T.C.
SAKARYA UYGULAMALI BİLİMLER ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

MARTENZİTİK YAPILI ÇELİKLER İLE TWIP YAPILI ÇELİKLERİN ELEKTRİK DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ

Fatih ÖZEN

Enstitü Anabilim Dalı : İMALAT MÜHENDİSLİĞİ

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Salim ASLANLAR

Şubat 2020

T.C.
SAKARYA UYGULAMALI BİLİMLER ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

MARTENZİTİK YAPILI ÇELİKLER İLE TWIP YAPILI ÇELİKLERİN ELEKTRİK DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ

Fatih ÖZEN

Enstitü Anabilim Dalı : İMALAT MÜHENDİSLİĞİ

Bu tez 07/02/2020 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.

Prof. Dr. **Salim ASLANLAR** **Jüri Başkanı**	**Prof. Dr.** **S. Can KURNAZ** **Üye**	**Prof. Dr.** **Uğur ÖZSARAÇ** **Üye**
Doç. Dr. **Nuri AKKAŞ** **Üye**	**Dr. Öğr. Üyesi** **Volkan ONAR** **Üye**	

BEYAN

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim

Fatih ÖZEN

12/12/2019

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim boyuncad eğerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren değerli danışman hocamP rof. D r. Salim ASLANLAR'a teşekkürlerimi sunarım.

Tez izleme jurimde bulunan, kıymetli görüş ve önerileri ile beni yönlendiren, Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ ve Prof. Dr. Uğur ÖZSARAÇ'a teşekkürlerimi sunarım.

Hayatımda çalışma, azim ve kararlığı aşılayan değerli önlisans hocalarım Dr. Öğr. Üyesi İsmail ALTIN, Öğr. Gör. Erkan NAS ve Dr. Öğr. Üyesi EBRU ÖZTEKİN'e teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Maddi ve manevi olarak sürekli beni destekleyen, motivasyon aşılayan değerli babam Yaşar ÖZEN ve annem Azize ÖZEN'e teşekkür ederim.

Ayrıca bu çalışmanın maddi açıdan desteklenmesine olanak sağlayan Öğretim Üyesi Yetiştirme Programına (ÖYP) teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

BEYAN ..... **iii**
TEŞEKKÜR ..... **iv**
İÇİNDEKİLER ..... **v**
KISALTMALAR ..... **ix**
SİMGELER ..... **x**
TABLOLAR LİSTESİ ..... **xi**
ŞEKİLLER LİSTESİ ..... **xii**
ÖZET ..... **xvii**
SUMMARY ..... **xviii**

BÖLÜM 1.
GİRİŞ **1**

BÖLÜM 2.
LİTERATÜR ÖZETİ **5**
2.1. TWIP Çelikleri 5
2.2. TWIP Çeliklerinin Üretim Prosesi 10
2.2.1. TWIP çeliklerinin şekillendirilebilirlikleri 12
2.3. TWIP Çeliklerinde Dizilim (İstiflenme) Kusur Enerjisi (Stacking Fault Energy) 13
2.4. Element içeriklerinin TWIP çelikleri üzerine olan etkisi 14
2.4.1. Karbonun etkisi 15
2.4.2. Manganın etkisi 17
2.4.3. Alüminyumun etkisi 17
2.4.4. Silisyumun etkisi 18
2.4.5. Azotun etkisi 18
2.4.6. Nikel ve bakırın etkisi 18
2.5. TWIP Çeliklerinde Oluşan Fazlar 19
2.6. TWIP Çeliklerinin Mekanik Özellikleri 20

2.7. Martenzitik Çelikler 21
2.7.1. Deformasyon mekaniği 23
2.8. TWIP ve Martenzitik Çeliklerde Hidrojen Gevrekleşmesi 24
2.9. Yapılan Kaynak Çalışmaları 26

BÖLÜM 3.
ELEKTRİK DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI 37
3.1. Elektrik Direnç Nokta Kaynağı Prensibi 37
3.2. Elektrik Direnç Nokta Kaynağında oluşan dirençler 38
3.3. Elektrot Kuvvetinin Temas Direncine Etkisi 39
3.4. Sıçrantı 41
3.5. Dinamik Dirençler 42
3.6. Isı Dengesi 43

BÖLÜM 4.
MATERYAL VE METOT 45
4.1. Deney Malzemeleri 45
4.2. Deney Numunelerinin Hazırlanması 45
4.3. Deneylerde Kullanılan Nokta Direnç Kaynağı Cihazı 47
4.4. Elektrot Kuvveti Ölçümü 48
4.5. Kaynak Akım Şiddetinin Ölçümü 49
4.6. Kaynak Elektrodu 50
4.7. Metalografik Hazırlık ve Optik Mikroyapı İncelemeleri 51
4.8. Makro Ölçümleri 52
4.9. Mikrosertlik Ölçümleri 53
4.10. SEM/EDS incelemeleri 54
4.11. Faz Analizleri 55
4.12. Çekme Sıyırma, Çekme Makaslama ve Çapraz Çekme Ölçümleri 56

BÖLÜM 5.
SONUÇLAR VE TARTIŞMA 58
5.1. Ön testler 58
5.2. Çekme-sıyırma Testi 61
5.2.1. Kaynak süresinin etkisi çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi 61
5.2.2. Akım şiddetinin çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi 62
5.2.3. Çekme-sıyırma testi sonrası oluşan kopma davranışları 63
5.3. Çekme-Makaslama Testi 68

5.3.1. Kaynak süresinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi 68
5.3.2. Kaynak akım şiddetinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi 71
5.3.3. Kaynak parametrelerinin ayrılma modlarına etkisi..... 73
5.4. Çapraz Çekme Testi 77
5.4.1. Kaynak süresinin etkisi çapraz çekme kuvvetleri üzerine olan etkisi..... 77
5.4.2. Kaynak süresinin etkisi çapraz çekme kuvvetleri üzerine olan etkisi..... 79
5.4.3. Çapraz Çekme kuvvetlerinin ayrılma esnasındaki davranışı..... 80
5.5. Mikrosertlik İncelemeleri..... 81
5.5.1. TWIP birleşim yönü..... 82
5.5.2. Martenzitik çelik birleşim yönü..... 82
5.5.3. Kaynak çekirdeği sertlik dağılımı..... 83
5.6. Kaynak Geometrisi ve Etkisinin İncelenmesi..... 84
5.6.1. Kaynak çekirdek çapının etkisi..... 84
5.6.1.1. Kaynak parametrelerinin kaynak çekirdek çapı üzerine olan etkisi.. 84
5.6.1.2. Kaynak çekirdeğinin çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi. 86
5.6.1.3. Kaynak çekirdeğinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi 88
5.6.2. Elektrod dalma derinliklerinin etkisi 90
5.6.2.1. Kaynak parametrelerinin elektrot dalma derinliği üzerine olan etkisi (martenzitik çelik yönü) 90
5.6.2.2. Kaynak parametrelerinin elektrot dalma derinliği üzerine olan etkisi (TWIP çeliği yönü)..... 92
5.6.2.3. Elektrot dalma derinliğinin çekme sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü) 94
5.6.2.4. Elektrot dalma derinliğinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü) 96
5.6.2.5. Elektrot dalma derinliğinin çekme sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi (TWIP çelik yönü)..... 99
5.6.3. Kaynak çekirdek yüksekliğinin etkisi..... 100
5.6.3.1. Kaynak parametrelerinin kaynak çekirdek yüksekliklerine etkisi .. 101
5.6.3.2. Çekirdek yüksekliklerinin çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi 102
5.6.3.3. Çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi 104
5.6.4. Çekirdek boyut oranının etkisi..... 106
5.6.4.1. Kaynak parametrelerinin çekirdek boyut oranına etkisi 106
5.6.4.2. Çekirdek boyut oranının çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi .. 108
5.6.4.3. Çekirdek boyut oranının çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi 110

5.7. Mikroyapı ve Karakterizasyonları 112
5.7.1. Martenzitik çeliğin morfolojisi 113
5.7.2. TWIP çeliğinin morfolojisi 116
5.7.3. Kaynak çekirdeği mikroyapısı 118
5.7.3.1. Kaynak çekirdeğinin elemental haritası 122
5.7.3.2. Kaynak çekirdeğinin faz yapısı 123
5.7.3.3. Kaynak çekirdeği/ITAB arayüzü 124
5.7.3.4. Kaynak çekirdeğinde oluşan makro kusurlar 126
5.7.4. Martenzitik çelikte oluşan ITAB mikroyapısı 127
5.7.5. TWIP çeliğinde oluşan ITAB mikroyapısı 129
5.7.5.1. Mn_3C oluşum mekaniği 131
5.7.5.2. TWIP ITAB bölgesi elemental haritası 134
5.7.6. Kopma yüzeyi incelemeleri 136
5.7.7. Boşluk ve porozite oluşum incelemeleri 138

BÖLÜM 6.
KAYNAK ARALIĞI (WELD LOBE) 141

BÖLÜM 7.
SONUÇLAR 143

KAYNAKLAR 143
EKLER 148
ÖZGEÇMİŞ 174

KISALTMALAR

AHSS	: Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler
ASTM	: American Society for Testing and Materials
AWS	: Amerikan Kaynak Standardı
BCC	: Hacim Merkezli Kübik
DP	: Dual faz
EDS	: Enerji Dispersiyon X Işın Spektroskopi
EDNK	: Elektrik Direnç Nokta Kaynağı
FCC	: Yüzey Merkezli Kübik
GPa	: Gigapaskal
ISO	: Uluslararası Standartlar Teşkilâtı
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
kA	: Kiloamper
keV	: Kiloelektro volt
kN	: Kilonweton
Mf	: Martenzit Bitişi
SFE	: İstif Hata Enerjisi
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
MPa	: Megapaskal
mm	: Milimetre
mJ	: Milijooule
N	: Kuvvet
Sn	: Saniye
TEM	: Transmisyon Elektron Mikroskobu
TS	: Çekme Mukavemeti
TRIP	: Dönüşüm Yoluyla Plastisite Kazanan
TWIP	: İkizlenme Yoluyla Plastisite Kazanan
YS	: Akma Mukavemeti

SİMGELER

Å	: Ångstrom
A	: Alfa
Ɛ	: Epsilon
Hv	: Vickers
°C	: Santigrat Derece
γ	: Ostenit
γ_{SFE}	: İstif Kusur Enerjisi
ΔG	: Gibbs Serbest Enerjisi
σ^0_{akma}	: Kafes Sürtünme gerilmesi
ρ	: Yoğunluk
θ	: Teta
σ	: Gerilme
μm	: Mikrometre

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 2.1 : Martenzitik AHSS lerin kimyasal elementleri 24
Tablo 4.1 : Martenzitik ve TWIP çeliğinin elemental analizi. 45
Tablo 4.2 : Martenzitik ve TWIP çeliklerin mekanik özellikleri. 45
Tablo 4.3 : Kullanılan CuCrZn tipi elektrotun mekanik ve iletkenlik özellikleri. 50
Tablo 4.4 : Deneylerde kullanılan CuCrZn tipi elektrotun elemental birleşimi [%wt.]. 50
Tablo 5.1 : Her bir deney için kullanılan numune adetleri. 60
Tablo 5.4 : #1 ve #2 bölgesinden alınan Martenzitik çeliğin esas yapısının EDS sonucu (Atomik %). 116
Tablo 5.5 : #1 bölgesinden alınan TWIP çeliğin esas yapısının EDS sonucu(Ağırlıkça %). 118
Tablo 5.6 : #1 noktasından elde edilen ağırlıkça elemental değerler (Ağırlıkça %). 122
Tablo 5.7 : Kaynak çekirdeği arayüzünden alınan #1 ve #2 nolu EDS ölçümleri (Atomik %). 125
Tablo 5.8 : Kaynak çekirdeği arayüzünden alınan #2 nolu EDS ölçümü (Ağırlıkça %). 125
Tablo 5.9 :TWIP çeliği ITAB bölgesinden alınan EDS ölçümleri (Ağırlıkça %). . 131
Tablo 5.10 : Çekme-makaslama numunesi kopma yüzeyi #1 noktasından elde edilen EDS ölçümü (Ağırlıkça %). 138

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1 : TWIP çeliği üretim aşamaları 11
Şekil 2.2 : Mn ve C içeriğinin SFE üzerine olan etkisi. 14
Şekil 2.3 : Fe-Mn-C TWIP çeliklerinde karbonun, SFE üzerine olan etkisi. 16
Şekil 2.4 : Fe-Mn çeliklerinde Mn içeriğinin sıcaklığa bağlı olarak faz yapısı üzerine olan etkisi 19
Şekil 2.5 : Su verme sonrası ve çekme testi sonrası TWIP çeliklerinde karbon ve mangana bağlı faz değişimleri. 20
Şekil 2.6 : Günümüzde geliştirilen AHSS'ler. 22
Şekil 2.7 : Martenzitik çekiklerin üretimi için gerekli sıcaklık zaman ilişkisi. 23
Şekil 3.1 : EDNK oluşumu esnasında elektriksel direnç ve sıcaklık oluşumu 38
Şekil 3.2 : EDNK tekniğinde bulunan dirençler 39
Şekil 3.3 : Elektrot kuvvetinin temas direncine etkisi. 40
Şekil 3.4 : Temas direnci ile elektrot kuvveti arasındaki ilişki. 41
Şekil 3.5 : EDNK esnasında oluşan dirençlerin dinamik değişimi 42
Şekil 4.1 : EN ISO 14273'e göre hazırlanmış çekme-sıyırma test numunesi teknik resmi. 46
Şekil 4.2 : EN ISO 14270'e göre hazırlanmış çekme-makaslama test numunesi teknik resmi. 46
Şekil 4.3 : EN ISO 14272'ye göre hazırlanmış çapraz çekme test numunesi teknik resmi. 47
Şekil 4.4 : Deneylerde kullanılan direnç nokta kaynağı cihazı. 48
Şekil 4.5 : Kaynak cihazında uygılanan kaynak iş parametreleri. 48
Şekil 4.6 : Elektrot kuvveti ölçüm cihazı. 49
Şekil 4.7 : Elektrik akım şiddeti ölçüm cihazı. 50
Şekil 4.8 : Mikroyapı incelemelerinde kullanılan optik mikroskop. 52
Şekil 4.9 : Makro incelemelerinde kullanılan stereo mikroskop. 53
Şekil 4.10 : Deneylerde kullanılan sıra sertlik ölçümü. 53
Şekil 4.11 : Mikrosertlik ölçümlerinde kullanılan vickers cihazı. 54
Şekil 4.12 : Taramalı Elektron Mikroskobu incelemelerinde kullanılan FESEM cihazı 55
Şekil 4.13 : XRD ölçümlerinde kullanılan karakterizasyon cihazı 56
Şekil 4.14 : Çekme sıyırma, çekme makaslama ve çapraz çekme deneylerde kullanılan üniversal çekme cihazı. 57
Şekil 3.1 : EDNK oluşumu esnasında elektriksel direnç ve sıcaklık oluşumu [106]. 38
Şekil 3.2 : EDNK tekniğinde bulunan dirençler [108]. 39
Şekil 3.3 : Elektrot kuvvetinin temas direncine etkisi [109]. 40
Şekil 3.4 : Temas direnci ile elektrot kuvveti arasındaki ilişki [109]. 41
Şekil 3.5 : EDNK esnasında oluşan dirençlerin dinamik değişimi [110]. 42
Şekil 5.1 : Yapılan direnç nokta kaynağı ön testleri. 58
Şekil 5.2 : Makine üzerindeki akım seviyesi ile ölçülen kaynak akım şiddeti. 59

Şekil 5.3 : Ön testler sonucunda elde edilebilir kaynak aralıkları. 60
Şekil 5.4 : Kaynak zamanının çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi. 61
Şekil 5.5 : Kaynak akım şiddetinin çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi. 62
Şekil 5.6 : Çekme-sıyırma testi sonrası elde edilen kopma modları. 64
Şekil 5.7 : Yüzeyler arası kopma modunda gerçekleşen çekme-sıyırma ve uzama grafiği. 65
Şekil 5.8 : Çekme-sıyırma testi esnasında yüzeyler arası ayrılmanın oluşumu. 66
Şekil 5.9 : Yırtılma tipi kopma modunda gerçekleşen çekme-sıyırma ve uzama grafiği. 67
Şekil 5.10 : Çekme-sıyırma testi sonucunda elde edilen kopma modları. 68
Şekil 5.11 : Kaynak akım şiddetinin çekme-makaslama mukavemeti üzerine olan etkisi. 70
Şekil 5.12 : Kaynak süresinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi. 71
Şekil 5.13 : Çekme-makaslama testi neticesinde elde edilen kopma modları. 73
Şekil 5.14 : Çekme-makaslama testi neticesinde kaynak parametrelerine bağlı olarak elde edilen ayrılma modları. 74
Şekil 5.15 : Yüzeyler arası ayrılma (IF) tipinde çekme makaslama kuvveti-uzama davranışı. 75
Şekil 5.16 : Kısmi düğme tipi ayrılma (PIF) tipinde çekme makaslama kuvveti-uzama davranışı. 76
Şekil 5.17 : Düğme tipi ayrılma (PF) tipinde çekme makaslama kuvveti-uzama davranışı. 77
Şekil 5.18 : Kaynak süresinin çapraz çekme kuvveti üzerine olan etkisi. 79
Şekil 5.19. Kaynak akım şiddetinin çapraz çekme kuvveti üzerine olan etkisi. 80
Şekil 5.20 : Çapraz çekme esnasındaki kuvvet davranışları. 80
Şekil 5.21 : Çapraz çekme esnasında kesit daralmasının etkisi. 81
Şekil 5.22 : Kaynak bileşiminin TWIP kısmının mikrosertlik ölçümleri. 82
Şekil 5.23 : Periyot 30 sıra sertlik değerleri. 83
Şekil 5.24 : 10 Periyot kaynak süresinde 10 kA kaynak akım şiddetinde kaynak ergime bölgesinde gerçekleşen mikrosterlik dağılımı. 84
Şekil 5.25 : Kaynak süresinin çekirdek çapı üzerine olan etkisi. 85
Şekil 5.26 : Kaynak akım şiddetinin çekirdek çapı üzerine olan etkisi. 86
Şekil 5.27 : Kaynak çekirdek çapının kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi. 87
Şekil 5.28 : Kaynak çekirdek çapının kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi. 88
Şekil 5.29 : Kaynak çekirdek çapının kaynak süresi açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi. 89
Şekil 5.30 : Kaynak çekirdek çapının kaynak akım şiddeti açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi. 90
Şekil 5.31 : Kaynak süresinin elektrot dalma derinliğine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü). 91
Şekil 5.32 : Kaynak akım şiddetinin elektrot batma derinliği üzerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü). 92
Şekil 5.33 : Kaynak süresinin elektrot dalma derinliğine olan etkisi (TWIP çeliği yönü). 93
Şekil 5.34 : Kaynak akım şiddetinin elektrot dalma derinliğine olan etkisi (TWIP çeliği yönü). 94
Şekil 5.35 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü). 95

Şekil 5.36 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü). 96
Şekil 5.37 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü). 97
Şekil 5.38 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü). 98
Şekil 5.39 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (TWIP çelik yönü). 99
Şekil 5.40 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (TWIP çelik yönü). 100
Şekil 5.41 : Kaynak süresinin a)Martenzitik, b) TWIP çelik kısımlarındaki çekirdek yüksekliklerine olan etkisi. 101
Şekil 5.42: Kaynak akım şiddetinin a)Martenzitik, b)TWIP çelik kısımlarındaki çekirdek yüksekliklerine olan etkisi. 102
Şekil 5.43 : Kaynak süresi bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi. 103
Şekil 5.44 : Kaynak akım şiddeti bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi. . 104
Şekil 5.45 : Kaynak süresi bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi. 105
Şekil 5.46 : Kaynak akım şiddeti bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi. 106
Şekil 5.47 : Kaynak süresinin çekirdek boyut oranına etkisi. 107
Şekil 5.48 : Kaynak akım şiddetinin çekirdek boyut oranına etkisi. 108
Şekil 5.49 : Çekirdek boyut oranının kaynak süresi açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi. 109
Şekil 5.50 : Çekirdek boyut oranının kaynak akım şiddeti açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi. 110
Şekil 5.51 : Çekirdek boyut oranının kaynak süresi açısından çekme makaslama kuvveti üzerine olan etkisi. 111
Şekil 5.52 : Çekirdek boyut oranının kaynak akım şiddeti açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi. 112
Şekil 5.53 : Martenzitik Çeliğin Mikroyapısı. 113
Şekil 5.54 : Martenzitik çeliğe uygulanan XRD analiz sonucu. 114
Şekil 5.55 : Martenzitik çeliğin esas metal bölgesinden alına SEM görüntüsü. 115
Şekil 5.56 : #1 ve #2 bölgesinden alınan Martenzitik çeliğin esas yapısının EDS analizleri. 115
Şekil 5.57 :TWIP çeliğinin esas metal bölgesinden alınan XRD analizi sonuçları. 116
Şekil 5.58 : TWIP çeliğinin esas metal bölgesinden alınan SEM görüntüsü. 117
Şekil 5.59 : #1 bölgesinden alınan TWIP çeliğin esas yapısının EDS analizi. 118
Şekil 5.60 : a) 100x de 20 periyot 8,66 kA b) 200x de 20 periyot 8.5 kA. 119
Şekil 5.61 : 30 periyot 12 kA akım değerlerimde elde edilen kaynak çekirdeğinin mikroyapısı. 121
Şekil 5.62 : Kaynak çekirdeğinde bulunan #1 noktasından alınna EDS ölçümü. 122
Şekil 5.63 : Kaynak çekirdek bölgesinden alınan element haritası. 123
Şekil 5.64 : Martenzitik çelik, TWIP çeliği ve ergime bölgesinde alınan XRD analizi. 124
Şekil 5.65 : a) 30 periyot kaynak zamanı 10 kA b) 30 periyot kaynak zamanı 8.5 kA değerlerinde ITAB/Kaynak çekirdeği arayüzeyi. 126

Şekil 5.66 : Farklı kaynak akım ve kaynak zamanı parametrelerinde çekirdekte oluşan çeşitli kusurlar. 127
Şekil 5.67 : Martenzitik çelik ITAB bölgesi mikroyapısı. 129
Şekil 5.68 : TWIP çeliğinde oluşan ITAB bölgesi. 130
Şekil 5.69 : TWIP çeliğinin ITAB bölgesinden alınan SEM görüntüsü. 131
Şekil 5.70 : Fe–Mn–C–Al sistemi faz diyagramı (Mn: 18%, Al: 1.5%) [130]. 133
Şekil 5.71 : TWIP çeliğinin ITAB bölgesinde gerçekleştirilen çizgi EDS ölçümü. 134
Şekil 5.72 : TWIP ITAB bölgesinden alınan elemental haritası. 135
Şekil 5.73 : Çekme-makaslama numunesi kopma yüzeyi SEM görüntüsü ve EDS analizi. 137
Şekil 5.74 : Çekme-makaslama numunesi kopma yüzeyi EDS analizi. 138
Şekil 5.75 : Farklı büyütmelerde gösterilen çekirdek bölgesinde oluşan porozite davranışı. 139
Şekil 5.76 : Kaynak akım şiddetinin çekirdek içerisinde oluşan porozite oluşumuna etkisi. 140
Şekil 6.1 : TWIP-Mart çeliği için elde edilen Weld Lobe eğrisi. 141
Şekil A.1 : Çekme-sıyırma testi a) 5 periyot, b) 10 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri. 159
Şekil A.2 : Çekme-sıyırma testi a) 15 periyot, b) 20 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri. 160
Şekil A.3 : Çekme-sıyırma testi a) 25 periyot, b) 30 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri. 161
Şekil B.1 : Çekme-makaslama testi a) 5 periyot, b) 10 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri. 162
Şekil B.2 : Çekme-makaslama testi a) 15 periyot, b) 20 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri. 163
Şekil B.3 : Çekme-makaslama testi a) 25 periyot, b) 30 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri. 164

Şekil C.1 : 5 Periyot kaynak süresi 50-80 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 165
Şekil C.2 : 5 Periyot kaynak süresi 90-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x ve 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 166
Şekil C.3 : 10 Periyot kaynak süresi 30-60 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 167
Şekil C.4 : 10 Periyot kaynak süresi 70-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 168
Şekil C.5 : 15 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 169
Şekil C.6 : 15 Periyot kaynak süresi 60-90 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 170
Şekil C.7 : 20 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 171
Şekil C.8 : 20 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 172
Şekil C.9 : 25 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 173
Şekil C.10 : 25 Periyot kaynak süresi 60-70 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları. 174

Şekil D.1 : TWIP ve Martenzitik çeliğin a) 5 periyot, b) 10 periyot ve c) 15 periyot kaynak sürelerinde elde edilen birleşimlerin microvickers sertlik dağılımları 175
Şekil D.2 : TWIP ve Martenzitik çeliğin a) 5 periyot, b) 10 periyot ve c) 15 periyot kaynak sürelerinde elde edilen birleşimlerin microvickers sertlik dağılımları 176
Şekil E.1 : 5 periyot kaynak süresi 60-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri 177
Şekil E.1 : 10 periyot kaynak süresi 30-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri 178
Şekil E.3 : 15 periyot kaynak süresi 20-90 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri 179
Şekil E.4 : 20 periyot kaynak süresi 20-80 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri 180
Şekil E.5 : 25 periyot kaynak süresi 20-70 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri 181
Şekil E.6 : 30 periyot kaynak süresi 30-70 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri 182

MARTENZİTİK YAPILI ÇELİKLER İLE TWIP YAPILI ÇELİKLERİN ELEKTRİK DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Bu çalışmada, yeni nesil çelikler içerisinde yüksek öneme sahip ve elektik direnç nokta kaynağı ile kaynaklanabilirliği problem olan iki çeliğin birleştirilebilirliği incelenmiştir.

Bu çeliklerden birincisi TWIP çeliğidir. TWIP çeliği ostenitik yapıya sahip ve istif hata enerjisinin hassas bir şekilde ayarlanmasıyla deformasyon esnasında kayma deformasyonu oluşturmayarak önce ikizlenme davranışı gösterir. Bu nedenle, 1000 MPa ve % 50 uzama gibi yüksek çekme, uzama davranışı gösterirler. Yüksek çekme ve uzamaya sahip olması nedeniyle yüksek darbe absorbe etme yeteneğine sahiptirler. Bu nedenle, otomobiller üzerinde çarpışma enerjisini sönümlemesini sağlamak için crashbox gibi komponenetlerde kullanılırlar. Ancak, mekanik özellikleri iyi olsa da bu çeliklerin içerisinde en az yaklaşık % 16 Mn bulunmaktadır. Bu da kaynaklanabilme özelliğini yüksek derecede olumsuz etkilemektedir.

Çalışmada kullanılan diğer bir çelik ise Martenzitik çeliktir. Labaratuvar koşullarında bu çelik sacların çekme mukavemeti en fazla 2.1 GPa olarak elde edilmiştir. Piyasada şu anda en yüksek 1.7 GPa çekme mukavemetine sahip çelik saclar bulunmaktadır. Bu çelikler araç üzerinde güçlendirme parçaları ve ana taşıycılarda kullanılmaktadır.

Her ne kadar iki çeliğin de çok iyi tasarlanmış özellikleri olsa da kaynaklanabilme özellikleri birleşim dayanımını yüksek derecede etkilemektedir. Tasarımlarda bu birleşmelerin dayanımı göz önüne alınmalıdır. Otomotiv endrüstrisinde bu sacların birleştirme yöntemi hızlı, ucuz ve pratik olan elektrik direnç nokta kaynağıdır. Ancak, kaynaklanabilme özellikleri henüz literatürde çalışılmamış ve yenidir. Elde edilen verilerin otomotiv sektörü ve literatürde yüksek öneme sahiptir.

Bu tezde, TWIP/Martenzitik çelik birleşimlerin çekme-makaslama, çekme sıyırma, çapraz çekme, mikro sıra sertlik, elektrot dalma derinlikleri, çekirdek çapları, çekirdek yükseklikleri, çekirdek boyut oranları, kopma modları, porozite oluşumları, kopma yüzey incelemeleri, XRD, SEM, SEM/EDS incelemeleri yapılarak weld lobe (kaynak aralığı) eğrisi oluşturulmuştur. Elde edilen mekanik davranışlarda Mn_3C'nin ITAB bölgesinde oluşması kaynak bölgesinde en zayıf bölgeyi oluşturduğu saptanmıştır. Ancak yine de birleştirilebilirliği weld lobe eğrisi altında başarılıdır. Tüm deneyler uygulanırken ve weld lobe eğrisi oluşturulurken dünya standartlarına bağlı kalınmıştır.

Anahtar Kelimeler: TWIP Çelikleri, Martenzitik Çelik, Elektrik Direnç Nokta Kaynağı, AHSS, Segregasyon.

INVESTIGATION JOINABILITY OF MARTENZITIC AND TWIP STEELS WITH ELECTRIC RESISTANCE SPOT WELDING

SUMMARY

In this study, the joinability of two steels which are of high importance in the new generation steels and whose weldability is a problem with electrical resistance spot welding were investigated.

The first of these steels is TWIP steel. TWIP steel has austenitic structure and fine adjustment of stacking fault energy does not cause shear deformation during deformation and shows twinning behavior. Therefore, they exhibit high tensile, elongation behavior such as 1000 MPa and 50% elongation. Due to their high tensile and elongation, they are capable of absorbing high impact energy. For this reason, they are used in components such as crashboxes to absorb collision energy on automobiles. However, although the mechanical properties are high, these steels have at least about 16% Mn. This adversely affects the weldability with high degree.

Another steel used in the study is Martensitic steel. In laboratory conditions, the tensile strength of these steel sheets was obtained as more than 2.1 GPa. There are currently steel sheets with the highest tensile strength of 1.7 GPa. These steels are used on reinforcement parts and main carriers on the vehicle.

Although both steels have very well designed properties, their weldability affects the joint strength to a high degree. The strength of these combinations should be considered in the designs. In the automotive industry, the method of joining these sheets with resitance spot welding is a fast, cheap and practical. However, weldability properties have not been studied in the literature yet and are new. The data obtained are of high importance in the automotive industry and literature.

In this thesis, TWIP / Martensitic steel joints tensile-shear, tensile peel, cross tensile, micro hardness, electrode plunge depths, weld nugget diameters, weld nugget heights, weld nugget size ratios, rupture modes, porosity formations, rupture surface investigations, XRD, SEM were utilized and Weld lobe curve was created. It is determined that Mn_3C formation in HAZ region constitutes the weakest region in the joint. However, its combinability is still successful under the weld lobe curve. World standards were adhered to when performing all experiments and creating a weld lobe curve.

Keywords: TWIP Steels, Martensitic Steels, Resistance Spot Welding, AHSS, Segregation.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Endrüstri devrimi şüphesiz çeliğin yüksek miktarlarda üretim teknolojisinin mümkün olması ile başlamıştır. Yüksek miktarlarda çelik üretimi, ucuz ve kolay elde edilebilmesinin önünü açmıştır. Endrüstri devrimini hızlandıran bir diğer araç ise enerjidir. En başta kömür ile başlayan yakıt kullanımı, petrolün bulunması ve işlenmesi ile beraber yerini daha temiz olan petrole bırakmıştır.

Ancak zaman içerisinde, petrolün kullanımından açığa çıkan karbon emisyonunun seragazı oluşumuna sebep olduğu ortaya çıkmıştır. Bu nedenle, sera gazlarının azaltılması için çeşitli çalışmalar başlatılmıştır. Ayrıca, sadece sera gazlarının salınımı değil aynı zamanda da rezervleri sabit olan petrolün daha verimli kullanılması da hedef alınmıştır.

Günümüz teknolojisinde milyonlarca araç üretilmiş ve insanoğlunun ulaşım ihtiyacını karşılamakta bir dönüm noktası olmuştur. Artık araç tasarımları mümkün olan en ekonomik olacak şekilde yapılmaktadır. Bu çerçevede, taşıtların ağırlıklarını azaltmak yakıt tasarrufunun en etkili yollarından biri olduğu anlaşılmıştır [1]. Malzemenin ağırlığını azaltmak için dayanımın korunarak sac kalınlıklarının inceltilmesi gerekir. Günümüzde artık araç üretmek için metal olmayan alaşımlar ve kompozitler geliştirilmiştir. Ancak hiçbiri çelik kadar ucuz ve ekonomik olmamışlardır. Bu nedenle, çeliğin geliştirilmesi üzerine birçok çalışma yapılmıştır. Bu çalışmaların ürünleri olarak ilk önce düşük alaşımlı yüksek dayanımlı çelikler (HSLA) elde edilmiştir. İlerleyen çalışmalarda ise yeni nesil çelikler (AHSS) geliştirilmiştir.

AHSS çelikleri ile otomotiv tasarımlarındaki ihtiyaçlar doğrultusunda optimum parça dizaynları gerçekleştirilmiştir. Çeşitli karmaşık mekanik deformasyonlar ile malzemenin yapısı beraber düşünülerek buçelikler ile zekice tasarlanmış parçalar elde edilmiştir. Kullanılan çeliklere örnek verecek olursak; IF (Interstitilar Free) çelikleri orta düzeyde mukavemete sahipken derin çekme uygulamalarına elverişlidir. Bu nedenle araçların dış

kısım gövdelerinde yüksek kullanım alanı bulmuştur [2]. DP (Dual Phase) çelikleri ferrit ve martenzit oranının kontrolü ile orta üzeri dayanımlara sahip parçalarda kullanım alanı bulmuştur. CP (Complex Phase) çelikleri ferrit ve beynitik matrisi çerisinde perlit ve kalıntı ostenitik bir mikroyapı içermektedir. Bu mikroyapı karakterizasyonu ile 1400 MPa çekme dayanımı ve yaklaşık %25 uzama değeri elde edilmiştir. Böylelikle araç üzerinde arka süspansiyon desteği ve bunun gibi parçaların yapımında kullanım alanı bulmuştur [3]. TRIP (TRansformation Induced Plasticity) çelikleri ise ferrit, beynit ve martenzit matrisi içerisinde bulunan kararsız kalıntı ostenitten oluşur. Böylelikle defromasyon esnasında kararsız osnetitin martenzitik bir yapıya dönüşmesi sebebiyle yüksek çekme dayanımı ve kısmen yüksek uzama elde edilir [4].

Araç tarasımlarında sac kalınlıklarının azaltılması ile araç güvenliğinde azalma meydana gelmemesi için yüksek mukavemet değerlerine çıkılması gerekmektedir. Bu nedenle, sıradışı olarak en yüksek dayanımı sağlayan AHSS üyesi ise MS (Martensitic Steel)'dir. Ferrit matrisi içerisinde yüksek oranda bulunan martenzit sayesinde labaratuvar koşulları altında düşük uzama oranı ile birlikte 2100 MPa çekme mukavemeti elde edebilmişlerdir. Martenzitik çelikler içerisinde 1700 MPa çekme dayanımı ile piyasaya sürülen en yüksek mukavemetli çelik unvanını elinde tutmaktadır [5].

Araç tasarımlarında, aracın ön kısmı herhangi bir kaza esnasında çarpışmaya maruz kaldığı için malzeme seçimi ve dizaynı dikkatli bir biçimde yapılması gerekmektedir. Yapılan tasarımlarda sürücünün can güvenliğini sağlamak için aracın ön kısım parçalarının darbe enerjisini sürücüye aktarmadan sönümlemesi gerekmektedir. AHSS çelikleri içerisinde koşulu sağlayan tek bir çelik türü bulunmaktadır. Bu önemli AHSS üyesi ise TWIP çelikleridir. Bu çelikler yüksek mukavemet ve yüksek uzama değerlerine sahiptir. Bu nedenle gerilme-uzama eğrisi altındaki alanı, yani tokluğu yüksektir. Bu da araç içerisinde çarpışma esnasında yüksek darbe sönümleme değerlerine sahip olmasını sağlamaktadır [6]. İçerisinde bulunan yüksek Mn sayesinde elde edilen iç yapı tamamıyla ostenitiktir. Aluminyum ve karbon ilaveleriyle oda sıcaklığında ostenitin kararlı hale getirilmesi sağlanmıştır. Aynı zamanda ikizlenme mekanizmasının sağlanabilmesi için kimyasal yapının SFE (Stacking Fault Energy) değerinin 12-20 mJ m^{-2} değerleri arasında ayarlaması sağlanılır [6]. Böylece, darbe veya plastik deformasyon esnasında mikroyapıdaki tanecikler kaymadan ziyade ikizlenmeye yönelir. Böylece, deformasyon

devam ettikçe taneler bölünmüş gibi davranarak hem uzama gerçekleşir hem de yüksek çekme mukavemetlerine ulaşılır.

Otomotiv sektöründe en yaygın kullanılan birleştirme türü kaynaktır. Kaynak metodlarından en fazla kullanılan yöntem ise Elektrik Direnç Nokta Kaynağıdır (EDNK). EDNK ucuz, hızlı ve de en önemlisi otomasyon ve seri imalat sistemlerine benzersiz bir biçimde uyum göstermektedir. Uygulamada pratikliğin yanında ilave metal kullanılmaması ve elektrodların ömrünün uzun olması nedeniyle tercih sebebidir. Bir araç üzerinde ortalama 3 000-5000 arası direnç nokta kaynağı bulunmaktadır. EDNK ile güvenilir metalik bağlantılar elde edilmektedir.

Esasen, E DNK'da elektrik akımına karşı gösterilen direnç ile oluşan sıcaklık ve elektrodlar tarafından uygulanan basınç sayesinde kaynaklanabilme gerçekleşmektedir. Katılaşan metal bizlere makul derecede mukavim bağlantı elde edebilmemizi sağlar. Ancak metalin hızlı ergimesi ve katılaşması mikroyapıda çeşitli olumsuz etkilere sebep olur. Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB) tanelerin kabalaşması, ikincil faz oluşumları, mukavemette düşüş gibi birçok olumsuzluklara sebebiyet verir. Bu nedenle, EDNK uygulanmış malzeme çiftlerinin dikkatlice incelenmesi gerekmektedir. Bu konu günümüz bilim dünyasında büyük bir yer kaplamaktadır.

Bilim dünyasında TWIP çeliklerine karşı ilgi yeni başlamıştır ve dolayısıyla literatürde TWIP üzerine yapılan çalışmalar çok azdır [7][8]. Ayrıca, TWIP çelikleri yüksek Mangan, Aluminyum ve nispeten Karbon içermesi sebebiyle karbon eşdeğerliliği çok yüksektir. Yani kaynak edilebilirliği en zor çeliklerden biridir. Bu nedenle, kaynaklanabilirliğinin detaylı bir biçimde incelenmesi gerekir. TWIP çeliklerinin kaynak esnasında oluşturacağı problemlerin detaylıca irdelenip incelenmesi yüksek önem arz etmektedir. Elde edilen incelemeler neticesinde en güvenilir TWIP kaynağının nasıl olması gerektiği sorusu halen daha bir muammadır.

AHSS ailesi üyelerinden göze çarpan bir diğer çelik türü ise martenzitik çeliklerdir. Bu çeliklerin en yüksek dayanımlara sahip olan çelik türü olması kaynaklanabilirliği esnasında nasıl davranması gerektiği dikkatlice incelenmesi gereken bir konudur. Otomotiv şasesi üzerinde yer alan en yüksek mukavemete sahip bu çeliğe EDNK

uygulanması esnasında mekanik özelliklerinin bozulmaması gerekir. Aksi takdirde, mekanik olarak tasarım beklentileri karşılamayacaktır.

Araç üzerinde şasi ana taşıyıcılarını oluşturan martenzitik çelikler ile çarpışma traverslerini oluşturan TWIP çelikleri arasındaki kaynaklı bağlantı kritik bir öneme sahiptir. TWIP/Martenzitik kaynaklı birleştirmeler literatürde daha önce hiç çalışılmamıştır. Her iki çeliğin de kaynaklanabilirlik alanında literatürde çok az yeri bulunmaktadır.

Her ikiçelikd e kritik mekanik özelliklere sahiptir. Ancak, bir mühendislik tasarımında malzeme mukavemeti her ne kadar göz önüne alınırsa alınsın, her iki çeliğin de birleşim bölgesinin mukavemeti de dikkate alınmadan tasarım yapılmamalıdır.

Bu çalışmada, her ikisi de AHSS ailesi üyesi olan ve sıradışı özellikleri ile dikkat çeken TWIP ve Martenzitik çeliklerin otomotiv sektöründe en fazla t ercih e dilen k aynak yöntemi olan EDNK tekniği ile kaynaklanabilirliği incelenecektir. Aracın kaza esnasında sürücüyü dışarıdan gelen darbelerden koruma amacıyla kullanılan martenzitik çelikler ile kaza esnasında oluşan çarpışma enerjisini sürücüye aktarmadan absorbe etme yeteneği olan TWIP çeliklerinin birbirine olan kaynaklanabilirliği literatürde araştırılmamış ve yüksek öneme sahip bir konudur. Daha önceden de bahsettiğimiz gibi karbon eşdeğerliliği yüksek olan, yani kaynaklanabilirliği kötü olan TWIP çeliğini ve kaynak sonrasında nasıl etkilerinin olacağı çalışılmayan Martenzitik çeliğin kaynaklanabilirliği incelenecektir. Elde edilen kaynak bağlantılarının çekme-makaslama, çekme-sıyırma, çapraz çekme gibi yöntemler ile mekanik özellikleri incelenecektir. Bu doğrultuda, elde edilen sonuçlar ile mikroyapı karakterizasyonları irdelenecektir. Arada bulunan ilişkiler detaylıca incelenecek ve optimum kaynak aralığı ve nasıl olması gerektiği konusunda araştırma lar yapılacaktır. Elde edilen sonuçların otomotiv sektöründe çok kullanılan ve kullanışlı bir kaynak olarak literatürün ve endrüstrinin hizmetine bırakılması hedeflenmektedir.

BÖLÜM 2. LİTERATÜR ÖZETİ

2.1. TWIP Çelikleri

Yüksek manganlı çelikler ilk defa Robert Hatfield tarafından 1888'de çalışılmıştır. Yüksek manganlı bu çelikler ilk olarak Hatfield çeliği olarak anılmaktaydı. Hatfield, yüksek mangan döküm deneyleri esnasında yüksek karbon oranı ilavesiyle yüksek sertliklere ulaşmıştır. Aynı zamanda bu çeliklerin düşük çekme uzaması bulunmaktadır. Yüksek deformasyon sertleşmesi elde edilmesiyle taş ocaklarında kırma öğütme parçalarının imalatında kullanılmıştır [9].

Buç eliklerin mikroyapıları 1929'da Hall ve Krivobok tarafından incelenmiştir. Buna göre; yüksek mangan ve karbon içeriği ile tamamıyla ostenitik bir iç yapı elde edildiği ispatlanmıştır. Ancak, deformasyon esnasında meydana gelen deformasyon sertleşmesinin varlığı Chevenard tarafından 1935'te incelenmiştir. Buna göre, Chevenard [10] manyetometre incelemeleri ile yaptığı araştırmalar sonucunda malzeme iç yapısında sert bir fazın olabileceğini varsayan ilk kişi olmuştur. Tofaute ve Linden 1936'da ostenitik iç yapının kararlılığını ve elementel ilişkileri içeren ampirik birformül oluşturmuştur [11]. Bir süre sonra Troiano ve McGuire [12] bu sertyapının aslında ostenitin Ɛ-martenzite ve α-martezite dönüşmesinden kaynaklandığı sonucuna varmışlardır. 1963 yılında ise ikizlenmenin varlığı TEM incelemeleri ile ispat edilmiştir [13]. İkizlenme yoluyla çeliğin deformasyon sertleşmesinde önemlibir etken olduğu sonucuna varılmıştır.

Hatfield çeliğinden daha düşük karbonlu ve TWIP çeliklerine benzer içerikli malzemelere ilgi 1975'lerde başlamıştır. Remy yapmış olduğu yüksek lisans tezinde, bu çeliklerde taneler içerisinde bulunan ikizlerin dislokasyondan fazla engel oluşturup mukavemeti artırdığını öne süren ilk kişidir [14].

Charles ve arkadaşları 30Mn–5Al–0.5C çeliğinin -196°C sıcaklıkta kriyojenik ortamda yaptığı deneylerde 1200 MPa çekme mukavemeti ve %70 uzama elde ettiklerini literatür ile paylaşmışlardır. Bu andan itibaren bu çeliklerin ne kadar etkileyici özelliklere sahip oldukları ilk defa bu kadar duyulmuştur.

1990'li yıllarda Posco, Nippon, Kobe Steel, Sumitomo gibi firmalar TWIP çelikler iç in patent başvurusunda bulunmuşlardır. Ancak patentin Japonya ülke içi olması nedeniyle piyasa içerisinde fazla duyulmamıştır. Ardından Arcelor Mittal, ThyssenKrupp gibi firmaların da patent alması ile piyasada tanınır olmuşlardır.

POSCO firması tarafından 1991'de patenti alındığı zaman tanınır olan TWIP çelikleri otomotiv çeliği olarak bir gelecek vaat etmiştir. Bu çeliklerin en önemli özelliği eşsiz derecede yüksek mukavemet ve yüksek süneklik kombinasyonlarına aynı anda sahip olmasıdır [15]. Böylece elde edilen yüksek tokluk sayesinde araç çarpışma elemanlarında darbe sönümleyici olarak kullanım alanı bulunmaktadır.

Edinilen patentler ve elde edilen mekanik özellikler ile ilgi çeken TWIP çelikleri çelikler içerisinde yeni bir çalışma alanı ortaya çıkarmıştır. Literatürde çok çeşitli TWIP kompozisyonların kinetiği, deformasyon mekanizmaları, mikroyapı karakterizasyonları ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Rahman ve arkadaşları [16] Fe–15Mn–2Al–2Si–0.7C TWIP çeliğindeki tane boyutunun ikizlenme oluşturma üzerine olan etkisini mekanik deneyler, mikroyapı ve TEM vasıtasıyla incelemişlerdir. Elde edilen sonuçlara göre, tane boyutu küçüldükçe akma gerilmesinin yükseldiği saptanmıştır. Tane boyutunun küçülmesi ile taneler arasındaki ikizlenmeyi tetikleyen kayma kuvveti artmış ve ikizlenmeyi normal taneye göre daha erken oluşturmuştur. Böylece, gerilme-uzama eğrisi altındaki alan arttırılarak daha yüksek tokluk elde edilmiştir. Daha yüksek tokluk i le d aha yüksek enerji a bsorbe e tme yeteneği doğmuştur: Ayrıca, tekrarlı çekme mukavemetine maruz kalan numunelerde ikizlenmenin kümülatif bir şekilde arttığı gözlemlenmiştir.

Mohammadzadeh ve arkadaşları [17] %22 Mn i çerikli TWIP ç eliğinin akma mukavemetini, ikizlenme morfolojisini, deformasyon mekanizmaları ve tane büyüklüğünün ikizlenme üzerine olan etkisini moleküler dinamik simülasyonlar yardımı

ile incelemiştir. Buna göre, ikizlenmenin oluşumu tane sınırında bulunan kısmi Shockley dislokasyonunun ardışık bir şekilde yayınımından kaynaklandığını ortaya çıkarmıştır. Dislokasyon analizine göre, dislokasyonun altyapısının tanenin büyüklüğüne göre etkilendiği görülmüştür.

Kang ve arkadaşları [18] Fe–18Mn–0.6C–1.5Al TWIP çeliğinin tane boyutunun akma mukavemeti, deformasyon sertleşmesi ve mekanik özellikler üzerine olan etkisini incelemişlerdir. Buna göre, tanenin incelmesi, dislokasyonların düşük gerilmeler altında kolay bir şekilde eski haline dönüşünü kolaylaştırmıştır ve böylece akma davranışını değiştirmiştir. Bu değişimin ikizlenme veya martenzitik dönüşümden kaynaklı değil, hareketli dislokasyonlardan kaynaklı olduğu ihtimaline varmışlardır. TEM ve nötron difraksiyon analizlerine göre, kayma modunun düzlemselden düzlemsel olmayan ın oda değişimine sebep olan tanelerin incelmesi aynı gerilme altında daha fazla dislokasyon yoğunluğu elde edilmesine sebep olmuştur.

Dini ve arkadaşları [19] Fe–31Mn–3Al–3Si TWIP çeliğinin çekme mukavemeti ve tane boyutunun deformasyon davranışını incelemişlerdir. Elde edilen sonuçlara göre, deformasyon sertleşme kapasitesi tane boyutu ile yakından ilişkilidir. İkizlenme davranışının tetiklenmesini sağlamak için düzlemsel dislokasyonların gerekli olduğunu gözlemlemişlerdir. Tane boyutunun küçülmesi TWIP çeliklerinde ikizlenmeyi bastırarak azaltır. Yüksek mukavemet ve uzamaya ulaşmanın önemli bir yolu ise ikizlenme bölgesindeki sertlik artışından kaynaklı ikizlenme ve sertleşme artışıdır.

