247 (2010).
148. Xu, J., Zhang, Y. S., Xinmin, Lai, Chen, G. L. “Experimental investigation of fatigue performance of spot welded dual phase sheet steels”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 13(8): 726–731 (2008)
149. Hasçalık, A., “Yaprak yay yapımında kullanılan 35Cr4 çeliğinin fretting yorulma davranışının araştırılması” Doktora Tezi, *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 83-84 (1998).
150. Czyryca, E. J., ASM Handbook, Mechanical Testing. 8.4. Baskı. USA. (1992).

## ÖZGEÇMİŞ

Mehtap HİDİROĞLU; ilk ve orta öğrenimini BURSA'da tamamladı. Lise öğrenimini ise M. Kemal Çoşkunöz A.T.L'de tamamladıktan sonra 2005 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği programında lisans öğrenimine başlayıp, 2009 yılında mezun oldu. Karabük Üniversitesi Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı'nda Yüksek Lisansını 2012 yılında tamamladı. Yüksek lisans programı devam ederken 2010 yılında University of Defence Brno'da Faculty of Military Technology'de yüksek lisans Erasmus programı öğrencisi oldu. 2012 yılında Ar-Ge Uzmanı olarak bir otomotiv yan sanayi şirketinde çalışma hayatına başladı. Ar-Ge merkezi kurulumu, yönetimi, patentlenebilirlik, Ar-Ge proje geliştirme, Ar-Ge proje yönetimi ve inovasyon konularında deneyim kazandı. Halen otomotiv gövde ve şasi parçaları üreten bir otomotiv firmasında yaklaşık 10 yıllık otomotiv tecrübesi ile Ar-Ge İleri İmalat Birleştirme Teknolojileri Uzmanı olarak görevine devam etmekte olup, demir ve demir dışı metallerin başta sürtünme karıştırma ve lazer kaynağı olmak üzere kaynaklanabilirlik çalışmalarını yürütmektedir.