Tian ve arkadaşları [20] Fe-22Mn-0.6C TWIP çeliğini ortalama 576 nm tane boyutuna sahip bir şekilde üretebilmeyi başarmışlardır. Bu değer TWIP çeliklerinde elde edilen en küçük tane boyutlarından birisidir. Tanelerin küçük olması akma noktasını 785 MPa değerlerinde ve uzamayı %48 mertebelerinde elde edebilmeyi sağlamıştır. Çekme mukavemeti ise 1285 MPa elde edilmiştir. Elde edilen mukavemet ile tane boyutunun etkisi lineerdir. Yani, Hall-petch teorisine uygundur. SFE değeri 23 mJ m^{-2} olarak hesaplanmıştır. Literatür ile kıyaslandığında düşük SFE'ye sahip çeliklere göre dahi yüksek Hall-Petch eğimi vardır.

TWIP çeliklerinin orta yüksek sıcaklıklarda süneklikleri de yüksektir. Ayrıca, bu sıcaklıklarda deformasyon sertleşme oranı da yüksek değerlere sahiptir. Hamada ve

arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada [21] Fe-22Mn-3Al-3Si, Fe-16Mn-0.3C-1.5Al, Fe-18Mn-0.6C-0.02Nb ve Fe-22Mn-0.6C çeliklerinin sürünme ve yüksek sıcaklıklardaki mekanik davranışlarını incelemişlerdir. Yüksek sıcaklıkta çekme mukavemeti ölçüm testlerini 700-1300°C arasında yapmışlardır. Çalışılan tüm TWIP çelikleri ostenitik karakterdedir. Çekme numunelerinde gerçekleşen kesit daralmalarında sıcak sünekliği yüksek olarak ölçülmüştür. 1000–1200 °C sıcaklıklar arasında dinamik yeniden kristalleşme gerçekleşir. Bu nedenle, yüksek sıcaklıkta süneklik artar. Yüksek sıcaklık deformasyonu esnasında, %1.5 Al içeriğinin sıcak süneklik üzerine pozitif etkisi olmuştur. Ancak, % 1.5 Al yanında %1.5 Si olması halinde ostenitin tane sınırlarında ferrit oluşumu gözlemlenmiştir. Sıcak deformasyon esnasında bu bölgelerden ayrılma gerçekleşir. Böylece sıcak süneklik yerini sıcak yırtılmaya bırakır. Sıcak deformasyon deneyleri esnasında en etkili ayrılma mekanizması tane sınırı kayması olarak gözlemlenmiştir.

Lee ve arkadaşları [22] Fe–17Mn–0.6C çeliğini geliştirmişlerdir. Döküm sonrasında 500°C sıcaklıkta çok adımlı kalibre haddeleme işlemi geçekleştirilmiştir. Geliştirilen bu çeliğin çekme mukavemeti literatürdeki diğer çeliklere göre artırılmasına rağmen birim uzama azalmamıştır. Karbon içermeyen düşük tane boyutlu aynı içeriklere sahip TWIP çelikleri ile mukayese edildiğinde bu durum tam tersidir. Mukavemet arttıkça birim uzamada azalma meydana gelmiştir. Bu farklı davranışın sebebi ile karbonun kristalografik yapıda dinamik gerilme yaşlanmasına ve yığın hatalarına sebep olduğu kanısına varılmıştır.

Ding ve arkadaşları [23] %18.8 Mn içeren TWIP çeliğinin farklı çekme testleri esnasında elde edilen mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Elde edilen sonuçlara göre, ε= 0.06–0.14 çekme uzaması değerlerinde ε-martenzit öncelikli olarak oluşur. Daha yüksek uzama değerlerinde ostenit ilk önce ε-martenzite daha sonra bu yapı α-martenzite döner. Gerinimin ε= 0.06–0.14 olduğu durumlarda ise, ortaya çıkan gerinimden dolayı SFE değeri artar. Bu esnada, mikroyapı ε-martenzit yerine ikizlenmeye döner. Yapılan TEM incelemelerine göre; gerinimin 0.35-0.45 olması durumunda, iç yapının ikizlenmeye dönmesi, beklenen ve gerçekleşen durumdur. Ancak, ikizlerin kesişim noktalarında e-martenzit oluşumu gözlemlenmiştir.

Li ve arkadaşları [24] Fe–25Mn–3Si–3Al çeliğini Niyobyum ile alaşımlandırıp ısıl işlem ve soğuk haddeleme sonrası mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Bu çalışmada mikroalaşımlamanın asıl amacı hall-petch etkisinden yararlanmaktır. Diğer bir deyişle, tane inceltmeyi sağlamaktır. Bu inceltme mekanizması, en çabuk soğuyan nadir toprak elementlerinin tane içerisinde soğuyan merkezler oluşturmasına dayanır. Böylelikle, yeniden kristalleşen tanelerin de büyümesine engel olunur. Ayrıca, Nb, C atomları ile etkileşime girip NbC oluşturur. NbC dislokasyon hareketlerini engelleyerek mukavemet artışı sağlar. İçyapıdaki gerilim direkt olarak ikizlenme oluşumuna sebep olur. Niyobyum kullanılarak alaşımlama ile akma mukavemeti 320 MPa'dan 445 MPa değerine çıkarılmıştır. Çekme mukavemeti 670 MPa değerinden 795 MPa mukavemet değerine kadar geliştirilebilmiştir. Ancak uzama %10 düşüşle %55 olmuştur.

Madivala ve arkadaşları [25] Fe-22Mn-0.6C-0.2Si çeliğinin anizotropi ve gerilme oranlarının deformasyon sertleşmesi ve ayrılma mekanizmaları üzerine olan etkisini incelemişlerdir. Tek eksenli çekme testi ile Dijital görüntüd üzenlemes istemil okal deformasyon davranışlarını incelemek için bir arada kullanılmıştır. Adyabatik ısıtmanın aşamalı ve dinamik çekme testleri üzerine olan etkisi senkron bir şekilde sıcaklık ve gerinim ile ölçülmüşlerdir. Ayrıca ikizlenme, mikroyapı ve mikro kırılmaların incelemelerini yapmışlardır. Buna göre, %45 uzama ile 1100 MPa çekme mukavemeti değeri elde edilmiştir. Farklı haddeleme açılarında çok yüksek olmayan varyasyonlar gözlemlemişlerdir. Enerji absorbe etme kapasitesini farklı gerinimlerde 55 kJ/kg olarak ölçmüşlerdir. Tekrarlı çekme deneylerinde DSA'dan kaynaklı tırtıklı bir çekme grafiği elde etmişlerdir. Bunun nedeni ise çözen atomların dislokasyonlar arasındaki etkileşimi ve Mn-C atomları arasındaki dizilimdir. İncelemelerde, yüksek gerinimlerde oluşan adyabatik ısınmanın SFE'yi etkileyerek ikizlenme davranışını değiştirdiğini gözlemlemişlerdir. İkizlerin birleşimlerinde lokal olarak birikmiş düşük gerinimlere rastlamışlardır. Ayrılma incelemerinde, ayrılmaların genellikle tane sınırlarından gerçekleştiği gözlemlenmiştir.

Choi ve arkadaşları [26] Cu ilavesinin yüksek manganlı TRIP ve TWIP çelikleri üzerine olan etkilerini incelemişlerdir. TRIP çeliklerine %1-2 arasında Cu ilavesiyle SFE artışı düşünülmüştür. Böylece, içyapıdaki ostenit kararlı hale getirilerek TWIP çeliği olarak dönüştürülmüş ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Elde edilen bulgulara göre, Cu

eklenmemiş bileşimde 502 MPa akma mukavemeti ve 1137 MPa çekme mukavemeti, %34.6 birim uzama elde etmişlerdir. Cu içeriğinin eklenmesi ile, akma ve çekme mukavemetlerinde yaklaşık %10 düşüş gözlemlenmiştir. Ancak birim uzama miktarı yaklaşık %65 olarak elde edilmiştir.

Wu ve arkadaşları [27] Fe-23Mn-0.6C-0.012P çeliğinin mikroyapı, yorulma ve ayrılma yüzeylerinin incelemelerini gerçekleştirmişlerdir. Üretilen çeliğin elde edilen tane büyüklüğü 35 μm olmuştur. Çekme dayanımını 925 MPa ve akma dayanımını 290 MPa olarak elde etmişlerdir. Yorulma gerinimleri %0.4, 0.6, 0.8, 1.0 ve 1.25 olarak uygulanmıştır. Buna göre en yüksek gerinimde 200 cycle yorulma dayanımı elde edilmiştir. En düşük gerinimde ise 15000 cycle yorulma ömrü elde etmişlerdir. Diğer AHSS'ler ile kıyaslandığında DP780, TRIP780 ve HSLA 800 çeliklerinden yaklaşık 2 kat daha fazla yorulma ömrü göstermiştir.

Park ve arkadaşları [28] sırasıyla IF, TWIP ve düşük karbonlu çeliği sandviç şeklinde haddeleyerek birleştirmişlerdir. Fe-0.6C-15Mn-1.2Al çeliği üretilmiş ve deneylerde kullanılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre, TWIP çeliğinin kesit içerisindeki oranı kompozit çeliğin dayanımını ve uzamasını belirlemede etkin rol üstlenmiştir. Elde edilen oran, mukavemet ilişkisi hesaplanan teorik değerler ile tutarlılık göstermiştir. TWIP çeliğinin kesit içindeki hacimsel oranı arttıkça çekme ve uzama değerlerinde artış elde edilmiştir. Birleşim bölgelerinde ferrit ve beynitik yapılar oluştuğu bildirilmiştir. Beynitik oluşumlar haddeleme esnasında meydana gelen sürekli akmanın etkileridir.

Kim ve arkadaşları kimyasal kompozisyonu değiştirmek suretiyle ikizlenme yapısının nasıl değiştiğini incelemiştir. Böylece, ikinci nesil AHSS'lere yeni bir tür olarak yerini almıştır. Aynı zamanda, içinde bulunan Mn ve Al, Fe den daha düşük özgül ağırlığa sahip olduğu için konvansiyonel çeliklerden daha hafiftir. TWIP kendi içinde iki grup içermektedir. Bunlar, L-IP (Light Induced Plasticity) ve X-IP (Extra Induced Plasticity)'dir [29].

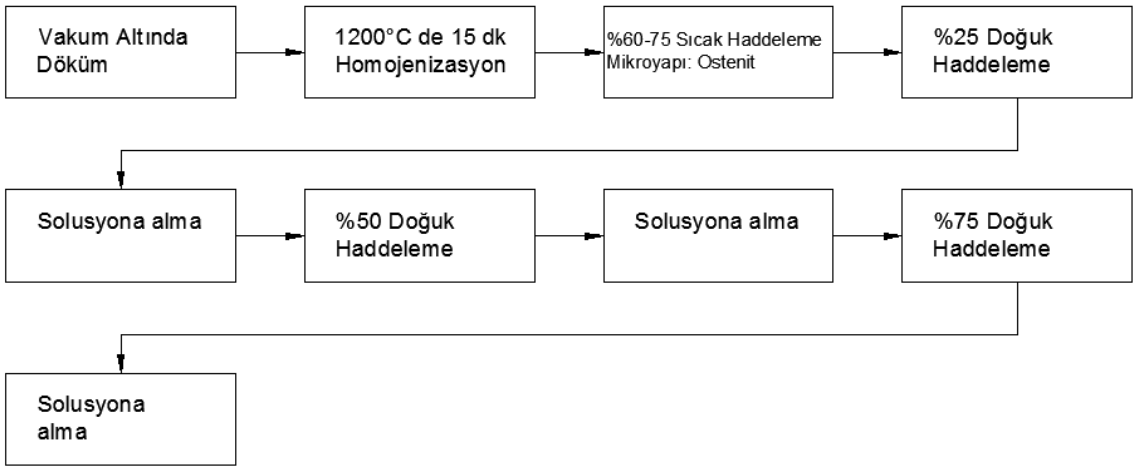
2.2. TWIP Çeliklerinin Üretim Prosesi

TWIP çelikleri Kobe Steel, Posco, ThyssenKrupp Stahl, Arcelor Mittal gibi birçok firmanın ilgi odağı olmuştur [30]. TWIP çelikleri içerdikleri yüksek mangan nedeniyle

üretimleri esnasında bazı zorluklarla karşılaşılmıştır. Yine de 900-1000 Mpa dayanım ve %50-60 birim uzama değerleri elde edilmiştir.

Bu çeliklerin üretimi vakum altında döküm ile başlar. Ardından sürekli döküm işlemine tabi tutularak slab haline dönüştürülür. Dökülen slablar yeniden ısıtılır ve yüzeydeki oksit tabakası kaba haddeleme öncesi kaldırılır. Ardından 1200˚C de 15 dakika homojenizasyon tavlaması yapılır [31]. Proses özeti

Şekil 2.1'deki gibidir. %60-75 arası daralma ile ilk haddeleme gerçekleştirilir. Sonrasında solüsyona alınıp ardından %25 soğuk haddeleme, solüsyona alma, %50 soğuk haddeleme, solüsyona alma ve son olarak %75 soğuk haddeleme ve solüsyona alınarak üretim gerçekleştirilir. Elde edilen nihai sac kalınlığı 2–4 mm arasındadır. Ardından rulo şeklinde sarılır. İstenen yüzey işlemine göre yıkama, galvanizleme, kaplama gibi işlemler yapılabilmektedir.



Şekil 2.1 : TWIP çeliği üretim aşamaları [31].

Uygulanan deformasyon esnasında ikizlenme mekanizması etkin rol üstlenir. Böylece tanelerin alt tanecikler oluşturarak (tanelerin ikizlenme ile bölünmesiyle) tek bir yöne doğru yönlenmelerini engeller ve yüksek sürdürülebilir deformasyon oranına neden olur [32].

Deformasyon esnasında ikizlenme kusurunun en önemli özelliği deformasyon sertleşmesine yardım etmesidir. Uygulanan kuvvet esnasında deformasyon ikizleri kayan dislokasyonların önünde bir engel gibi davranıp deformasyon sertleşmesi oranını artırır [33].

2.2.1. TWIP çeliklerinin şekillendirilebilirlikleri

Teoride üretim yukarıda belirtilen şekildedir. Ancak, TWIP çeliklerinin haddeme ve şekil verme operasyonları esnasında çeşitli zorluklar bulunmaktadır [34]. Bu aşamalarda, akış-gerilme deformasyonlarının sıcaklık ve deformasyon yükü ile ilişkisi çok iyi bilinmelidir.

TWIP çeliklerinin üretiminde soğuk haddeleme esnasında yüzey çatlaklarının oluşumu en büyük problemdir. Yüzeyde oluşan gerilmelere dayanamama neticesinde oluşur. Bu durum genelde yüksek kesit daralma oranlarında meydana gelir [35].

Hatfield çeliklerinde ise haddeleme esnasında yüksek deformasyon sertleşmesinden dolayı sacın kontrolü zordur. Bu durum TWIP çelikleri için de geçerlidir. Yapılan çalışmalarda deformasyon sertleşmesi kabiliyetine sahip olan çeliklerin şekillendirilebilmelerinin zor olduğu belirtilmiştir [36].

TWIP çeliklerinin haddelenmesi esnasında oluşan çatlakların sürekli tavlama ile önlenebildiği Colin ve Philippenin [37] çalışmasında belirtilmiştir. Bu sayede deformasyon sertleşmesine uğrayan taneler yeniden kristalleşir. Böylece daha yüksek süneklik ve şekil verilebilirlik elde edilir.

Haddeleme esnasında bir diğer önemli parametre ise tavlama sıcaklığıdır. Yüksek mangan içerikli soğuk haddelenmiş çeliklerin tavlama sıcaklıklarını çalışan Kang ve arkadaşları [38] ile Mi ve arkadaşları [39], tavlama sıcaklığının 550°C'den 1100°C'ye yükseltimesi ile %65'e kadar birim uzama yeteneğinin geliştiğini keşfetmişlerdir. Ayrıca, bu çeliklere uygulanan soğuk haddeleme adımları arasında, ara tavlama sacın en son kalınlığa getirilmesinde önemli rol üstlenir.

TWIP çeliklerine plastik şekil vermede karşılaşılan bir diğer problem ise geri yaylanmadır. Geri yaylanma, yüksek deformasyon sertleşmesinden dolayı meydana gelmektedir [40]. Ayrıca, akma dayanımının yüksek olması nedeniyle, elastik bölgede kalan deformasyon rezilyans yolu ile enerjisini geri boşaltır. Bu durum yüksek mukavemetli çeliklerde (AHSS) ortak bir problem olarak görülmektedir.

2.3. TWIP Çeliklerinde Dizilim (İstiflenme) Kusur Enerjisi (Stacking Fault Energy)

Deformasyon altında direkt ikizlenmeye meyilli olan mikroyapıda; dislokasyon kayması, tane sınırı kayması gerçekleşir. İkizlenme oluşması en az kayma modülünün %5 i kadar deformasyon sertleşmesi ile meydana gelir. Oluşan bu ikiz, taneyi böler. Sertleşen ikiz bandı tane sınırı gibi davranarak deformasyona izin vermez. Ayrıca mukavemet açısından bakacak olursak, deformasyon altında tane içerisinde en mukavim yapı olan ikiz bandından herhangi bir deformasyon gerçekleşemez. Çünkü daha da düşük mukavim bölgeler bulunmaktadır. Böylece, bir sonraki ikizlenme için sebep oluşur. Yüksek deformasyon altında ardışık bir şekilde bölünen tanelerin yüksek mukavemet altında yüksek uzaması sağlanır.

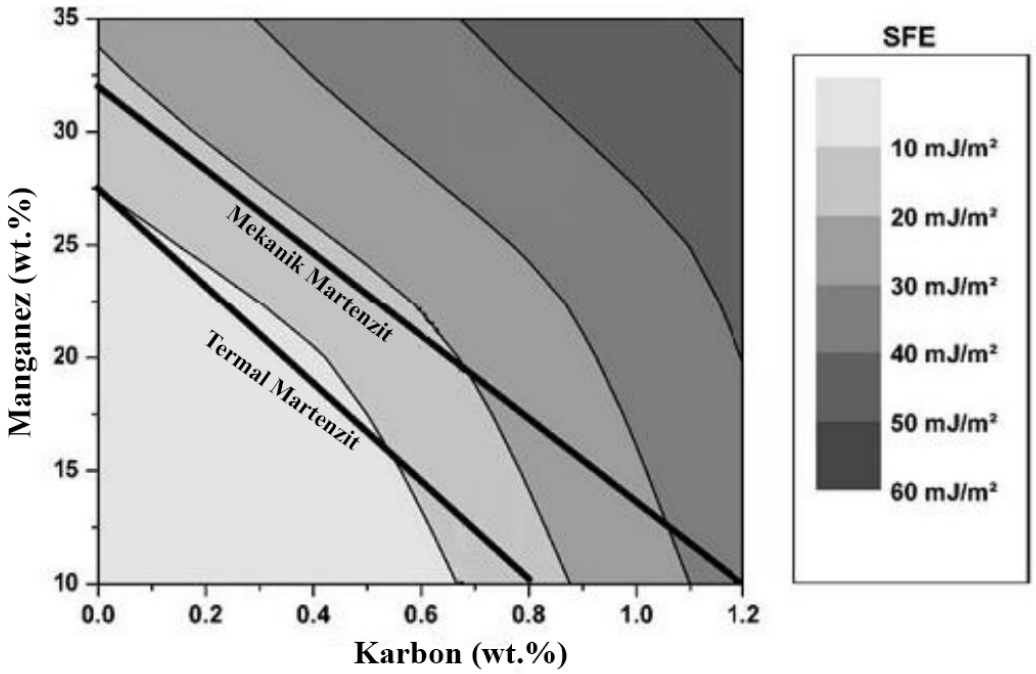
Qin [41] tarafından yapılan yüksek lisans çalışmasında TWIP çeliğinin kristalografisi incelenmiştir. Yapılan çalışmada mikroyapıdaki mekanik ikiz oranı %10 ile 20 arasındadır. Bu nedenle, mekanik ikizlenmenin plastik deformasyon üzerindeki etkisinin %3'ü geçmediği saptanmıştır. Bu çalışmaya göre, deformasyon esnasında etkili olan deformasyon modu dislokasyon kaymasıdır. Ardından ikincil deformasyon modu ise ikizlenmedir. Her ne kadar ikincil deformasyon modu ikizlenme olsa da mekanik özellikler üzerine olan etkisi büyüktür.

Yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip olan metallerin deformasyon mekanizmaları ve dolayısıyla mekanik özellikleri istiflenme kusur enerjisine (SFE) bağlıdır. SFE değeri deformasyon esnasında dislokasyon kayması, deformasyonel martenzitik dönüşüm veya ikizlenme mekanizmalarının hangisinin olacağına karar verir. Eğer, malzemenin SFE değeri $18<\gamma_{SFE}<45$ mJ m^{-2} arasında ise deformasyon mekanizması ikizlenmeye yönelir. Martenzitik dönüşüm ise 18 mJ m^{-2} altında ve Gibbs serbest enerjisinin negatif olması durumunda gerçekleşir. 45 mJ m^{-2} ve üstü SFE değerlerinde deformasyon mekanizması sadece dislokasyon kayması sistemi ile gerçekleşir [42].

Kimyasal kompozisyonda olan değişmeler ve sıcaklık, TWIP çeliklerindeki ostenit halde bulunan mikroyapının SFE oranını yüksek derecede etkiler [43]. SFE oranı ise mukavemeti ve uzamayı kontrol eder. Ancak bu kontrol daha detaylı incelenecek olursa; atomlar arasına girebilen düşük çaplı atomlar olan azot ve karbon mukavemet artışında

önemli katkılar sunar. Arayer atom kusuru ile dislokasyonların kolaylıkla oluşmasına sebebiyet verir. Mn, Al, Si, Cr ve C ile SFE ayarlanarak malzemenin deformasyon altında ikizlenmesi sağlanır.

Ayrıca, literatürde TWIP çeliklerinde SFE'nin ε-martenzit dönüşümü üzerine olan etkileri de incelenmiştir. Chun ve arkadaşları [44] SFE düşük olduğunda deformasyon uygulanması veya soğuma esnasında ε-martenzit oluştuğunu bildirmişlerdir. Mazancova and Mazanec [45] ise Mn ve C içeriğinin azalmasının ε-martenzit oluşumuna yol açtığını belirtmişlerdir. B u dönüşümler SFE ile doğrudan ilişkidir. Bu durum Şekil 2.2'de Mangan ve karbon içeriğinin SFE üzerine olan etkileri gösteren Schumann tarafından ortaya atılan şekil ile doğrulanmıştır [46].



Şekil 2.2 : Mn ve C içeriğinin SFE üzerine olan etkisi [46].

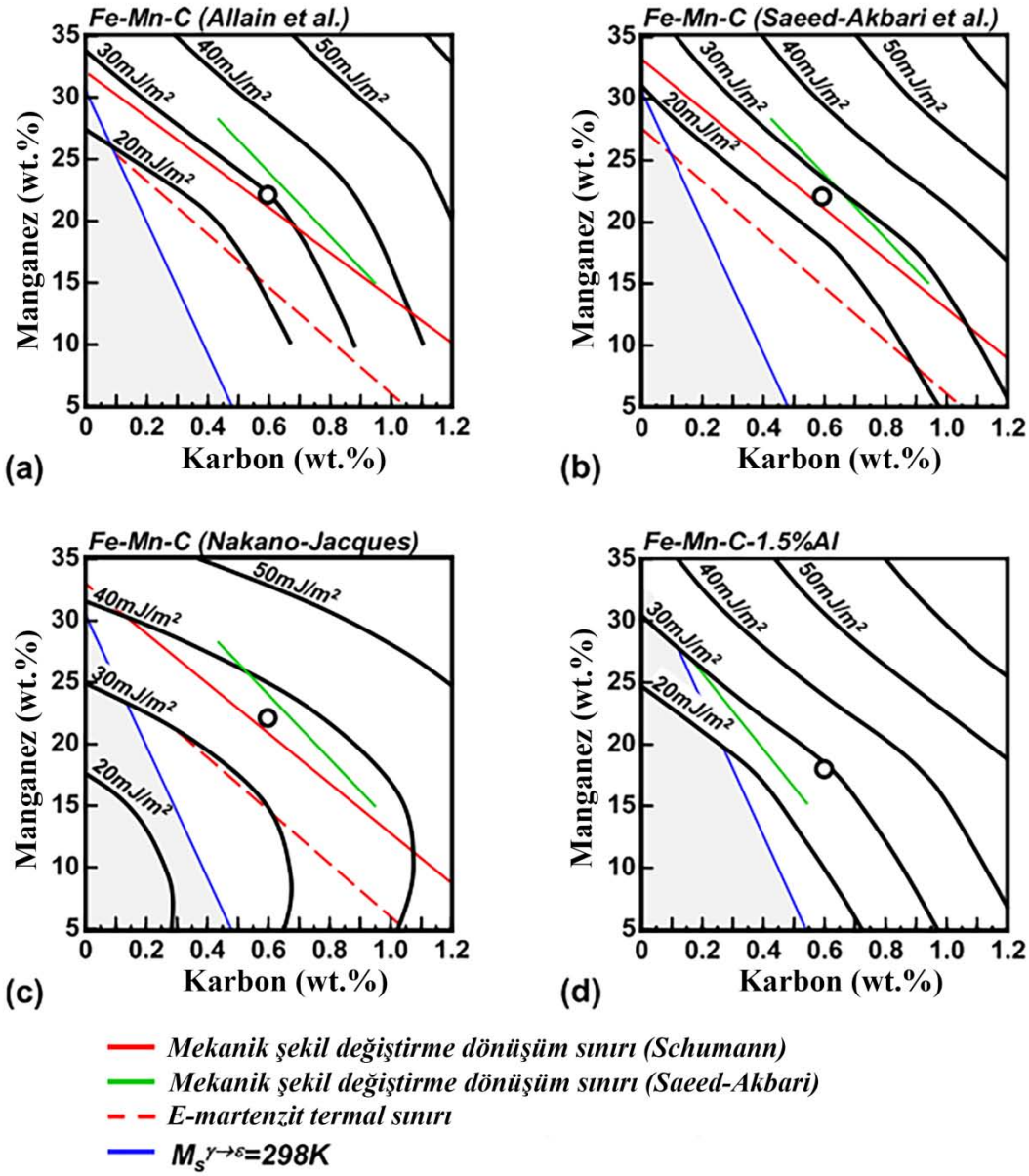
2.4. Element içeriklerinin TWIP çelikleri üzerine olan etkisi

Genelde TWIP çelikleri %15-30 Mn, %0-3 Al, %0-1 C ve %0-3 Si içerirler. Ti, Cr, Cu, N, Nb ve V ikincil alaşım olarak kullanılabilmektedir. TWIP kompozisyonu ile stacking fault energy (SFE) ayarlanır. Yani deformasyon için gerekli enerji miktarı ostenit halde bulunan kompozisyona bağlıdır. Bu enerji miktarı ile mikroyapının deformasyon altında ikizlenmesi sağlanır. Bu çeliklerde 0-15 mJm^{-2} değerleri arasında mikroyapı üzerinde

olan gerilim sonucu oluşan deformasyon martenzitik dönüşüm deformasyonudur. 15-45 mJm^{-2} SFE değerleri arasında oluşan deformasyon ise ikizlenmedir. Yapılan TWIP tasarımlarında SFE'nin 15-45 mJm^{-2} arasında olması esastır. Elementlerin tasarımlar üzerine olan etkileri sonraki başlıklarda tartışılacaktır.

2.4.1. Karbonun etkisi

Şekil 2.3'te Allain (a) [47], Saeed-Akbari (b,d) [48] ve Nakano-Jaques(c) [49] Fe-Mn-C TWIP çeliklerinde karbonun, SFE üzerine olan etkisini incelemişlerdir. Karbon oranı arttıkça kompozisyon içerisinde ihtiyaç duyulan mangan oranı azalmaktadır. Ancak karbon ostenit yapısının stabilizasyonunu sağlar. Ostenitin oda sıcaklığında stabilite olması hayati önem taşır. İkizlenme mekanizmasının ostenit atmosfer altında gerçekleşmesi gerekir.



Şekil 2.3 : Fe-Mn-C TWIP çeliklerinde karbonun, SFE üzerine olan etkisi [50].

Ayrıca, karbon kafes parametresini artırır. Ostenitin Ɛ-martenzite göre stabilizasyonunu sağlar. Bunu Gibbs serbest enerjisini artırarak gerçekleştirir ($\Delta G^{\gamma->}$ Ɛ). Karbon SFE enerjisini yükselterek gereken Mn miktarını azaltır. Karbon atomu arayer atomudur ve yapılan çalışmalarda karbonun yan atom ve bir sonraki karbon atomunu ittiğini gözlemlemişlerdir [49, 51, 52] . Bu da karbonun mikroyapıda homojen dağılımının bir göstergesidir. Böylece kristalografinin kararlı olmasını sağlar. Ancak, TWIP çelikleri içinde bulunan manganın karbona olan afilitesi demirden yüksektir [53]. Bu nedenle Fe kristalografi içinde $M_{n_x}C$ oluşturma eğilimindedir. Yapılan bu çalışmalar sonucunda, karbonun SFE'yi artırmasının ana nedeni, ikiz düzleminde yer almasıdır.

2.4.2. Manganın etkisi

TWIP çeliği içerisindeki mangan oranı arttıkça Ɛ-martenzitten o stenite olan dönüşüm sıcaklığı artar. Manganın SFE ile olan ilişkisi lineer bir şekilde orantılı değildir. Fe-Mn alaşımlarında mangan konsantrasyonu SFE'yi önemli derecede etkiler. En düşük SFE oranları manganın %10-16 arasında olduğunda gözlemlenmiştir [54]. Mn, %16-33 arasında Mn içeren Fe alaşımlarında SFE'yi artırır. Bu artış %1 Mn'de 18 mJ/m^2 kadar yüksekliğe çıkabilmektedir. Bu oranlarda gerçekleşen farklılıkların nedeni kristal yapıların farklılaşmasından dolayıdır. Düşük Mn içeriğinde yapı, hacim merkezli kübik bir yapı iken, Mn'nin yükselmesi ile yüzey merkezli kübik yapıya döner. Bir nevi ostenit yapı yüksek Mn ile kararlı duruma dönüşür. Yani, SFE doğrudan kristal yapıya bağlıdır. Hacim merkezli kübik olması durumunda SFE düşer. Ancak, Mn oranının artırılması ile oda sıcaklığında elde edilen ostenit yapı, yani yüzey merkezli kübik kafes yapısında SFE artar.

Mangan ve karbon atomları arasındaki çekim gücü Fe'den yüksek olduğundan (+26 kJ/mol), TWIP çeliklerinde Mn_xC oluşma eğilimi vardır. Bu eğilim sayesinde eklenilen mangan oranı kadar karbonun ostenit yapı içerisinde çözülebilirliğini artırmaktadır [55]. Ayrıca oluşan bu Mn_xC, dislokasyon kayması esnasında oluşan gerilim yığılması durumunda y önünü değiştirir. Bu yön değişimi çekme esnasında oluşan basamaklanma eğimini yani DSA'yı açıklamaktadır [56].

2.4.3. Alüminyumun etkisi

Alüminyumun TWIP çelikleri içerisindeki işleyişi Neel sıcaklığına bağlıdır. Yani, altında antiferromanyetik ve paramanyetik sıcaklık geçiş seviyesine bağlıdır. Alüminyum ostenit yapıdaki paramanyetik Fe-Mn alaşımlarında stabilizatör rolü oynar. Aynı zamanda alüminyum miktarı arttıkça SFE'de artar. Alüminyumun özgül ağırlığının düşük olması nedeniyle kimyasal olarak gösterdiği etki hacimsel olarak gösterdiği etkiden düşüktür. Jin alüminyumun SFE üzerine olan etkisini açıklayan ampirik bir formül ortaya atmıştır.

$$SFE\ (mJ/m^2) = 20 + 7.8 \cdot (100 - \%Al)/100 \qquad (2.1)$$

Ayrıca C alaşımlı TWIP çeliklerinde Al eklenmesi malzemenin DSA etkisini göstermesini engeller. Yani çekme esnasında merdiven şeklinde eğilimi azaltır veya bitirir. Shun ve arkadaşları [57] bu tip çeliklerde alüminyum eklenmesinin dislokasyon merkezlerinde karbon çözünebilirlik limitini azalttığını belirtmişlerdir. Al atomları ile Mn atomları arasında itme gerçekleştiğinden, bu atomlar birbirlerine komşu olamazlar. Buna göre, Al'nin TWIP içerisindeki dağılımı uniform değildir.

2.4.4. Silisyumun etkisi

Silisyumun, ostenit yapıdaki katı çözelti içerisinde mukavemetlendirici etkisi bulunmaktadır. Çelik içinde bulunan C ile komşu atom düzeni içinde kalamazlar. Çünkü, birbirleri arasındaki itme kuvveti yüksektir. Ancak arada farklı bir atomun bulunması bu durumu değiştirir. Bu durumda iki atom arasında afilite gerçekleşir. SFE açısından bakılacak olursa, sadece Fe-Si-Mn-C alaşımlarında SFE'de %8'lik bir azalma gerçekleşmiştir [58]. Bu düşüş en fazla %1.5 Si'ye kadar 4 mJ/m^2 olarak hesaplanmıştır [59]. Ancak, farklı bileşime sahip TWIP çeliklerinde böyle bir tutarlılık bulunmamaktadır [60]. Bunun sebebi, farklı oranlarda Mn-Si ve Si-C oranlarının olmasıdır.

2.4.5. Azotun etkisi

Azot düşük Mn içeren çeliklerde Ɛ-martenzit oluşumunu arttırır. Mikroyapıda Ɛ-martenzit bulunması SFE'yi azaltır. Lee ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada %16 Mn içeren TWIP çeliğine azot eklenmesi ile ikizlerin kinetiğinde yavaşlama ve ikizlerin kalınlaşmasında azalma olduğu gözlemlenmiştir [61].

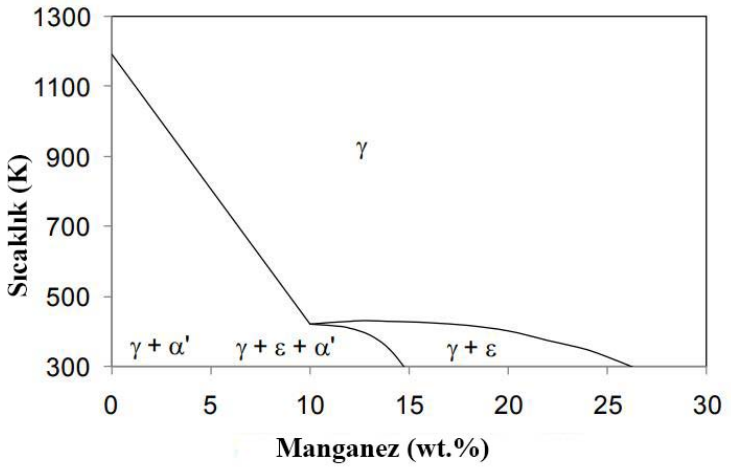
2.4.6. Nikel ve bakırın etkisi

Bakır ve Nikel elementleri ostenit durumda olan TWIP YMK çeliğinde faz stabilizasyonunu sağlar. TWIP çeliklerinde ostenit herhangi bir şekilde stabil durumdan çıkarsa yapı Ɛ-martenzit'e dönme eğilimi gösterir. TWIP çeliklerinde Cu ve Ni'nin SFE üzerine olan etkisi azdır ve az miktarda yükselmesini sağlar. Daha önceden de çalışmasına atıf yapılan Lee ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmaya göre Fe-Mn-Al-C TWIP çeliklerine %2 Cu eklenmesi ile SFE 22.8 mJ/m^2 den 26 mJ/m^2 değerine çıkmıştır [61].

Ayrıca, Cu eklenmesiyle mukavemetten taviz vermeden uzama artırımı elde edilmiştir [62].

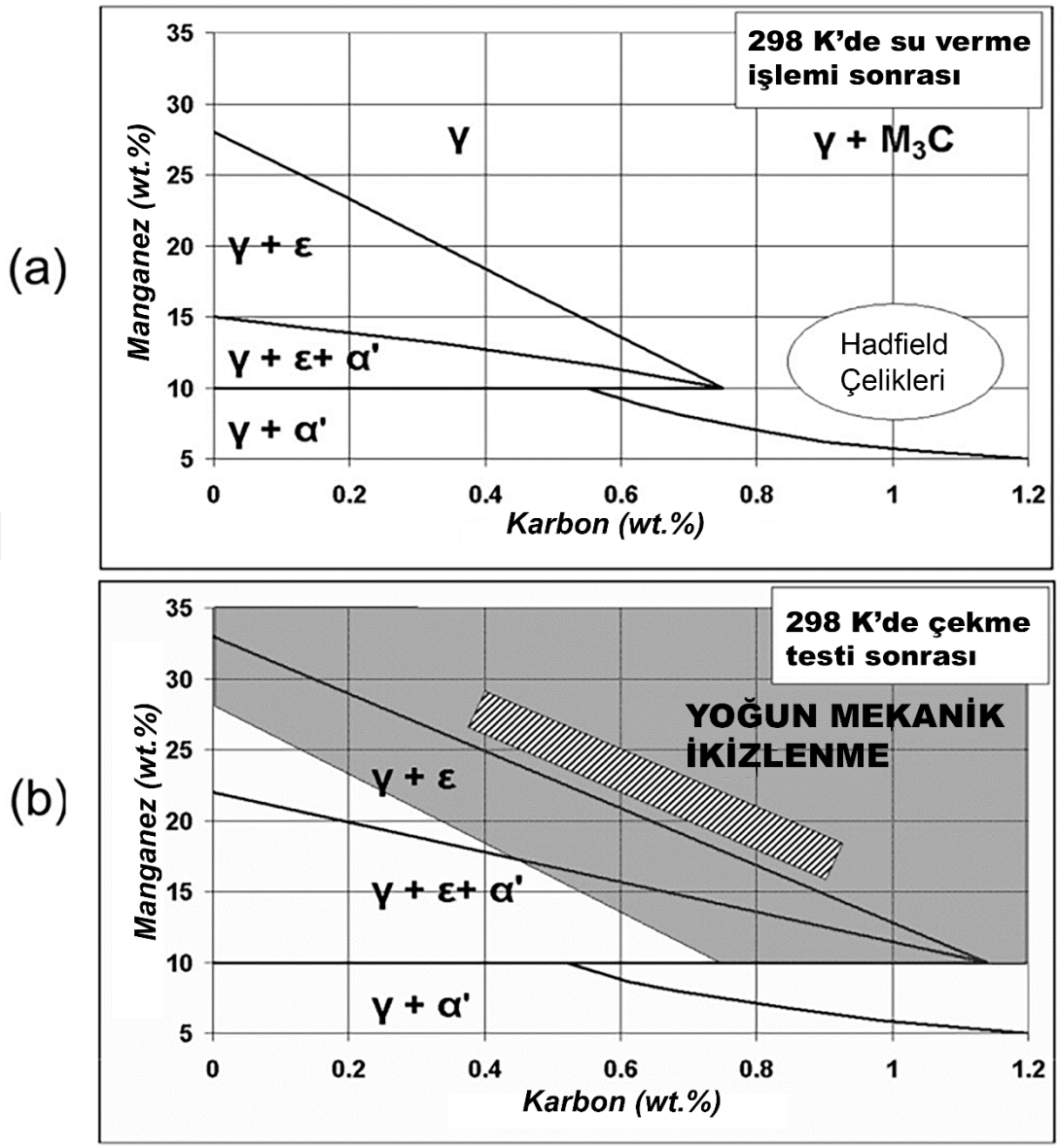
2.5. TWIP Çeliklerinde Oluşan Fazlar

Şekil 2.4'te Fe-Mn çeliklerinde Mn içeriğinin sıcaklığa bağlı olarak faz yapısı üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Literatürde yapılan çalışmalara göre [63],[46]; TWIP çeliklerinde sıcaklığa bağlı olarak %15 Mangan içeriğine kadar α' martenzit bulunabilmektedir. 250°C sıcaklık üzerinde ve yaklaşık %10 Mn içeriğinde tüm fazlar ostenit olarak saptanmıştır. %27 ve üzeri Mn içeriğinde tüm sıcaklıklarda elde edilen fazlar ostenittir.



Şekil 2.4 : Fe-Mn çeliklerinde Mn içeriğinin sıcaklığa bağlı olarak faz yapısı üzerine olan etkisi [46].

Mn ve C içeriğinin faz yapısına etkisi Shumann'ın ortaya koyduğu ve Scott ve arkadaşlarının geliştirdiği model ile açıklanmıştır. Deformasyon sonrası elde dilen mikroyapısal özelliklere gore, faz yapılarında da değişim olmaktadır. Şekil 2.5'te TWIP çeliğinin soğuma sonrası ve çekme mukavemetine maruz kalma sonrası Mn ve C bileşimine göre faz yapısı gösterilmektedir. Buna göre, iç yapıda α' ve ε martenzit yapısı ile ostenit bulunmaktadır. Çekme testi uygulanması veya deformasyona uğraması neticesinde yapı içerisinde α' ve ε martenzit oranı artar.



Şekil 2.5 : Su verme sonrası ve çekme testi sonrası TWIP çeliklerinde karbon ve mangana bağlı faz değişimleri.

2.6. TWIP Çeliklerinin Mekanik Özellikleri

TWIP çelikleri mekanik özelliklerini daha önceden de bahsedildiği gibi mikroyapıda oluşan ikizlenmeye borçludur. Yapılan çalışmalara göre elastik-plastik geçiş ikizlenmenin başlamasından önce gerçekleşen dislokasyon kayması mekanizması ile başlar. Ancak literatürde ikizlenmenin nerden başladığı konusunda bir birlik yoktur. Wu ve arkadaşlarının [64] yaptığı çalışmaya göre ikizlenme kaynağı tane yüzeyi olarak kabul edilirken, Choi ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmaya göre ikizleme oluşumu için dislokasyonlar arası etkileşim gerekir [65].

Aynı zamanda TWIP çeliklerindeki ikizlenme, kimyasal kompozisyona bağlı olarak çeşitli ampirik formüller de ortaya atılmıştır. Bouaziz ve arkadaşları [66] karbon ve Mn'nin Fe-Mn-C TWIP çelikleri üzerine olan etkisini katı çözelti mukavemetini veren kafes sürtünme gerilmesi aşağıdaki gibi ampirik olarak formüle edilmiştir;

$$\sigma_0(\text{MPa})=228+187\cdot\%C-2\cdot\%Mn \quad (2.2)$$

Ayrıca, daha kapsamlı çalışmaları bulunan Choi ve arkadaşları [65] da benzer bir model ortaya atmıştır. Bu model Fe-Mn-C-Al-Si içeren TWIP çelikleri için ortaya atılmıştır. Buna göre kafes sürtünme gerilmesi aşağıdaki gibi ampirik olarak formüle edilmiştir;

$$\sigma_0(\text{MPa})=31.7+91.3\cdot\%C-0.49\cdot\%Mn+16.2\cdot\%Si+6.7\cdot\%Al \quad (2.3)$$

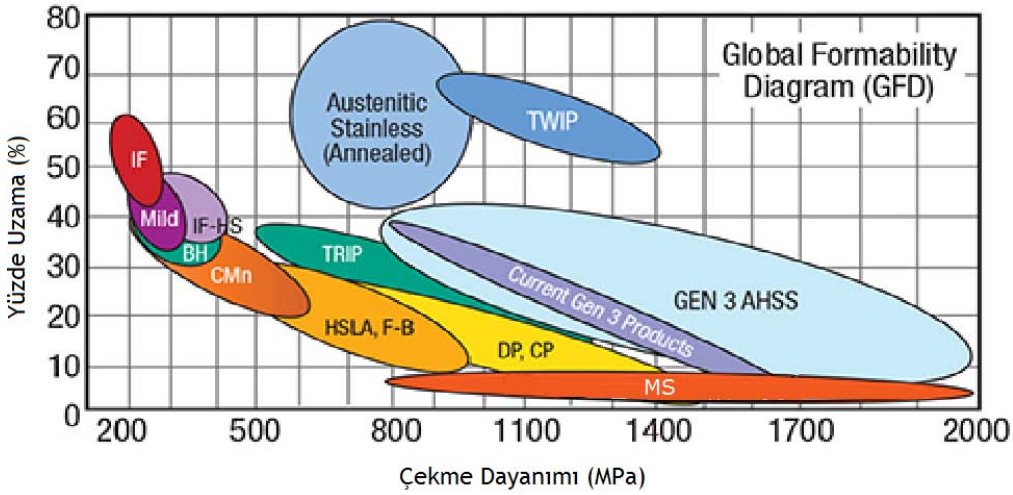
Kimyasal kompozisyonların yanında, TWIP çelikleri Hall-Petch ilişkisine uymaktadır [67]. Hall-Petch ilişkisine göre;

$$\sigma_{\text{Akma}}(\text{MPa}) = \sigma^0_{akma} + \frac{k^{HP}_{akma}}{\sqrt{d}} \quad (2.4)$$

Buna göre; σ^0_{akma} kafes sürtünme gerilmesi, k^{HP}_{akma} malzeme sabitidir.

2.7. Martenzitik Çelikler

Martenzitik çelikler, yüksek akma/çekme oranına ve yüksek çekme mukavemetine sahip çeliklerdir. Yüksek akma/çekme oranı (YS/TS) araçların çarpma esnasında yolcuyu ve sürücüyü araç içine girebilecek, yolcu bölümüne batabilecek cisimlerin veya diğer araç parçalarının engellenmesi için dizayn edilen sac komponentler yüksek önem arzetmektedir. Bu hayati önemden dolayı martenzitik sacların araştırmaları AHSS'lerden öncesine dayanır. 1980'lerde Amerikada bu konuya yönelik çalışmalara başlanılmıştır.



Şekil 2.6 : Günümüzde geliştirilen AHSS'ler [68].

Son zamanlarda, modern araçlarda martenzitik yapıya sahip şasi parçaları kullanılmaya başlanmıştır. Şekil 2.6'da günümüzde geliştirilen AHSS'lerin çekme ve mukavemet oranlarına sahip aralıklar görülmektedir. MS, Martenzitik AHSS sacını temsil etmektedir. Martenzitik çelikler tüm multi fazlı çeliklerden daha fazla çekme dayanımına sahip bir sınıftadır. 720 MPa ile 2000 MPa arasında çekme mukavemeti, %3-15 arasında kopma uzama değerlerine sahiptirler. Mukavemeti diğer AHSS'lere göre yüksek olmasına karşın süneklik değeri çok düşüktür Tipik olarak YS/TS oranları 0.85'in üzerindedir. Bu çeliklerin optimum üretim biçimi haddelemedir. Diğer yöntemlerle üretilen çeliklerin aksine, haddeleme tekniğinde mukavemet gradyanlarını (farklılıklarını) azaltmak ve plastik deformasyonların köşelerde birikmesini sınırlandırmak için Yüksek akma/Çekme (YS/TS) oranlarına sahip olmalıdır.

Martenzitik çelikler esas itibarıyla çeliğin ostenit fazının hızlı bir biçimde soğutulmasıyla %100'e yakın martenzit yapı elde edilmesine dayanır. Martenzit, karbon atomlarının ostenit yapı olan FCC den BCC ye difüze olacak kadar zaman bulamayıp ostenit içinden çıkamamasıyla oluşur. Bu dönüşüm Ms (Martenzit dönüşüm başlangıç) sıcaklığı ile başlar. Sıcaklık düştükçe ostenitin çoğu martenzite dönüşür. En sonda sıcaklık Mf (Martenzit bitiş) 'ye ulaştığı zaman dönüşüm tamamlanır.

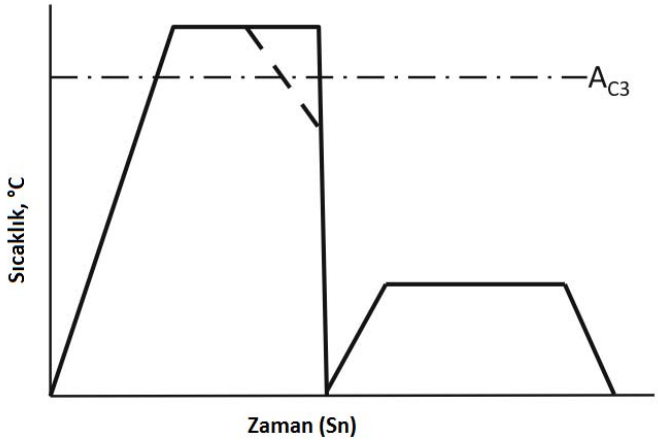
Martenzit fazı sadece soğutma ile elde edilmez, aynı zamanda plastik deformasyon ile de elde edilebilir. Örneğin; TRIP çeliklerinde plastik deformasyon martenzit dönüşüme neden olur. Soğuma nedeniyle karbon ostenitten difüze olması (çıkması) için yeterli

zaman olmadığından martenzit dengeli (kararlı) bir faz değildir. Ancak, karbonun martenzit yapıda difüze olmasını temperleme ile sağlayabiliriz. Martenzitin temperlenmesi ile optimal mukavemet/süneklik kombinasyonları ayarlanabilmektedir.

Martenzitik çeliklerin iç yapısı, küçük miktarda ferrit ve beynit içeren martenzitik matris formundadır. Yapının içinde bulunan martenzit oranı, martenzitik yapının mukavemetini belirler. Sıcak haddeleme veya malzemenin tavlanması esnasındaki metalografik yapı ostenittir. Bu yapı su verme yada soğutma esnasında (quenching) martenzite dönüştürülür ve/veya sıcak şekil vermeden sonra soğutularak bu yapı elde edilir. Ardından sünekliliği artırmak için temperleme yapılarak oda sıcaklığına soğutulur [29].

2.7.1. Deformasyon mekaniği

Fe_3C içinde sıkışıp kalan karbon atomları hacim merkezli tetragonal kafes yapısı içinde kafes hatalarına neden olur. Kafes kusuruna sahip matris dislokasyonların kaymasına engel olur. Böylece martenzitin mukavemetini artırır. Temperlenmiş martenzitteki mukavemetlendirme mekanizması engelden ziyade dislokasyon kaymalarına izin verir.



Şekil 2.7 : Martenzitik çekiklerin üretimi için gerekli sıcaklık zaman ilişkisi [29].

Martenzitik ç eliklerin üretimi herhangi bir (quenching) su verme kapasitesine sahip sürekli hadde ile bu çeliklerin üretimi mümkün olmaktadır. Tavlanmış martenzitik sacların kompozisyonları soğutma sıvısı püskürtücülerinin tasarımına bağlıdır. Proseste ilk önce A_{C3} (Şekil 2.7) sıcaklığına belli bir hızda ısıtılır, soğutma işlemine tabi tutulur. Şekilde gösterildiği gibi sürekli tavlamayı gösteren kesintisiz çizgi soğuma esnasında suya daldırma ve sprey (quenching) şeklinde farkı vardır. Sprey (quench) işleminden önce

malzemenin (kesik çizgi ile) gösterilen yerde bulunan sıcaklık düşüşü kaçınılmazdır. 200-300˚C sıcaklık aralıklarında temperleme işlemi gerçekleştirilir [29].

Bu nedenle; suya daldırma ile, tamamıyla ostenitten martenzite dönüşüm ancak düşük alaşımlama ile mümkün olabilmektedir.

Malzemenin mukavemeti karbon oranı ile kontrol edilir. %0.5 karbon oranına kadar karbonun etkisi lineerdir. Sonuç olarak, 900, 1100, 1300 ve 1500 MPa gradelerinde sadece karbon oranı değişkendir. Mangan oranı karbon arttıkça azaltılmalıdır ve eser miktarda miktarda titantum ile düşük alaşımlandırma yapılarak azot ile etkileşimi engellenir. Martenzitik sacların elementel yapısı özellikleri Tablo 1'deki gibidir [5].

Tablo 2.1 : Martenzitik AHSS lerin kimyasal elementleri [5].

Çekme Mukavemetleri	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti
900 MPa	0.05	0.2	2.00	0.01	0.002	0.040	-	-
1200 MPa	0.11	0.2	1.70	0.01	0.002	0.040	0.015	0.025
1400 MPa	0.17	0.2	1.40	0.01	0.002	0.040	0.015	0.025
1500 MPa	0.21	0.2	1.10	0.01	0.002	0.040	0.015	0.025

2.8. TWIP ve Martenzitik Çeliklerde Hidrojen Gevrekleşmesi

Hidrojen penetrasyonu metalik malzemelerde gevrekleşme oluşturarak malzemenin sünekliğini, mukavemetini, darbe direncini ve şekil verilebilirliğinin önemli derecede etkileyen bir olaydır [69]. Hidrojen gevrekliği, standart çeliklere nazaran yüksek mukavemetli çeliklerde sık karşılaşılan bir durumdur [70]. Hidrojen gevrekliğinin en sık karşılaşıldığı durumlar genelde yorulma uygulamalarıdır. Hidrojenin tane içerisine penetrasyonu ile gerçekleşen lokal gevrekleşmelerin tekrarlı yükler altında çatlak oluşumu meydana gelir [71]. Çatlak uclarındaki gerilmenin teorik olarak sonsuza gitmesi, tekrarlı yükler altında çatlak ilerlemesini kaçınılmaz kılar. Bu nedenle yüksek mukavemetli çeliklerde hidrojen gevrekleşmesi dikkat edilmesi gereken bir konudur. Literatürde bu konuda çeşitli çalışmalar yapılmıştır.

Kazum ve diğerleri [72] Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP çeliğinin ve orta karbonlu çeliğin hidrojen nufuziyetiyle plastik deformasyon altında mikroyapı değişimlerinin

incelemişlerdir. Deneylerde Devanathan-Stachurski hidrojen nüfuziyet hücrelerini kullanmışlardır. Deneyde kullanılan elektrolit sıcaklığını arttırdıkça TWIP çeliğinde meydana gelen hidrojen penetrasyonunun da arttığını belirtmişlerdir. Her sıcaklıkta, orta karbonlu çelik ile kıyaslandığında, TWIP çeliği içerisinde daima daha fazla nufuziyet olduğunu saptamışlardır. Akfivasyon enerjisi hesaplamalarına göre, TWIP çeliği içerisinde tane kenarlarından hidrojenin ilerlemesi, dağılımı ve tane içerisine penetrasyonu gerçekleşmiştir. Ancak, hidrojen sade karbonlu çelik içerisinde bulunan ferrit içerisinden difüze olarak hareket etmiştir. Bu nedenle, TWIP çeliklerinin ostenitik mikroyapısından dolayı yüksek mukavemetli diğer çeliklere göre daha az hidrojen gevrekliğine hassas olduğu sonucuna varılabilmektedir.

Shin ve diğerleri [73] 7 katmanlı Fe-22Mn-0.6C-0.28Si TWIP çeliği ile çekme mukavemetleri 1000-1200 MPa arasında değişen martenzitik çelikler ile sandviç şekilde üretilmiş çelik sacın hidrojen gevrekleşmesini çalışmışlardır. Her martenzitik sac arasına TWIP çelik sac yerleştirilerek sandviç birleştirme yapılmıştır. Normal koşullar altında martenzitik çeliğin daha fazla hidrojen gevrekleşmesine maruz kalacağı tahmin edilmiştir. Ancak, TWIP çeliğinin ostenitik yapısı ve en dış katmanların TWIP olması nedeniyle hidrojen gevrekleşme hassasiyeti daha az olmuştur.

Sheng ve diğerleri [74] 3 mm kalınlığında Fe-18Mn- 0.4C-1.2Al-1.8Cr TWIP çeliğinin çekmen umunesi kesme kenarlarının kalıp ile ve lazer ile kesiminin hidrojen gevrekleşmesi üzerine olan etkisini incelemişlerdir. Hidrojen gevrekleşme deneylerini, hidrojen şarjı ve düşük hızda çekme deneyi testleriyle incelemişlerdir. Kalıp ile kesme yönteminde TWIP çeliğinin doğasından ötürü süreklikte azalma meydana gelmiştir. Kalıp ile kesme uygulanan numunelerde, kesme kenarlarının oluşturduğu kesmeden dolayı etkilenmiş bölge çatlak başlangıcı için üç boyutlu gelişmelerin oluşturduğı gevrek b ir bölge oluşturur.

An ve diğerleri [75] Fe-28Mn-0.3C TWIP çeliklerinde hidrojen şarjının düşük yorulma hızındaki mekanik davranışını SEM, EDS, EBSD, XRD ve ECCI teknikleri ile incelemişlerdir. Hidrojenin mikroyapı içerisine şarjı ile hidrojen kompleks bir etkileşim mekanizması oluşturur. Bu mekanizmada hidtojen ikizv e istif hatalarının tetiklenmesine etkin rol oynar. Suzuki etkisi (lokal olarak SFE'nin değişimi) ile deformasyonla oluşan martenzit oluşturur. Ayrıca, ε-martenzitin stabilizasyonunu sağlar. E-martenzitin

mikroyapı içerisinde hızlı bir şekilde oluşumuyla güçlü yorulma sertleşmeleri gerçekleşir. Bu durum, lokal olarak serleşen bölgelerin oluşmasına sebep olur.

2.9. Yapılan Kaynak Çalışmaları

Kazdal ve diğerleri [76] laboratuvar ortamında üretilmiş Fe-32Mn-3.16Al-2.36Si TWIP çeliği çiftlerinin nokta direnç kaynağı ile birleştirilebilirliğini incelemişlerdir. Kaynak zamanı 5-30 periyot arasında 5 periyot aralıklar ile kaynak yapılmıştır. Aynı zamanda, 3-9 kA değerleri arasında kaynak akımı kullanmışlardır. Deneylere esnasındaki elektrot kuvveti 6 kN'dur. Çalışmada, akım ve kaynak periyodunun artmasıyla çekme makaslama mukavemetinin arttığını saptamışlardır. Mikroyapıda, çatlak ve boşluklar oluşmuştur. Ayrıca, ITAB bölgeleri kısa bir aralıkta olmakla beraber tane büyümesi oluşmuştur. ITAB ile çekirdek arasındaki geçiş bölgesinden alınan EDS sonuçlarına göre yüksek Al ve Mn saptanmıştır. Buna göre, kısmen ergimiş bölgelerde ikincil faz oluşumu bulunabilmektedir. Deneylerde ayrıca, 7 kA akımda 25 periyot üstünde mukavemetin metal sıçraması, daralma boşlukları ve kaynak çekirdeği et kalınlığının düşmesi nedeniyle azaldığı görülmüştür.

Saha ve diğerleri [77] 0.6C–18Mn–1.5Al alaşım kompozisyonuna sahip 1.4 mm kalınlığında TWIP çelik saclarını EDNK tekniği ile birleştirmiştir. Kaynak esnasında oluşan ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) ile kaynak çekirdeği arasında kalan kısmi erimiş bölgede, sıvı metalin katılaşması esnasında oluşan büzülme neticesinde çatlakların oluştuğu görülmüştür. C, Ti ve Mn elementleri tane kenarlarında çok güçlü segregasyon oluşturduğu da not edilmiştir. Segregasyonun oluşum aralığı Fe-Mn-Al diyagramında sıvı+ostenit bölgededir. ITAB bölgesinde de segregasyonlar meydana gelmiştir. Mikroyapı ve EDS incelemelerinde çatlak içerisinde M_3C ve ostenit fazı bir arada bulunmaktadır. Oluşan çatlakların uzunluğu ve genişliği, ısı girdisinin yani uygulanan akımın çatlak oluşumuna etki eden en önemli parametre olduğu saptanmıştır. Kaynak çekirdeği çapının 4.5 mm'yi geçmesi sonrasında çatlakların da meydana geldiği belirtilmiştir. Yapılan çapraz çekme testi (Cross tensile) ve çekme-makaslama testleri neticesinde çatlak oluşumunun mukavemet üzerine fazla etkisi olmadığı görülmüştür. Ancak, malzemenin yorulma mukavemeti üzerine hiçbir yorum yapılmamıştır.

Matteis ve diğerleri [78] 1000MPa çekme dayanımı ve yaklaşım %45 uzama kapasitesine sahip Fe-18Mn-1.5Al-0.6C TWIP çeliğinin, DP ve Q&P çeliklerinin yorulma dayanımı üzerine bir çalışma yapmışlardır. Çalışmada, en iyi yorulma dayanımını Q&P çeliği verirken, TWIP çeliği en kötü sonucu vermiştir. Bunun nedeninin, kaynak esnasında oluşan segregasyon ve çatlaklar olduğu bildirilmiştir. Kaynak yapılmadan önce %7 ön gerilme verilmiş ve ardından EDNK uygulanmış numunelerin en düşük yorulma döngü dayanımına sahip olduğu görülmüştür. DP ile TWIP arasında yaklaşık 1 milyon çevrim kadar yorulma dayanımı bulunmaktadır.

Saha ve arkadaşlarının [79] yaptığı bir başka çalışmada ise nokta kaynağı ile birleştirilmiş TWIP çelik saclarının kırılma ve çatlama karakteristiğini incelemişlerdir. Tüm çekme-makaslama testlerinin sonucunda tüm numunelerin yüzeyler arası koptuğu gözlenmiş ancak çapraz biçimli çekme testinde düğme tip ve yırtılma tipi kopma oluşmuştur. Çekme-makaslama testinde kaynak çekirdeği boyutunun kopma karakteristiği üzerine hiçbir etkisi olmamıştır. Düğme ve yırtma tip kopmalarda çatlakların iki yüzey arasındaki çentikten (notch) başlayarak ergime bölgesi sınırlarının çevresinden devam ettiğini rapor etmişlerdir. ITAB bölgesinde çeşitli taneler arası çatlak oluşumu meydana gelmiştir. Metalografik yapısında, kimyasal bileşimden dolayı hiçbir martenzitik dönüşüme uğramadığı bildirilmiştir. Çekirdek bölgesindeki yapı dentrit şeklinde ve tamamıyla ostenittir. Ancak, çekirdekteki kimyasal özellikler heterojendir. Yapılan çekirdek EDS mapping incelemesinde Mn ve C elementlerinin taneler arası bölgede olduğuna işaret etmişlerdir.

Razmpoosh ve diğerleri [80] Fe–31Mn–3Al–3Si TWIP çeliğinin EDNK tekniği ile birleştirilebilmesi üzerinde bir çalışma yayınlamışlardır. Çalışmada, yüksek akımlarında (2.5 kA ve üstü) kaynak bölgesi içinde büyük ölçekli gözenekler oluştuğu gözlemlenmişlerdir. Gözenek oluşumu kaynak bölgesinden metal fışkırması sonucuna bağlanmıştır. En optimum kaynak parametresi 25 kA akımda 25 periyot kaynak zamanında oluğu saptanmıştır. Mikrosertlik incelemelerinde en yüksek sertliğe sahip olan bölge kaynak çekirdeği olmuştur. Kaynak çekirdeği dışında sertlik ani olarak düşmüştür. En düşük sertlik ITAB-çekirdek arasında meydana gelmiştir. ITAB'dan ese sas metale doğru gidildikçe mikrosertlik değeri azalmıştır. ITAB'da mikro sertliğin düşmesinin esas

sebebi tanelerin boyutunun ısı tesirinden dolayı artmasıdır. Ancak, ITAB dar bir genişliğe sahiptir. Kaynak çekirdeği dentritik ve tamamıyla ostenittir.

Yu v e diğerleri [81] TWIP 980 ve DP980 saclarının birbiriyle nokta kaynağı ile birleştirilmesinin kıyaslamasını çalışmışlardır. Çalışmada, TWIP saclarının çekirdek bölgesi, ITAB v e esas metalde sadece ostenit fazı oluşurken, DP980 sacların kaynak çekirdeği ile ITAB bölgelerinde martenzitik ve ferritik içyapıların oluştuğu gözlemlenmiştir. Kaynak çekirdeği boyutu açısından kıyaslandığında, Aynı enerji girdilerinde D P980'in daha büyük kaynak çekirdeği boyutu oluşturduğu not edilmiştir. Aynı kaynak çekirdeği boyutuna sahip DP980 ve TWIP980'in çekme makaslama deneyine tabi tutulması sonucunda, DP980'in 1.6 kat daha mukavim olduğu görülmüştür. Çalışmada aynı zamanda kaynak akımın verdiği sinyal de ölçülmüştür. TWIP980'in sıçrantı oluşturmadan kaynak yapılabilecek en büyük kaynak akımı değerinin, DP980'den önemli derecede düşük olduğu belirtilmiştir. Ayrıca, TWIP çeliğinin daha dar akım aralıklarında kaynak yapılması gerektiği not edilmiştir.

Ashiri ve arkadaşları [82] 10 μm kalınlığında galvanize kaplı Fe–18Mn–0.6C–2Al TWIP çelik sacların EDNK ile birleştirilmesinde oluşan sıvı metal gevrekleşmesi ve kritik kaynak çekirdeği çapının çatlak oluşumuna etkisi üzerine çalışmalar yapmıştır. Çalışmada, çatlaksız numune oluşumunun ancak sıvı metal gevrekleşmesinin gerçekleşmediği akımlardaki maksimum kaynak çekirdeği çapında olduğu görülmüştür. Galvanize, elektrogalvanize ve ısıl işlemli galvanizasyon işlemine tabi tutulmuş TWIP çeliklerde çinkodan dolayı bir sıvı metal gevrekleşmesi gerçekleşmiş ancak bu gevrekleşme miktarı galvanize tekniğine göre değişiklik göstermiştir. En erken e rgiyen Zn çatlak içerisine sızmıştır. Ayrıca, diğer çalışmalara ek olarak, çatlakların genelde elektrot temas alanının çevresinde olduğu görülmüştür. Bunun nedeni hem termal hem de mekanik olarak baskı altında olmasına bağlanmıştır.

Sprena v e diğerleri [83] 0.65% C, 18.34% Mn, 1.52% Al içerikli, 1000 MPa çekme dayanımına sahip 1.5 mm kalınlıklarında TWIP çeliklerini EDNK tekniği ile birleştirmiştir. Çalışmada, farklı periyotlar, farklı akımlar ve farklı elektrot kuvvetlerinin mukavemet v e mikroyapı üzerine olan etkisi Taguchi tekniği ile incelenmiştir. Yapılan deneylerde yüzeyler arası ayrılmanın hiçbirinde olmadığı rapor edilmiştir. Elektrot kuvvetinin çekme-makaslama mukavemeti üzerine en fazla etkili olduğu görülmüştür.

Elde edilen mukavemet verileri lineer değildir. Bunun nedeni, kaynak esnasında oluşan çatlaklar ve boşlukların oluşmasıdır.

Holovenko ve arkadaşları [84] 1 Gpa çekme dayanımına sahip kaplamasız Fe-18Mn-1.5Al-0.4Ni TWIP ve galvanize kaplı DP saclarını EDNK yöntemiyle birleştirmiş ve mikroyapısal özelliklerini incelemişlerdir. Kaynak çekirdeğinin metalografik yapısı tamamıyla dentritik ve ostenittir. ITAB bölgesinde herhangi bir farklı faz gözlenmemiştir. Ancak ITAB'da dar bir bölgede tane irileşmesi olmuştur. Ayrıca bu bölgede ısı tesirinden dolayı taneler arası boşluklar olduğu gözlemlenmiştir. Kaynak çekirdeğinde çekilme ve gaz boşlukları vardır. Kaynak çekirdeği bölgesinin sertliğinin ana metallerden daha yüksek bir sertlik olduğu saptanmıştır. ITAB bölgesinen kaynak çekirdeğine doğru yaklaştıkça sertlik artmaktadır.

Rajinikanth ve diğerleri [85] DP600 ve TWIP çeliğinin EDNK tekniği ile birleştirilmesini iki farklı kaynak periyodu açısından incelemiştir. TWIP çeliğinin elemental içeriği 0.19%C, 0.16%Si, 25-33% Mn'dir. Metalografik incelemede kaynak çekirdeği profilinin TWIP kısmında daha büyük olduğu görülmüştür. Bu bulguya göre, ısının uygulanması esnasında ilk önce TWIP'in ergidiği ve en son TWIP'in katılaştığı sonucu çıkarılmıştır. TWIP'in daha çabuk ergimesi DP600'den daha fazla alaşım oranına sahip olmasından kaynaklanan daha düşük ergime sıcaklığı ve daha yüksek elektriksel direnç oluşturduğu sonucuna varılmıştır. Bu çıkarımlara dayanarak, TWIP'in de solidüs ve likidüs arasındaki uzaklığının DP600'den daha fazla olduğu sonucuna varılabilmektedir. 200 ms kaynak periyoduna sahip deneyde, 300 ms kaynak periyoduna sahip deneyden daha büyük soğuma (daralma) boşlukları olduğu görülmüştür. Ayrıca, kaynak parametrelerine bağlı olmaksızın mikro boşlukların oluştuğu görülmüştür. Bunun nedeni ise yer değiştiren atomsal difüzyonların krikendal etkisinden (elementlerin atomsal difüzyon katsayılarının farklı olması) olduğu düşünülmüştür. Çekme makaslama ve çapraz çekme testi sonucunda 380 ms periyotta elde edilen mukavemet değerlerinin 200 ms kaynak periyoduna sahip numunelerden daha fazla olduğu bulunmuştur. Bunun nedeni düşük periyotta oluşan daha büyük çekme boşlukları olmasıdır.

Tiago ve diğerleri [86] Fe-16.4Mn-1.9Al-0.75C TWIP çeliğinin kaynaklanabilirliğini çalışmışlardır. Farklı akım, kaynak zamanı ve elektrot çene kuvvetlerinin çekme-makaslama ve kopma modları üzerine olan etkisini incelemişlerdir. Ayrıca, Vickers

mikrosertlik değerleri ile weibull istatistiğinden faydalanılarak kalıntı gerilmeleri görsel olarak elde edilmeye çalışılmıştır. Bu sayede kaynak bölgesi içerisinde bulunan kalıntı gerilmelerin kopma modları üzerine olan etkilerinin kopma modları üzerine nasıl etkisi olduğunu gözlemlemiştir. Elde edilen sonuçlarda yüzeyler arası kopma en düşük mukavemetli parçaları oluşturmuştur. En optimum elde edilen sonuç ise 2 kN elektrot kuvveti altında 8 kA kaynak akımı ve 16 periyot kaynak zamanında elde edilmiştir. Kalıntı gerilmelerin en yüksek olduğu bölge elektrot ve sacın birleştiği alandadır. Kalıntı gerilme profillerinin kaynak akımı, kaynak zamanı ve elektrot kuvveti ile yakından ilişkili olduğunu da belirtmişlerdir. Kaynak akımı ne kadar yüksekse, maksimum çekme kalıntı gerilmesi azalır. Kaynak akımının ve kaynak zamanının yüksek, elektrot kuvvetinin düşük olduğu deneylerde ITAB bölgelerinde daha homojen mikrosertlik dağılımı bulunmaktadır.

Park ve diğerleri [87] 3.5" çapa sahip Fe-16Mn-2Al-0.6C TWIP çelik borularının kaynağında çevresel sünekliğin artırılması konusunda çalışma yapmışlardır. SEM, EDS, TEM ve XRD sonuçlarına göre oluşan mikroyapılar incelenmiştir. Çalışmada kaynak dikişini iyileştirmenin iki yolunu bulmuşlardır. Birincisi, kaynak esnasında kaynak atmosferinin iyi korunması: Bu sayede oksit bazlı kaynak süreksizliğinin önüne geçilmektedir. İkincisi ise kaynak sonrası tavlamadır. Kaynak sonrası gerilim giderme ile ITAB'da bulunan iç gerilmeler ve sertlik azaltılır. Böylece daha sünek bir iç yapı elde edilir. Ancak, bu TWIP çeliklerde kaynaklanabilirliği iyileştirme çabasıdır. Yine de iç yapının yüksek manganlı olması kaynaklanabilirliği olumsuz etkilemektedir. Ayrıca, çalışmada çevresel penetre eden kaplamaların (Örn. galvaniz tabakası) kaynağa etkisinin olumsuz olduğu bildirilmiştir. Bunun da kaynak yapılmadan önce göz önüne alınması gerektiğini not etmişlerdir.

Angelastro v e diğerleri [88] DP/TWIP çeliklerinin lazer a rk hibrit kaynağı ile kaynaklanabilirliğini incelemişlerdir. Fe-23.4Al-0.6C-0.2Si-0.13Cr-0.1Mo TWIP çeliğinin DP ile birleştirilmesi esnasında %87 argon ve %13 CO_2 atmosferi kullanılmıştır. Mikroyapı incelemelerine göre, kaynak ergime bölgesi tamamıyla ostenit bir yapı sergilemiştir. Dentritik taneler arasında segregasyon kaynaklı boşluklar olduğu gözlemlenmiştir. Mikrosertlik sonuçlarına göre, ITAB'dan kaynak ergime bölgesine doğru yaklaştıkça TWIP çeliğinin sertliği azalmıştır. Ancak DP çeliğinin ITAB

bölgesinde durum tam tersidir. Bunun nedeni mikroyapısından da anlaşılabileceği üzere martenzit fazının büyümesidir. En yüksek sertlik değeri, DP çeliğinin ITAB ile ergime bölgesi sınırında 370 HV olarak elde edilmiştir. Kaynak numunelerinin çekme deneyi sonucunda birleşimler kaynak ve ITAB bölgesinden kırılmamıştır. En yüksek mukavemet 650 MPa ve %12 uzama olarak elde edilmiştir.

Lee ve diğerleri [89] 1.4 mm kalınlığında galvanize edilmiş Fe-18Mn-1.75Al-0.35C TWIP çeliklerinin EDNK tekniği ile birleştirilebilirliğini çalışmışlardır. Çalışmada sıvı metal gevrekleşmesi (LME), çinko ve Fe-Al fazlarının penetrasyonu detaylı olarak ele alınmıştır. 5.5-6.6 kA akım şiddet aralığı, 2.6 kN elektrot kuvveti ve 350 ms kaynak zamanı olarak alınmıştır. Fe_2Al_5 fazının galvaniz tabakası ile TWIP arasında oluştuğu gözlemlenmiştir. Ayrıca, Zn içeren ferrit parçacıkları da bu bölgede oluşum sağlamıştır. Oluşan bu parçacıkların LME'yi hızlandırmada yüksek etkisi bulunmaktadır. Çalışmada, kaynak akımının artması ile LME olayının daha şiddetli bir biçimde artış gösterdiğini not etmişlerdir. Fe_2Al_5 parçacıklarının galvanize tabakanın altında olması olası bir Zn-Fe alaşımlı LME oluşmasını azaltmada önemli rol oynamıştır. Elektrodun baskısı nedeniyle çekme gerilmesi oluşumu, sıvı metal çatlağına neden olmuştur. Ayrıca, ITAB bölgesinde çeşitli LME çatlakları ve bu çatlaklarda Zn-Fe fazları da oluşmuştur.

Garcia ve diğerleri [90] 1.5 mm kalınlığında Ti mikroalaşımlı Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti çeliğinin TIG kaynağı ile birleştirilebilirliğini incelemişlerdir. Mikroyapı incelemelerinde Matlab programı ile görüntü işleme kullanılmıştır. Görüntü işleme aracı yardımıyla tane büyüklükleri ve dağılımları logaritmik olarak hesaplanmıştır. Elde edilen verilere göre, Ti (C, N) ve AlN oluşumları kaynaktaki mikroyapı dağılımlarını 1050°C altı ITAB bölgelerinde stabil tutmuştur. Mikrosertlik incelemelerinde ise, ergime bölgesi en yüksek sertliğe sahip bölge olmuştur. Ayrıca, ITAB bölgelerinde ana metalden ergime bölgesine doğru sertlik artışı olduğu gözlemlenmiştir. Kaynak ısı girdisi de arttıkça kaynak çekirdeğinin sertliği de önemli derecede artmıştır. Kaynak enerji girdisi 757 J/mm iken elde edilen en yüksek sertlik 245 Hv iken, kaynak enerji girdisi 1500 J/mm ye çıkarılınca en yüksek sertlik 348 Hv'ye yükselmiştir.

Garcia ve diğerleri [91] tane büyümesi ve statik yeniden kristalleşme (SRX) olaylarının mikroyapısal simülasyonunu, Voronoi ile birleştirilmiş 2B Monte Carlo (MC) modeliyle Ti mikroalaşımlı Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti TWIP çeliğinde ITAB'ı simüle

etmişlerdir. Simülasyonda, mikroyapısal incelemede Gaz Tungsten Ark Kaynağı (GTAW) işlemi için farklı ısı girdi seviyelerinin etkisi de değerlendirilmeye alınmıştır. MC-Voronoi modeli ile kaynak sonrası oluşan mikroyapıyı ve tavlama ikizlerini tahmin etmişlerdir. Tane büyümesi ve yeniden kristalleştirmenin tahminii le mikroyapıların lognormal ve bimodal tane büyüklüğü dağılımları ile simülasyonunu mümkün kılmıştır. Voronoi haritalama y öntemii le tanelerin incelmesi detaylı bir biçimde analiz edilmiştir. Matlab ile yapılan görüntü işleme teknikleri i le mikroyapı ve morfoloji birbirleri ile karşılaştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar ile yapılan deneyler arasında yüksek tutarlılık sağlanmıştır.

TWIP çeliklerinin kaynaklanabilirliğinin yüksek mangan nedeniyle kötü olması nedeniyle bilim adamları katı hal kaynak yöntemlerini de kullanarak birleştirme kaliteleri üzerinde çalışmışlardır. Torganchuk ve arkadaşları [92] Fe-12.6Mn-0.49C-0.3Si-1.62Al içerikli TWIP ç eliklerinin s ürtünme k aynak yöntemi i le birleştirilebilirliğini incelemişlerdir. Çalışmada mikroyapı ve deformasyon sertleşmesini incelemişlerdir. Buna göre, karışım ve termomekanik etkilenmiş bölge sürekli ve süreksiz yeniden kristalleşmiş bir mikroyapıya sahiptir. Süreksiz yeniden kristalleşmenin yerel olarak tane sınırı hareketleri tarafından kontrol edildiği belirtilmiştir. Ayrıca, karışım bölgesinde yüksek dislokasyon yoğunluğu elde edilmiştir.

Beal ve diğerleri [93] galvanize edilmiş yüksek manganlı TWIP çeliklerinde sıvı metal gevrekleşmesini incelemişlerdir. Geeble termomekanik simulatör ku llanarak y üksek sıcaklıkta çekme testi uygulamışlardır. Sıcaklık ve uzamanın sıvı metal gevrekleşmesi üzerine olan e tisini incelemişlerdir. Yapılan deneyler sonucunda sınırlı sıcaklık aralıklarında birim uzamaya bağlı olarak sıvı çinkonun gevrekleşmeye neden olduğunu belirtmişlerdir. Her gevrekleşme durumu içink ritik g erilmeyi belirlemişlerdir.

Guo ve diğerleri [94] TWIP980 çeliğini B1500HS sıcak haddelenmiş boron çeliği ve QP980 çeliğini ile fiber lazer kullanarak birleştirmişlerdir. Çalışmada mikroyapıyı, segregasyon davranışları ve mekanik özellikleri incelemişlerdir. Tüm birleştirmelerde ergime bölgesinde Mn ve C'den kaynaklı segregasyonlar gözlemlenmiştir. TWIP980/TWIP980 ve TWIP980/B1500HS birleştirmelerinde kaynağın ergime bölgesinin ostenit, TWIP980/DP980 ve TWIP980/QP980 birleştirilmelerinde ise ergime bölgesinin tümüyle martenzit olarak oluştuğunu bildirmişlerdir. TWIP980/DP980 ve

TWIP980/QP980 birleştirmelerinde katılaşma esnasında oluşan sıcak çatlakların çekme mukavemeti ve uzama değerlerini düşürdüğü belirtilmiştir.

Vahiddastjerdi ve diğerleri [94] 1 mm kalınlığında Fe-17Mn-2Al-0.6C TWIP çeliğinin Nd:YAG lazer ile birleştirilmesini araştırmışlardır. Çalışmada mekanik ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Çalışmada Nd:YAG lazer parametrelerinin deney verilerine göre modellenmesi ve optimizasyonunu gerçekleştirmişlerdir. Kaynak parametreleri olarak kaynak gücü, kaynak hızı ve lazer ışın çapı değişkenler olarak kullanılmıştır. Optimum kaynak parametreleri 2586 W kaynak gücü, 0.53 mm/dk kaynak hızı, ve 0.48 mm lazer ışın demeti çapı olarak bulunmuştur. Optimum parametrelerin kullanılmasıyla 2001 N çekme kuvveti elde edilmiştir. Bu değer, esas metalde edilen kuvvetin %94'üne tekabül eder. Kaynak ergime bölgesinde elde edilen ortalama tane büyüklüklerinin ise ana metalden büyük olduğunu bildirmişlerdir.

Aslanlar ve diğerleri [95] yaptıkları çalışmada kromatlı galvanzli mikroalaşmlı çelik çiftinin (1.2 mm) EDNK tekniğinde kaynak zamanının çekme-sıyırma, çekme-kopma mukavemetlerine olan etkisini incelemişler ve optimum kaynak zamanını tespit etmişlerdir. Artan kaynak zamanı ile ısı girdisinin ve böylelikle kaynak çekirdek boyutunun arttığı, buna bağlı olarak da çekme-makaslama dayanımının arttığını saptamışlardır. Maksimum çekme-makaslama kuvvetini 10 kA kaynak akımında 12 ve 15 periyot kaynak süresinde ve maksimum çekme-sıyırma dayanımını 11 kA kaynak akımında ve 10 periyot kaynak süresinde elde etmişlerdir.

Anık ve diğerleri [96] düşük alaşımlı sacların nokta kaynağında temas direnci problemini çeşitli yüzey koşulları için denemişler ve temas direnci ile çekme makaslama dayanımı arasında kesin bir ilgi bulunmadığını, fakat artan pürüzlülük nedeniyle temas direncinin arttığını saptamışlardır.

Shuai ve diğerleri [97] yaptıkları çalışmada galvanize edilmiş 2 mm kalınlığında çelik sacların CrZrCu alaşımı ile tasarlanmış elektrot uc kaplamasının elektrot ömrüne olan etkilerini incelemişlerdir. Yapılan XRD analizlerine göre, uç kaplaması olmadan yapılan deneylerde belli bir süre sonra Cu_5Zn_8 fazı oluştuğu tespit edilmiştir. Elektrot kaplamasının dirençleri arttırdığı için daha yüksek ısı girdisine sebep olduğu ve daha büyük çekirdek oluşturduğu bildirilmiştir.

Fidaner v e diğerleri [98] galvanizli çeliklerin nokta kaynagında elektrodlarda meydana gelen deformasyonu incelemişlerdir. Etkin olan mekanizmalar ve deformasyon hızının azaltılması için gereken işlemleri araştırmışlar ve elektrod yüzeyinin yumuşamasını, elektrod y üzeyinde alaşımların oluşması, elektrod yüzeyinde çukurlaşmalar gibi deformasyon mekanizmaları ile açıklamışlardır.

Defourny ve diğerleri [99] yaptıkları çalışmada elektrot yüzeyini yeniden işlemeden veya akım yoğunluğunu değiştirmeden, verilen bir kaynak hızında maksimum sayıda yapılabicek elektrik direnç nokta kaynağı sayısını incelemiştir. Elektroliz yoluyla ve sıcak daldırma ile galvanizlenmiş saclar ele alınmış ve nokta kaynağı ile yapıştırma tipi bağlantılar çeşitli açılardan karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak da elektrot aşınmasını en az düzeyde tutmak için, kaynak hızının, optimum 25 nokta/min de tutulması gerektiğini ve hiç bir zaman 50 nokta/min oranının aşılmaması gerektiğini bildirmişlerdir.

Kimchi, [100] düşük karbonlu çelik sacların nokta kaynağı üzerine yaptığı çalışmada, kaynak süresini ve akım şiddetini değiştirmiş ve bu parametrelerin, bağlantının yorulma dayanımına, yorulma ömrüne ve çekirdek çapına etkilerini çeşitli diyagramlarla açıklamıştır.

Lane ve diğerlerinin [101] yaptıkları çalışmada galvanizli sacların nokta kaynağında kaynak akımında yapılacak değişiklikler ile daha üniform kaynak çekirdeği oluşumunu sağladığını, yaptıkları değişiklikler ile elektrot ile iş parçası ve iş parçalarının ara yüzeylerindeki çinko tabakasının erimesine de etkiyerek hem elektrotların yapışmasını geciktirdiğini hem de temas direncini olumlu yönde etkilediğini bildirmişlerdir.

Brown [102] yaptığı çalışmada düşük alaşımlı ve yüksek dayanımlı çeliklerin hem kaplanmış hem de galvanizli hallerdeki kaynak edilebilirliklerini araştırmıştır. Çalışmanın sonucuna göre, doğru akımla yapılan kaynak alternatif akıma göre % 27 daha düşük bir akımda kaynaklanmanın mümkün olduğunu, herhangi bir ka ynak süresinde kullanılan kaynak akımı alanını doğru akım için daha geniş olduğu ve doğru akımla yapılan kaynaklarda elektrot ömrünün yaklaşık üç kat arttığını saptamıştır.

Safanama ve diğerleri [103] 960 MPa çekme dayanımına sahip M130 martenzitik çeliği ile kopma dayanımı 330 MPa olan düşük karbonlu çeliğin (DKÇ) M130/DKÇ,

M130/M130, DKÇ/DKÇ olacak şekilde EDNK tekniği ile birleştirilebilmesi üzerine çalışma yayınlamıştır. Çalışmada, çekme-makaslama deneyi sonrasında oluşan kopma modları ve metalografik yapıları incelenmiştir. M130/M130 ve M130/DKÇ çiftlerindeki kaynak çekirdek bölgesinin neredeyse tümüyle martenzit olduğu görülmüştür. Martenzitik çeliklerin ITAB bölgelerinde tane kabalaşmasından dolayı yumuşama oluştuğu rapor edilmiştir. Düşük akımlarda (7 kA altı) yapılan deneylerde yüzeyler arası kopma modunun oluştuğu ve yüksek akım (12 kA üstü) değerlerinde düğme tipi kopma modunun oluştuğu gözlemlenmiştir. 8.5 kA üstü değerlerde yüzeyler arası kopmanın gerçekleşmediği tüm birleşme çiftlerinde görülmüştür. Bunun nedeni ise düşük akımlarda daha düşük çaplarda kaynak çekirdeğinin oluştuğu ve çekme makaslama neticesinde kaynak çekirdeğinin ana metalden daha düşük et kalınlığına sahip olduğu için yüzeyler arası kopmaya neden olduğudur. Yüksek akımlarda M130 çeliğinin kopma alanı tane kabalaşması nedeniyle yumuşayan ITAB bölgesidir. Bu nedenle, yüksek akımlarda düğme tipi kopma görülmektedir. DKÇ/M130 çiftlerinde ise kopma bölgesi beklenildiği gibi DKÇ kısmındadır.

Venezuela ve diğerleri [104] Martenzitik esaslı MS980, MS1180, MS1300 ve MS1500 çeliklerinin hidrojen gevrekleşmesinin mekanik özellikleri üzerine etkisini incelemişlerdir. Martenzitik çeliklerin mukavemetleri arttıkça hidrojen gevrekleşmesinin etkisi daha yüksek olduğu saptanmıştır. Yüksek miktarlarda hidrojen gevrekleşmesi saptanan numunelerde normalden daha düşük akma gerilmesine sahip olduğu görülmüştür. Düşük olması, hidrojenin katı solüsyon yumuşatma etkisine bağlı olduğu düşünülmüştür.

Gül [105] yapmış olduğu yüksek lisans tezinde MS1200 martenzitik AHSS çeliğini CuAl8 ilave metali vasıtasıyla Cold Metal Transfer (CMT) tekniğini kullanarak birleştirilebilirliğini araştırmıştır. 1200M martenzitik çeliğinin alın alına CMT-lehimlenmesinde, 820 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir.

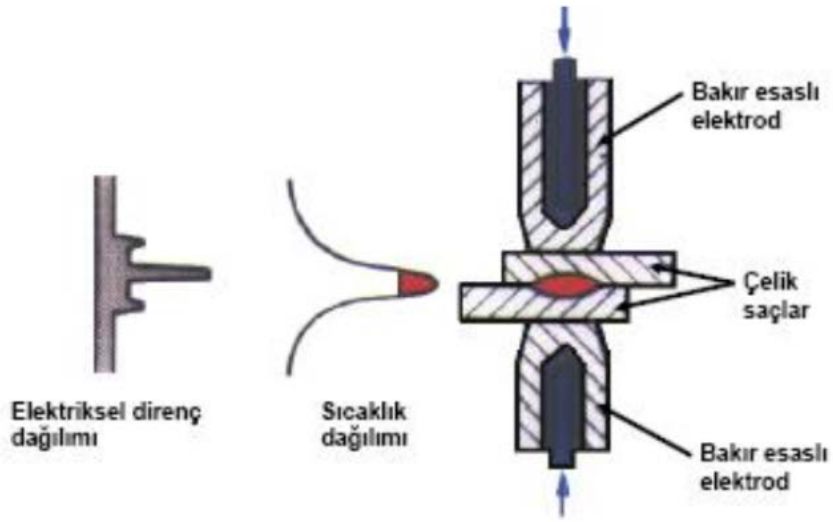
Çelik üreticisi olan Thyssenkrupp [68] EDNK tekniği ile birleştirme önerilerinde daha büyük çaplı kaynak çekirdeği elde etmek için elektrot kuvvetini düşük mukavemetli çeliklere nazaran yüksek tutulması gerektiğini belirtmiştir. Ayrıca orta aralıklardaki akım periyotlarının kullanılabilirliği tavsiyesinde bulunmuşlardır. Galvanize kaplı Martenzitik çeliklerde, galvanize kaplamanın elektrik iletkenliğinin ana metalden daha fazla olması

gerekçesiyle yüksek akımlarda kullanımı tavsiye edilmiştir. Ancak daha detaylı ve derin bilgi sunulmamıştır.

BÖLÜM 3. ELEKTRİK DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI

3.1. Elektrik Direnç Nokta Kaynağı Prensibi

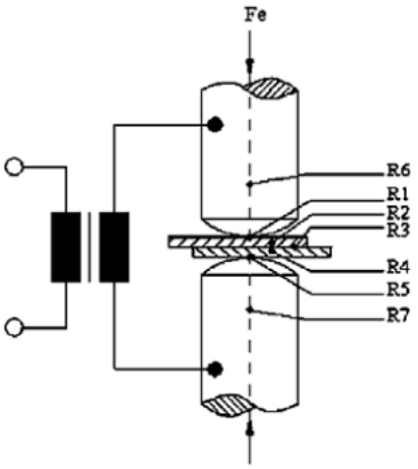
Direnç nokta kaynağı, Joule ısınma etkisi neticesinde ısı üretimine dayanır. Şekil 3.1'de elektrik direnç nokta kaynağının direnç ve sıcaklık oluşumu gösterilmektedir. Yüksek elektrik iletkenliğine sahip iki elektrot arasına alınan sac bindirme bağlantısına elektrot tarafından birleştirme kuvveti uygulanır. Bu esnada kaynak için bağlantı hazırdır. Uygulanan elektik akımı ile elektrik akımına en fazla direnç gösteren bölgede ısınma başlar. Isınma aynı zamanda elektrik akımının en kısa geçtiği bölgede gerçekleşir. Isınmanın malzeme çiftlerini ergitmeye başlaması ile metalürjik bağlantı da oluşmaya başlar. Isınan metalin elektriksel direnci artar. Böylece, akım çekirdek çevresinden daha kolay geçebileceği bir yol bularak çekirdeğin çevresinde ısı oluşturur. Bu ısı ile çekirdek çapı büyür. Elektrik akımının bir süre sonra kesilmesi ile kaynak çekirdeği son halini alır. Bu esnada elektrotlar içerisinden geçen soğutma sıvısı ile elektrot sürekli soğuma halindedir.



Şekil 3.1 : EDNK oluşumu esnasında elektriksel direnç ve sıcaklık oluşumu [106].

3.2. Elektrik Direnç Nokta Kaynağında oluşan dirençler

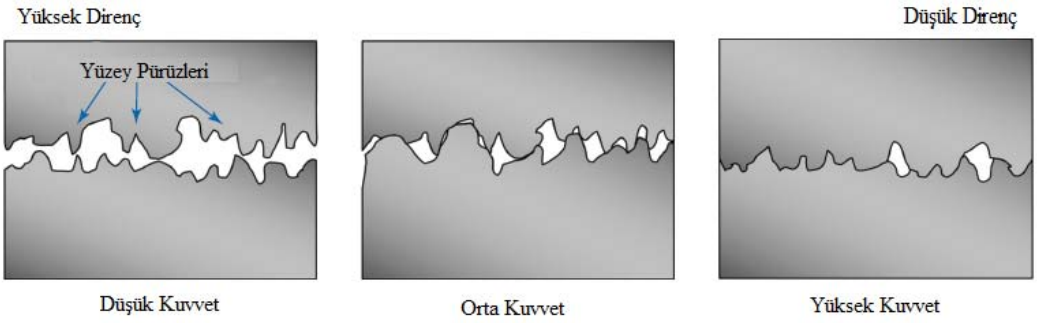
EDNK tekniğinde malzemelerin ve yüzeylerin gösterdiği dirençler hayati öneme sahiptir. Birleştirme tasarımlarını gerçekleştirmeden önce kaynak malzemelerinin elektriksel dirençleri ve yüzey durumları göz önüne alınmalıdır. Aksi takdirde kaynak ısısının tasarlanan bölgede gerçekleşmeme ihtimali ortaya çıkmaktadır. EDNK tekniğinde toplamda 7 adet direnç bulunmaktadır [107]. Bunlar; (R_1,R_2) elektrot çifti malzeme dirençleri, (R_3,R_4) elektrot yüzeyleri temas dirençleri, (R_6,R_7) sac çiftlerinin öz direnci ve (R_5) sac çiftleri arasında bulunan temas direncidir (Şekil 3.2).



Şekil 3.2 : EDNK tekniğinde bulunan dirençler [108].

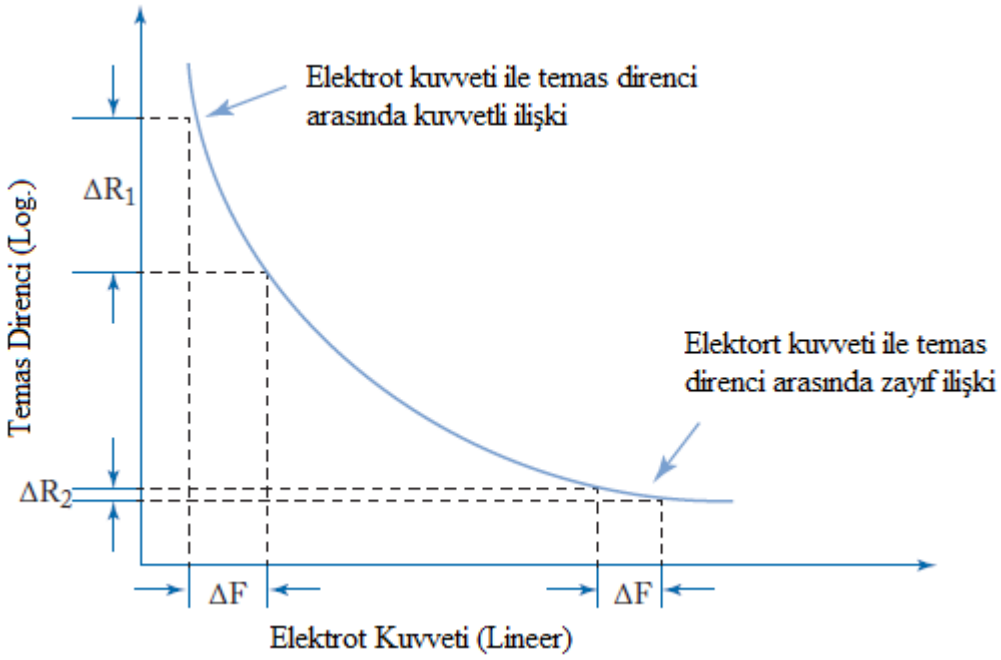
3.3. Elektrot Kuvvetinin Temas Direncine Etkisi

Elektrik nokta direnç kaynağında temas direnci, kaynaklanacak levhaların yüzey şartlarına ve uygulanan elektrot basıncına göre değişmektedir. Şekil 3.3'te kaynak yapılan levhalar arasındaki yüksek temas direncini ve kaynak sırasında elektrot basıncının etkisini göstermektedir. İki tabaka birbirine temas ettirildiğinde, temas alanını sınırlayacak yüzey pürüzlülüğüne sahip tüm metallerde elektronlar yüzey pürüzlülüklerinin temas ettiği bölgelerden akmaya zorlanacaktır. Elektrot kuvveti uygulandığında, yüzeysel pürüzlülükler çökmekte ve temas yüzeyi artarak temas direncini azaltmaktadır. Bu durum, elektrik nokta direnç kaynağında daha yüksek kuvvetlerin genellikle düşük temas direnci nedeniyle daha az ısınmaya neden olacağı anlamına gelmektedir [109]. Yüzey pürüzlülüğünün yanı sıra oksitler, pas, kireç, gres/yağ ve boya gibi etkenler de temas direncini artıran diğer koşullar arasındadır. Aynı şekilde yüksek elektrot kuvvetleri, oksitleri ve diğer yüzey kirleticileri parçalayarak temas direncini düşürme etkisine sahip olmaktadır. Bundan dolayı, temas dirençlerini yüksek tutmak için elektrot kuvvetlerinin düşük tutulması istenmektedir. Ancak elektrot kuvvetinin düşürülmesi de kaynak çekirdeği içerisinde çatlama ve boşluk oluşturma eğilimine neden olur.



Şekil 3.3 : Elektrot kuvvetinin temas direncine etkisi [109].

Daha önceden de belirtildiği gibi, EDNK'da ki önemli nokta, kaynak yapılan iki tabaka arasındaki temas direnci ile uygulanan elektrot kuvveti arasındaki ilişkidir. Şekil 3.4'te elektrot kuvvetinin temas direncine karşı değişimini veren eğriyi göstermektedir. Şekil 3.4'e bakıldığında, düşük elektrot kuvvetlerinde, kuvvetteki küçük değişikliklerin temas direncinde büyük değişiklikler üreteceğini göstermektedir. Ayrıca, kaynak yapılan sacların yüzeylerinde herhangi bir pürüzlülük sapması var ise, bu sapmalar çok düşük kuvvetler kullanıldığında tutarsız ısınmaya neden olacaktır. Bu nedenle sürekli ve iyi kaynaklar elde etmek için daha yüksek kuvvetlere ihtiyaç vardır. Ancak, kuvvetler çok yüksekse, parça ve elektrot aşınması büyük bir sorun olabilmektedir. Bunlar kuvvetin miktarı, kaynak yapılan malzemenin mukavemeti dâhil olmak üzere birçok faktöre bağlıdır. Kısacası, bir elektrot kuvveti seçerken, oluşabilecek problemleri ortadan kaldıran ve mümkün olan en kaliteli ve iyi kaynağı üreten bir denge bulmak önemlidir.



Şekil 3.4 : Temas direnci ile elektrot kuvveti arasındaki ilişki [109].

3.4. Sıçrantı

Kaynak sıçrantısı ile ilgili iki adet mekanizma mevcuttur. Birincisi, oluşan kaynak çekirdeğinin, elektrotlar tarafından oluşturulan basınç halkasından çok daha büyük olduğunda meydana gelmektedir. Bu durum, kaynak süresi ve/veya kaynak akımı yüksek olduğunda meydana gelmektedir. İkinci sıçrantı mekanizması ise, elektrot kuvvetinin yetersiz olduğu durumlarda meydana gelmektedir. Bu durumda, genişleyen kaynak çekirdeğinden oluşturulan basınç, erimiş metalin püskürtülmesine izin verecek şekilde sacları zorlayan elektrot basıncını aşmaktadır.

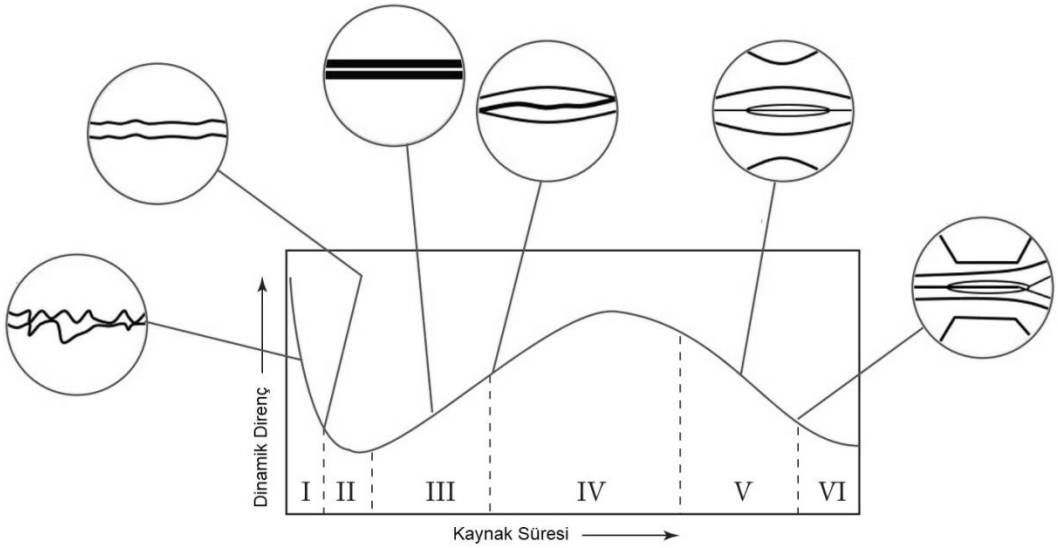
Kaynak sıçrantısı, otomotiv endüstrisindeki üretimlerde yaygın şekilde görülen bir durumdur. Kaliteli ve mukavemetli bir kaynak yapıldığı takdirde, belli oranlarda kaynak sıçrantısı kabul edilebilmektedir. Fakat, sıçrantıyla ilgili problem şu ki, sıçrantı olması durumundaki kaynak mukavemeti, sıçrantı olmaması durumuna göre daha tutarsızdır. Bu tutarsızlık genellikle ilave kaynaklar yapılarak telafi edilebilmektedir. Ancak düşük kaliteli kaynaklar oluştuğundan dolayı sıçrantı istenmemektedir. Bu n edenle, birçok kaynak üretiminde belli oranlarda sıçrantı kabul edilebilir olmaya devam etse de, oluşan sorunlardan dolayı sıçrantının ortadan kaldırılması yönünde genel bir eğilim vardır.

Sıçrantının ortadan kaldırılması, günümüzde geri besleme ve daha iyi kontrol sağlayan modern makinelerle daha kolay olmaktadır.

3.5. Dinamik Dirençler

Kaynak esnasında oluşan dirençler sabit değildir ve sürekli değişmektedir. Bu nedenle oluşan dirençler dinamiktir. Direnç nokta kaynağı esnasında zamana bağlı olarak gösterilen dirençlerin karakteristiği bulunmaktadır. Dinamik direnç eğrisi vasıtasıyla kaynak esnasında oluşan dinamikler anlaşılmakta ve problemler belirlenebilmektedir.

Şekil 3.5'te EDNK tekniğinde uygulanmış tipik bir dinamik direnç eğrisi gösterilmektedir. Buna göre, ilk aşamada uygulanan akım sonucunda gösterilen direnç yüzey pürüzlülüklerinden geçer. Yüzey pürüzlülüklerindeki temas alanları çok az olduğundan gösterilen elektriksel direnç artar. Yüzeydeki oksit kalıntıları ve yüzey pürüzlülüklerinin varlığı gösterilen direnç şiddetinin artmasına sebep olur. Bu esnada elektrot kuvveti yüksek öneme sahiptir. Yeterli basınç ve sıcaklık girdisi ile oksitler dağıtılır ve gösterilen direnç düşmeye başlar.



Şekil 3.5 : EDNK esnasında oluşan dirençlerin dinamik değişimi [110].

Temas yüzeylerinin gösterilen direnç ile erimesinin ardından artan temas alanı direncin azalmasına sebep olur. Ardından, direncin temas yüzeyinden ilerleyerek çekirdek oluşumuna geçişiyle gösterilen toplam direnç artar. Temas direnci vasıtasıyla oluşan ısı çekirdeği çevreleyen bölgeyi de ısıtır. Isınan metalde elektriksel iletkenlik düşerken

elektriğe karşı direnç artar. Bu esnada, joule ısınma etkisinden dolayı artan çekirdek çapı akımın geçtiği yolu artırır. Elektrik akımı mümkün olan en kısa ve en kolay bir şekilde akacağı için ergimesiyle düşen iletkenlik nedeniyle çekirdek oluşumu esnasında, birim alan ve akımın aldığı yol artar.

Kaynak esnasında ısı girdisiyle yumuşayan çelik elektrot baskı kuvvetiyle elektrot dalma derinliği artar. Böylece, kaynak akımının kat ettiği yol azalır. Böylece, gösterilen direnç azalma gösterir. Eğer altıncı bölgede, kaynak çekirdeği sıçrantı olması durumunda direnç eğimi ciddi bir şekilde artar.

Böylece, kaynak esnasında gösterilen direnç-zaman eğrisiyle kaynak prosesi kontrolü sağlanabilmektedir. Ancak, gösterilen kaynak dirençleri pek çok şarta bağlı olduğu için imalat endüstrisinde henüz kullanım alanı bulamamıştır. Geliştirmeye açık bir konudur.

3.6. Isı Dengesi

Elektrik direnç nokta kaynağında başarılı bir kaynak elde edilebilmesi için kaynak çekirdeğinin birleştirilen sacların tam ortasında olması gerekmektedir. Her iki sacın aynı olması durumunda kaynak çekirdeğinin kolay bir şekilde merkezde elde edilmesi kolaydır. Ancak, birleştirdiğimiz çeliklerin kalınlıklarının farklı olması ısı dengesinin merkezde oluşmasını engellemektedir. Ayrıca, birleştirilen çelik türlerinin de farklı olması kaynak çekirdeğinin merkezde oluşmasını engellemektedir. Eğer aynı türden ve farklı kalınlıklarda çelikler EDNK tekniği ile birleştirilecekse, kaynak çekirdeği kalın olan çeliğe doğru kayma eğilimi gösterecektir. Böyle olmasının esas sebebi, kalın çelikten geçen akım yolu daha fazla olmasıdır. Böylelikle, elektriğe karşı oluşan dirençten dolayı oluşan ısı ince çelik sacdan daha fazla olur. Bu ısıyı dengelemenin bir yolu da ince olan sacdaki ısı yoğunluğunu arttırmaktır. İnce çelik sac tarafındaki elektrotun daha az soğutulmasıyla kaynak çekirdeğinin biraz daha merkezde oluşması elde edilebilir.

Kaynak çekirdeğinin merkezde elde edilmesinin bir yolu da kalın olan malzeme yönündeki elektrot temas alanının artırılmasıdır. Alanın artırılması ile akım yoğunluğu azalır ve böylece oluşan ısı yoğunluğunun ince sac ile aynı olması sağlanabilmektedir [111].

Birleştirilen malzeme türlerinin farklı olması durumunda, diğer bir deyişle, malzemelerin elektriksel dirençlerinin farklı olması durumunda farklı ısı dengesinin hesap edilmesi gerekir. Bu durumda, elektriksel direnci düşük olan malzeme yönüne daha yüksek elektriksel dirençli elektrot kullanılmalıdır. Bahsedilen birleştirme senaryoları ile genel çözümler uygulanmaktadır. Ancak, uygulamalarda çok daha kompleks durumlarla karşılaşılmakta ve ısı dengesi konusu çok ciddi önem kazanmaktadır.

BÖLÜM 4. MATERYAL VE METOT

Bu bölümde, yapılan deney hazırlıkları, kullanılan deney cihazları, metalografik prosesler ve deney parametrelerinden bahsedilecektir.

4.1. Deney Malzemeleri

Deneylerde 1 mm kalınlığında Martenzitik çelik ve 1.4 mm kalınlığında TWIP1000 çeliği kullanılmıştır. Tablo 4.1 ve Tablo 4.2'de TWIP ve martenzitik çeliklerin spektral analizi ve mekanik özellikleri gösterilmektedir.

Tablo 4.1 : Martenzitik ve TWIP çeliğinin elemental analizi.

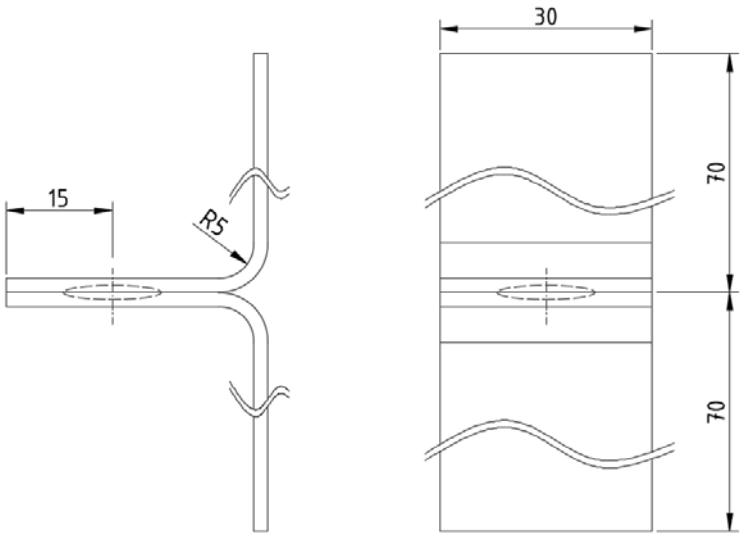
	C	Mn	Si	Al	P	S	Ni	Ti
Martenzitik Çelik	0.11	1.7	0.2	0.04	0.01	0.002	0.015	0.025
TWIP 1000	1.2	18			-	-	-	-

Tablo 4.2 : Martenzitik ve TWIP çeliklerin mekanik özellikleri.

	Akma Mukavemeti [N/mm^2]	Çekme Mukavemeti [N/mm^2]	% Uzama
Martenzitik Çelik	950	1282	3
TWIP 1000	620	1010	47

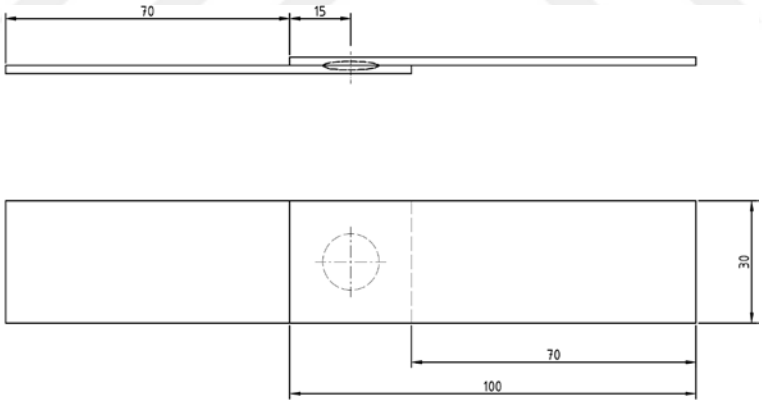
4.2. Deney Numunelerinin Hazırlanması

Deney numuneleri, 2500x2000 sac tabakadan 30x100 mm uzunluklarında bilgisayar kontrollü bir giyotin tezgahında kesilmiştir. Yüzeyler herhangi bir kir, pas ve yağ ihtimaline karşı ultrasonik olarak temizlenmiştir. Ulrasonik temizleme işleminde arta kalan ve alınamayan yağ ve kirler de aseton ile silinerek uzaklaştırılmıştır.

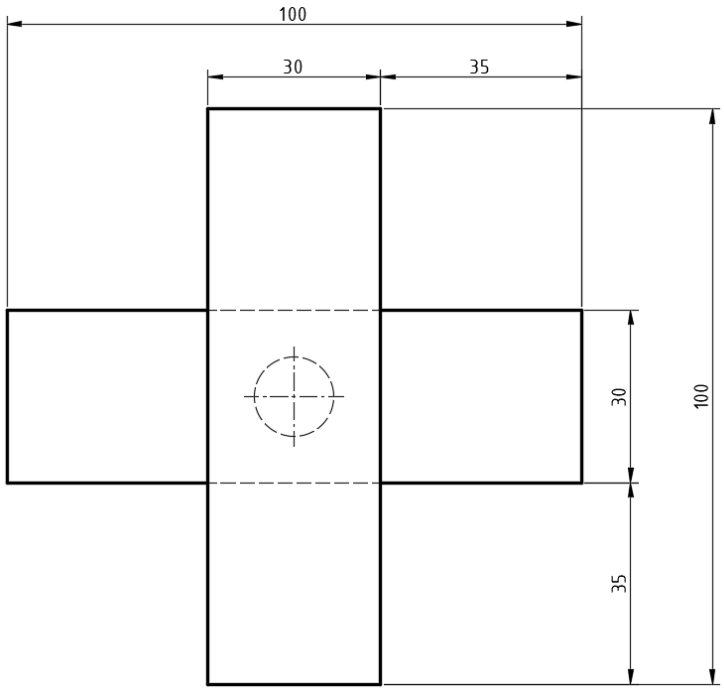


Şekil 4.1 : EN ISO 14273'e göre hazırlanmış çekme-sıyırma test numunesi teknik resmi.

Çekme-sıyırma testi numuneleri EN ISO 14273'e göre, çekme-makaslama test deney numuneleri ise EN ISO 14270 standardına göre hazırlanmıştır [98-99]. Çapraz çekme deneyi numuneleri EN ISO 14272 standardına göre hazırlanmıştır [114]. Şekil 4.1 Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'te hazırlanan deney numuneleri ölçüleri gösterilmektedir.



Şekil 4.2 : EN ISO 14270'e göre hazırlanmış çekme-makaslama test numunesi teknik resmi.



Şekil 4.3 : EN ISO 14272'ye göre hazırlanmış çapraz çekme test numunesi teknik resmi.

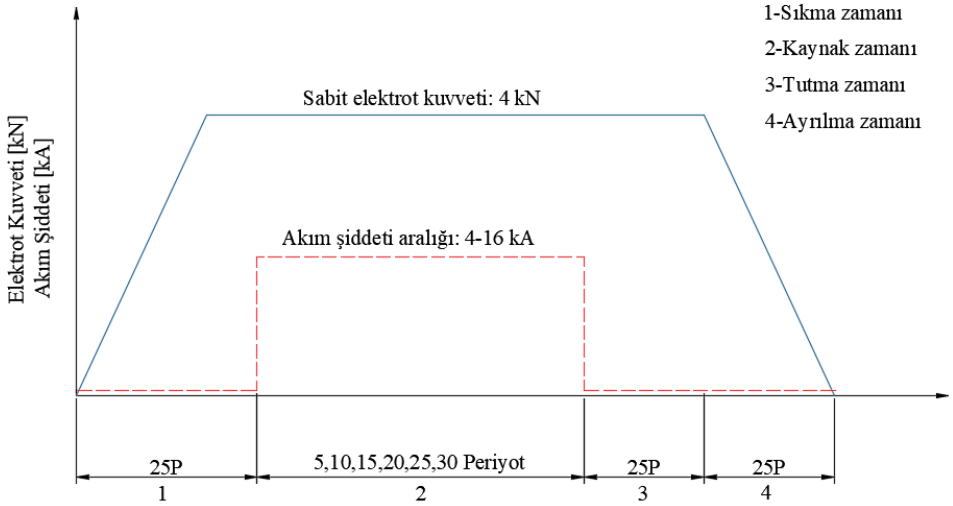
4.3. Deneylerde Kullanılan EDNK Cihazı

Deneyler, Şekil 4.4'de gösterilen 120 kVA kapasitesine sahip, pnömatik çene basınç kontrollü, kaynak zaman ve akımları ayarlanabilen direnç nokta kaynak cihazı kullanılmıştır. Deneylerde 6 bar merkezi hava basıncı kullanılmıştır. Kaynak elektrotları içerisinden geçen soğutma suyu debisi 4 lt/dk olarak ayarlanmıştır. Bu değer belirlenirken literatürden faydalanılmıştır.



Şekil 4.4 : Deneylerde kullanılan EDNK cihazı.

Kaynak işlemleri deney numunelerinin ölçülerini sağlayacak şekilde fikstürler yardımıyla yapılmıştır. Şekil 4.5'te kaynak esnasında uygulanan kaynak parametreleri gösterilmektedir. Elektrot basınç kuvveti 4 kN olarak ayarlanmıştır. Kaynak işleminde sıkma zamanı, tutma ve ayrılma zamanları 25 periyot (0.5 sn) olarak ayarlanmıştır.



Şekil 4.5 : Kaynak cihazında uygulanan kaynak parametreleri.

4.4. Elektrot Kuvveti Ölçümü

Direnç nokta kaynağı esnasında elektrot kuvveti deneylerin doğruluğunu ve tekrarlanabilirliğini önemli ölçüde etkilemektedir. Bu nedenle elektrot kuvveti sürekli

olarak ölçülmek zorundadır. Şekil 4.6'da Dengenshia marka RF-32P-1 model elektrot kuvvet ölçüm cihazı kullanılmıştır. Elektrot kuvvetleri her periyot başlangıcında düzenli olarak ölçülmüştür.



Şekil 4.6 : Elektrot kuvveti ölçüm cihazı.

4.5. Kaynak Akım Şiddetinin Ölçümü

Direnç nokta kaynağında ısı oluşumunun esas temeli elektriğe karşı gösterilen dirençtir. Bu sayede, kuvvet altında bulunan malzeme ergiyerek birleşir. Ancak, direnç nokta kaynağında gösterilen dirençler elektrot temas çapına, elektrot malzemesine, malzeme kalınlıklarına ve malzemenin cinsine bağlıdır. Oluşan akım şiddeti gösterilen direnç ile doğru orantılıdır. Elektriksel direnç arttıkça ölçülen akım şiddeti azalmaktadır. Ayrıca, oluşan elektrik akımının ölçülmesi literatürde nicel veriler ortaya koymaktadır. Bu nedenle, direnç nokta kaynak cihazı sisteminde kaynak anında gerçekleşen akım şiddetinin ölçülmesi gerekmektedir. Deneylerde Şekil 4.7'de gösterilen Dengenshia marka WS-100 model bir kaynak akım ölçüm cihazı kullanılmıştır. Kaynak akım şiddetinin yanında kaynak süresinin ölçümü de gerçekleştirilmiştir. Bu sayede cihazın ayar kalibrasyonları da düzenli olarak kontrol edilmiştir.



Şekil 4.7 : Elektrik akım şiddeti ölçüm cihazı.

4.6. Kaynak Elektrodu

Deneylerde 6 mm uç çapına sahip klasik küresel uçlu CuCrZn tipi bir elektrot kullanılmıştır. Tablo 4.3 'de mekanik ve elektriksel özellikleri sunulmuştur. Elektrot tasarımları DIN 44789 sınıf 2 standart normu koşullarına uygundur. Elektrot iç tasarım ölçüleri sıkı geçmedir ve soğutma suyu sızdırmazlığını sağlamak için iç tarafi hassas bir şekilde raybalanmıştır. Tablo 4.3 ve Tablo 4.4 'te kullanılan elektrotların mekanik özellikleri ve elemental bileşimleri gösterilmiştir.

Tablo 4.3 : Kullanılan CuCrZn tipi elektrotun mekanik ve iletkenlik özellikleri.

	Çekme Mukavemeti [N/mm^2]	Isıl İletkenlik [J/Cms°K]	Elektrik iletkenliği [m/Ωmm^2]
CuCrZn	590	320	48

Tablo 4.4 : Deneylerde kullanılan CuCrZn tipi elektrotun elemental birleşimi [%wt.].

	Cr%	Zr%	Cu%
CuCrZn	4	0.03	95.97

4.7. Metalografik Hazırlık ve Optik Mikroyapı İncelemeleri

Kaynak birleşim bölgesi incelemeleri, kaynak çekirdeğine dik bir şekilde kesilerek gerçekleştirilmiştir. Kesilen numuneler 25 mm çapında sıcak bakalite alınmıştır. Metalografik olarak hazırlamak için 80, 200, 400, 600, 800, 1200 ve 2400 mesh'e sahip zımparalar ile küçükten büyüğe doğru zımparalama işlemi geçekleştirilmiştir. Her zımparalama seviyesinde optik mikroskopta çizik dağılımları gözlenerek bir üst zımpara seviyesine geçilmiştir. Ardından elmas sıvı solisyon ve çelikler için üretilen çuha ile parlatma işlemi yapılmıştır. İki farklı malzeme yapısı olduğundan dağlama işlemleri de iki aşamada gerçekleşmiştir. İlk aşamada %8 Nital hazırlanarak 7 saniye süre ile dağlanmıştır. İkinci aşamada ise glyceria reaktifi ile 3 dakika dağlanarak dağlama işlemi tamamlanmıştır. Her numune için bu prosedür izlenmiştir. Dağlama süresi asit derişimlerine göre yüksek öneme sahip olduğundan belirtilen süreler dağlayıcı havuzunda mikroskop üzerinden anlık ölçülerek elde edilmiştir. Optik mikroyapı incelemelerinde çekirdek bölgesi, TWIP çeliğin esas yapısı, martenzitik çeliğin esas yapısı, her iki çeliğin ITAB bölgeleri ve önemli noktalar incelenmiştir. Optik mikroyapı incelemeleri Şekil 4.8'de gösterilen Nikon Eclipse marka optik mikroskop kullanılmıştır. Her bir bölge incelemesinde için 50x, 100x ve 200x büyütmede görüntüler alınmıştır. Boşluk analizi için C lemex g örüntü analiz programı kullanılmıştır.



Şekil 4.8 : Mikroyapı incelemelerinde kullanılan optik mikroskop.

4.8. Makro Ölçümleri

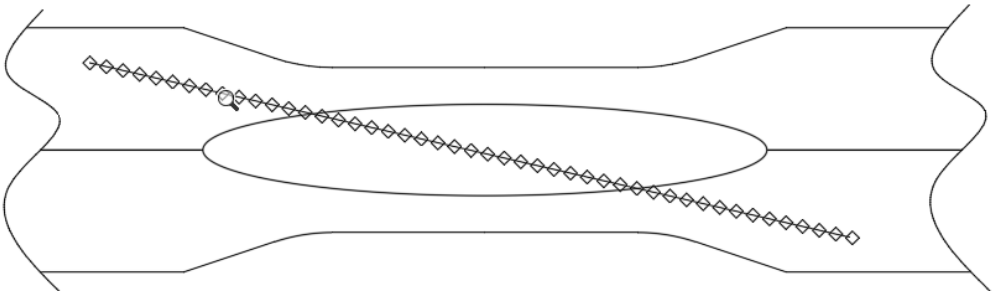
Bakalite alınan dağlanmış numunelerin stereo makro mikroskopta incelemesi gerçekleştirilmiştir. Makroyapı incelemelerinde kaynak çekirdek çapı, çekirdek yükseklikleri, elektrot dalma derinliği, elektrot genişliği ve çeşitli makro kusurlar incelenmiştir. Yapılan makro inclemelerde EN ISO 14329 standardına bağlı kalınmıştır. Makro incelemelerde Şekil 4.9'da gösterilen Nikon Eclipse L150 stereo mikroskop kullanılmıştır.



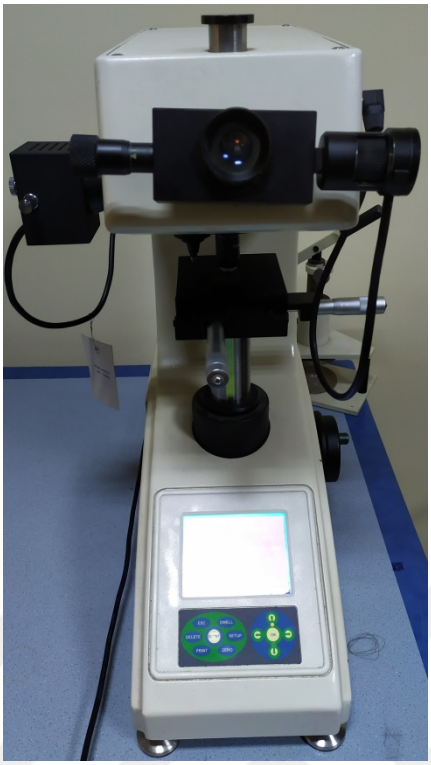
Şekil 4.9 : Makro incelemelerinde kullanılan stereo mikroskop.

4.9. Mikrosertlik Ölçümleri

Mikrosertlik ölçümü metalografik yapının karakteristiğinin belirlenmesi bakımından yüksek öneme sahiptir. Birleştirilen çeliklerin farklı olması ve oluşturacağı kaynak çekirdeğinin karakteristiğini belirlemek için ölçümler Şekil 4.10'da görüldüğü gibi sıra sertlik şeklinde alınmıştır. Ölçüm aralığı 0.2 mm olarak sabit tutulmuştur. Mikrosertlik deneylerinde Şekil 4.11'de gösterilen Wilson Hardness marka cihaz kullanılmıştır. Vickers identasyon ucu kullanılan deneylerde ön yük 100 grF olarak kullanılmış ve 10 sn olarak tatbik edilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri EN ISO 14271 standardına bağlı kalınarak yapılmıştır.



Şekil 4.10 : Deneylerde kullanılan sıra sertlik ölçümü.



Şekil 4.11 : Mikrosertlik ölçümlerinde kullanılan vickers cihazı.

4.10. SEM/EDS İncelemeleri

Taramalı elektron mikroskobu ve elemental analiz (SEM/EDS) incelemeleri Düzce Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırmalar Uygulama ve Araştırma Merkezi (DUBİT)'te yapılmıştır. Şekil 4.12'de deney numunelerinin incelenmesinde kullanılan FEI marka Quanta FEG 250 model FESEM kullanılmıştır. EDS çizgi ve elemental haritalama analizleri yüksek çözünürlük altında gerçekleştirilmiştir. SEM için hazırlanan numunelerde karbonun elemental haritalamaya etki edebileceği gerekçesiyle 0.2 µm parçacık büyüklüğüne sahip Alumina solusyonu ile parlatma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Taramalı elektron mikroskopunda alınan görüntüler elektron ışınları vasıtasıyla yapıldığından optik incelemelerde kullanılan dağlama süresi ile farklılık göstermektedir. Optik incelemelerde kullanılan görüntü alma işlemi optik olduğundan dağlama süresine nazaran dağlama süresi değişmektedir. Nital solüsyon dağlamasında bu süre 2 sn artmaktadır. Glyceria reaktifi ile 45 saniye daha fazla dağlayarak SEM görüntüleri elde edilmiştir.



Şekil 4.12 : Taramalı Elektron Mikroskobu incelemelerinde kullanılan FESEM cihazı [115].

4.11. Faz Analizleri

Faz analiz ölçümlerinde XRD tekniğinden faydalanılmıştır. Ölçümlerde 1.5406 Å dalga boyuna sahip Cu Kα X ışın radyasyonu kullanılmıştır. Ölçüm aralığı 10-90 2 teta derece aralıklarında gerçekleştirilmiştir. XRD ölçümlerinde Şekil 4.13'te gösterilen Rigaku marka D/Max 220 model XRD cihazı kullanılmıştır. Elde edilen pikler Jade programı ile analiz edilerek uygun piklere ait faz yapıları saptanmıştır.



Şekil 4.13 : XRD ölçümlerinde kullanılan karakterizasyon cihazı [116].

4.12. Çekme Sıyırma, Çekme Makaslama ve Çapraz Çekme Ölçümleri

Çekme-sıyırma, çekme makaslama ve çapraz çekme deneyleri Şekil 4.14'te kullanılan 50 kN kapasitesli SHMADZU marka üniversal çekme cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Çekme makaslama ve çekme sıyırma deneyleri direkt bağlanarak, çapraz çekme testlerinde ise birbirlerine dik bir şekilde tutmayı sağlayan fikstür ile yapılmıştır. Uygulanan çekme deneyi hızları 10 mm/dakika olarak uygulanmıştır. Çekme-uzama verileri anlık olarak kaydedilmiş ve analizleri yapılmıştır. Her bir deney 3 defa tekrarlanmış ve elde edilen verilerin ortalaması alınmıştır. Çekme-uzama grafikleri ise her iki çekme grafiğinin ortalamasını gösteren numune olarak alınmıştır.

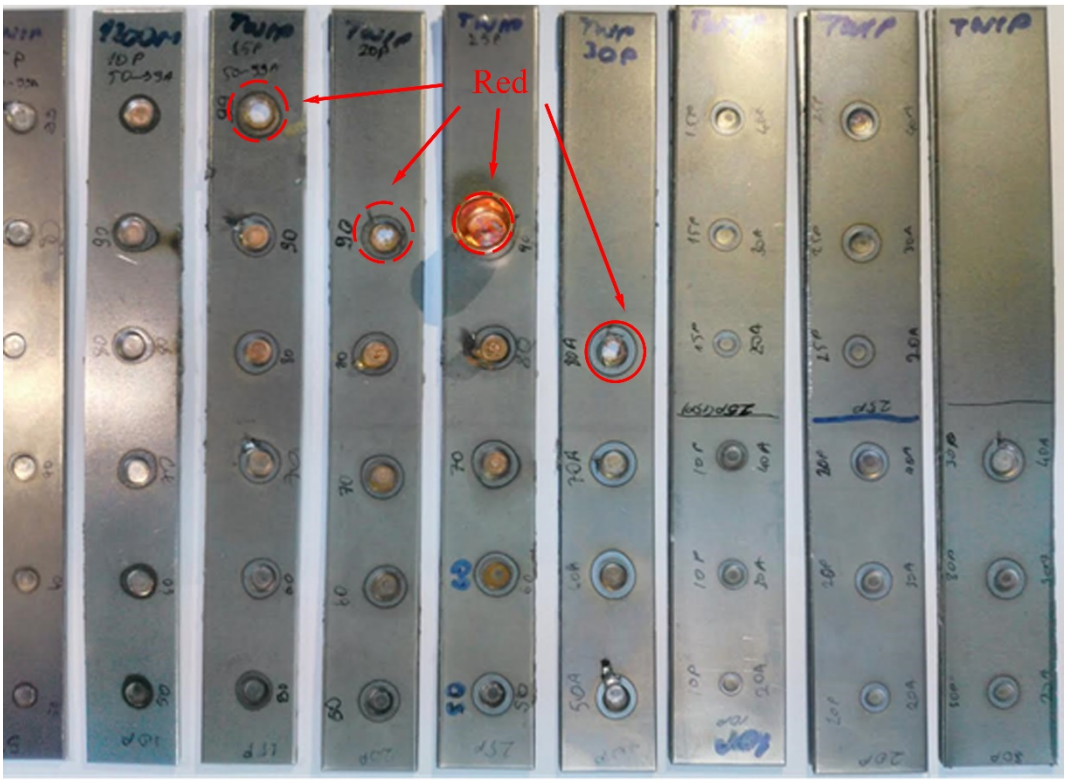


Şekil 4.14 : Çekme sıyırma, çekme makaslama ve çapraz çekme deneylerde kullanılan üniversal çekme cihazı.

BÖLÜM 5. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. Ön testler

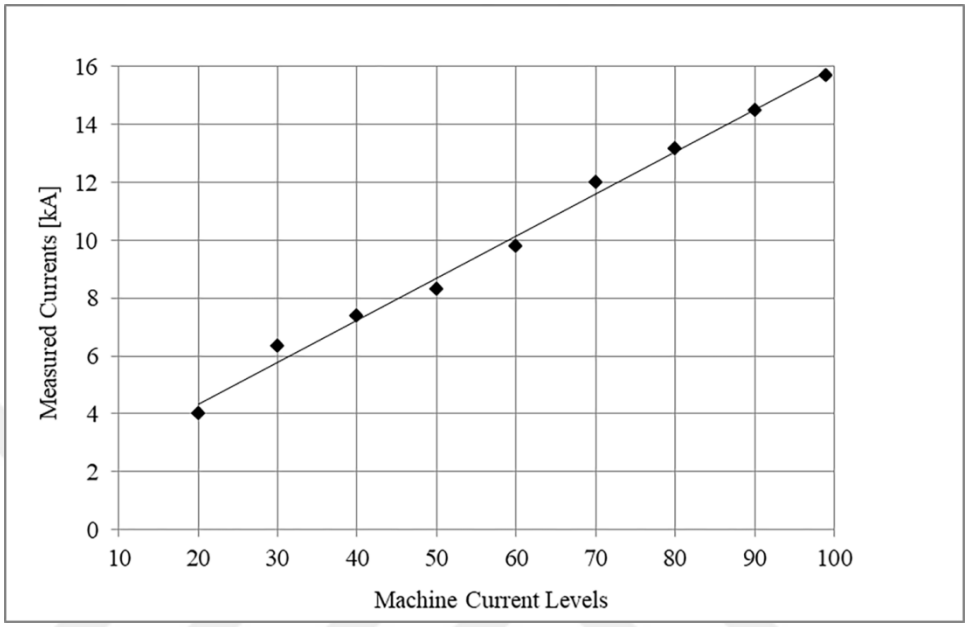
Şekil 5.1'de uygulanan direnç nokta kaynağı ön testleri sunulmuştur. Ön testler, daha sonra uygulanacak kabul edilebilir kaynak aralıklarını bulmada bir ön çalışmadır. Uygulanan kaynak parametrelerinin malzeme birleşimi üzerinde elde edilecek sonuçlar referans alınarak mekanik testlerin parametreleri belirlenmektedir.



Şekil 5.1 : Yapılan direnç nokta kaynağı ön testleri.

Kaynak esnasında kaynak makinesi üzerinden uygulanan akım seviyeleri ampermetre ile sürekli kontrol edilmiştir. Kaynak akım seviyelerine göre ölçülen amper değerleri Şekil 5.2'de gösterilmektedir. Elde edilen verilere göre, makinenin uyguladığı kaynak akımı ile ölçülen kaynak akımı arasında yaklaşık olarak doğru orantı olduğu kabul edilebilir.

Kaynak akımını ölçmemizin bir diğer sebebi ise kaynak akımının toplam dirence bağlı olasıdır. Toplam direnç ise elektrodlara, malzemeye ve temaslar arasındaki elektrik direncine bağlıdır.



Şekil 5.2 : Makine üzerindeki akım seviyesi ile ölçülen kaynak akım şiddeti.

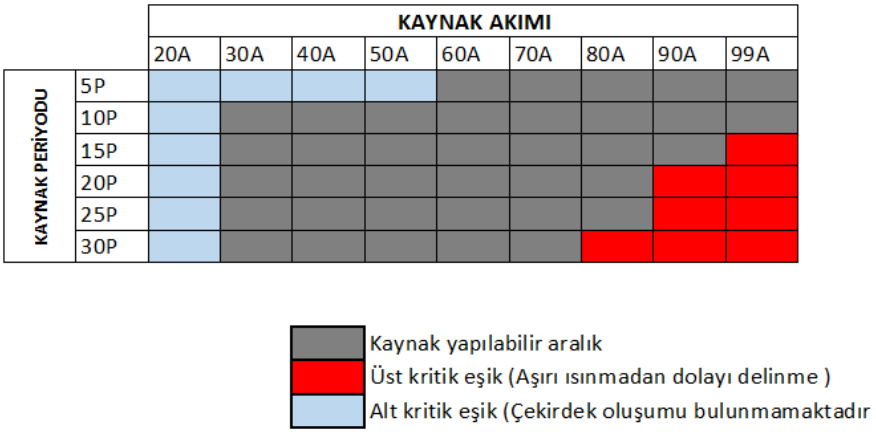
Tablo 5.1'de kaynak parametrelerine göre her bir deney için kullanılan numune adetleri gösterilmektedir. Çekme-sıyırma, çekme-makaslama, çapraz çekme deneylerinde toplamda 486 çift numune hazırlanmıştır. Ayrıca, metalografik, makro, XRD, XRF ve sertlik incelemelerinde kullanılmak üzere birer adet fazladan numune çifti alınarak toplamda 54 çift numune hazırlanmıştır. Toplamda 540 çift veya 1080 tekil numune için hazırlık yapılmıştır.

Tablo 5.1 : Her bir deney için kullanılan numune adetleri.

Kaynak Parametreleri	5 Periyot	10 Periyot	15 Periyot	20 periyot	25 Periyot	30 Periyot
4 kA	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
6.5 kA	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
7.5 kA	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
8.5 kA	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
10 kA	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
12 k A	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
13 k A	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
14.5 kA	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
16 k A	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det	3 A det
Toplam:	27 A det	27 A det	27 A det	27 A det	27 A det	27 A det

Ön testler sonucunda e lde edilen k aynak aralığı

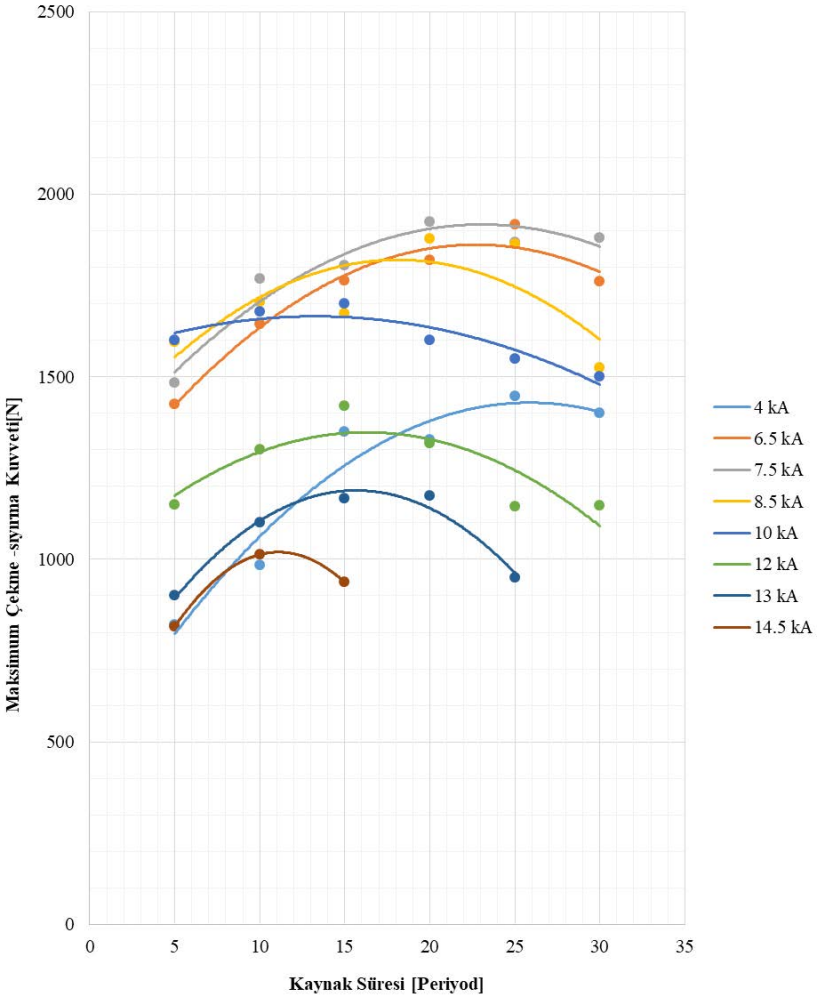
Şekil 5.3'te gösterilmektedir. Buna g öre, kaynak makinesi üzerinde 20 A akım seviyesini temsil eden 4 kA kaynak akım seviyelerinde çok zayıf birleşmeler elde edilmiş yada çekirdek çapı oluşumu sağlanmamıştır. Ancak, kaynak mukavemetlerini değerlendirmek açısından yine de deneylere dahil edilmiştir.



Şekil 5.3 : Ön testler sonucunda elde edilebilir kaynak aralıkları.

5.2. Çekme-sıyırma Testi

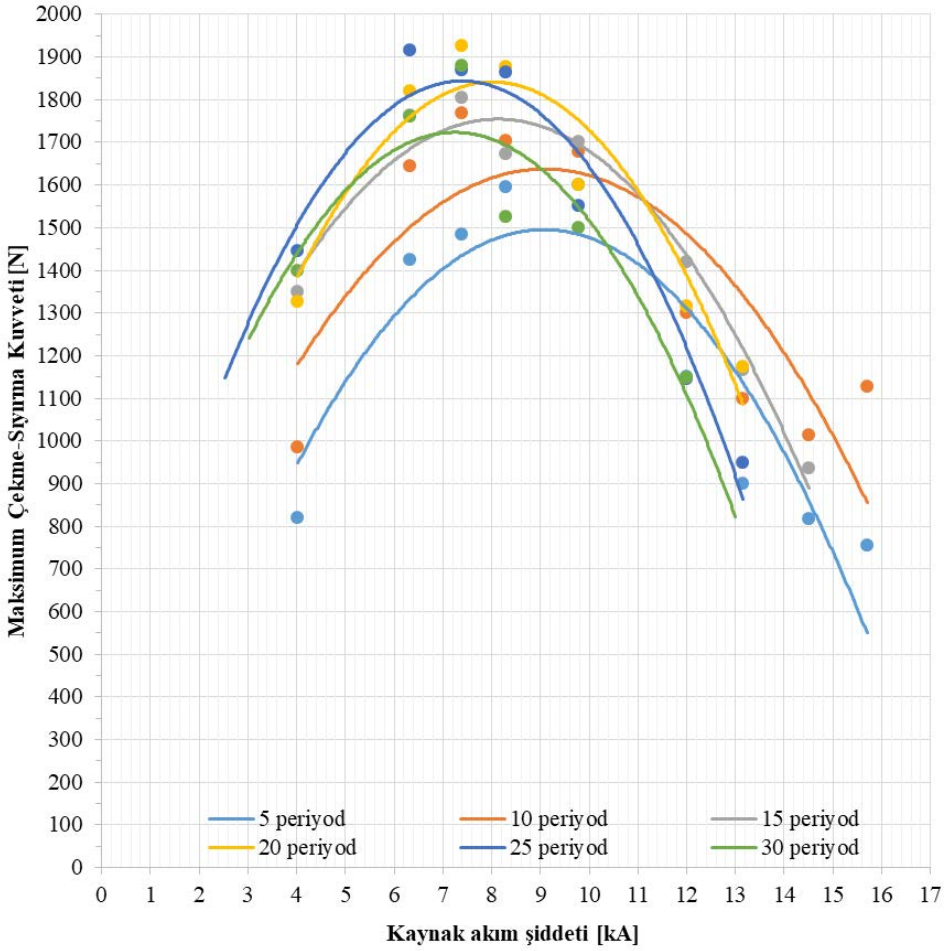
5.2.1. Kaynak süresinin etkisi çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi



Şekil 5.4 : Kaynak zamanının çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi.

Kaynak süresinin maksimum çekme-sıyırma kuvveti üzerindeki etkisi Şekil 5.4'te gösterilmiştir. Buna göre, süresi arttıkça çekme-sıyırma kuvveti belli bir noktaya kadar artış göstermiş ve ardından azalmıştır. Ayrıca, kaynak sürelerinde artış, uygulanabilir kaynak akımlarında daralmaya neden olmuştur. Bu daralmanın en büyük sebebi yüksek ısı girdisiden dolayı oluşan sıçrantılardır. Sıçrantı ile çekirdeği oluşturan ergiyik metal dışarı doğru sıçrayarak kaynak bağlantısını zayıflatmaktadır. 5 periyot kaynak zamanında en düşük çekme-sıyırma kuvvetleri elde edilmiştir. Maksimum çekme-sıyırma kuvveti, 20 periyotta ve 7.5 kA kaynak akımlarında 1970 N olarak elde edilmiştir.

5.2.2. Akım şiddetinin çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi



Şekil 5.5 : Kaynak akım şiddetinin çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi.

Kaynak akımlarının çekme-sıyırma kuvveti üzerindeki etkisi Şekil 5.5'te gösterilmektedir. Kaynak akım şiddeti arttıkça, maksimum çekme-sıyırma kuvvetleri en yüksek noktaya kadar yükseltilmiştir. Ardından, maksimum çekme-sıyırma kuvvetleri azaltılmıştır. Kaynak akımı ve kaynak zamanlarına göre en yüksek çekme-sıyırma kuvvetleri ve uygulanabilir kaynak akım aralıkları sırasıyla aşağıdaki gibidir;

5 periyot kaynak zamanında en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 1590 N olarak 8 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak akım şiddeti aralığı 5-13 kA'dir.

10 periyot kaynak zamanı değerinde en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 1775 N olarak 7.5 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak akım şiddeti aralığı 5-13 kA'dir.

15 periyot kaynak zamanında en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 1805 N olarak 7.5 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak akım şiddeti aralığı 5-12 kA'dir.

20 periyot kaynak zamanında en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 1935 N olarak 7.5 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak akım şiddeti aralığı 5-11 kA'dir.

25 periyot kaynak zamanında en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 1910 N olarak 6.5 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak akım şiddeti aralığı 4-12.5 kA'dir.

30 periyot kaynak zamanında ise en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 1890 N olarak 7.5 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak akım şiddeti aralığı 5-10 kA'dir.

5.2.3. Çekme-sıyırma testi sonrası oluşan kopma davranışları

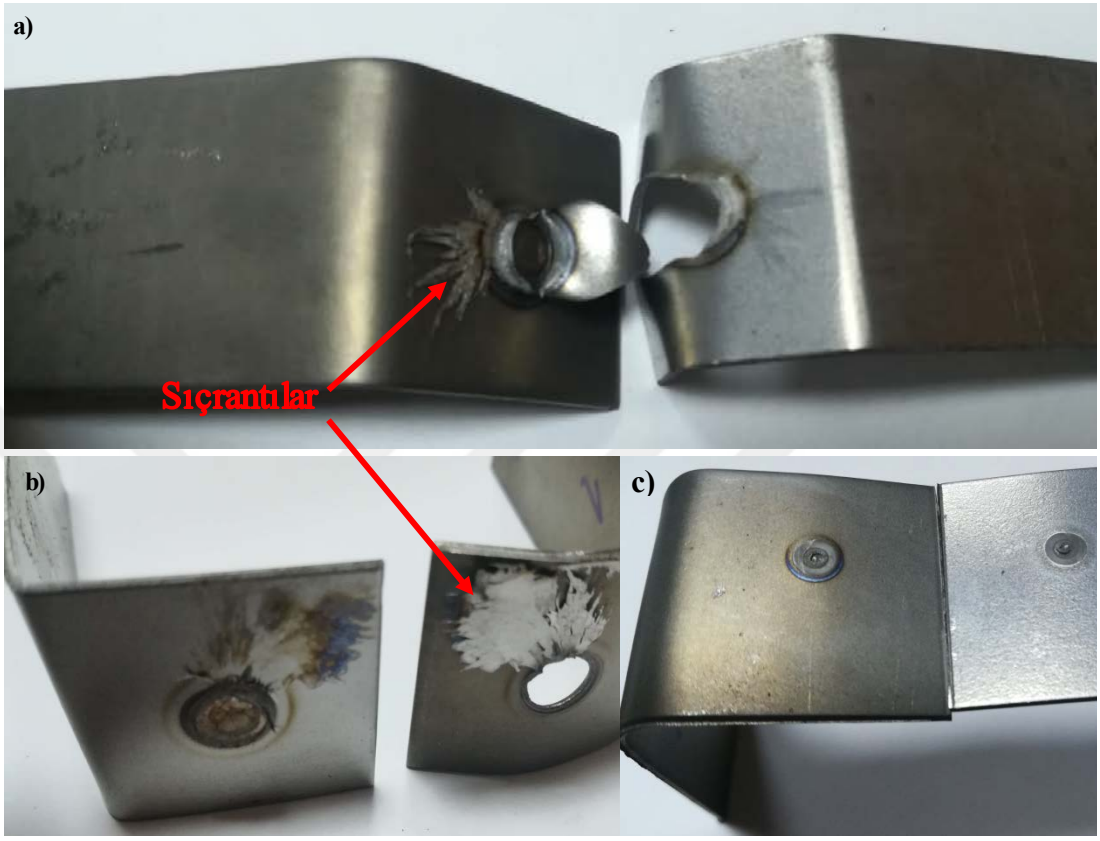
Şekil 5.6'da çekme-sıyırma testi uygulanan numunelerden elde edilen çeşitli kopma davranışları gösterilmektedir. Ayrıca, ayrılma yüzeylerinde sıçrantı oluşumlarının varlığı da gözlemlenebilmektedir. Deneylerde, üç farklı tip ayırma modu oluşturulmuştur. Bunlar a) yırtılma tipi ayırma, b) düğümleme türü ayırma ve c) arayüzey ayrılmasıdır.

Yırtılma tipi ayrılma, çekme testi sonrası kaynak çekirdeğinden başlayan yırtılmanın kaynak çekirdeği dışarısında sacı yırtması ile oluşur. Kaza anında istenmeyen durumdur. Her ne kadar elde edilen çekme sıyırma dayanımı kaynak bağlantısından yüksek olsa da kaza anında çevreyi yırtma ve batma gibi beklenmedik sonuçlar doğuracaktır.

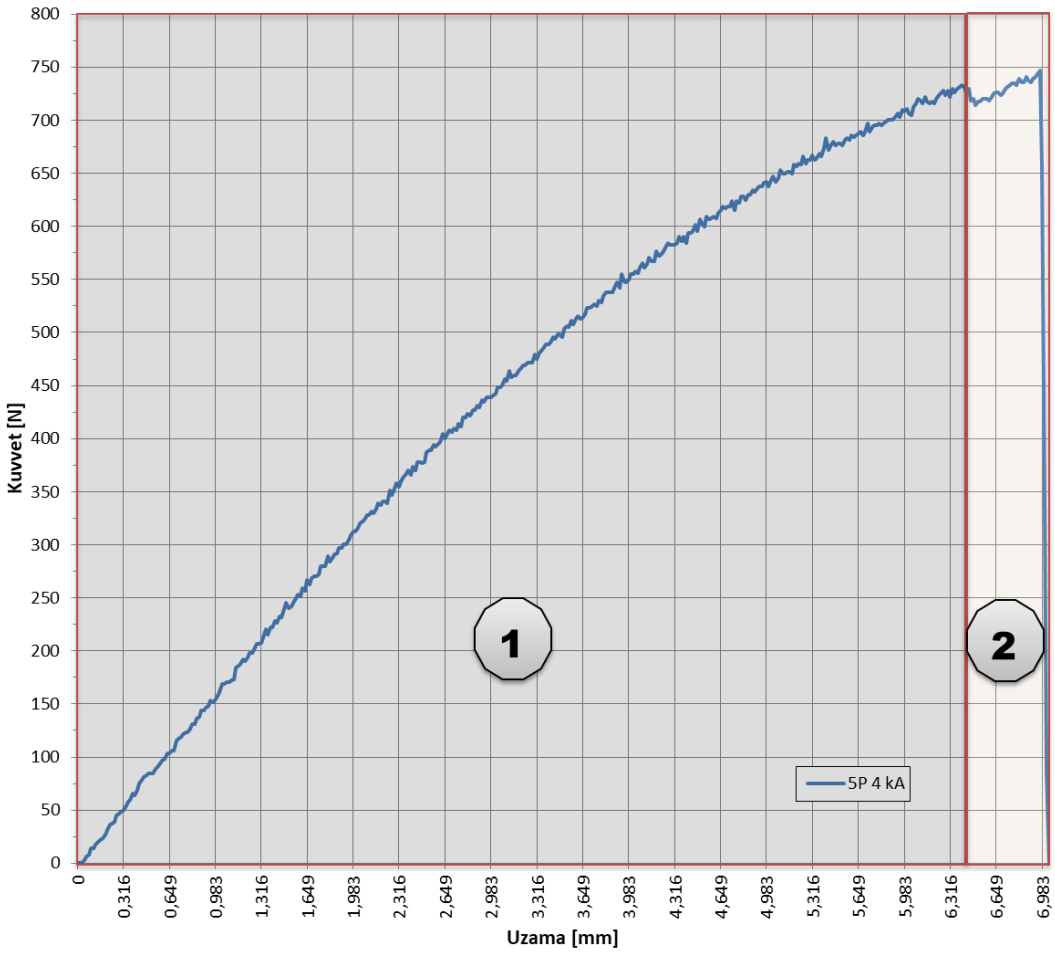
Düğme tipi ayrılmada, ayrılma bölgesi çekirdeğin çevresidir. Bu ayrılma tipinde ise kaynak çekirdeği bağlantı yüzeylerinin birinde kalır. Ayrılma, kaynak çevresindeki ITAB bölgesinde meydana gelir.

Yüzeyler arası ayrılma modunda ise, çekirdek ayrılma yüzeylerinin her iki tarafında da kalır. Düşük joule ısıtma etkisi nedeniyle meydana gelir [117]. Yetersiz çekirdek çapının

bir sonucudur. Yetersiz çekirdek çapına sahip bağlantılar çekme esnasında bağlantı kesitinin yetersiz olması sebebiyle çekirdek kesitinin oratasından aniden kopa r.

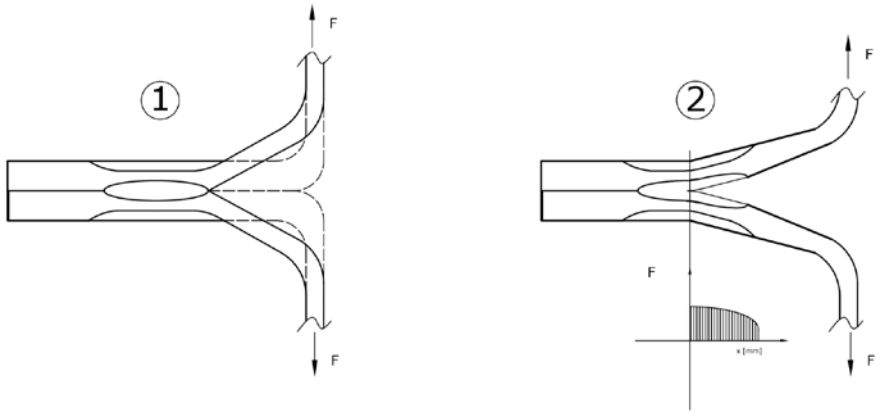


Şekil 5.6 : Çekme-sıyırma testi sonrası elde edilen kopma modları.



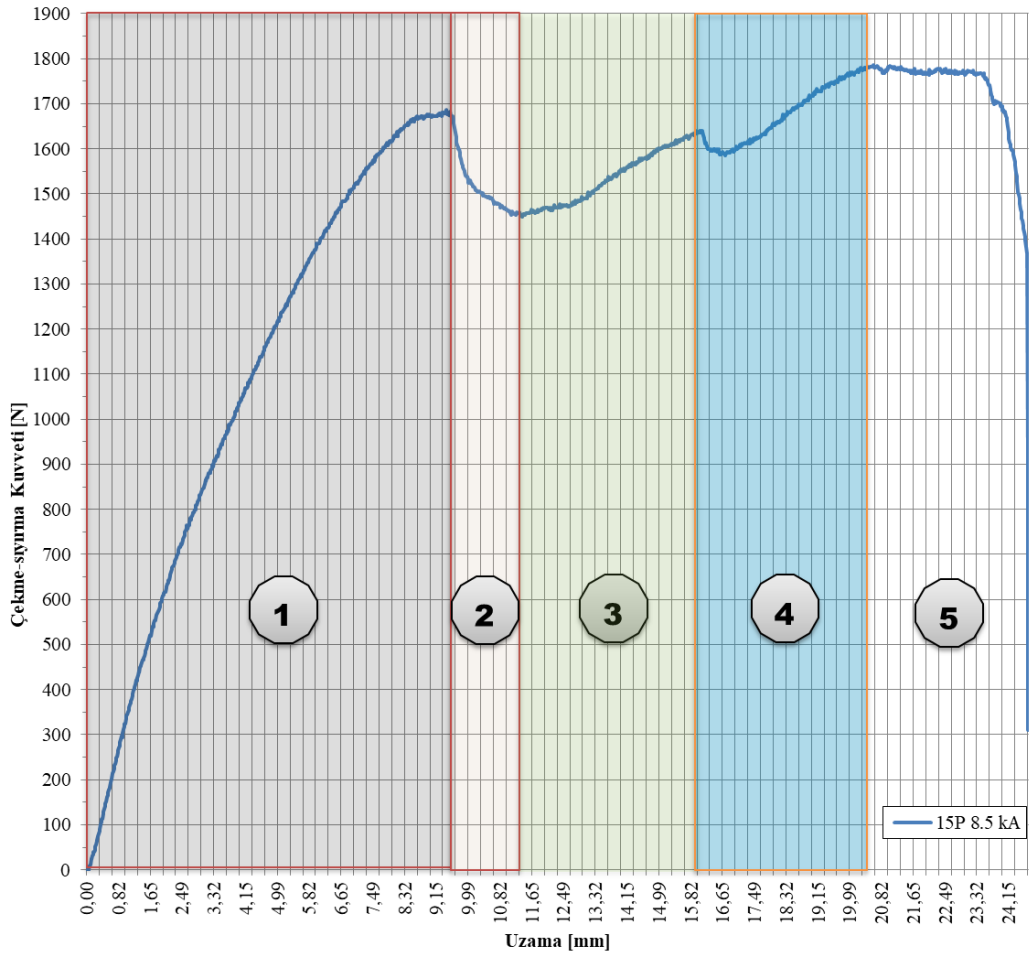
Şekil 5.7 : Yüzeyler arası kopma modunda gerçekleşen çekme-sıyırma ve uzama grafiği.

Şekil 5.7 ve Şekil 5.8'de yüzeyler arası kopma davranışını sergileyen bir numunenin çekme-sıyırma ile uzama eğrisi ve oluşum davranışı gösterilmektedir. Buna göre, 1. bölgede çekme kuvvetinin uygulanmasıyla birleşim geometrisi gereği açılır ve bir elastik davranış sergiler. Ardından, çekirdek içerisinde oluşan çentik ile yırtılma başlar. Yırtılmanın başlangıç anında çentiğin ön gerilme kuvvetinin en yüksek noktasına dayanamadığı için bir çentik oluşumu meydana gelir. Bu nedenle küçük bir düşme gözlenir. Ardından kuvvet artışı gözlemlenir. Bunun nedeni çekme esnasında tesir edilen çekirdek alanının artmasıdır. Geri kalan kesitin yatay alanının uygulanan kuvvete dayanamaması sonucu yüzeyler arası ani kopma gerçekleşir.



Şekil 5.8 : Çekme-sıyırma testi esnasında yüzeyler arası ayrılmanın oluşumu.

Şekil 5.9'da yırtma tipi kopma davranışı gösteren çekme-sıyırma ve uzama grafiği gösterilmektedir. Çekme sıyırma-uzama grafiği sergilenen davranışlarına göre çeşitli bölgelere ayrılmıştır. Buna göre, 1. bölgede daha önceden de açıklandığı gibi ön gerilme gerçekleşir. 2. bölgede çekirdek çapı çevresinden yırtılma başlangıcı meydana gelir. Bu yırtılma tek noktadan kaynaklandığı için düşük bir kuvvet reaksiyonu gösterir. 3. bölgede yırtılma ayrımının ikiye ayrılması sonucu kuvvette artış görülür. Ardından, 4. bölgede yırtılma ısı tesiri bölgesinden ana metale doğru geçer. Bu esnada, ITAB bölgesinin gösterdiği etkiden dolayı azalma ve ardından artış gösterir. Ana metalden yırtılmaya devam eden iki farklı bölgeden yırtılmanın devam etmesi sonucunda artış meydana gelir. 5. bölgede kopma başlangıcı olur. Kopma tarafi tüm deneylerde TWIP tarafında gerçekleşmiştir. Kopmalarda gerçekleşen bu karakter davranışı çekme testine tabi tutulan TWIP çelikleri ile uyum göstermektedir. Testere dişi şeklinde olan yükselme ve alçalmalar D SA (Dynamic Strain A ging) ile bağlantılı kopma davranışının bir sonucudur.



Şekil 5.9 : Yırtılma tipi kopma modunda gerçekleşen çekme-sıyırma ve uzama grafiği.

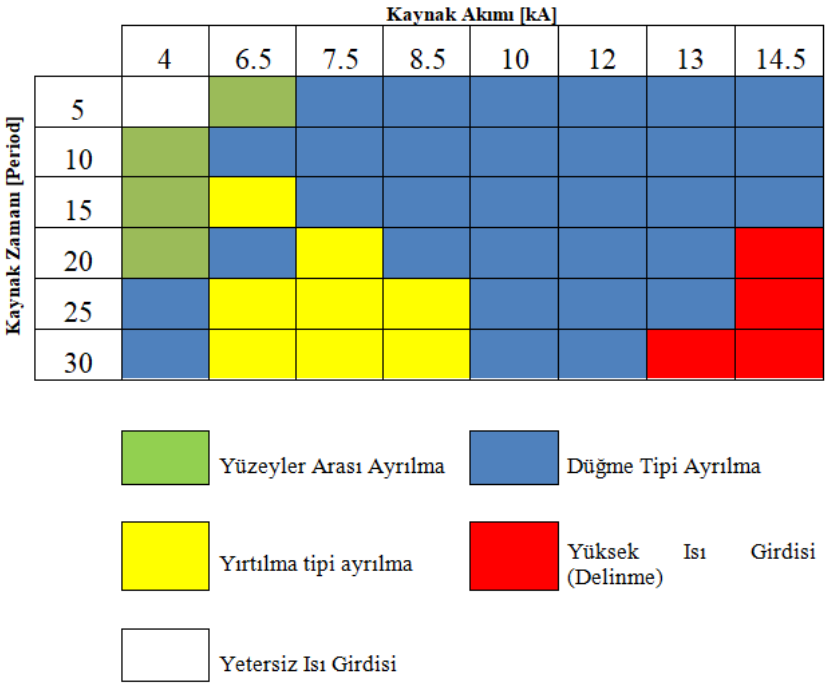
Şekil 5.10'da, ayırma modlarının gerçekleştiği kaynak parametresi aralıklarını göstermektedir. Buna göre, yüzeyler arası ayrılma modu 20 periyoda kadar oluşmuştur. Düşük kaynak periyotlarında (5 ve 10 periyot) yırtılma tipi ayırma modu oluşumu gözlemlenmemiştir. Bu durum yetersiz ısı girdisi sonucu yetersiz çekirdek çapı oluştuğunun bir göstergesidir.

Yırtılma tipi ayrılma modu, 15 periyot ve sonraki kaynak zamanı değerlerinde oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu oluşum ısı girdisi arttıkça genişleme eğilimi göstermiştir. Kaynak akım şiddeti açısından bakılacak olunursa, tüm yırtılma tipi ayrıma modları 6.5-8.5 kA kaynak akım değerleri arasında oluştuğu gözlemlenmiştir.

Düğme tipi ayrılma modu ise genellikle yüksek ısı girdilerinde elde edilmiştir. Ancak, 20 kA ve sonraki kaynak zamanlarında 4 kA değerlerinde düğme tipi yırtılma oluşumu

göstermiştir. Bu durum, çekme-sıyırma testi için yeterli çekirdek çapının bu ısı girdilerinde de elde edildiğini gösterir.

Ayrılma modları kaynak ısı girdisine göre değişiklik göstermiştir. Düşük akımlarda yüzeyler arası ayrılma göstermesi EDNK tekniği için beklenen bir davranıştır. Ancak, düğme tipi ve yırtılma tipi kaynak akım şiddetine göre kısmen değişiklik göstermiştir. Bu durum, çekme-sıyırma testi esnasında düğme tipi ayrılmanın ITAB bölgesinde gerçekleşmesi sonucudur. Bu durumda, kaynaktaki gerilimler altında en zayıf bölgenin ITAB bölgesi olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.10 : Çekme-sıyırma testi sonucunda elde edilen kopma modları.

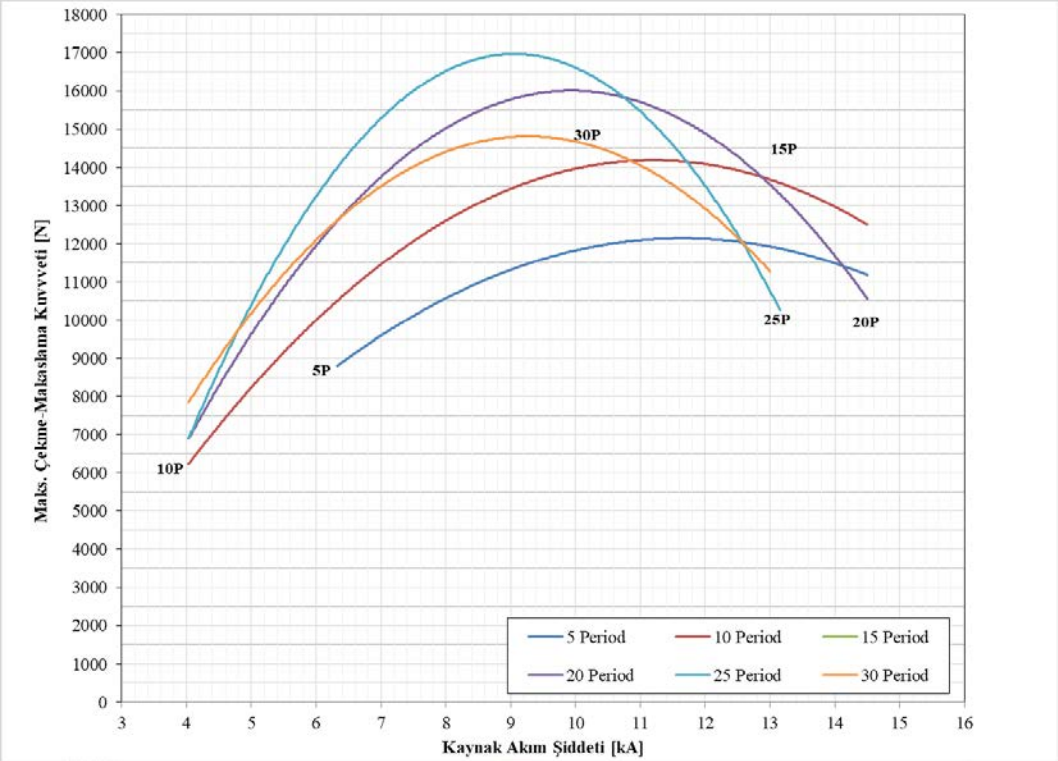
5.3. Çekme-makaslama Testi

5.3.1. Kaynak süresinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi

Çekme-makaslama kuvveti, EDNK tekniği ile birleştirilmiş bağlantıların bindirme yüzeyine paralel tesir eden kuvvetlerin dayanımını ölçmede etkili ve önemli bir tekniktir. Kaza esnasında gerçekleşen birleşimin dayanımlarını simule etmede önemli bir araçtır.

Kaynak süresinin TWIP/MS çiftinin çekme makaslama dayanımı üzerindeki etkisi Şekil 5.11'de gösterilmiştir. Elde edilen veriler interpolasyona tabi tutulmuştur. Bu sapmaların değeri yaklaşık 280 N'dur.

5 periyotta kaynak sürelerinde, tüm çekme-makaslama kuvvetleri mevcut seviyelerinde en düşük değerleri göstermiştir. Bu durum, belirtilen kaynak süresinde başarılı bir kaynak bağlantısı elde etmek için ısı girdisinin yeterli olmadığı anlamına gelir. Ayrıca, 4 kA kaynak akımının tüm kaynak sürelerinde, en düşük çekme-makaslama kuvvetleri olmuştur. Çünkü düşük akım seviyesi yetersiz ısı girişine neden olmuş, bu nedenle, yetersiz kaynak çekirdek çapı oluşmuştur. Maksimum çekme-makaslama değeri 25 periyotta kaynak süresinde ve 8.5 kA kaynak akımlarında 16305 N olarak elde edilmiştir. Kaynak süreleri arttıkça, maksimum noktaya kadar önemli bir artış olmuştur. Ardından, çekme-makaslama kuvvetlerinde bir düşüş gerçekleşmiştir. Ayrıca, kaynak süresi ve kaynak akım şiddeti arttıkça, kaynaklanabilir kaynak aralıklarında da azalma meydana gelmiştir. Bu durum, ilk etapta yüksek ısı girdisi nedeniyle oluşan sıçrantı nedeniyle oluştuğu gözlemlenmiştir. TWIP çeliklerinin kaynaklanabilirliğinde benzer durumlara literatürde de karşılaşılmıştır [21-25].

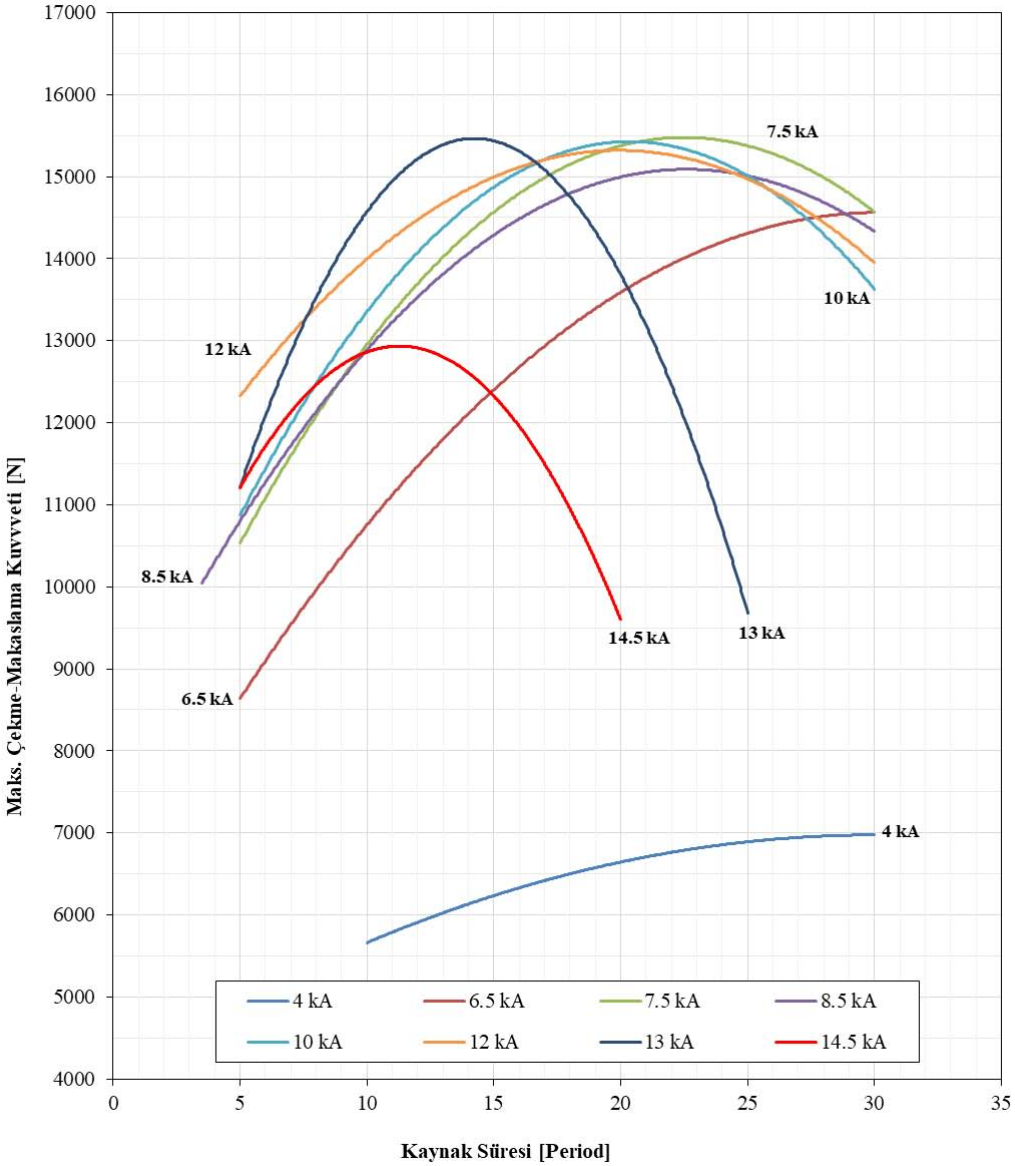


Şekil 5.11 : Kaynak akım şiddetinin çekme-makaslama mukavemeti üzerine olan etkisi.

Yuve diğerleri [21] nokta kaynaklı kaynaklı TWIP çeliklerin karakteristik özelliklerini incelemiş ve nokta kaynaklı Dual Fazlı (DP) çeliklerle karşılaştırmışlardır. Aynı çekirdek çapı büyüklüklerinde DP980 çeliklerin çekme-makaslama dayanımının TWIP980'den neredeyse 1.6 kat daha yüksek olduğu sonucuna varılmıştır. Bu durum, mikro yapı ve sertlik dağılımındaki farklılığa bağlamışlardır.

Zeytin ve diğerleri[22] RSW p arametrelerinin Fe-32Mn-3.16Al-2.36Si T WIP çeliklerinin m ekanik özellikleri v e karakterizasyonu ü zerindeki e tkisini incelemişlerdir. Çalışmada, kaynak süresi ve akımdaki yükselişin kritik ısı giriş değerine kadar çekme-makaslama dayanımını arttırdığını göstermektedir. Bu kritik değerin aşılması, gerilme-makaslama kuvvetinin azalmasına neden olduğunu bildirmişlerdir. Aşırı ısı girdisiyle, gücü azaltan büzülme boşlukları ve çatlak oluşumunu gözlemlemişlerdir.

5.3.2. Kaynak akım şiddetinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi



Şekil 5.12 : Kaynak süresinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi.

Şekil 5.12'de, kaynak süresinin TWIP / MS bağlantı çiftinin çekme makaslama dayanımı üzerindeki etkisi gösterilmektedir. Çekme makaslama kuvveti, kaynak akımını belirli bir noktaya kadar y ükselmesiyle artar ve s onrasında azma göstermiştir. Nihai çekme makaslama kuvvetine ulaştıktan sonra aşırı ısı girdisi, kaynak çekirdeğindeki metalin ani genleşmesi, bazı elementlerin buharlaşıp atmosferik basınç altında hacminiy ükseltmesi gibi nedenler sonucu ergiyen metalde sıçrantı gerçekleşir. Bu nedenle, dayanımda düşüş meydana gelir ve kaynak bölgesini inceltir. En yüksek ve en düşük çekme-makaslama

değerleri sırasıyla 25 ve 5 periyotlarda ölçülmüştür. Ayrıca, her akım seviyesini kendi içerisinde inceleyecek olursak;

4 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama ku vveti 7005 N olarak 30 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 10-30 periyottur.

6.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama kuvveti 14460 N olarak 30 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

7.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama kuvveti 15510 N olarak 25 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

8.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama kuvveti 15150 N olarak 20 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

10 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama kuvveti 15490 N olarak 20 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

12 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama kuvveti 15380 N olarak 20 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

13.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama kuvveti 15485 N olarak 15 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-25 periyottur.

14.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme-makaslama kuvveti 12490 N olarak 10 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-20 periyottur.

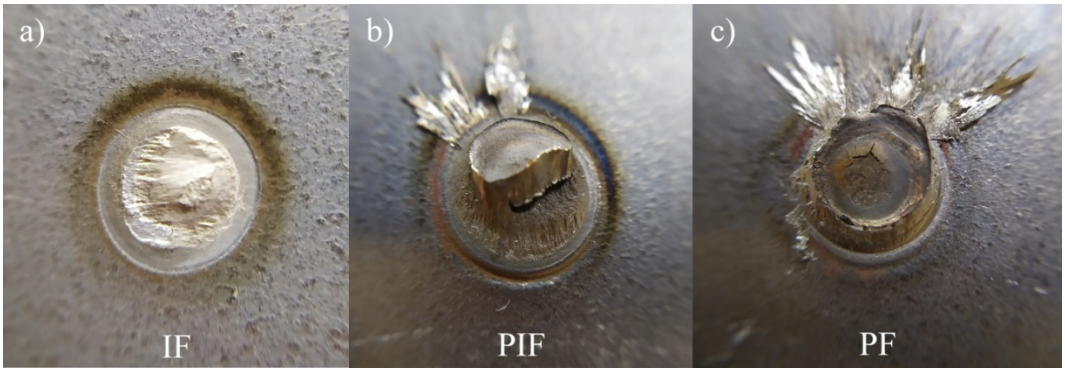
5.3.3. Kaynak parametrelerinin ayrılma modlarına etkisi

Tüm çekme-makaslama deneyleri için elde edilen ayrılma modları Şekil 5.13 ve Şekil 5.14'te gösterilmektedir. Deneylerde, arayüzey ayrılma (IF), kısmi arayüzey ayrılma (PIF) ve düğmelenme (PF) modları olmuştur. Ancak, yırtılma tipi ayırma modu oluşumu gözlemlenmemiştir.

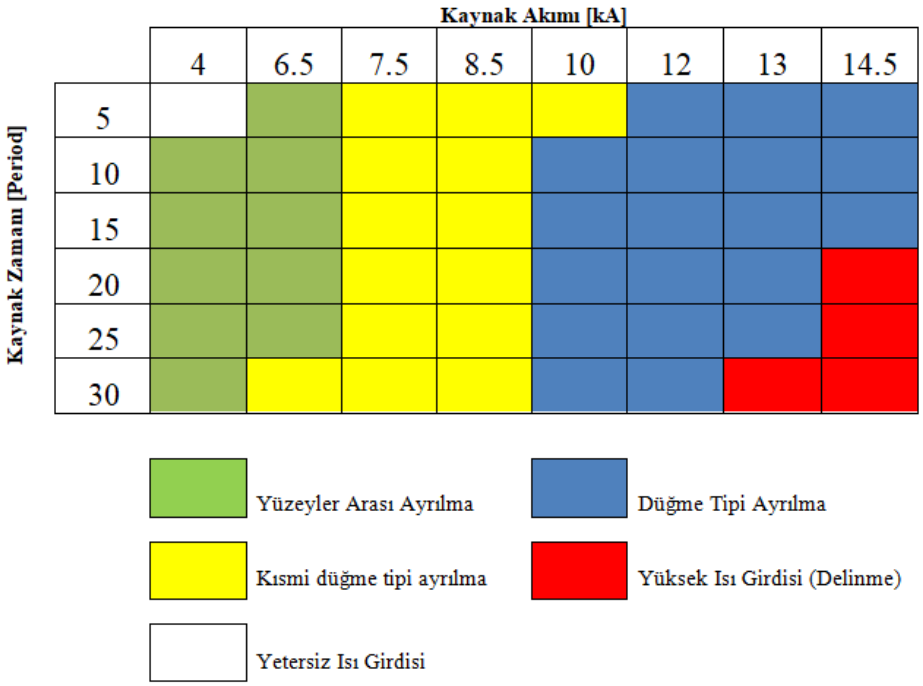
IF ayrılma tipinde (Şekil 5.13–a) yüzeyler arası ayrılma esnasında çekirdek merkezinin oluşan kayma neticesinde küçük bir bölgede sünek olarak ayrılmış ve ardınan gevrek olarak ani kopma gerçekleşmiştir.

PIF ayrılma tipinde (Şekil 5.13–b) ise çekirdek kırılma çekirdek içerisinden devam ederken çekme eksenine dik olarak ayrılma gerçekleşmiştir. Dikey yönde zayıf bölge oluşmasının sebebi dentrit yönlerinin de kayma eksenine dik olmasıdır. Ayrıca, çekme makaslama kuvvetinin belli bir sehim seviyesinden sonra nispi olarak yön değiştiren gerilme uygulanması nedeniyle PIF ayrılma tipi oluşmuştur.

PF ayrılma tipinde (Şekil 5.13–c) ise uygulanan çekme-makaslama kuvvetinin etkisi sonucunda en zayıf bölge ITAB olmuştur. PIF ve PF ayrılma tiplerinde tüm kopmalar TWIP kısmında gerçekleşmiştir. Martenzitik çelik kısmından hiçbir ayrılma gerçekleşmemiştir.

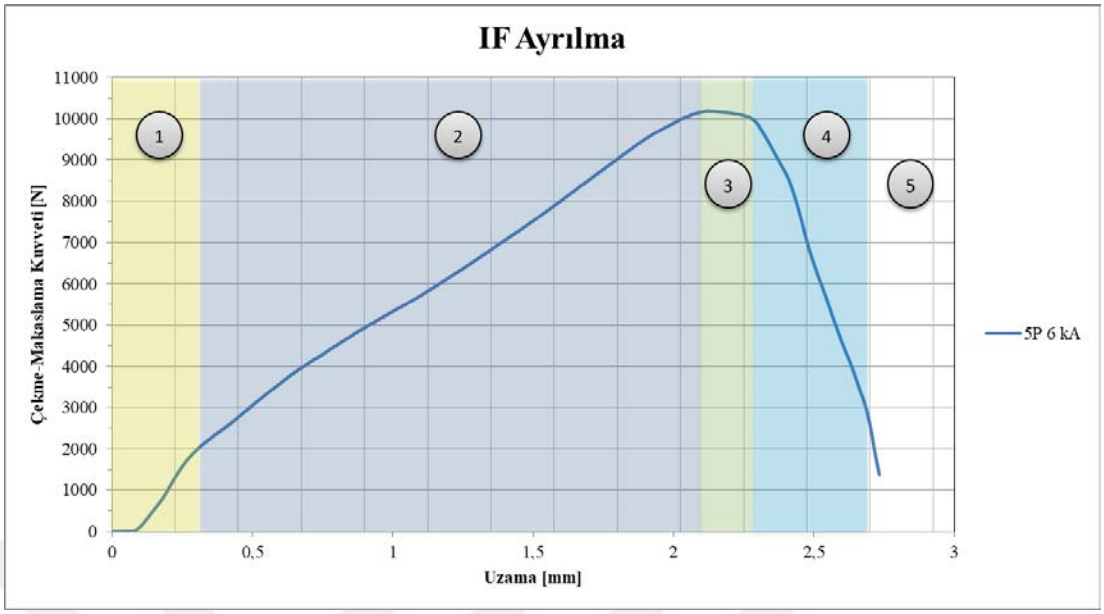


Şekil 5.13 : Çekme-makaslama testi neticesinde elde edilen kopma modları.



Şekil 5.14 : Çekme-makaslama testi neticesinde kaynak parametrelerine bağlı olarak elde edilen ayrılma modları.

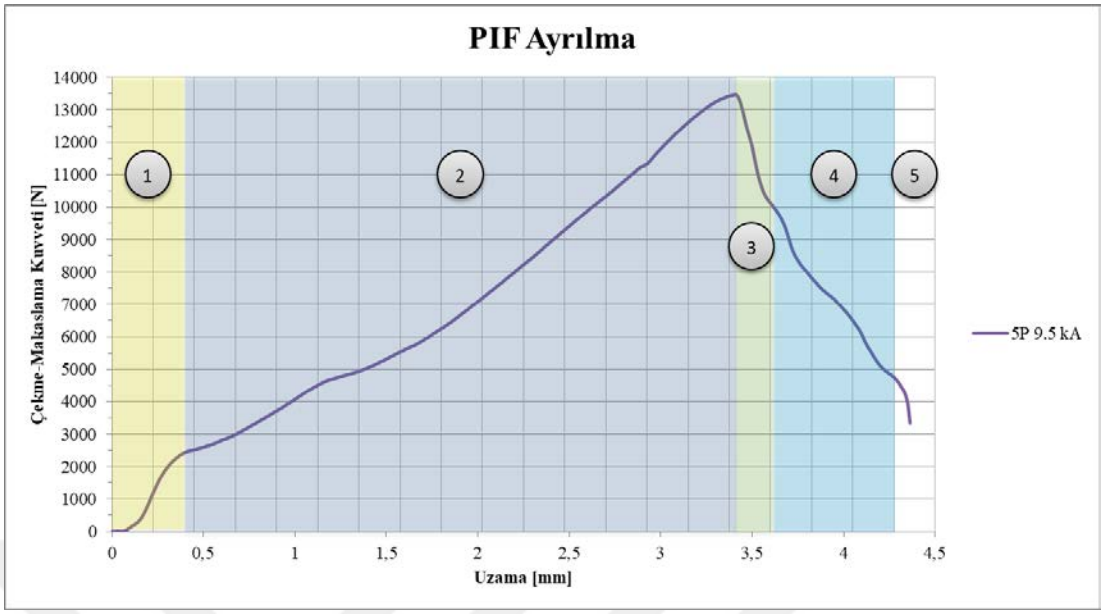
Yüzeyler arası ayrılma (IF) tipi açısından incelenecek olunursa; 5-25 periyot kaynak süresi aralıklarında, 7.5 kA kaynak akım şiddetine kadar yüzeyler arası ayrılma gerçekleşmiştir. Ancak, 30 periyot kaynak akımında ise 6.5 kA kaynak akımı değerlerine kadar yüzeyler arası ayrılma gerçekleşmiştir.



Şekil 5.15 : Yüzeyler arası ayrılma (IF) tipinde çekme makaslama kuvveti-uzama davranışı.

Yüzeyler arası ayrılma (IF) tipinde kopma gerçekleşen çekme makaslama-uzama davranışı Şekil 5.15'te gösterilmektedir. Buna göre, 1 nolu bölgede çekme makaslama kuvvetlerinin sağladığı ön gerilme gerçekleşir. 2 nolu bölgede ise uygulanan kuvvet maksimum noktaya kadar ulaşır. Ancak, bu bölgede herhangi bir yırtılma gerçekleşmez. 3 nolu bölgede yırtılma başlangıcı meydana gelir. Ardından, 4 nolu bölgede çekirdeğin dikey kesitinin daralmasından dolayı kuvvet azalır ve ayrılma başlar. 5. bölgede ise o an bulunan gerçek kesit uygulanan kuvvete dayanamadığından dolayı kesit aniden kopar.

Kısmi düğmelenme tipi (PIF) açısından incelenecek olunursa; 5 periyot kaynak süresinde 1.5-10 kA akım şiddeti aralığında kısmi düğme tipi ayrılma gerçekleşmiştir. 10-25 periyot kaynak zamanı arasında ise 7.5 ve 8.5 kA kaynak akımı değerlerinde kısmi düğme tipi ayrılma olmuştur. Kaynak süresinin 30 periyoda ulaşması ile bu PIF bölgesi daha da artarak 6.5-8.5 kA akım şiddetleri arasında kısmi düğme tipi ayrılma gözlemlenmiştir.

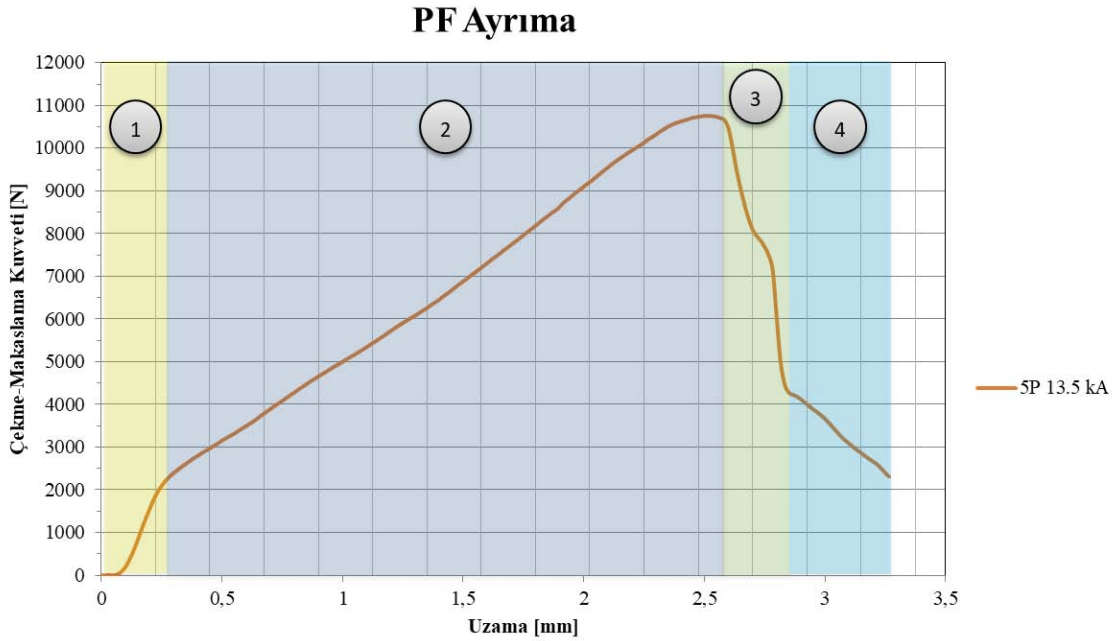


Şekil 5.16 : Kısmi düğme tipi ayrılma (PIF) tipinde çekme makaslama kuvveti-uzama davranışı.

Kısmi düğme tipinde ayrılma (PIF) gerçekleşen çekme makaslama-uzama davranışı Şekil 5.16'da gösterilmektedir. 1 ve 2 nolu bölgeler daha önceki ayrılma tipinde de bahsedildiği gibi sırasıyla ön gerilme ve en yüksek çekme-makaslama kuvvetinin oluştuğu ayrılma gerçekleşmeyen bölgelerdir. 3. bölgede ise ayrılma yüzeyler arasından, yani çekirdeğin merkezinden gerçekleşir. 4. bölgede ise ayrılma yönü, çekme eksenine paralel doğrultu yönünden, çekme eksenine dik yönüne doğru değişir. Böylece, çevresel yırtılmanın başlangıcı oluşur. Bu bölgede oluşan lineer olmayan davranışlar, ayrılmanın çekirdek çevresinden gerçekleşmesinden dolayı oluşan tane yönlenmelerinin etkisidir. Benzer etki 3. ve 4. bölge arasında ayrılma yönünün ani değişmesinde de gözlenebilir. Aynı zamanda, uzamanın yüksek olması, çekme-makaslama deneyi esnasında ayrılan çekirdeğin diğer kısma doğru katlanması nedeniyle açıklanabilmektedir.

Düğme tipi (PF) ayrılma ise her kaynak süresi seviyesinde en yüksek akımlarda gerçekleşmiştir. PF tipi ayrılma tipi, 5 periyot kaynak zamanı için 12-14.5 kA kaynak akım şiddetinde, 10 ve 15 periyot kaynak süresii çin1 0-14.5 kA kaynak akım şiddetlerinde gerçekleşmiştir. Ancak, yüksek akım yoğunluklarında oluşan sıçrantılar nedeniyle kaynak süresi arttıkça, uygulanabilir akım aralıklarında daralma ile PF tipi ayrılma üst limitte sınırlanmıştır. Bu nedenle, 20-25 periyot kaynak süresi için düğme tipi ayrılma modu 10-13 kA kaynak akım şiddeti değerlerine düşmüş, kaynak süresinin 30

periyoda ulaşması ile düğme tipi ayrılma 10 ve 12 kA kaynak akımlarında gerçekleşmiştir.



Şekil 5.17 : Düğme tipi ayrılma (PF) tipinde çekme makaslama kuvveti-uzama davranışı.

Düğme tipinde ayrılma (PF) gerçekleşen çekme makaslama-uzama davranışı Şekil 5.17'de sunulmuştur. 1 ve 2. bölgeler sırasıyla ön gerilme ve en yüksek çekme-makaslama kuvvetinin oluştuğu, ayrılmanın henüz başlamadığı bölgelerdir. 3. bölgede yırtılma başlar ve ardından çekirdek ortasına doğru kuvvet eğimi orta bölgeden sonra gerçekleşen eğimden (4. bölge) farklıdır. Bunun sebebi ayrılma esnasında gösterilen sehimdir. Kuvvet eğiminin değişiminin asıl sebebi yön değişmelerinden dolayı kaynaklanan tane yönlenmelerinin kuvvet yönünde olmasıdır.

5.4. Çapraz Çekme Testi

5.4.1. Kaynak süresinin çapraz çekme kuvvetleri üzerine olan etkisi

Çapraz biçimli çekme deneyi kaynak çekirdeğinin merkez ekseni yönünde olan dayanımını ölçmede etkili bir tahribatlı ölçme metodudur. Kaynak zamanının EDNK uygulanmış TWIP/MS çiftlerinin çapraz çekme kuvveti üzerine olan etkisi Şekil 5.18'de gösterilmektedir. Her bir akım seviyesi kendi içerisinde incelenecek olursa;

4 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 5210 N olarak 25 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 10-30 periyottur.

6.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 7775 N olarak 20 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

7.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 7510 N olarak 20 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

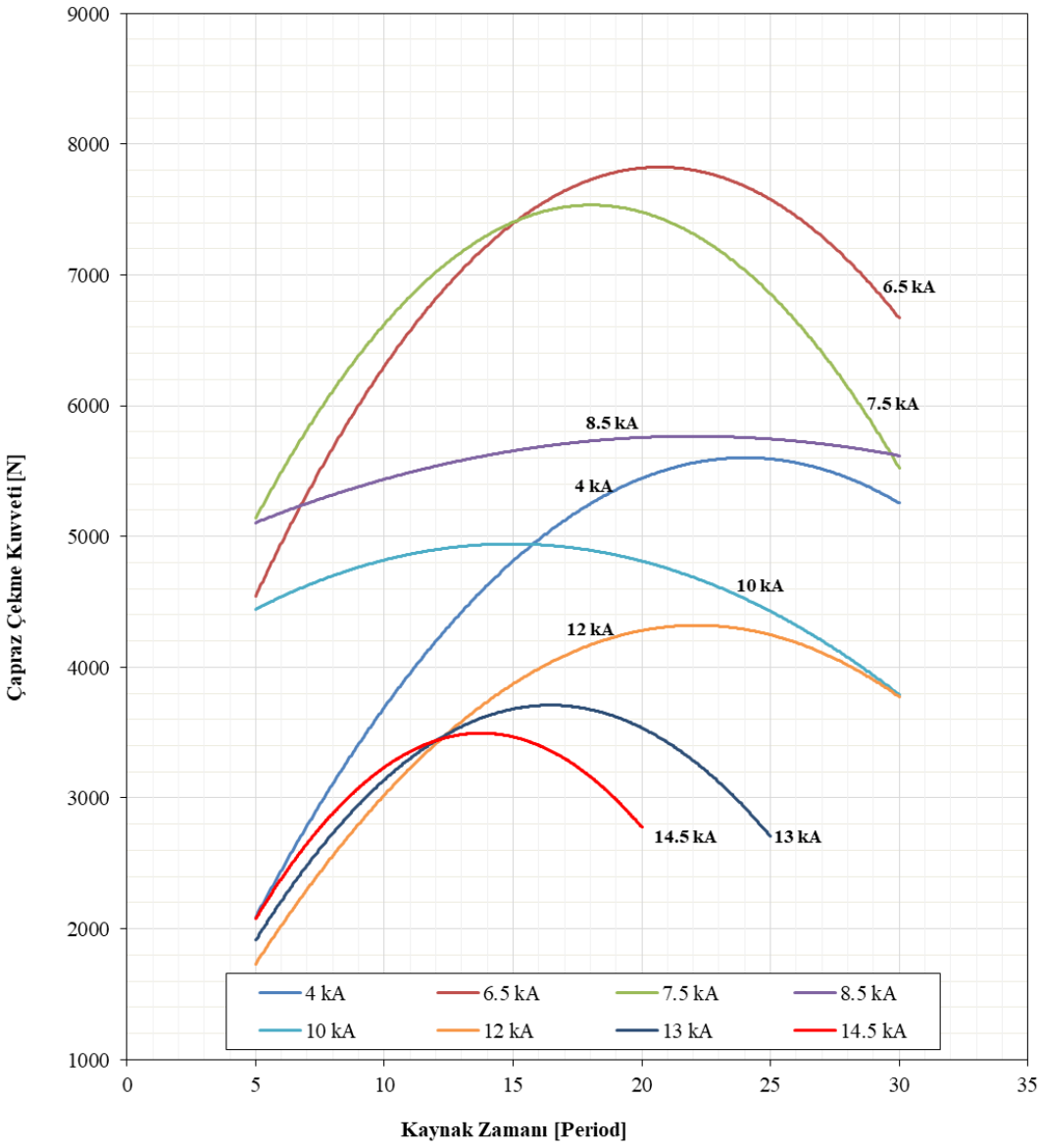
8.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 5765 N olarak 20 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

10 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 4925 N olarak 15 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

12 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 4680 N olarak 20 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-30 periyottur.

13.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 3720 N olarak 15 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-25 periyottur.

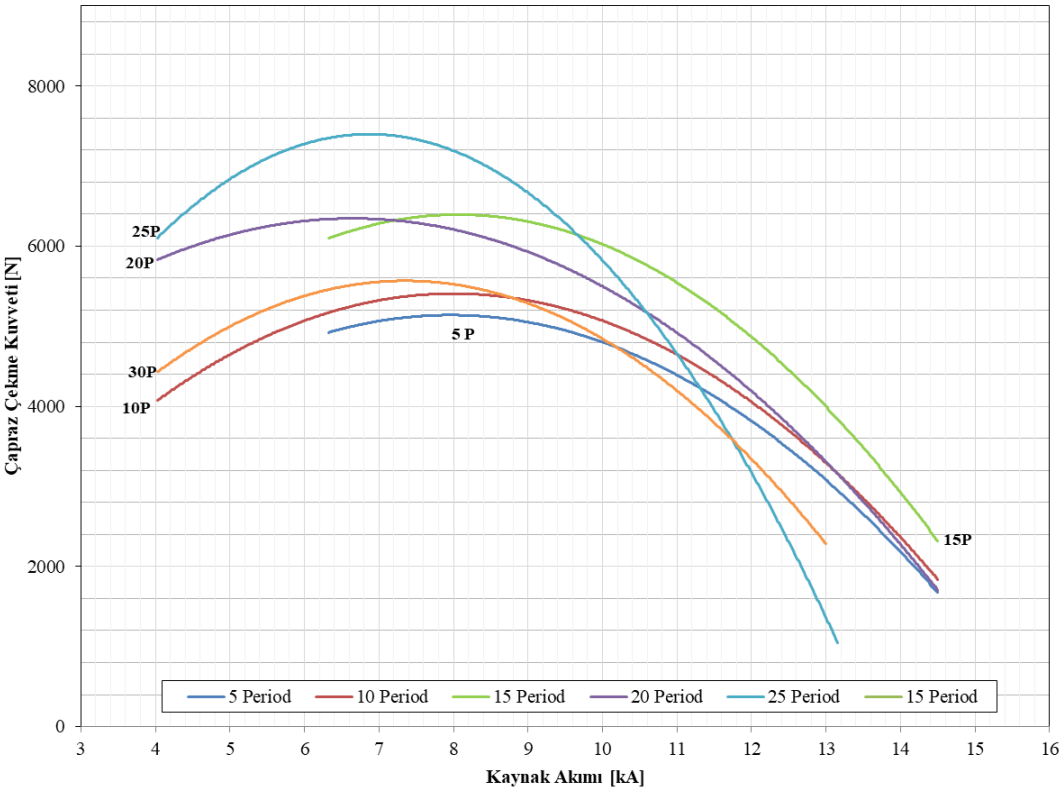
14.5 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çapraz çekme kuvveti 3500 N olarak 15 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. Uygulanabilir kaynak süresi aralığı 5-20 periyottur.



Şekil 5.18 : Kaynak süresinin çapraz çekme kuvveti üzerine olan etkisi.

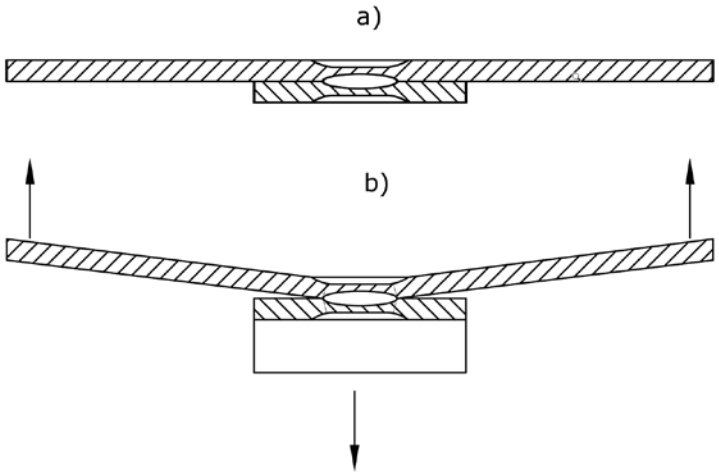
5.4.2. Kaynak süresinin etkisi çapraz çekme kuvvetleri üzerine olan etkisi

Şekil 5.19'da kaynak akım şiddetinin çapraz biçimli çekme dayanımı üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Buna göre, en yüksek çapraz çekme dayanımları 5-10 kA değerleri arasında gerçekleşmiştir. En yüksek çapraz çekme dayanımı daha önceden de belirtildiği gibi 25 periyot kaynak zamanında gerçekleşmiştir.



Şekil 5.19. Kaynak akım şiddetinin çapraz çekme kuvveti üzerine olan etkisi.

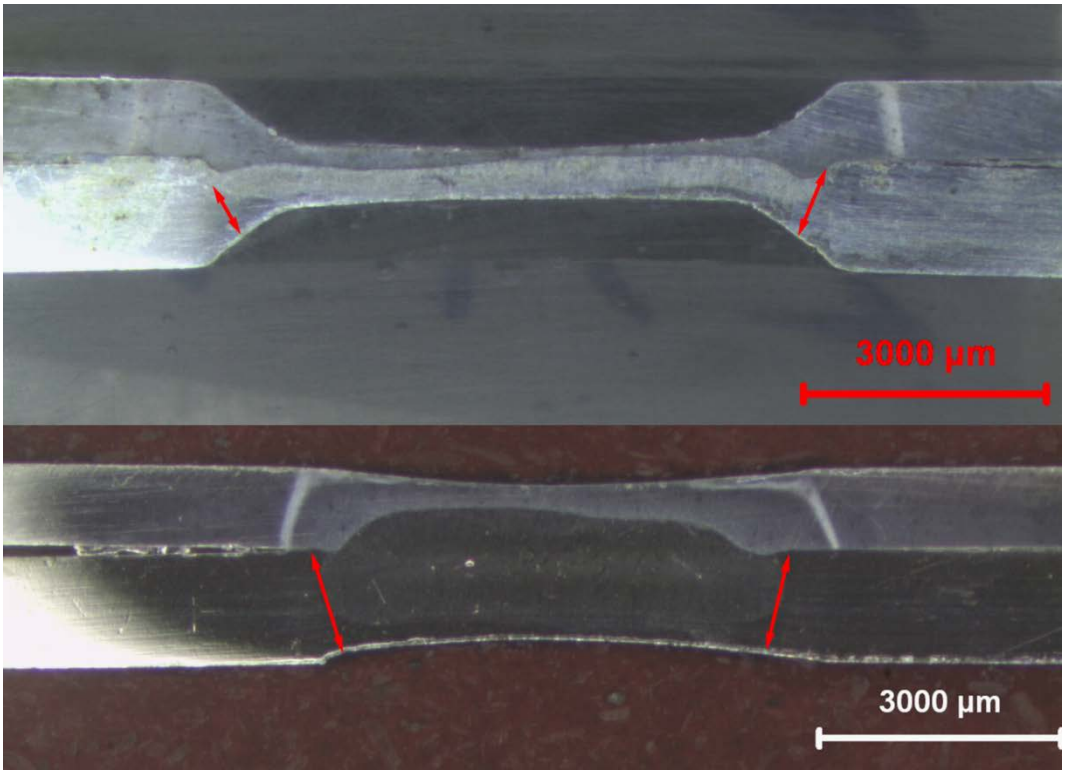
5.4.3. Çapraz çekme kuvvetlerinin ayrılma esnasındaki davranışı



Şekil 5.20 : Çapraz çekme esnasındaki kuvvet davranışları.

Çapraz çekme kuvvetleri deney esnasında Şekil 5.20-a)'da bulunan kesit Şekil 5.20-b) deki gibi eğilmeye zorlanır. Burada çekirdek uçlarından dış yüzeye doğru gerilim birikmeleri meydana gelir. Bu gerilmelerin dayanımı çapraz çekme dayanımında en büyük role sahiptir.

Şekil 5.21'de kırmızı ile gösterilen bölgeler en fazla gerilmeye maruz kalan kesitlerdir. Bu bölge aynı zamanda ITAB bölgesidir. Çapraz çekme dayanımında bir nevi elektrot batma derinliğinin de böylece etkisinin büyük olduğu da görülmektedir. Bu bölgenin dar olması çapraz çekme mukavemetini olumsuz yönde etkilemektedir. Buna göre, diğer mekanik deneyler ile kıyaslandığında, en yüksek çapraz çekme dayanımlarının daha düşük kaynak akımı ve kaynak zamanlarında meydana geldiği görülebilmektedir. Bu da daha düşük akımlarda neden en yüksek dayanımların elde edildiğini açıklamaktadır.



Şekil 5.21 : Çapraz çekme esnasında kesit daralmasının etkisi.

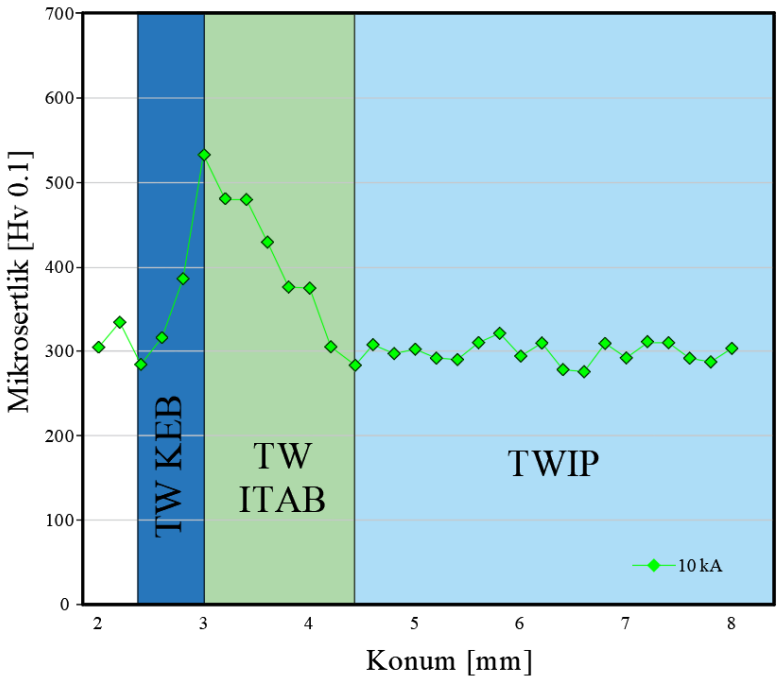
Kopma esnasında en zayıf bölge TWIP çeliğinin ITAB bölgesi kısmında olduğu tespit edilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde bu olayın nedeni daha detaylı bir biçimde açıklanacaktır.

5.5. Mikrosertlik İncelemeleri

Mikrosertlik, malzemenin içyapısında fazları, dönüşümleri, kalıntı gerilmeleri ve çeşitli mekanik davranışları incelemede önemli bir araçtır. Ayrıca, kaynak bölgesinden sıra sertlik alınarak mekanik özelliklerin bir çizgi boyunca nasıl değiştiği konusunda yardımcı

olur. Kesit bölgeleri iki farklı çelik kısmından ve kaynak çekirdeği bölgesinden ayrı başlıklar altında incelenmiştir.

5.5.1. TWIP birleşim yönü



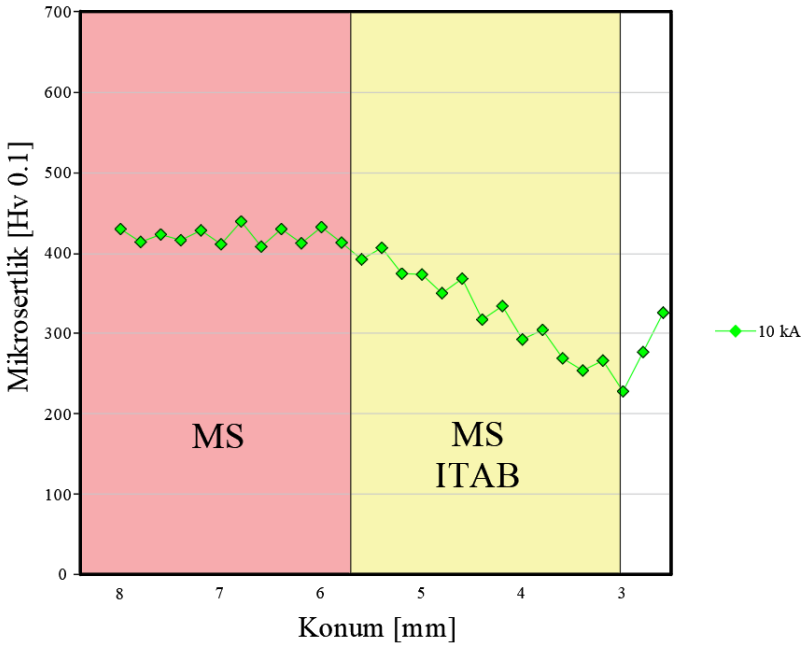
Şekil 5.22 : Kaynak bileşiminin TWIP kısmının mikrosertlik ölçümleri.

Kaynak birleşiminin TWIP yönünden alınan sıra mikrosertlik değerleri Şekil 5.22'de gösterilmektedir. TWIP çeliğinin mikroyapısı tamamıyla ostenitiktir ve ortalama 295 Hv sertlik değerine sahiptir. Esas metalde görülen çeşitli dalgalanmalar tane sınırlarının daha yüksek sertlik göstermesinden dolayıdır. Esas metalden çekirdek merkezine doğru ilerledikçe, ITAB bölgesinde sertlik yaklaşık %50-75 artış göstererek 420-530 Hv arası değerlere kadar artış olmuştur. ITAB bölgesinde 520 Hv değerlerine kadar ani yükselme olmuştur. Literatür ile kıyaslandığında bu durumun taneler arasına denk gelen güçlü segregasyonlardan dolayı olabileceği sonucuna varılmıştır [118–122]. Kısmen ergime bölgesinde (KEB) ise sertlik ortalama 350 Hv değerine düşmüştür.

5.5.2. Martenzitik çelik birleşim yönü

Şekil 5.23'de 10 periyot kaynak süresinde 10 kA kaynak akım şiddetinde elde edilen sıra sertlik değeri gösterilmektedir. Bağlantının martenzitik kısmında ise; ana metal yaklaşık

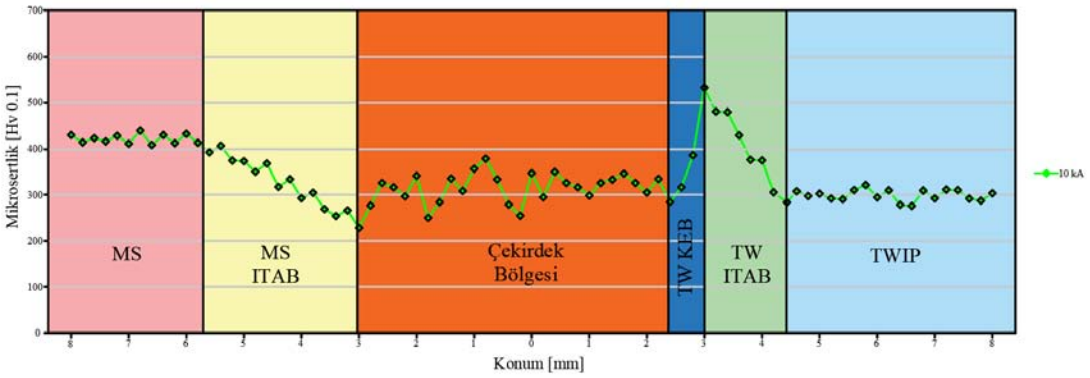
430 Hv den 2 10 Hv'ye kadar azalma göstermektedir. Azalmanın sebebi martenzitin temperlenmesidir. Temperlenen martenzitin tavlanarak sertliğinin düşmesidir.



Şekil 5.23 : Periyot 30 sıra sertlik değerleri.

5.5.3. Kaynak çekirdeği sertlik dağılımı

Şekil 5.24'te 10 Periyot kaynak süresinde 10 kA kaynak akım şiddetinde kaynak ergime bölgesinde gerçekleşen mikrosertlik dağılımı gösterilmektedir. Kaynak ergime bölgesinde çekirdek içerisinde yerel yükseklikler ve alçalmalar oluşmuştur. Y ükselmeler bazı impuritilerden ve sertlik alınan noktanın tane sınırlarına denk gelmesinden kaynaklanabilmektedir. Ani düşüşler ise batıcı ucun gaz boşluklarına veya poroziteye denk gelmesinden kaynaklanmıştır.



Şekil 5.24 : 10 Periyot kaynak süresinde 10 kA kaynak akım şiddetinde kaynak ergime bölgesinde gerçekleşen mikrosterlik dağılımı.

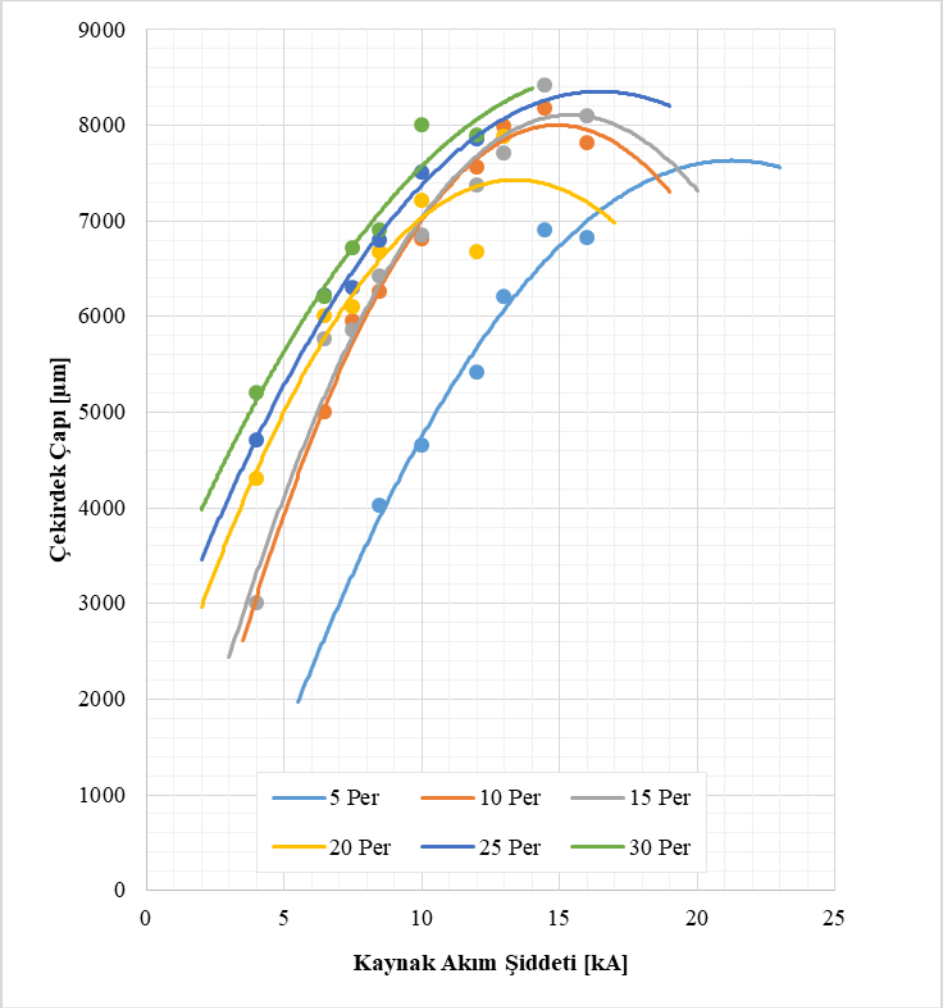
5.6. Kaynak Geometrisi ve Etkisinin İncelenmesi

5.6.1. Kaynak çekirdek çapının etkisi

5.6.1.1. Kaynak parametrelerinin kaynak çekirdek çapı üzerine olan etkisi

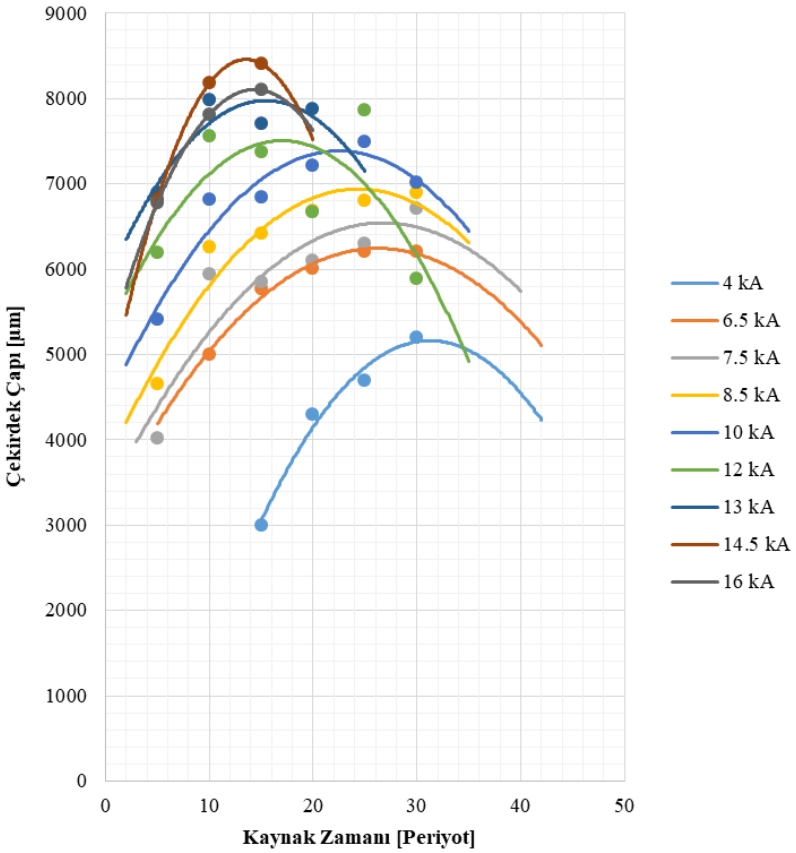
Kaynak çekirdeğinin çap ölçüsü aynı zamanda kaynak bağlantılarında güvenilirliği ölçmenin bir başka yoludur.

Şekil 5.25'te kaynak akım şiddetinin çekirdek çapı üzerine olan etkisi gösterilmektedir. En düşük çekirdek çaplarının 5 periyot kaynak sürelerinde oluştuğu gözlemlenmiştir. Isı girdisinin kaynak akım şiddetinin karesi ile doğru orantılı olmasından dolayı en düşük çekirdek çapı en düşük kaynak akım süresinde oluşmuştur. Ancak kaynak akım süresinin çekirdek çapı üzerine olan etkisi lineer değildir. En büyük değişim 5 periyot kaynak süresinden 10 periyot kaynak süresine geçişte meydana gelmiştir. En büyük çekirdek çapı 14.5 kA kaynak akım şiddeti ve 15 periyot kaynak zamanında 8350 µm olarak elde edilmiştir. Tüm kaynak sürelerinde en yüksek kaynak çekirdekleri 12-14.5 kA kaynak akım şiddetlerinde meydana gelmiştir.



Şekil 5.25 : Kaynak süresinin çekirdek çapı üzerine olan etkisi.

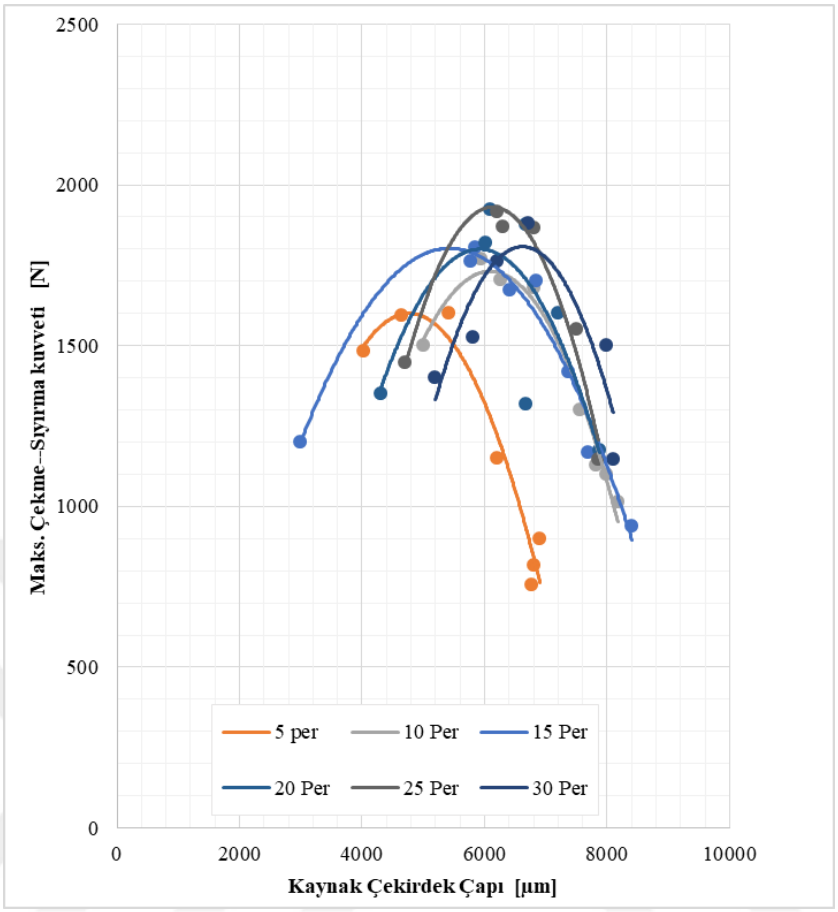
Kaynak akım şiddeti arttıkça 14.5 kA'e kadar çekirdek çapında yükselme m eydana gelmiştir. 14.5 kA kaynak akım şiddeti üzerinde ise kaynak çekirdeği çapı meydana gelen kütle kaybından dolayı azalma göstermiştir (Şekil 5.26).



Şekil 5.26 : Kaynak akım şiddetinin çekirdek çapı üzerine olan etkisi.

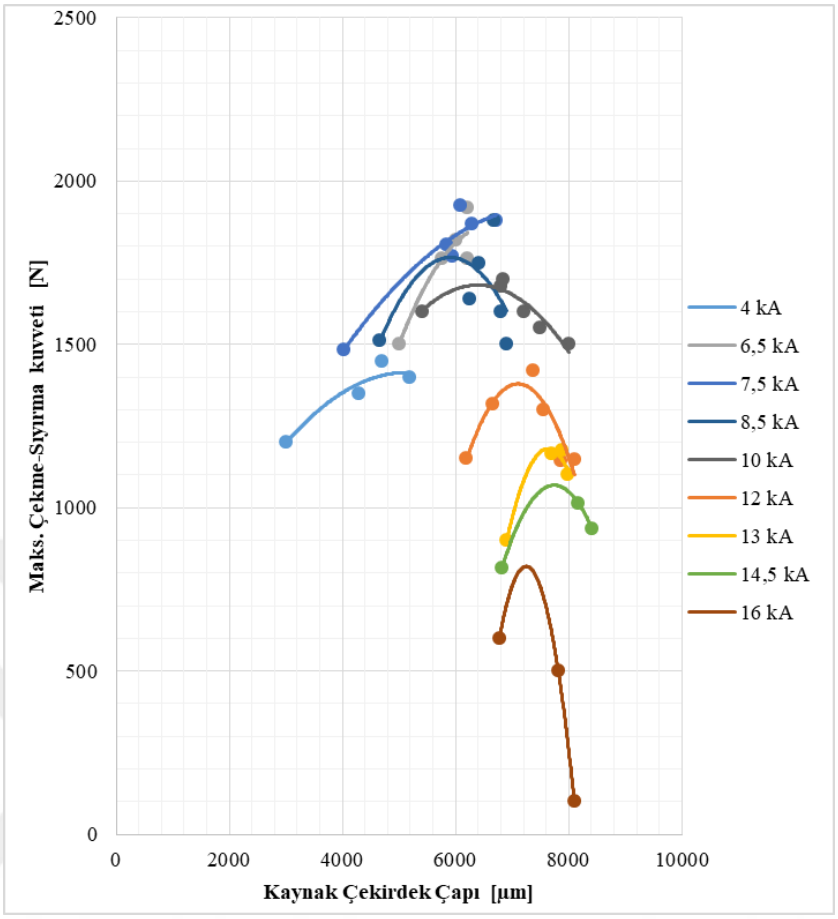
5.6.1.2. Kaynak çekirdeğinin çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi

Kaynak çekirdeğinin ölçüsü her ne kadar kaynak oluşumunun bir göstergesi olsa da yapılan mekanik deneyler ile karşılaştırılması yüksek önem arz eder. Şekil 5.27'de kaynak çekirdek çapının kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. Buna göre, en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 25 periyot kaynak süresinde 6045µm çekirdek çapında elde edilmiştir. Bu kaynak parametresi esnasında aktif olan ayrılma modu yırtılma tipi ayrılmadır.



Şekil 5.27 : Kaynak çekirdek çapının kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi.

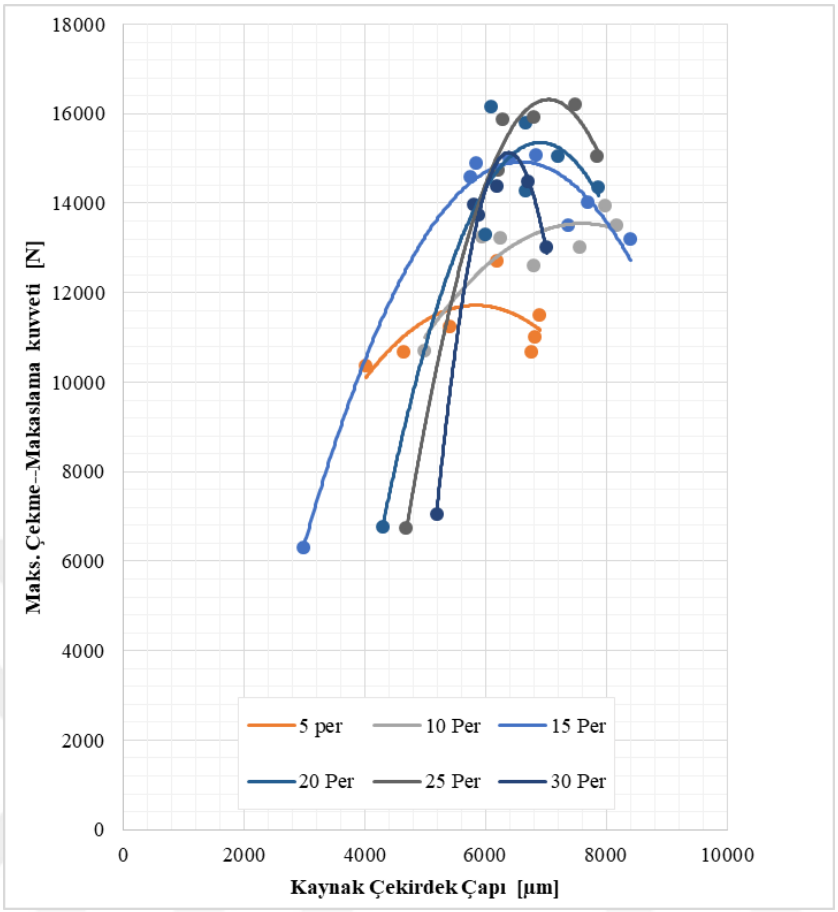
Kaynak çekirdek çapının kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi Şekil 5.28'de gösterilmektedir. En yüksek çekme-sıyırma kuvveti 7.5 kA kaynak akım şiddetlerinde elde edilmiştir. 8.5 kA ve daha üstü kaynak akım şiddetlerinde en yüksek çekirdek çapı elde edilmesine karşın çekme-sıyırma dayanımı azalma eğilimindedir. Bu azalma eğilimi 10 kA akım seviyelerine kadar çok fazla değişim göstermemektedir. Ancak, 10 kA ve üstü değerlerde düşüş %80 üstündedir. En düşük çekme-sıyırma mukavemeti 8035 µm çekirdek çapında elde edilmiştir. Bu değer yüzeyler arası ayrılma modundan bile daha düşüktür. Bu da diğer geometrik özelliklerin mukavemet değerlendirilmelerinde olan önemi göstermektedir.



Şekil 5.28 : Kaynak çekirdek çapının kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi.

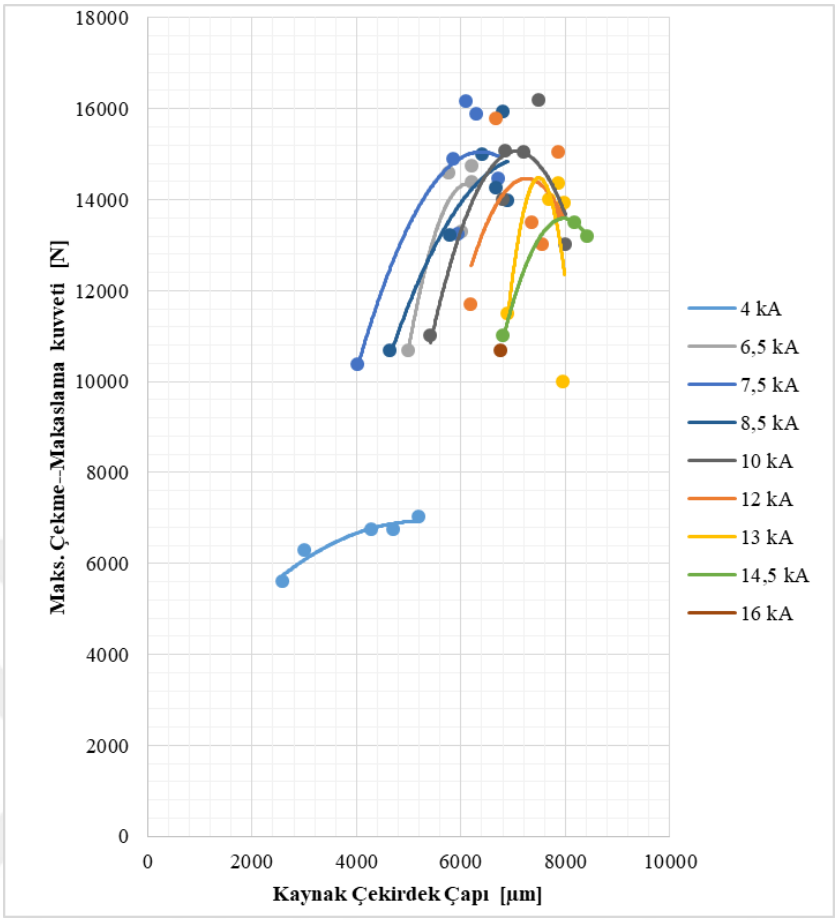
5.6.1.3. Kaynak çekirdeğinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi

Şekil 5.29'da kaynak çekirdek çapının kaynak süresi açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. 5 periyot kaynak süresinin tümünde en diğerlerine göre kısmen çok daha düşük çekme-makaslama kuvvetleri elde edilmiştir. Maksimum çekme-makaslama kuvveti 6785 µm çekirdek çapında 20 periyot kaynak süresinde 16105 N olarak elde edilmiştir.



Şekil 5.29 : Kaynak çekirdek çapının kaynak süresi açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi.

Şekil 5.30'da kaynak çekirdek çapının kaynak akım şiddeti açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. En düşük çekirdek oluşumları 4 kA kaynak akım şiddetinde meydana gelmiştir. Çekirdek çapları 4000 µm'den yüksek olan değerler olmasına rağmen, diğer kaynak akım şiddetlerinde elde edilen mukavemet değerleri 4 kA seviyesinde yapılan tüm deneylere göre en yüksek çekme makaslama performansının yarısından azdır. En yüksek çekme makaslama kuvveti 10 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir.

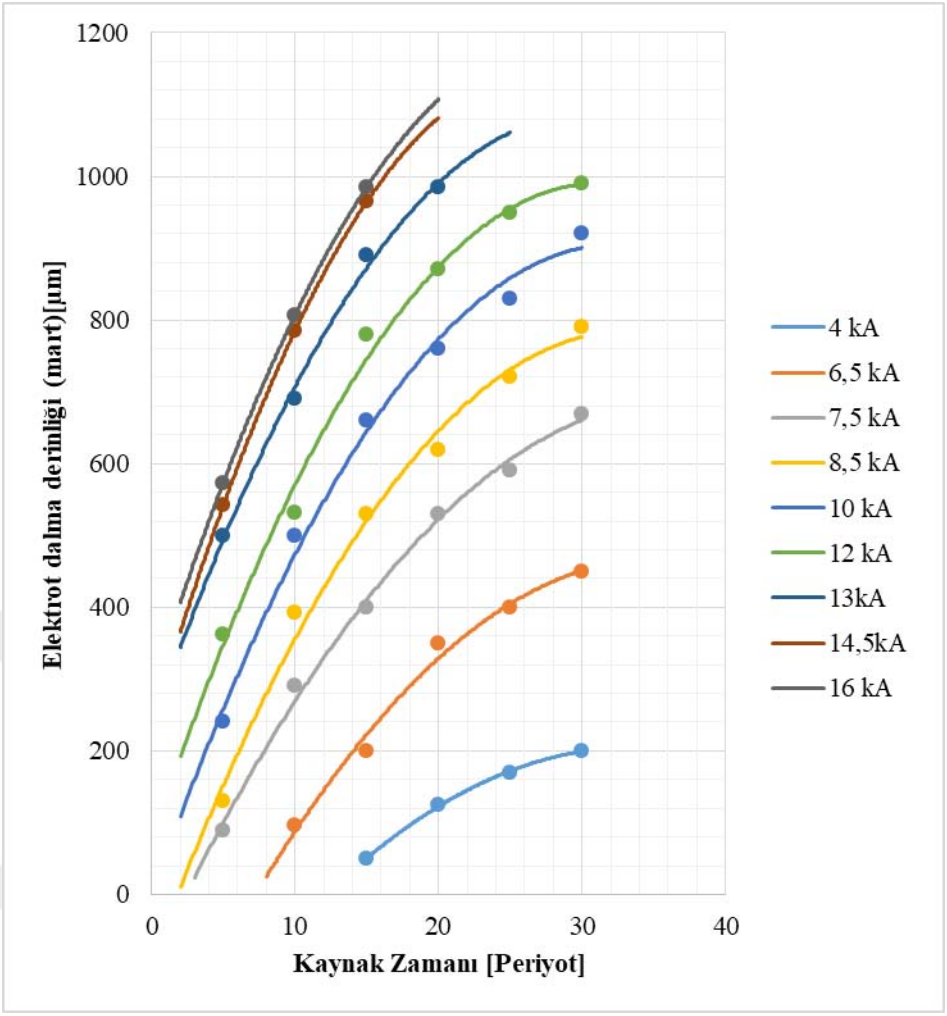


Şekil 5.30 : Kaynak çekirdek çapının kaynak akım şiddeti açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi.

5.6.2. Elektrod dalma derinliklerinin etkisi

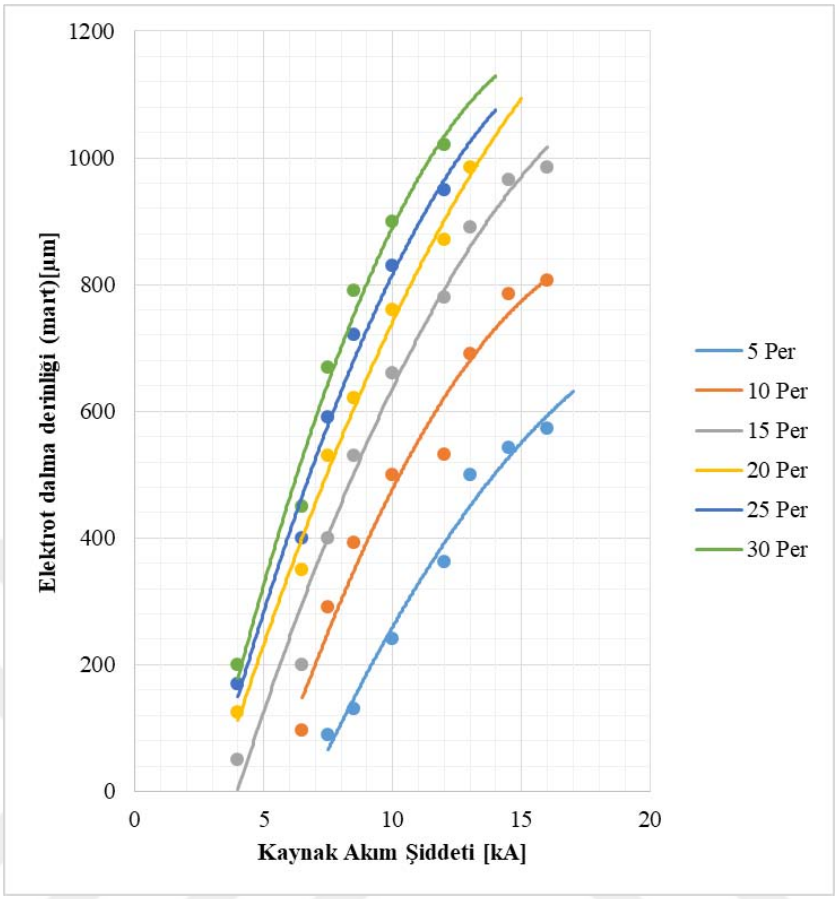
5.6.2.1. Kaynak parametrelerinin elektrot dalma derinliği üzerine olan etkisi (martenzitik çelik yönü)

Şekil 5.31 kaynak zamanının Martenzitik çelik sac yönünde oluşan elektrot batma derinliği üzerinde olan etkisini göstermektedir. Kaynak süresi arttıkça, elektrot batma derinliklerine de artış meydana gelmiştir. En düşük elektrot dalma derinlikleri her akım seviyesinde 5 periyot kaynak süresinde oluşmuştur. Kaynak akım şiddeti arttıkça elde edilen batma derinliği/kaynak süresi eğimi artmaktadır.



Şekil 5.31 : Kaynak süresinin elektrot dalma derinliğine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü).

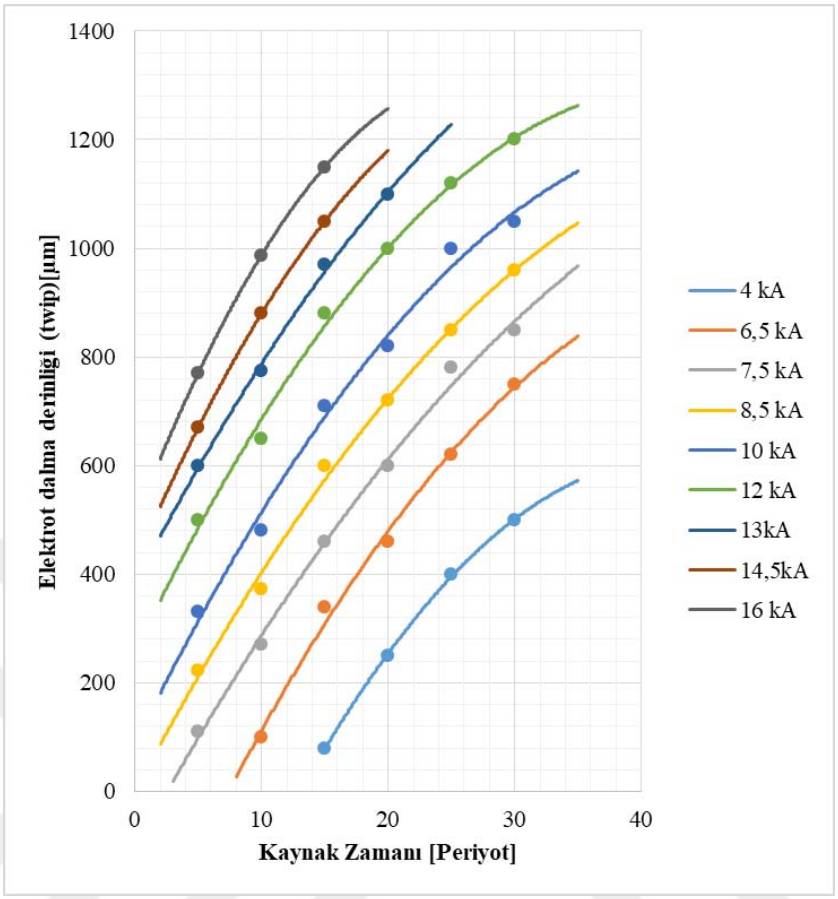
Kaynak akım şiddetinin martenzitik çelik sac yönünde oluşan elektrot batma derinliği üzerinde olane tkisi Şekil 5.32'de gösterilmektedir. Buna göre, kaynak süresi arttıkça elektrot batma derinliği/kaynak akım şiddeti eğimi artmaktadır. Kaynak süreleri arasında en yüksek derinlik farkı 5 periyot ile 1 0 periyot arasında olmuştur. Kaynak süreleri arttıkça bu artışlarda azalma meydana gelmiştir.



Şekil 5.32 : Kaynak akım şiddetinin elektrot batma derinliği üzerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü).

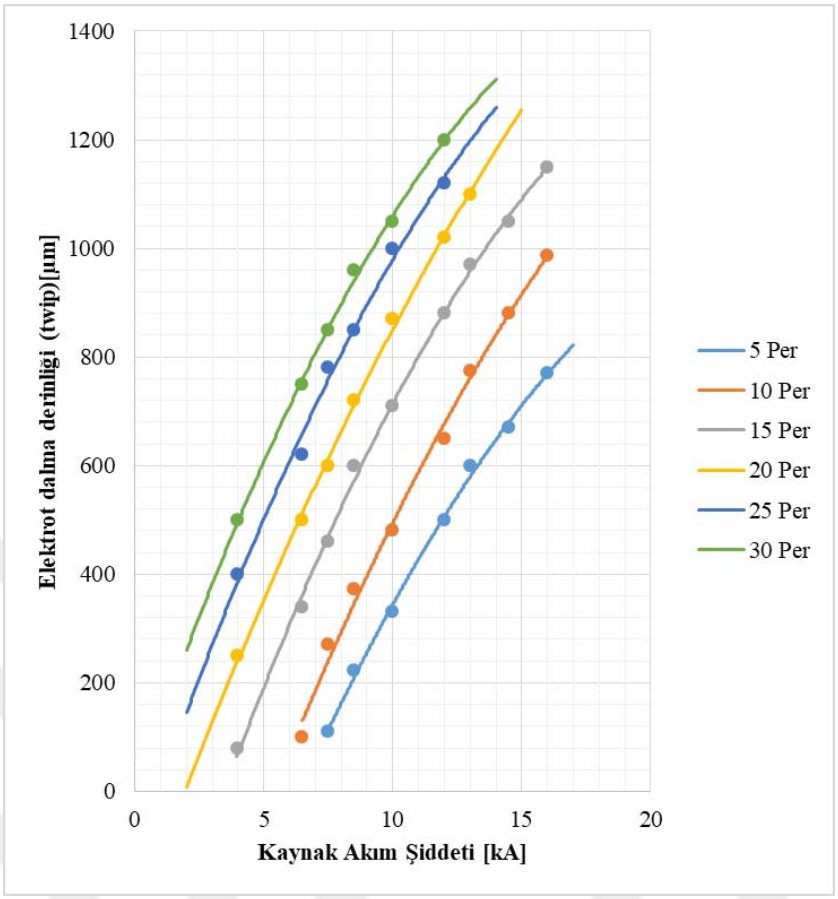
5.6.2.2. Kaynak parametrelerinin elektrot dalma derinliği üzerine olan etkisi (TWIP çeliği yönü)

Şekil 5.33 kaynak süresinin TWIP çelik sac yönünde oluşan elektrot batma derinliği üzerinde olan etkisini göstermektedir. Akım şiddeti arttıkça TWIP yönündeki elektrot dalma derinliğinde artış gözlemlenmiştir. Kaynak zamanı arttıkça eğrilerin eğiminde yüksek değişiklikler gözlemlenmemiştir. Oluşan ısı girdisine doğru orantılı bir şekilde elektrot ucu batma derinlikleri elde edilmiştir. Ancak, 25 ve 30 periyot kaynak süresi değerlerinde arttıkça bu eğimde bir miktar azalma gerçekleşmiştir. Her ne kadar elektrot dalma derinliği/kaynak süresi eğimleri lineer olsa da, 4 kA kaynak akım şiddetinde diğerlerine kıyasla daha az batma derinlikleri elde edilmiştir.



Şekil 5.33 : Kaynak süresinin elektrot dalma derinliğine olan etkisi (TWIP çeliği yönü).

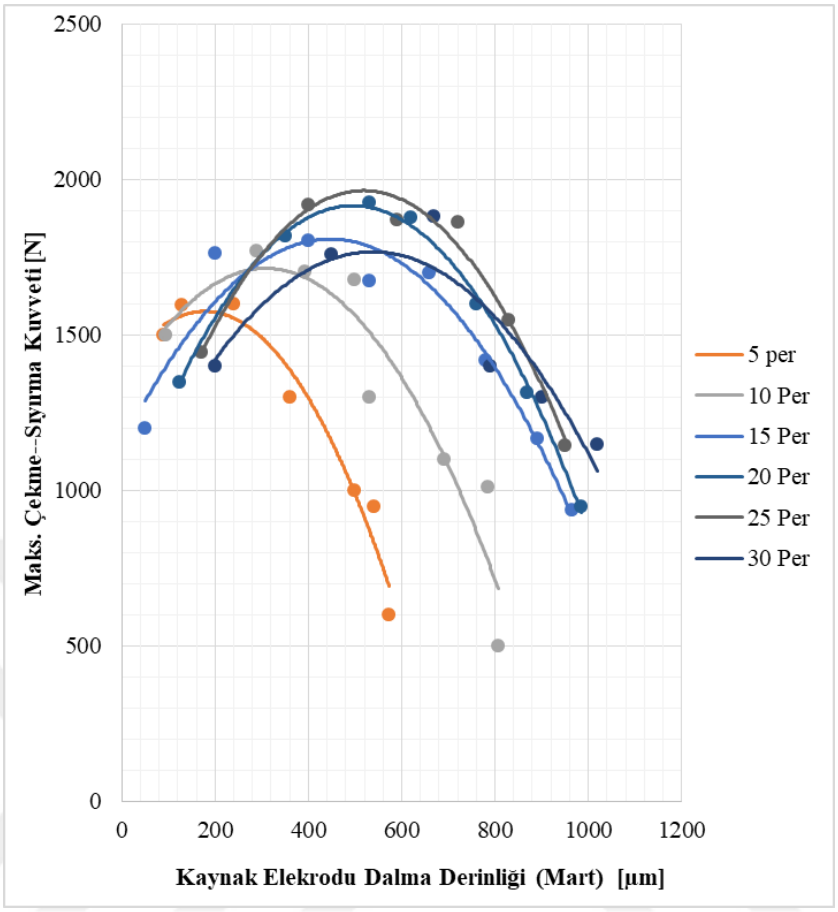
Şekil 5.34'te kaynak akım şiddetinin TWIP çelik sac yönünde oluşan elektrot batma derinliği üzerinde olan etkisini göstermektedir. Kaynak süresi arttıkça yüksek ısı girdisinden dolayı elektrot batma derinlikleri artmaktadır. Tüm kaynak süresi/akım şiddeti eğimi yaklaşık olarak birbirine yakındır. Bu durum, yaklaşık olarak elektrot batma derinliklerin lineer olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.34 : Kaynak akım şiddetinin elektrot dalma derinliğine olan etkisi (TWIP çeliği yönü).

5.6.2.3. Elektrot dalma derinliğinin çekme sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü)

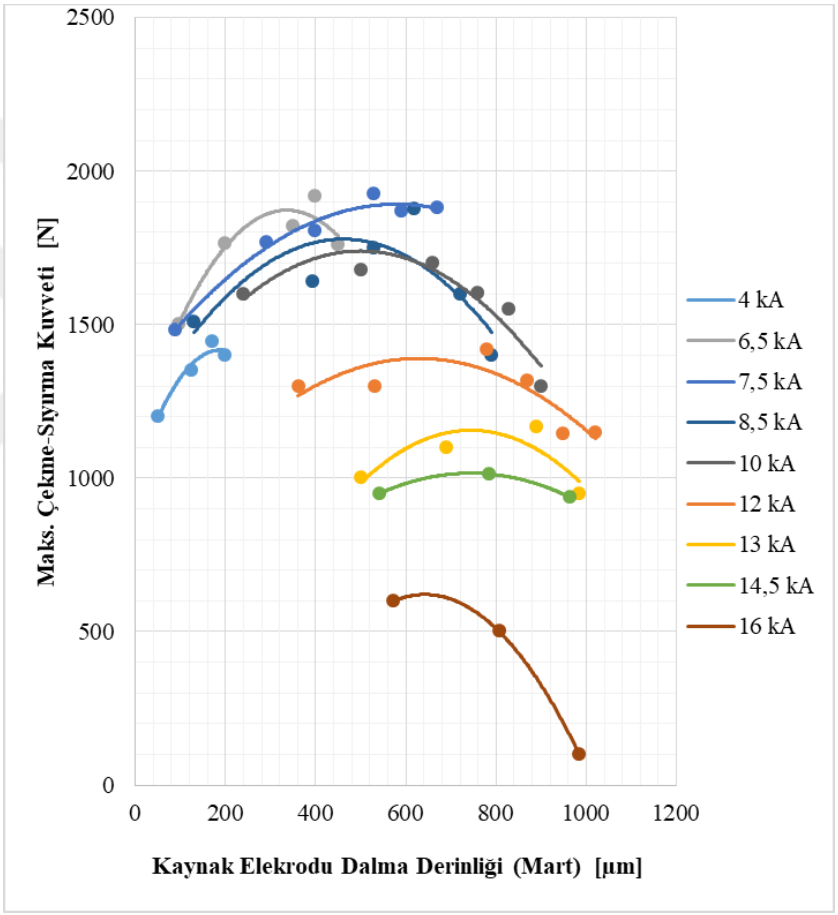
Şekil 5.35'de Martenzitik çelik yönü elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. Kaynak süreleri açısından çekme-sıyırma kuvvetleri incelenecek olunursa; 5 periyot kaynak süresinde 1600N çekme sıyırma kuvveti 200 µm elektrot dalma derinliği elde edilmiştir. 10 periyot kaynak süresinde, 5 periyoda göre %11.25 artışla 1780 N çekme-sıyırma kuvveti 285 µm elektrot dalma derinliğinde elde edilmiştir. 15 periyot kaynak süresinde, %1.4 artışla 1805 N olarak 400 µm elektrot dalma derinliğinde elde edilmiştir. 20 periyot kaynak süresinde, çekme sıyırma kuvveti 1910 N olarak 5150 µm elektrot dalma derinliğinde elde edilmiştir. 25 periyot kaynak süresinde, En yüksek çekme-sıyırma kuvveti olan 1950 N, 5250 µm elektrot dalma derinliğinde elde edilmiştir. 30 periyot kaynak süresinde, çekme sıyırma kuvveti düşüşe geçerek 5800 µm elektrot dalma derinliğinde 1750 N olmuştur.



Şekil 5.35 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü).

Şekil 5.36'da Martenzitik çelik yönü elektrot dalma derinliğinin kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. Buna göre; 4 kA kaynak akım şiddetinde en düşük elektrot dalma derinliği elde edilmiştir. Ancak, belirtilen kaynak seviyesinde elde edilen en yüksek çekme sıyırma kuvveti 1445 N olarak 180µm elektrot batma derinliğinde elde edilmiştir. 6.5 kA kaynak akım seviyesinde uygulama aralığı 4 kA kaynak seviyesine göre biraz daha artarak 120-425 µm elektrot dalma derinliklerinde olmuştur. 6.5 kA akım seviyesinde elde edilen en yüksek kuvvet 1930N olarak 400 µm elektrot dalma derinliğinde elde edilmiştir. 7.5 kA kaynak akım seviyesinde uygulama aralığı 120-680 µm elektrot dalma derinlikleri arasında gerçekleşmiştir. Bu akım seviyesinde en yüksek çekme-sıyırma kuvveti 540 µm elektrot dalma derinliğinde 1945 N olarak elde edilmiştir. Ayrıca, bu değer elde edilen en yüksek çekme-sıyırma kuvvetidir. 8.5 ve 10 kA kaynak akım şiddetleri benzer karakteristik sergileyerek en yüksek çekme-sıyırma mukavemetleri olan yaklaşık 1720 N'u 480 µm elektrot dalma derinliğinde elde edilmiştir. 12 kA akım şiddetinde artık elde edilen çekme

sıyırma kuvveti düşmüştür. Elektrot dalma derinliği alt limiti 375 µm olmuştur. 13-16 kA kaynak akım şiddeti aralıklarında ölçülen elektrot dalma derinlikleri yaklaşık olarak birbirlerine eşittir. Alt elektrot dalma eşiği 580 µm, üst elektrot dalma eşiği ise 1000 µm olarak gerçekleşmiştir. Ölçülen kaynak derinliği ölçüleri yakın olsa da ölçülen çekme-sıyırma kuvvetleri düşmüştür. Bu durumun sebebi birleşimin TWIP kısmı ile ilişkilidir. TWIP tarafının bileşimde en zayıf bölgeyi oluşturmasından dolayıdır (bknz kopma modları).

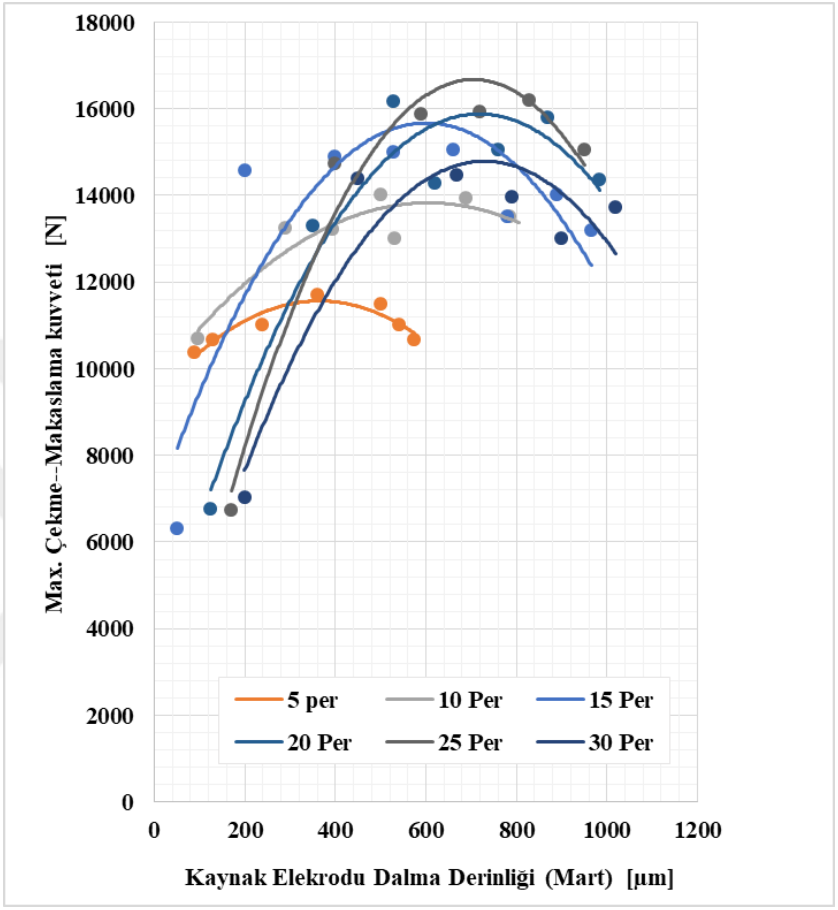


Şekil 5.36 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü).

5.6.2.4. Elektrot dalma derinliğinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü)

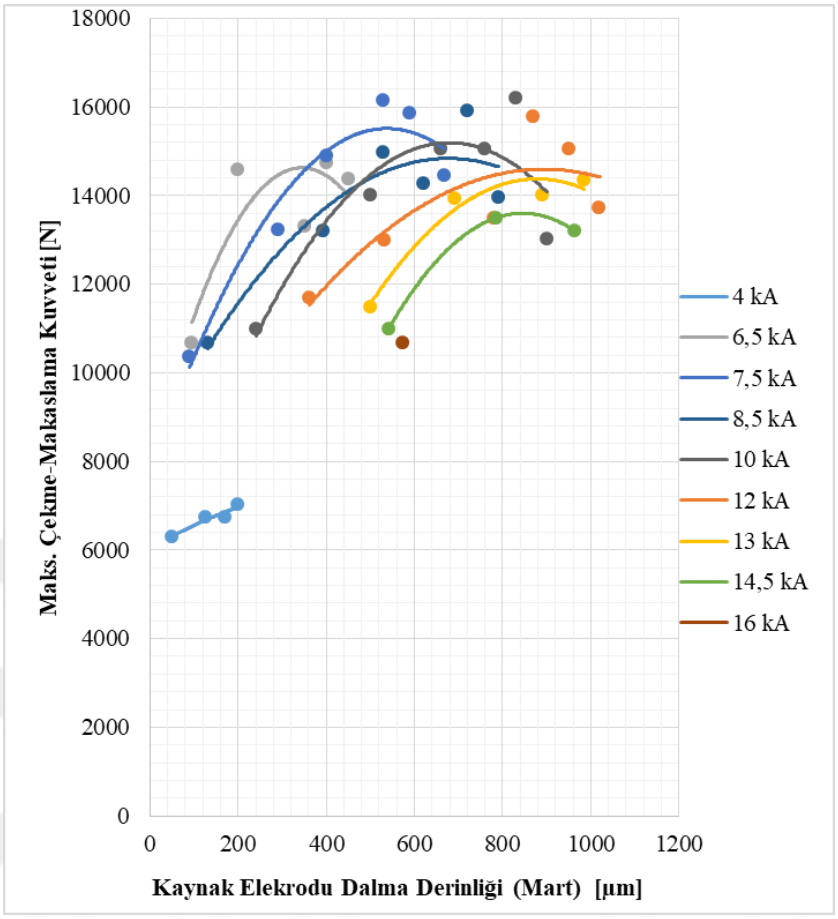
Şekil 5.37'de Martenzitik çelik yönünde elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. Buna göre, 5 periyot kaynak süresinde maksimum çekme-makaslama kuvveti 11940N olarak, 380 µm elektrot dalma derinliklerinde elde edilmiştir. Bu seviyede ulaşılan elektrot dalma

derinliği aralığı 120-590 µm aralığında olmuştur. 10 periyot kaynak süresinde en yüksek çekme makaslama kuvveti 500 µm elektrot dalma derinliğinde 14000N olarak elde edilmiştir.



Şekil 5.37 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü).

Kaynak süresinin 15 periyot kaynak süresine ulaşmasıyla çekme makaslama kuvvetinin yaklaşık %16 artarak 16120 N olarak 580 µm elektrot batma derinliğinde elde edilmiştir. 20 periyot kaynak süresinde ise 15 periyoda yakın çekme makaslama kuvveti elde edilmesine karşın 720 µm elektrot batma derinliği gerçekleşmiştir. En yüksek çekme-makaslama kuvveti olan 16820 N ise 25 periyot kaynak süresinde 680 µm elektrot batma derinliğinde elde edilmiştir. 30 periyot kaynak süresinde çekme makaslama kuvveti düşüşe geçmiştir. Bu akım seviyesinde en yüksek çekme makaslama kuvveti 14840 N, 7400 µm elektrot batma derinliğinde elde edilmiştir.

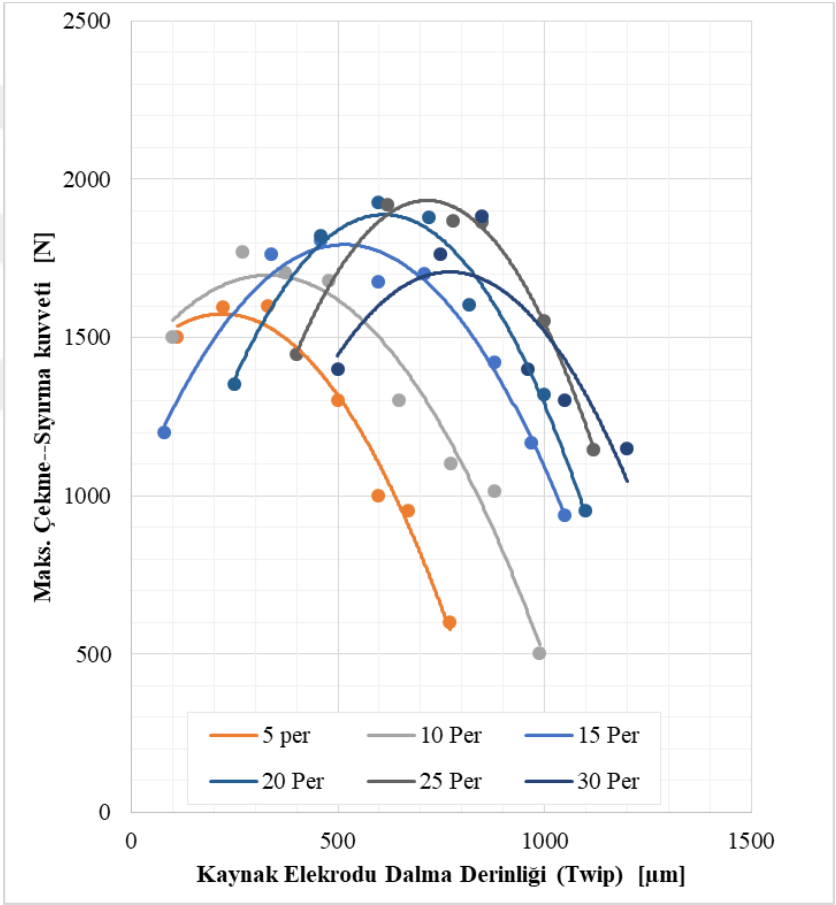


Şekil 5.38 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü).

Şekil 5.38'de elektrot dalma derinliğinin kaynak akım şiddeti açısından çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi (Martenzitik çelik yönü) gösterilmiştir. 4 kA kaynak akım seviyesinde en yüksek çekme makaslama kuvveti yaklaşık 7100 N olarak 200 µm elektrot batma derinliğinde elde edilmiştir. Bu akım seviyesinde en düşük elektrot batma derinliği 80 µm olarak ölçülmüştür. Kaynak akım şiddetinin 6.5 kA değerine çıkarılmasıyla en yüksek çekme makaslama kuvveti 14800 N, 320 µ m elektrot derinliğinde elde edilmiştir. En yüksek çekme-makaslama k uvvetinde i se elde edilen elektrot batma derinliği 520 µm olarak 7.5 kA kaynak akım seviyesinde ölçülmüş tür. Elektrot dalma derinlikleri 10 kA kaynak seviyesine kadar 200-800 µm aralığında oluşmuştur. 12 kA ve üstü kaynak akım seviyelerinde elektrot dalma derinliğinin alt eşiği ısı girdisinden dolayı gerçekleşen yumuşama nedeniyle artmıştır. En yüksek akım şiddeti seviyelerinde ise azalan uygulama aralığı nedeniyle elektrot dalma derinlikleri yalnızca 600-1000 µm arasında gerçekleşmiştir.

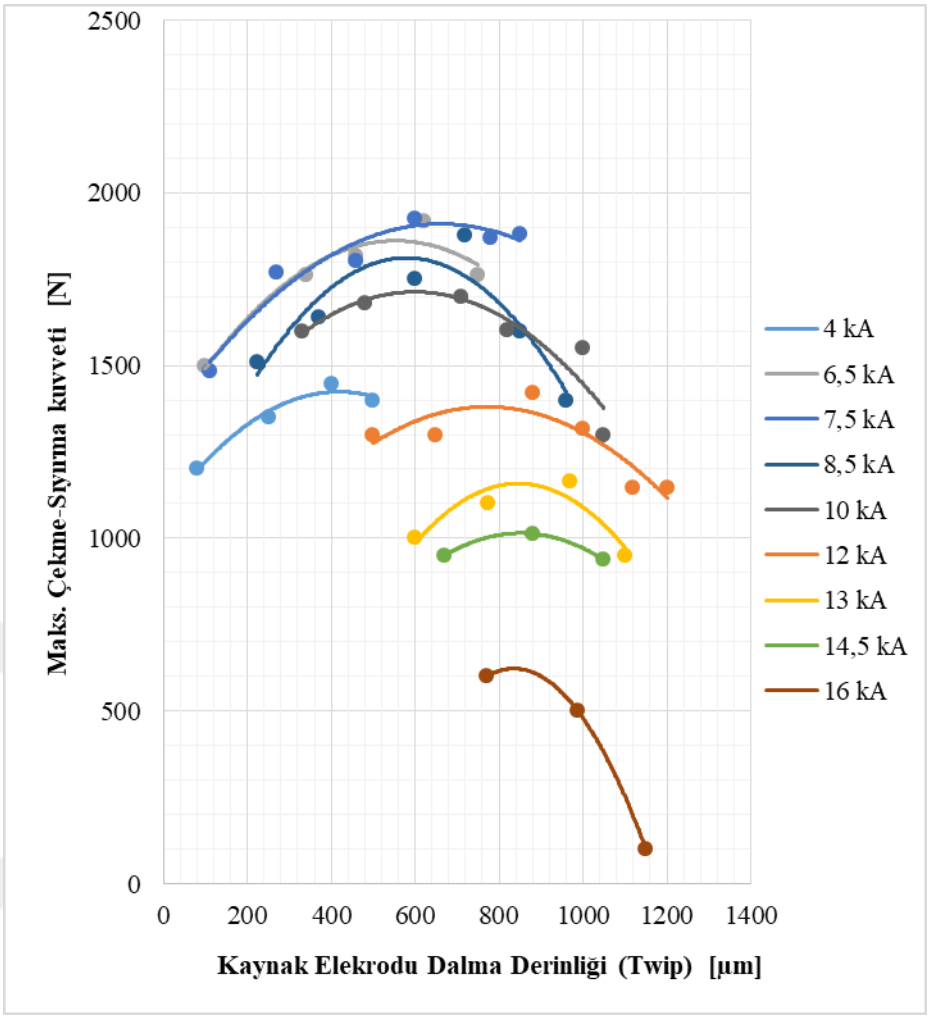
5.6.2.5. Elektrot dalma derinliğinin çekme sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi (TWIP çelik yönü)

Şekil 5.39'da TWIP çelik yönündeki elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. Buna göre, 25 periyot kaynak süresinde elde edilen en yüksek çekme makaslama değerinde elektrot dalma derinliği yaklaşık 595 µm olmuştur. Martenzitik taraftaki elektrot batma derinliğine göre yaklaşık olarak %20 daha fazla elektrot batma derinliği gerçekleşmiştir.



Şekil 5.39 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak süresi açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (TWIP çelik yönü).

Şekil 5.40'da TWIP çelik yönündeki elektrot dalma derinliğinin kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi gösterilmektedir. Kaynak akımları bakımından Martenzitik taraf ile kıyasla lineer bir elektrot dalma derinlik değişimi elde edilmiştir. %20 elektrot dalma derinliğinin artış oranı her akım seviyesinde korunmuştur.



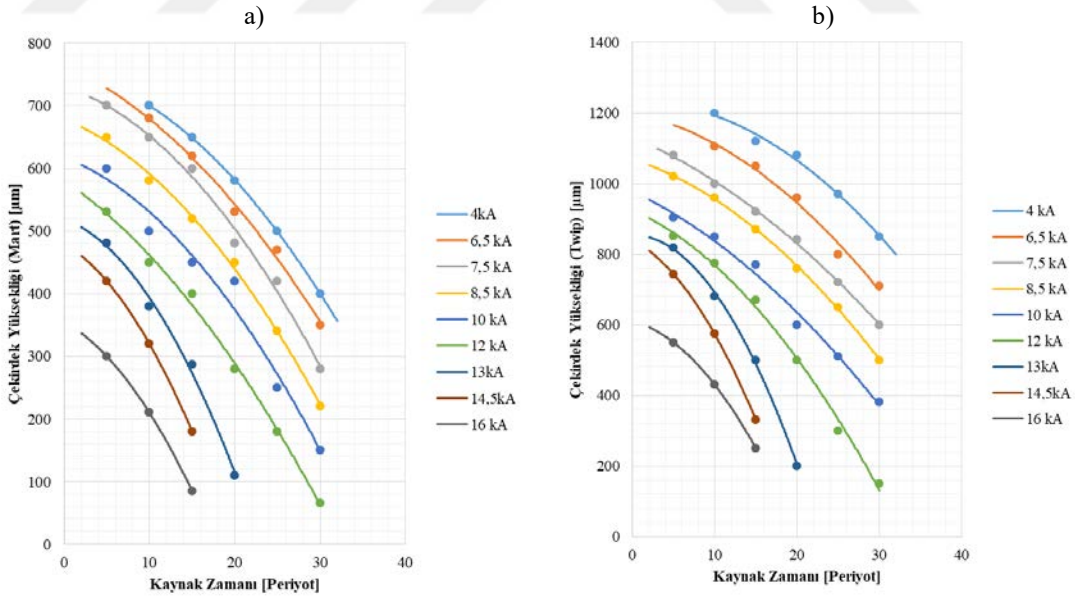
Şekil 5.40 : Elektrot dalma derinliğinin kaynak akım şiddeti açısından çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi (TWIP çelik yönü).

5.6.3. Kaynak çekirdek yüksekliğinin etkisi

Direnç nokta kaynağı esnasında ısı oluşumu, birleşimdeki en yüksek elektriksel direnç noktasında meydana gelir. Ardından ergiyen metalin elektriksel iletkenliği azalma gösterir. Böylece elektriksel iletim yenit emas yerlerinden akmaya devam eder. Bu bölgeler aynı zamanda elektriksel direnci yükselir. Bu direnç noktalarında oluşan yüksek sıcaklığın bir kısmı iletim ile gerçekleşir. Aynı zamanda kaynak akımının odak noktası ise ısı oluşumunu etkileyen bir diğer unsurdur. Kaynak ısısının doğru noktada oluşmaması birleşimin mukavemetini önemli derecede etkilemektedir. Bu nedenle kaynak çekirdeğinin yüksekliğinin ölçülmesi önem arz eder. Bu başlık altında oluşan kaynak yükseklikleri ve bu yüksekliklerin ölçülen mukavemetlere olan etkileri incelenmiştir.

5.6.3.1. Kaynak parametrelerinin kaynak çekirdek yüksekliklerine etkisi

Şekil 5.41'de kaynak süresinin TWIP ve Martenzitik çeliklerde oluşan kaynak çekirdeği yüksekliklerine olan etkisini göstermektedir. Buna göre, kaynak süresi arttıkça TWIP ve Martenzitik kısımlarda oluşan çekirdek yüksekliklerinde azalma meydana gelmiştir. Artan ısı girdisinin etkisi ile gerçekleşen ergime ve elektrot kuvvetinin etkisi nedeniyle oluşan basınç vasıtasıyla ergime en kolay gerçekleşebilecek bölgeden, diğer bir deyişle kaynak çekirdeğinin çevresinden genişler. Bu durum çekirdek yüksekliğini düşürür. Kaynak esnasında gerçekleşen kaynak ısı girdisi, dağılımı, ergime sıcaklığı ve sıcaklığa bağlı mukavemet düşüşü çekirdek yüksekliğini belirler. Daha detaylı incelenecek olunursa, kaynak ısısı elektrik direncinin en fazla olduğu bölgede, (çelik saclar arasında) oluşmaya başlar. Akım temas yüzeyleri metal ergimesiyle genişler. Ergiyen metalin temas direnci düşer ve ergiyen bölge yanal olarak genişlemeye başlar. Ancak, elektrik akımı en kısa mesafeden geçeceği için yanal genişleme sınırlıdır. Bu nedenle kaynak çekirdeği elipsoid bir şekil alır. Bu esnada çeliklerin ergime noktalarının farklı oluşu ve elektrot kuvvetinden dolayı çekirdekte şekil değişimi meydana g elir.

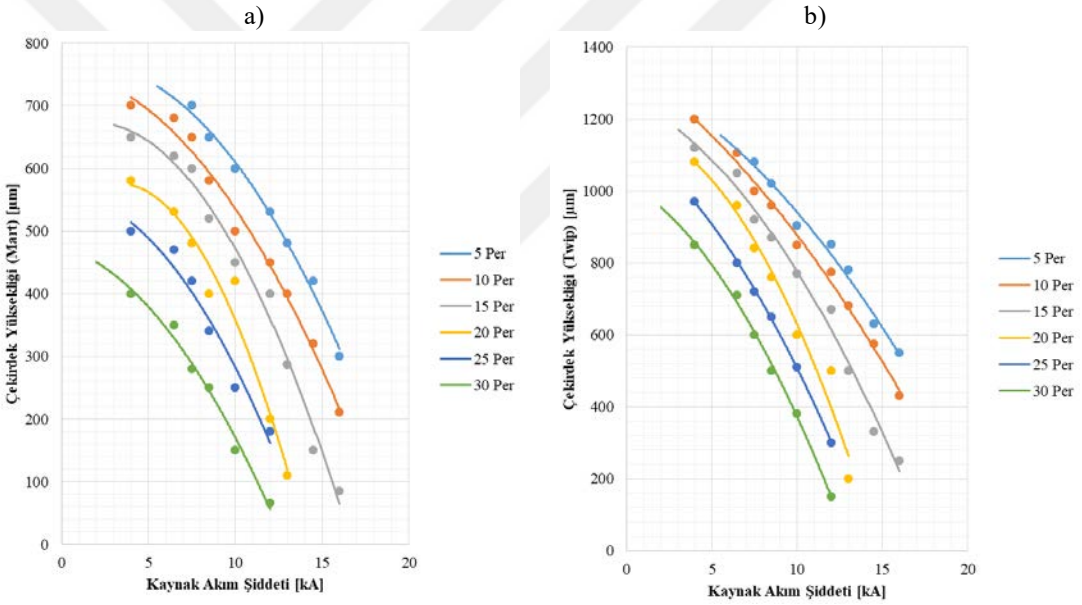


Şekil 5.41 : Kaynak süresinin a)Martenzitik, b) TWIP çelik kısımlarındaki çekirdek yüksekliklerine olan etkisi.

Elde edilen çekirdek yükseklikleri TWIP ve Martenzitik çeliklerde kaynak parametreleri aynı olmasına rağmen farklıdır. Bu durumun temel sebebi çeliklerin ergime noktalarının farklı olmasıdır. Çekirdek yükseklikleri Martenzitik çelikte 12 kA kaynak akımına kadar

orantı sınırını korur. Bu sınır TWIP çeliğinde 10 kA kaynak akımına düşmüştür. İki çelik arasında meydana gelen çekirdek yüksekliği Martenzitik çeliğe göre yaklaşık olarak % 80 daha fazla gerçekleşmiştir. Bu nedenle, TWIP çeliğinde gerçekleşen çekirdek yüksekliği/kaynak süresi oranı Martenzitik çelikte oluşan eğimden daha azdır.

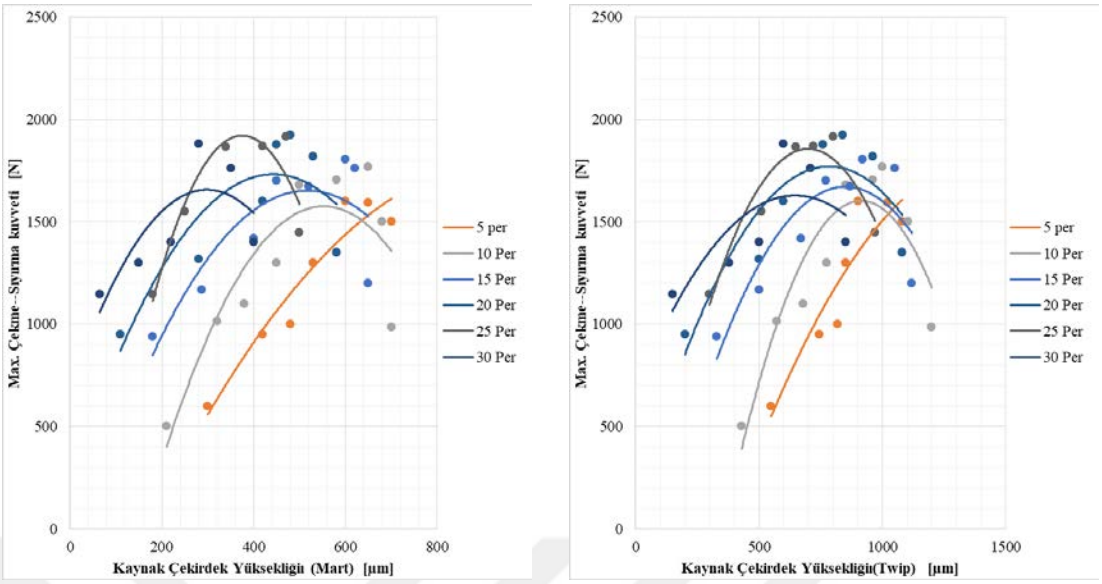
Şekil 5.42'de kaynak akım şiddetinin TWIP ve Martenzitik çeliklerde oluşan kaynak çekirdeği yüksekliklerine olan etkisini göstermektedir. Kaynak akım şiddeti arttıkça kaynak çekirdek yükseklikleri ısı girdisinin yükselmesinden dolayı azalma göstermiştir. Her iki çeliğin de çekirdek yüksekliği/kaynak süresi oranı 15 periyoda kadar benzerdir. Ayrıca, eğimleri farklıdır. Martenzitik kısımda bulunan yüksekliği/kaynak süresi eğimi TWIP çeliğinden daha az gerçekleşmiştir.



Şekil 5.42: Kaynak akım şiddetinin a)Martenzitik, b)TWIP çelik kısımlarındaki çekirdek yüksekliklerine olan etkisi.

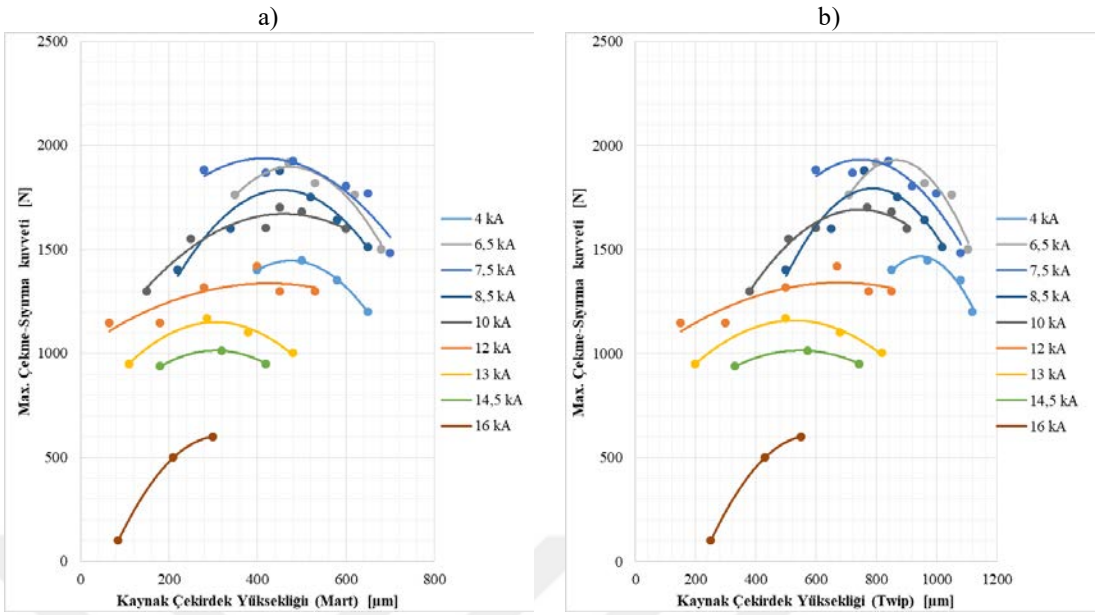
5.6.3.2. Çekirdek yüksekliklerinin çekme-sıyırma kuvvetleri üzerine olan etkisi

Şekil 5.43'de kaynak süresi bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin ç ekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi gösterilmektedir. 20 periyot kaynak süresinde gerçekleşen en yüksek çekme-sıyırma kuvvetinde çekirdek yükseklikleri, Martenzitik çelikte 480 µm, TWIP çeliğinde ise 840 µm olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 5.43 : Kaynak süresi bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi.

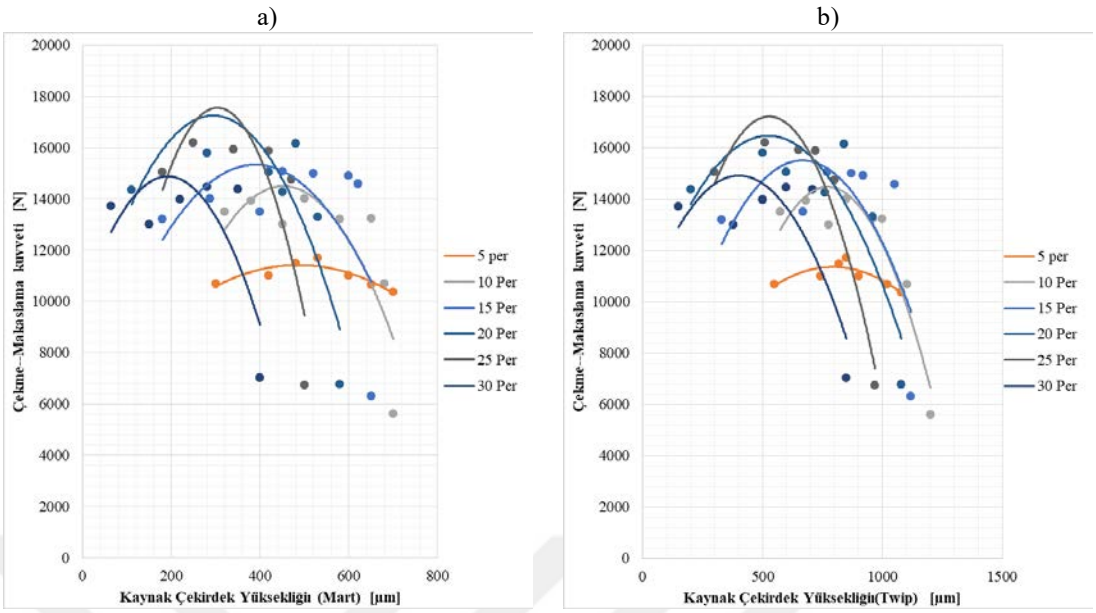
Şekil 5.44'de kaynak akım şiddeti bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin ç ekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Akım seviyelerine göre Martenzitik çelikte oluşan maksimum kaynak yüksekliği sırasıyla; 4 kA için 500 µm, 6.5 kA için 475 µm, 7.5 kA için 485 µm, 8.5 kA için 440 µm, 10 kA için 450 µm, 12 kA için 280 µm, 13 kA için 300 µm, 14.5 kA için 320 µm ve 16 kA için 500 µm olarak gerçekleşmiştir. TWIP çeliği için çekirdek yükseklikleri kaynak akım şiddetine göre; 4 kA için 900 µm, 6.5 kA için 880 µm, 7.5 kA için 720 µm, 8.5 kA için 790 µm, 10 kA için 760 µm, 12 kA için 670 µm, 13 kA için 490 µm, 14.5 kA için530 µm ve 16 kA için 570 µm olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 5.44 : Kaynak akım şiddeti bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi.

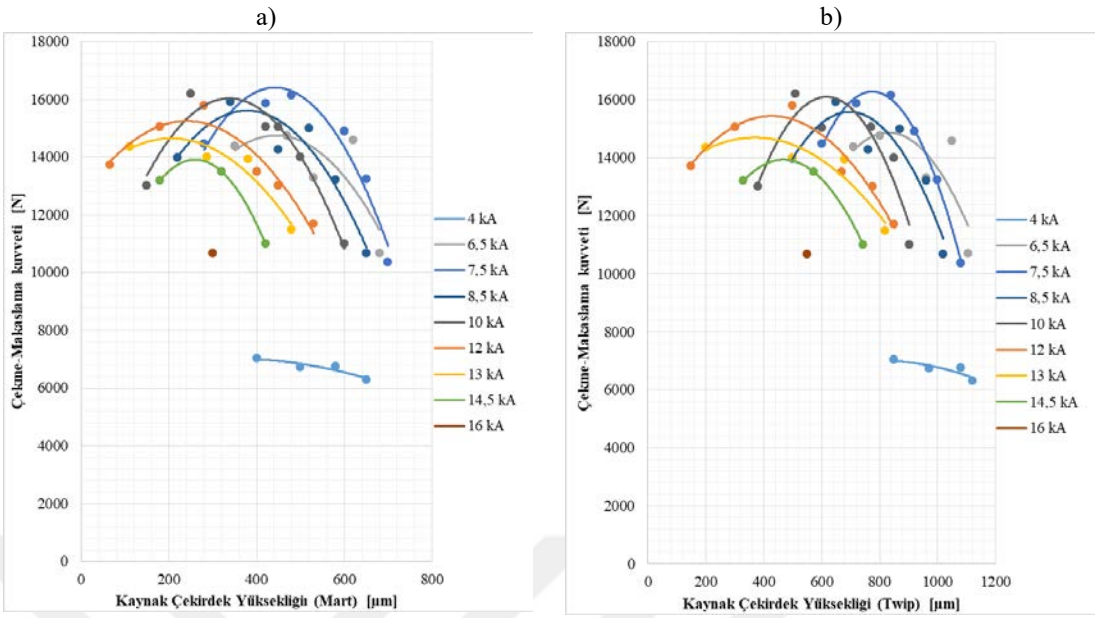
5.6.3.3. Çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvvetleri üzerine olan etkisi

Şekil 5.45'de kaynak akım şiddeti bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Buna göre, en yüksek çekme-makaslama mukavemeti olan 25 periyot kaynak süresinde elde edilen kaynak yükseklikleri Martenzitik çelik için 250 µm, TWIP çeliği için ise 520 µm olarak gerçekleşmiştir. Kaynak süresi açısından en büyük çekirdek yükseklikleri incelenecek olunursa, 5 periyot kaynak süresinde Martenzitik çelik için 560 µm, TWIP çeliği için 820 µm olmuştur. 10 periyot kaynak süresinde yükseklikleri Martenzitik çelik için 470 µm, TWIP çeliği için 770 µm olmuştur. 15 periyot kaynak süresinde çekirdek yükseklikleri Martenzitik çelik için 400 µm, TWIP çeliği için 650 µm olmuştur. 20 periyot kaynak süresinde çekirdek yükseklikleri Martenzitik çelik için 190 µm, TWIP çeliği için 405 µm olmuştur. 30 periyot kaynak süresinde çekirdek yükseklikleri Martenzitik çelik için 390 µm, TWIP çeliği için 530 µm olmuştur.



Şekil 5.45 : Kaynak süresi bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi.

Şekil 5.46'da kaynak akım şiddeti bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Akım seviyelerine göre, Martenzitik çelikte oluşan maksimum kaynak yüksekliği sırasıyla; 4 kA için 400 µm, 6.5 kA için 470 µm, 7.5 kA için 440 µm, 8.5 kA için 370 µm, 10 kA için 320 µm, 12 kA için 240 µm, 13 kA için 210 µm ve 14.5 kA için 235 µm olarak gerçekleşmiştir. TWIP çeliği için çekirdek yükseklikleri kaynak akım şiddetine göre; 4 kA için 845 µm, 6.5 kA için 840 µm, 7.5 kA için 780 µm, 8.5 kA için 700 µm, 10 kA için 610 µm, 12 kA için 420 µm, 13 kA için 400 µm ve 14.5 kA için 440 µm olarak gerçekleşmiştir. Çekme-sıyırma testi ile elde edilen sonuçlar ile kıyaslanacak olunursa, veriler yaklaşık %10 sapma göstermiştir.



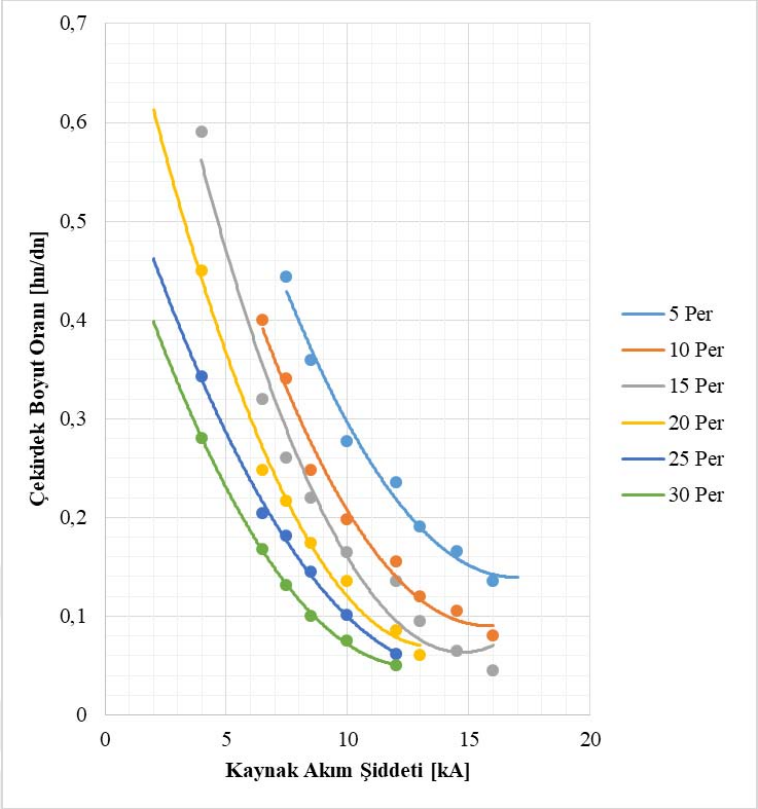
Şekil 5.46 : Kaynak akım şiddeti bakımından a)Martenzitik, b)TWIP kaynak çekirdek yüksekliklerinin çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi.

5.6.4. Çekirdek boyut oranının etkisi

Çekirdek boyut oranı, çekirdek yüksekliğinin çekirdek çapına olan oranıdır. Şekil boyut oranı olarak da adlandırılan bu terim kaynak çekirdeğinin şeklini belirtmede pratik bir yöntemdir. Çekirdek yüksekliğinin çekirdek çapına olan oranının kaynak parametrelerine etkisi incelenmiştir. Ardından, şekil boyut oranının çekme-sıyırma ve çekme-makaslama üzerine olan etkileri de incelenmiştir.

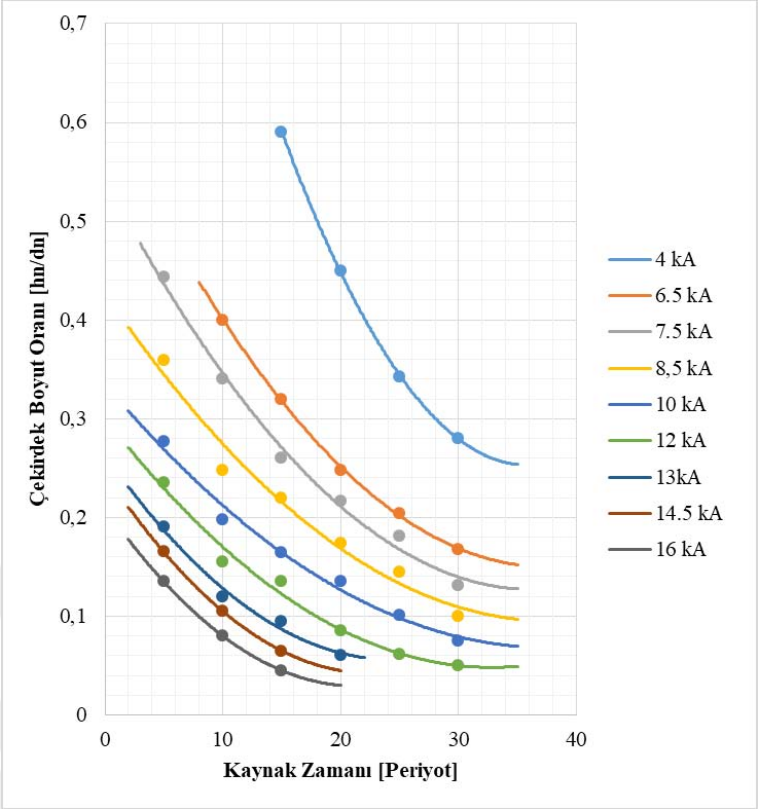
5.6.4.1. Kaynak parametrelerinin çekirdek boyut oranına etkisi

Şekil 5.47'de kaynak süresinin çekirdek boyut oranına etkisi gösterilmektedir.. Artan ısı girdisi nedeniyle çekirdek çapında gerçekleşen artış çekirdek yüksekliğinde gerçekleşen artıştan daha fazladır. Bu nedenle kaynak akımı ve kaynak süresi arttıkça çekirdek boyut oranında azalma meydana gelmiştir. Tüm kaynak süreleri birbirlerine benzer karakteristikte azalma gerçekleşmiştir. Çekirdek boyutunun ısı girdisi arttıkça azalması kaynak sürelerine göre yaklaşık olarak birbirine yakındır. Ancak, 5 periyot kaynak süresi ile 10 periyot kaynak süresinde gerçekleşen çekirdek boyut oranı değişimi diğer kaynak süresi periyodlarına göre fazladır. Bunun esas nedeni, 5 periyot kaynak süresinde kaynak çekirdeği çapı ve yüksekliğinin oluşan ısı girdisi ile doğru orantılı olmamasıdır.



Şekil 5.47 : Kaynak süresinin çekirdek boyut oranına etkisi.

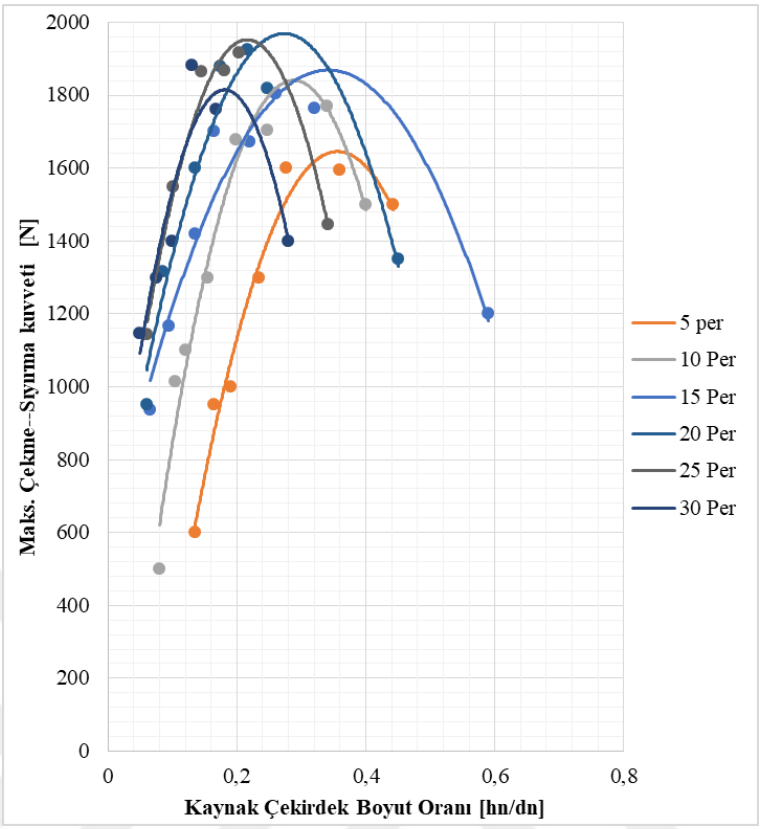
Şekil 5.48'de kaynak akım şiddetinin çekirdek boyut oranına etkisi gösterilmiştir. Kaynak süresi a rttıkça çekirdek boyut oranı azalmıştır. Kaynak akım şiddeti arttıkça çekirdek boyut oranının kaynak süresine göre olan eğimi azalmaktadır. Bu da kaynak süresinin kaynak akım şiddetine göre daha az etkili olmasından dolayıdır. Bu durumun esas nedeni ısı girdisinin kaynak akım şiddetinin karesi ile doğru orantılı olmasıdır. Kaynak süresindeki oran ise 1'dir. Kaynak akım seviyelerine göre eğimin azalması lineerdir. Ancak, 4 kA kaynak akımı bu durumu bozmaktadır.



Şekil 5.48 : Kaynak akım şiddetinin çekirdek boyut oranına etkisi.

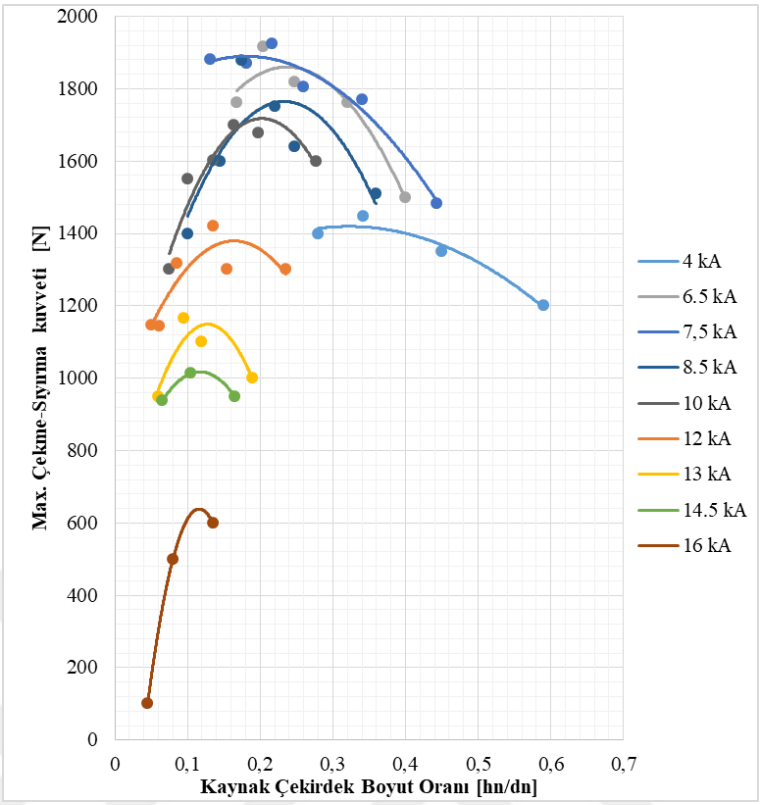
5.6.4.2. Çekirdek boyut oranının çekme-sıyırma kuvvetlerine olan etkisi

Çekirdek boyut oranının kaynak süresi açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi Şekil 5.49'da gösterilmektedir. Buna göre kaynak süresi arttıkça maksimum çekme-sıyırma noktalarında gerçekleşen çekirdek boyut oranları kısmen azalmaktadır. 5 periyot kaynak süresinde gerçekleşen çekirdek boyut oranı 0.36, 10 periyot kaynak süresinde gerçekleşen çekirdek boyut oranı 0.28, 15 periyot kaynak süresinde gerçekleşen çekirdek boyut oranı 0.36, 20 periyot kaynak süresinde gerçekleşen çekirdek boyut oranı 0.18, 25 periyot kaynak süresinde gerçekleşen çekirdek boyut oranı 0.22 ve 30 periyot kaynak süresinde gerçekleşen çekirdek boyut oranı 0.19 olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 5.49 : Çekirdek boyut oranının kaynak süresi açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi.

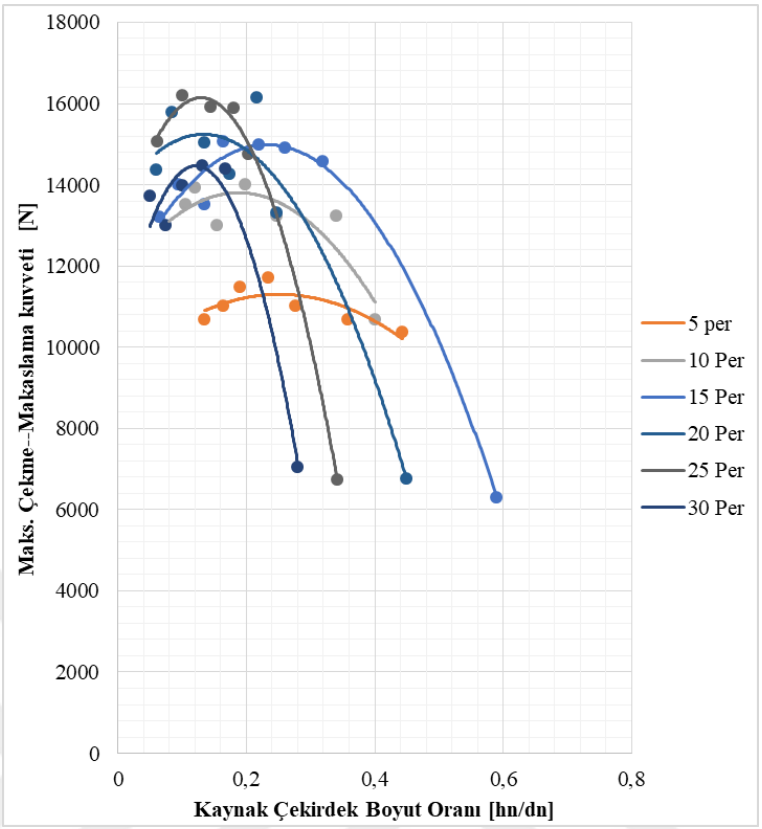
Çekirdek boyut oranının kaynak akım şiddeti açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi Şekil 5.50'de gösterilmektedir. Kaynak akım şiddeti arttıkça maksimum çekme-sıyırma kuvvetinin gerçekleştiği çekirdek boyut oranı azalmaktadır. Kaynak akım seviyeleri açısından incelenecek olunursa; 4 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.36, 6.5 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.24, 7.5 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.2, 8.5 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.23, 10 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.2, 12 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.17, 13 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.13, 14.5 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.12 ve 16.5 kA kaynak akım seviyesinde çekirdek boyut oranı 0.12 şeklinde gerçekleşmiştir. Çekirdek boyut oranları yüksek kaynak akımlarından bir alt akım seviyesine geçişteki azalma giderek artmıştır. En büyük azalma 6.5 kA'den 4 kA kaynak akım seviyesine geçişte 0.12 olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 5.50 : Çekirdek boyut oranının kaynak akım şiddeti açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi.

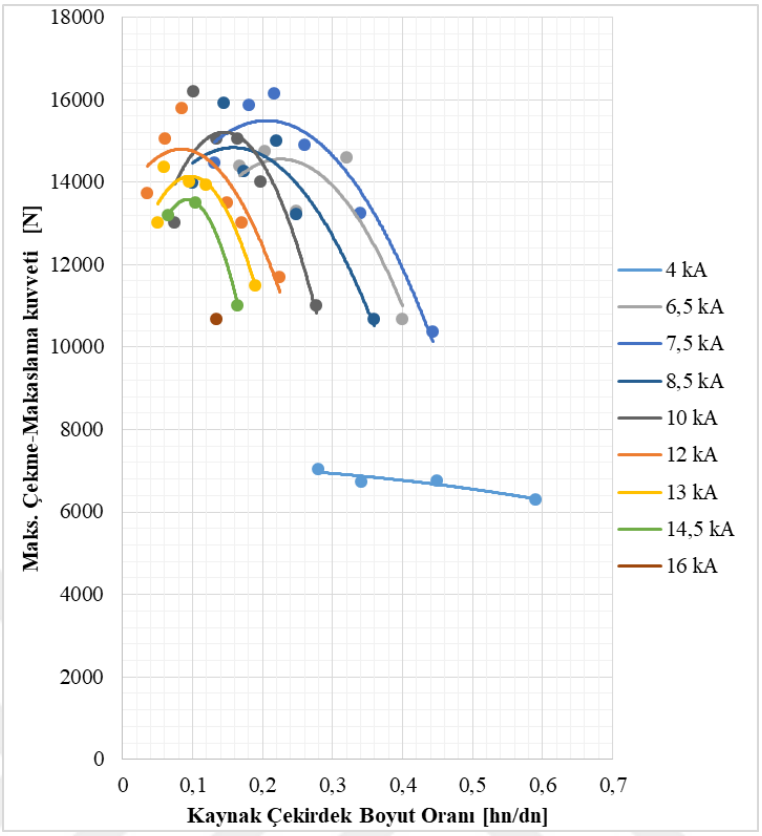
5.6.4.3. Çekirdek boyut oranının çekme-makaslama kuvvetlerine olan etkisi

Çekirdek boyut oranının kaynak süresi açısından çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi Şekil 5.51'de gösterilmektedir. Maksimum çekme makaslama kuvvetlerinde elde edilen çekirdek boyut oranları kaynak süresi arttıkça azalma eğilimindedir. Maksimum çekme makaslama kuvvetlerinde en yüksek çekirdek boyut oranı 0.25 olarak 5 periyot kaynak süresinde elde edilmiştir. En düşük çekirdek boyut oranı ise 30 periyot kaynak süresinde 0.17 olarak elde edilmiştir. En yüksek çekme makaslama periyodu olan 25 periyot kaynak süresinde çekirdek boyut oranı 0.17 olarak gerçekleşmiştir. En yüksek çekme çekirdek boyut oranı 0.58 olarak 5 periyot kaynak süresinde gerçekleşmiştir.



Şekil 5.51 : Çekirdek boyut oranının kaynak süresi açısından çekme makaslama kuvveti üzerine olan etkisi.

Şekil 5.52'de çekirdek boyut oranının kaynak akım şiddeti açısından çekme-makaslama kuvveti üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Kaynak akım şiddeti arttıkça kaynak seviyelerinde gerçekleşen maksimum çekme makaslama kuvvetlerindeki çekirdek boyut oranı azalma göstermektedir. Kaynak akım seviyeleri açısından incelenecek olunursa, maksimum çekme makaslama kuvvetlerine gerçekleşen çekirdek boyut oranları; 4 kA kaynak akım seviyesinde 0.28, 6.5 kA kaynak akım seviyesinde 0.23, 7.5 kA kaynak akım seviyesinde 0.21, 8.5 kA kaynak akım seviyesinde 0.17, 10 kA kaynak akım seviyesinde 0.14, 12 kA kaynak akım seviyesinde 0.09 ve 13-14.5 kA kaynak akım seviyelerinde 0.1 olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 5.52 : Çekirdek boyut oranının kaynak akım şiddeti açısından çekme sıyırma kuvveti üzerine olan etkisi.

5.7. Mikroyapı ve Karakterizasyonları

Mikroyapı ve karakterizasyonu incelemeleri 7 ana başlık altında incelenmiştir. Bunlar;

1- Martenzitik çeliğin esas metal bölgesi

2- TWIP çeliğinin esas metal bölgesi

3-Kaynak çekirdeği bölgesi

4-Martenzitik çelik ITAB b ölgesi

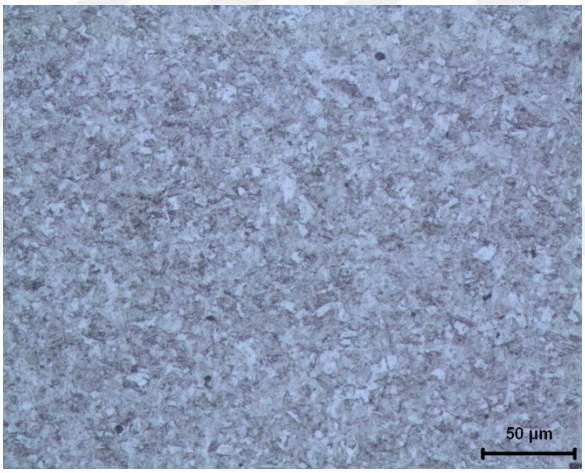
5-TWIP çeliği ITAB bölgesi

6-Kopma yüzeyi incelemeleri

7-Boşluk ve porozite oluşum incelemeleri

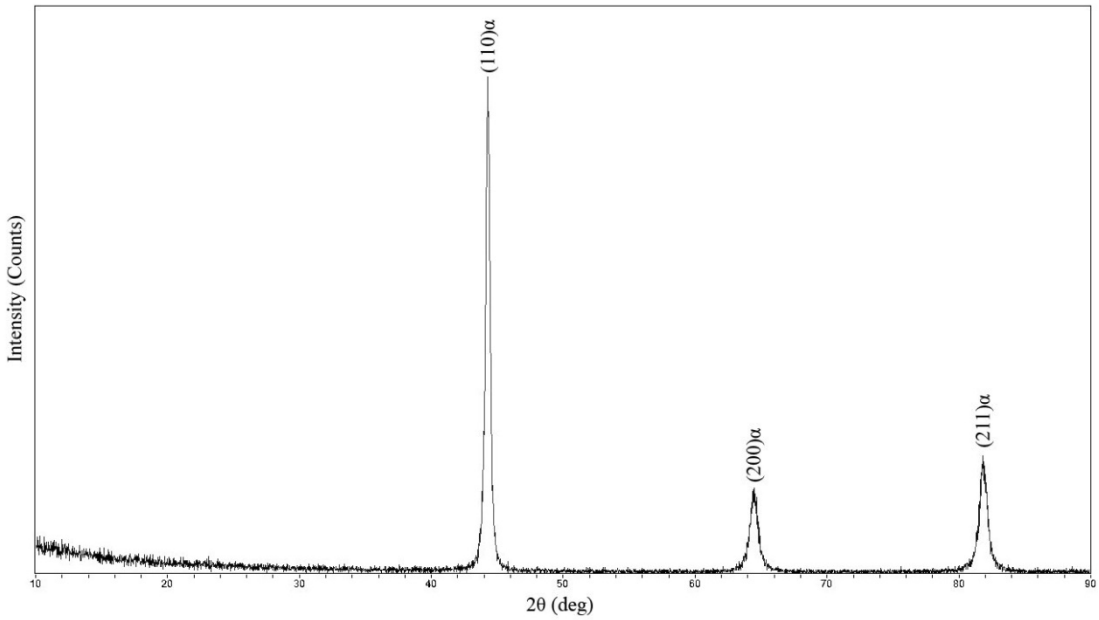
5.7.1. Martenzitik çeliğin morfolojisi

Martenzitik çeliğin ana m etal bölgesinin mikroyapı görüntüleri Şekil 5.53'de gösterilmektedir. Mikroyapılarda martenzitik çeliklerde ferrit m atris i çerisinde martenzit iğneli yapısı görülmektedir. Ferrit ta nelerinin yaklaşık boyutu 3-5 µm arasındadır. Karbon oranı çok düşük olmasına rağmen karbonların uzun lameller halinde bulunması malzemenin soğutma hızının çok yüksek olduğunu göstermektedir. Ayrıca, taneler soğuk haddelenmesine rağmen Martenzitik çelikte belirgin bir yönlenme saptanmamıştır. Gerekli olan aşırı soğumanın sağlanması için nispeten yüksek sıcaklıklarda kolaylıkla buharlaşmayan ve soğurma kapasitesi yüksek bir soğutucu kullanılmış veya düşük sıcaklığa sahip sıvı veya gazlar ile soğutma yapılmış olduğu öngörülmüştür.



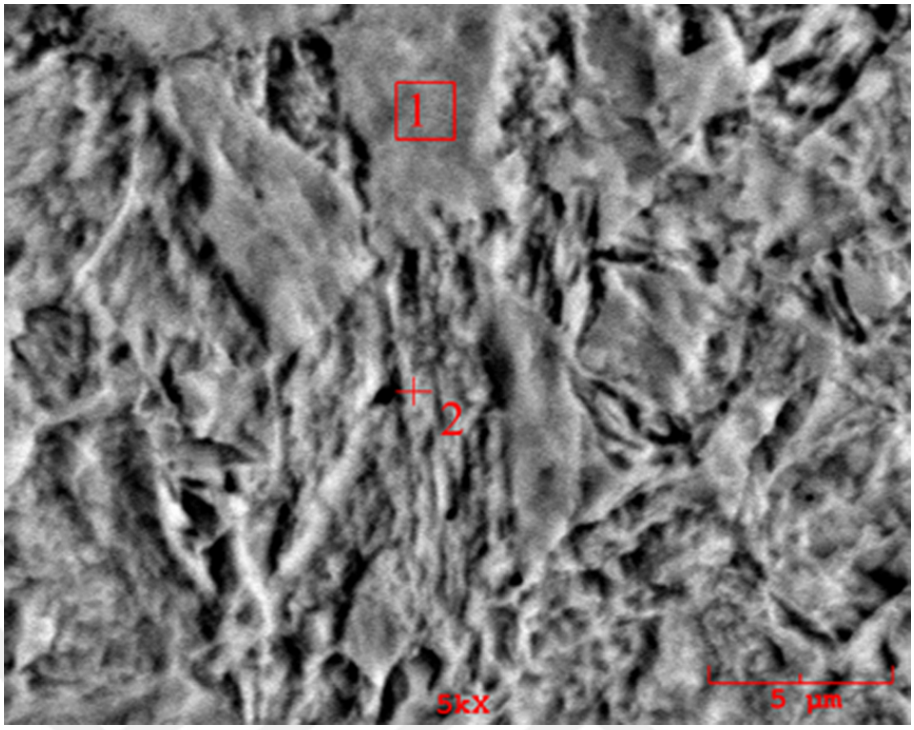
Şekil 5.53 : M artenzitik çeliğin mikroyapısı.

MS esas metale uygulanan X-Ray D iffraksiyon (XRD) sonucu Şekil 5.54'de gösterilmektedir. MS yüzeyine gönderilen X-ray ışını karşılığında, (110)α, (200) α ve (211)α pikleri elde edilmiştir. Bu da, α demiri olduğunu, yani ferritik (HMK) bir a na yapıya sahip olduğu ıspatlanmıştır. Ölçüm noktalarının ilk kısımlarında çeşitli gürültü kirliliği bulunmaktadır. Bu da nispeten gerilimli bir içyapıda olduğunu göstermektedir. XRD piklerinde yaklaşık 3° kayma gerçekleşmiştir. Bu durum, haddelenmiş çeliklerde gerçekleşen deformasyondan dolayı olağandır.

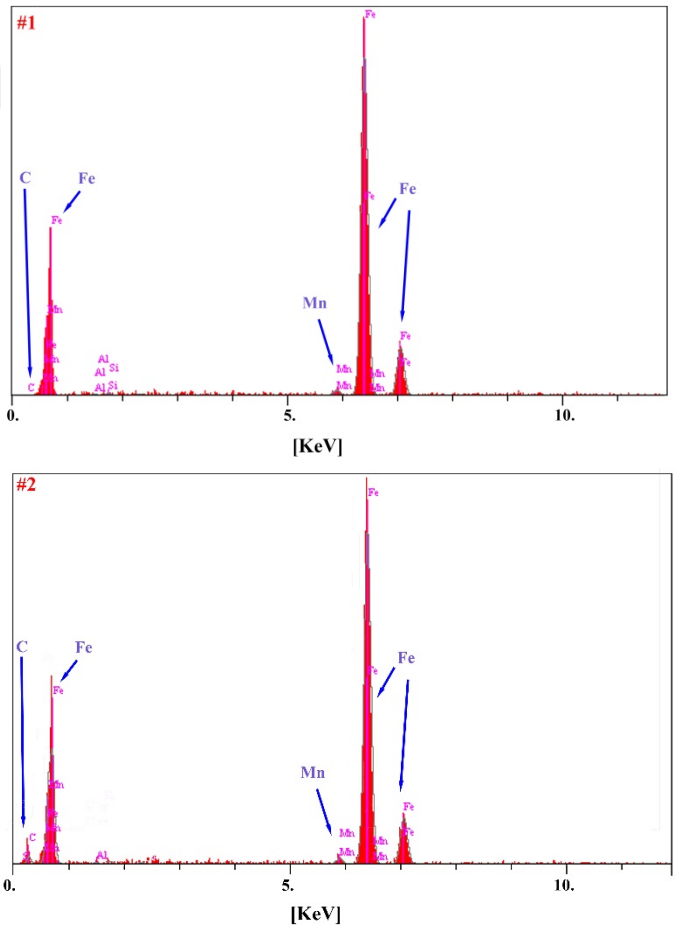


Şekil 5.54 : Martenzitik çeliğe uygulanan XRD analiz sonucu.

SEM 'de 50 000x büyütme ile görüntülenen mikroyapı Şekil 5.55 ve EDS ölçümleri şekil Şekil 5.56'da görülmektedir. 1 nolu alan EDS ölçümünde, karbonun varlığı saptanamamıştır. Bu durum ferritin kendine has olan karakteristiğidir. Ayrıca, ferrit içerisinde bir miktar Mn içeriği yer aldığı görülmektedir. 2 nolu noktadan alınan alan EDS ölçümü ile karbonun varlığı ispatlanmıştır. Ayrıca, atomik ağırlık olarak bakılacak olunursa (Tablo 5. 2), 2 nolu ölçümden elde edilen demir oranı yaklaşık olarak %75-80 arasındadır, karbon oranı ise %19-25 aralığındadır. Bununla birlikte, EDS ölçümlerinde ±% 5 hata düzeyi kabul edilebilir olduğundan Fe_3C varlığı ispatlanmıştır.



Şekil 5.55 : Martenzitik çeliğin esas metal bölgesinden alına SEM görüntüsü.



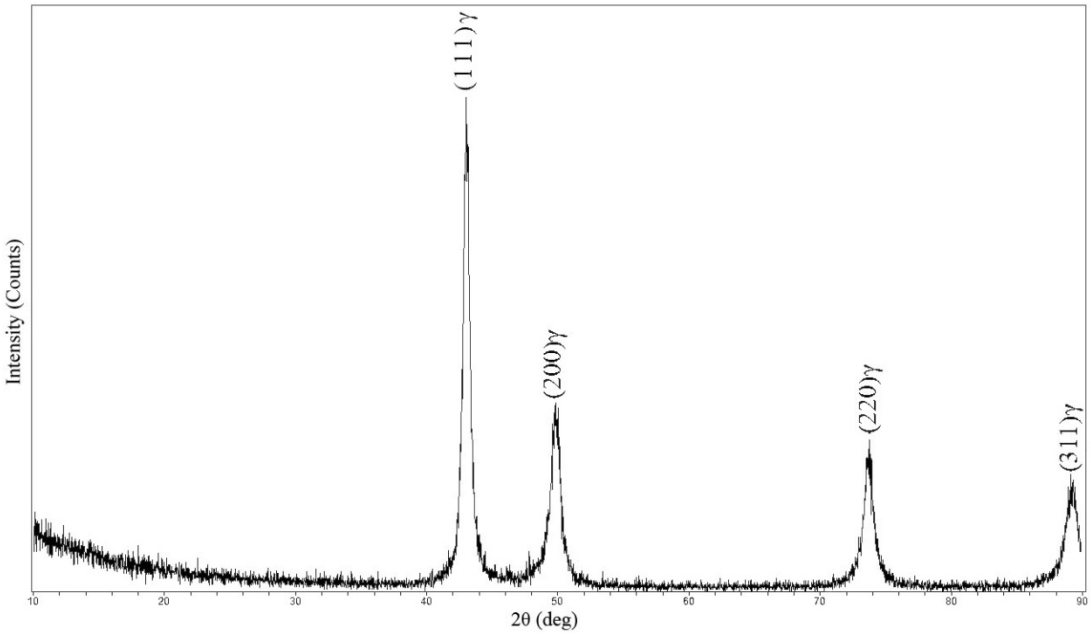
Şekil 5.56 : #1 ve #2 bölgesinden alınan Martenzitik çeliğin esas yapısının EDS analizleri.

Tablo 5.2 : #1 ve #2 bölgesinden alınan Martenzitik çeliğin esas yapısının EDS sonucu (Atomik%).

Sıra	C	Mn	Si	Al	Fe
#1	0.000	1.191	0.608	0.456	Kalan
#2	19.278	1.030	0.631	0.425	Kalan

5.7.2. TWIP çeliğinin morfolojisi

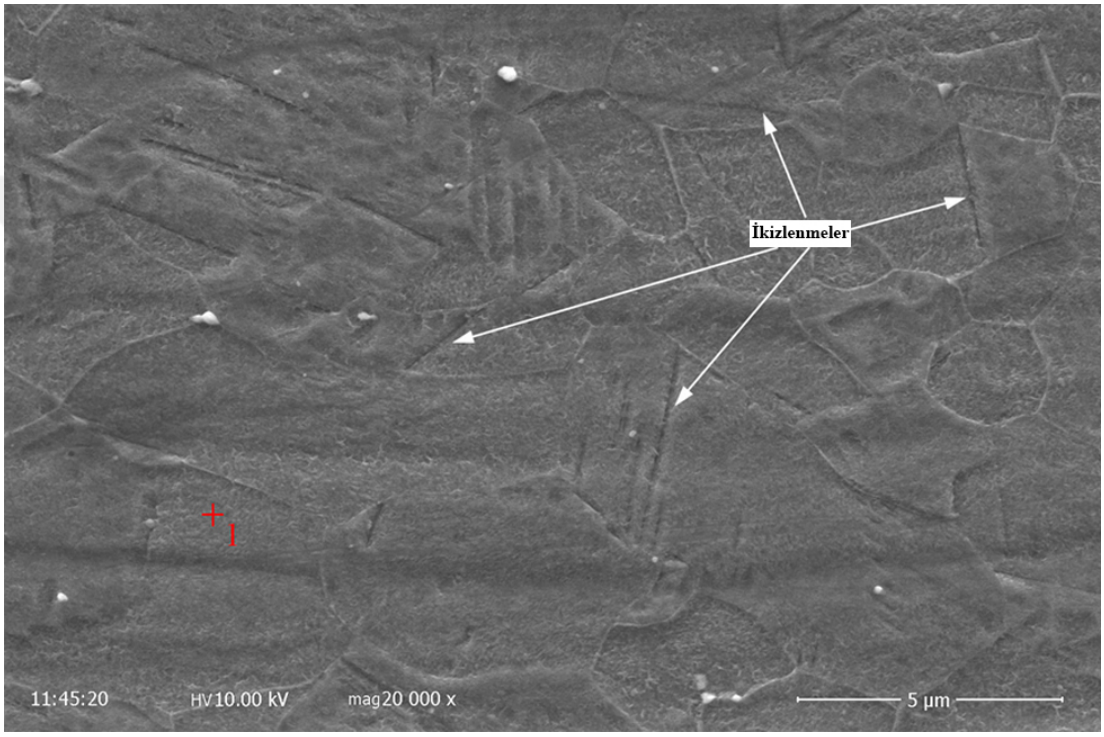
Şekil 5.57'de TWIP çeliğinin esas metaline ait XRD sonuçları gösterilmektedir. Yollanan X ışınlarına istinaden elde edilen pikler (111) γ, (200) γ, (220) γ ve (311)γ'dir. Elde edilen sonuçlar γ-Fe'nin t ipik bir karakteristiğidir. Daha detaylı bir biçimde ifade edecek olunursa, mikroyapı tamamıyla ostenit ve YMK'dır. 10-30° dereceleri arasında önemli miktarda gürültü gerçekleşmiştir. Önceki başlıkta da belirtildiği gibi sac malzemelere uygulanan g erilimlerden kaynaklı nedenlerden dolayı gürültü oluşumu normal karşılanmaktadır.



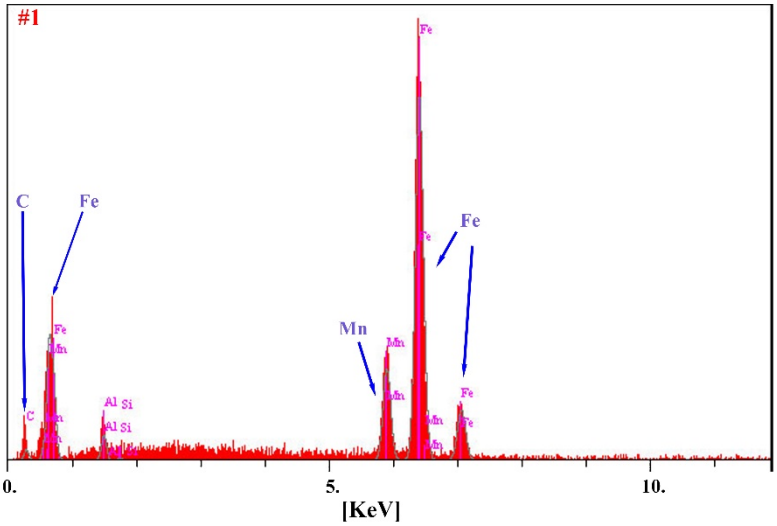
Şekil 5.57 :TWIP çeliğinin esas metal bölgesinden alınan XRD analizi sonuçları.

TWIP çeliğinin esas metalinin 20 000 x yakınlaşmadaki SEM g örüntüsü ve n okta E DS analizi Şekil 5.58 ve Şekil 5.59'da gösterilmektedir. Buna göre, yaklaşık tane boyutu 2-6 µm arasındadır. Mikroyapıda çeşitli ikizler görülmektedir. Düz bir şekilde elde edilen çizgiler ısıl işlem ikizidir. Buna karşın, eğilmiş ve düz bir biçimde olmayan ikizler ise deformasyon i kizleridir. Elde edilen E DS sonucuna g öre, TWIP çeliklerinde beklenildiği

gibi Mangan Fe'den sonraki en yüksek paya sahiptir. Tablo 5.3'te ağırlıkça EDS ölçüm sonucu gösterilmektedir. Buna göre, elde edilen değerler spektral analiz sonuçlarını küçük sapmalarla da olsa doğrulamaktadır. Karbon oranı %1.2 yerine %1.093 olarak ölçülmüştür. Bu sapmanın nedeni ise karbon atomunun küçük yarıçapa sahip olmasıdır. Bu nedenle, azot ve karbon gibi elementlerin oranının EDS yöntemi ile belirlenmesi zordur.



Şekil 5.58 : TWIP çeliğinin esas metal bölgesinden alınan SEM görüntüsü.



Şekil 5.59 : #1 bölgesinden alınan TWIP çeliğin esas yapısının EDS analizi.

Tablo 5.3 : #1 bölgesinden alınan TWIP çeliğin esas yapısının EDS sonucu(Ağırlıkça %).

Sıra	C	Mn	Si	Al	Fe
#1	1.093	17.852	0.512	2.651	Kalan

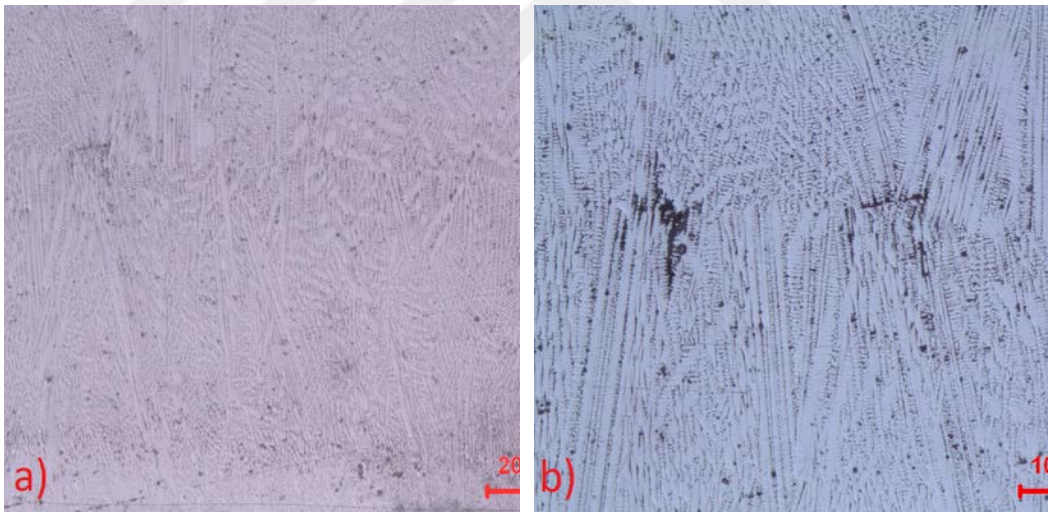
5.7.3. Kaynak çekirdeği mikroyapısı

Şekil 5.60-a'da 50x yakınlaştırma ile 20 periyot kaynak süresi ve 8,66 kA akım şiddetinde bir TWIP/Martenzitik nokta kaynağı birleşme kesiti gösterilmiştir. TWIP/Martenzitik nokta kaynağı çekirdeği dentritik bir yapı sergilemiştir. Dentritler ısıl katılaşma yönünde mutlak bir d izilim göstermektedir. Bu durum kaynak çekirdeğinde aşırı soğuma gerçekleştiğini gösterir. Şekil 5.60-b'de 100x yakınlaştırma ile çekilmiş kaynak çekirdeği içinde gözenek, çatlaklar ve boşluklar oluştuğu saptanmıştır. Detaylı boşluk oranı analizi daha sonraki başlıklarda ele alınacaktır. Ayrıca, bu durum literatür ile de benzerlik göstermektedir [123, 124].

Mangan 1 atm basınçta 2061 °C sıcaklıkta buhar fazına geçmektedir. Elektrik akımının Joule ısınma etkisinden dolayı çok daha yüksek sıcaklıklar meydana gelir. Ayrıca yüksek mangan oranı kaynak çekirdeğinin ergime sıcaklığını düşürerek yüksek ısı girdilerinde metal buharlaşmasına neden olur. Oluşan buharın hacmi sıvı fazdan gaz fazına geçiş olduğu için hacim yüksek derecede artar [125]. Kaynak mikroyapısının soğuması ile katılaşmaya başlayan mikroyapıda mangan büyüyen bu hacmi kapatamadan katılaşır.

Katılaşma ergime bölgesi sınırı olan çekirdek sınırından gerçekleşmeye başlar. En son katılaşan bölge çekirdeğin en orta noktası olur. Ancak, oluşturulan boşluğun katılaşmasından sonra buhar fazındaki mangan tekrar süblimleşir. Ancak gaz boşlukları bue snada oluşumunu daha önce tamamlamış durumdadır. Böylece gaz boşlukları meydana gelir. Boşlukların yuvarlak bir karakteristiğe sahip olması içerisindenu ygulanan baskının da eşit olduğu anlamına gelir. Bu da içeride bulunan gazın uyguladığı basıncın eşit olmasından kaynaklanır. Eşit uygulanan basınç sonucunda mükemmel yuvarlaklığa sahip olan mikroyapıda, dentrit oluşumundan kaynaklanan çekilmeden dolayı bir şekil bozukluğu meydana gelir. Genelde bu bozukluk dışbükey formunu koruyarak boşluk dışına doğru çöker.

Gaz boşluğu, çekme boşlukları, gözenek ve elektrot kuvvetinden dolayı çatlamaların meydana geldiği görülmüştür. Bu durum birleşmenin mukavemetini olumsuz olarak etkilemektedir.



Şekil 5.60 : a) 100x de 20 periyot 8,66 kA b) 200x de 20 periyot 8.5 kA.

Yüksek mangan içeriği yüksek akım ve kaynak sürelerinde porozite oluşumunu yüksek derecede artırmaktadır. Şekil 5.61 a-c'de 30 periyot 12 kA kaynak akımı değerlerindeki kaynak çekirdeğinin SEM görüntüsü görülmektedir. Kaynak çekirdeği görüntülerinde öncelikli olarak göze çarpan porozite oluşumudur. Kaynakta porozite ve gözenek oluşumu yüksek önem arzetmektedir. Ayrıca porozite oluşumu için üst limit bulunmaktadır. Bu üst limit AmericanW eldingS tandarts (AWS) D8.1 M2007'ye göre bir nokta kaynağı çekirdeği içerisi ndeki porozite miktarı en fazla % 15 olmalıdır. Bu

nedenle, kaynak akım parametrelerine göre çekirdek oluşumu ayrı bir başlık altında incelenmiştir.

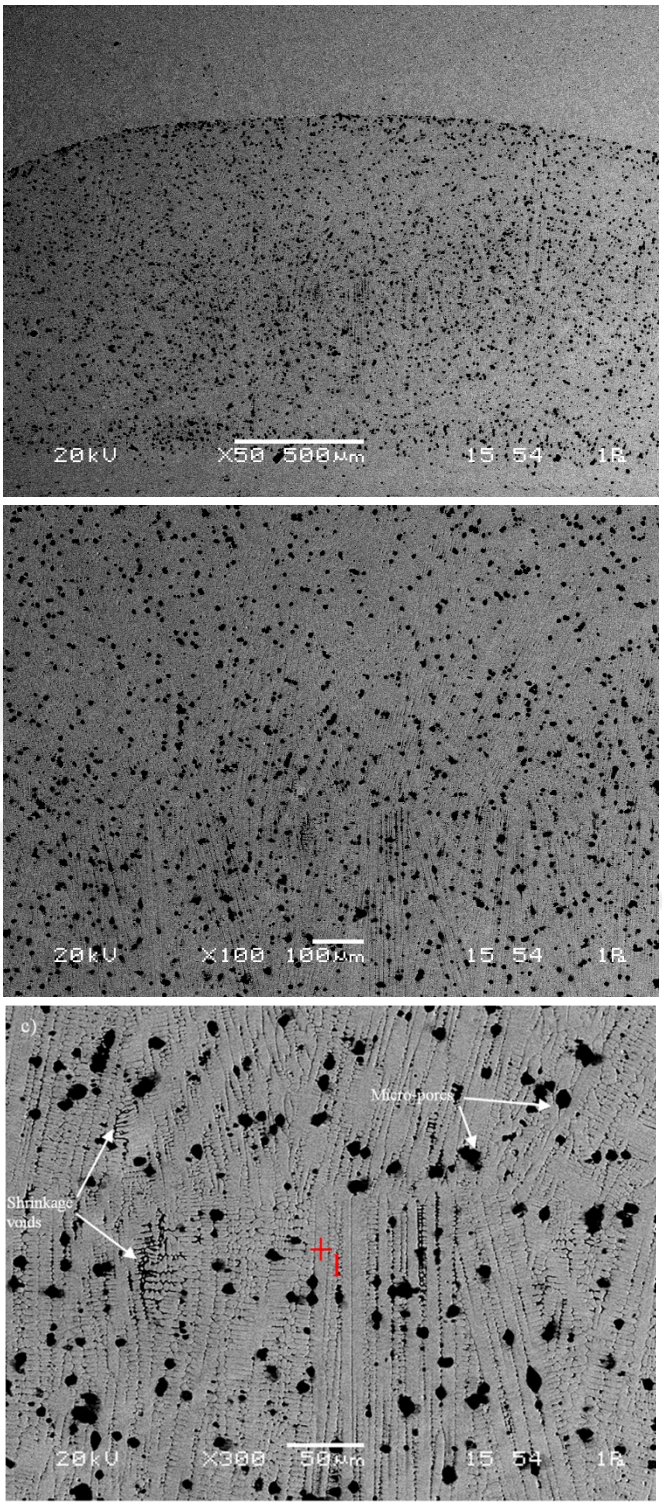
Kaynak çekirdeğinde ikinci önemli unsur ise çekilme boşlukları oluşumlarıdır (Şekil 5.61-c). Çekilme boşluklarının oluşumu sıcaklık farkından dolayı oluşan çekilme farkından kaynaklanmaktadır. Daha detaylı açıklanacak olunursa, kaynak akımı kesildiği anda elektrotlara iletilen ısı ve malzeme içerisine yayılan ısı nedeniyle soğuma işlemi başlar. Soğuma esnasında en son katılaşan bölge dentritlerin yönlerinden de anlaşılacağı gibi kaynak çekirdeğinin tam ortasıdır. Buna göre, ardışık bir biçimde dışarıdan içeriye doğru katılaşmaya başlayan metalde aynı zamanda da büzülme gerçekleşir. Bu büzülmeyi karşılamak için içeride halen daha sıcak bir biçimde bulunan sıcak metalden takviye alır. Ardışık bir biçimde katılaşan dentritler en orta bölgelerde artık besleyen bir metal kalmadığı için çekilme boşluğu meydana gelir. Belirtilen kusurlar ayrıca literatürde de karşılaşılmıştır.

Razmpoosh ve ark. [80] RSW tekniği ile Fe – 31Mn – 3Al – 3Si TWIP çeliğinin birleştirilebilirliğini incelemişlerdir. Yüksek ısı girdilerinde, kaynak bölgesinde büzülme boşluklarının ve dendritik mikro gözeneklerin gözlemlendiğini bildirmişlerdir. Genel olarak FZ, dendritik bir yapı sergilemiştir. ITAB'da dar bir bant aralığında önemli miktarda tane büyümesi gözlemlenmiştir.

a)

b)

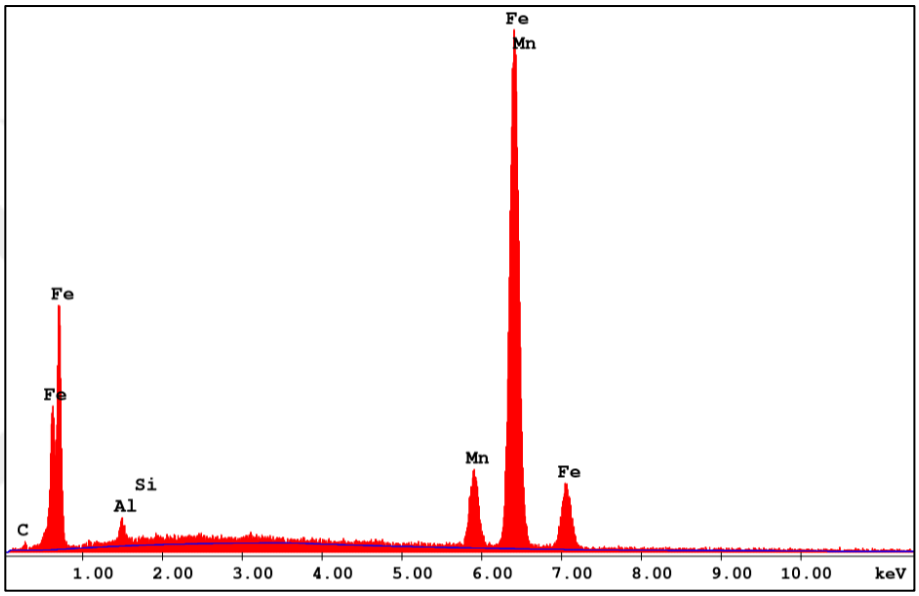
c)



Şekil 5.61 : 30 periyot 12 kA akım değerlerimde elde edilen kaynak çekirdeğinin mikroyapısı.

Şekil 5.62'de #1 nolu ölçümden alınan EDS ölçüm grafiğini, Tablo 5.4'te ise elde edilen ağırlıkça elemental değerler sunulmuştur. Buna göre, çekirdek elde edilen Mn oranı %11.291'dir. Esas metale kıyasla yaklaşık olarak %8 Mn kaybı bulunmaktadır. Karbon oranı açısından incelenecek olunursa, TWIP çeliğine göre yaklaşık %0.2'lik bir karbon

kaybı bulunmaktadır. Kaynak esnasında ergime sıcaklığına ulaşan metalin difüzyon mekanizması sayesinde, Mn ve C atomlarının yüksek yoğunluklu bölgeden düşük yoğunluklu bölgeye difüze olduğunun bir ıspatıdır. Ancak, difüzyon hızının yavaş olması ve katılaşma hızının yüksek olması sebebiyle elde edilen Mn oranı TWIP sınır bölgesinden Martenzitik sınır bölgesine doğru yaklaşık orantılı olarak azalmaktadır. Bu azalma bazı bölgelerde oluşan Mn buharı ve sıçrantılar nedeniyle kesin olarak orantılı bir şekilde dağılım göstermemektedir.



Şekil 5.62 : Kaynak çekirdeğinde bulunan #1 noktasından alınna EDS ölçümü.

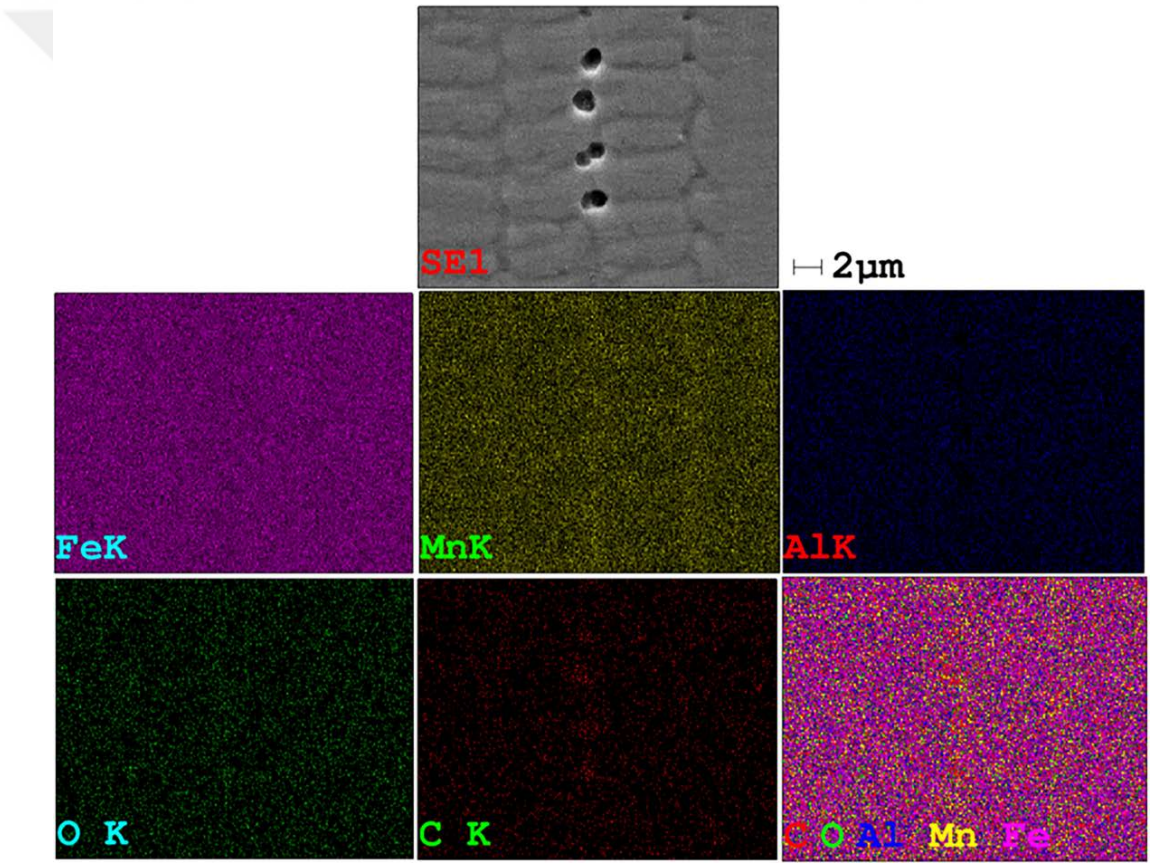
Tablo 5.4 : #1 noktasından elde edilen ağırlıkça elemental değerler (Ağırlıkça %).

Sıra	C	Mn	Si	Al	Fe
#1	1.085	11.291	0.501	1.972	Kalan

5.7.3.1. Kaynak çekirdeğinin elemental haritası

Şekil 5.63'te SEM/EDS haritalama tekniği ile yapılan çekirdek bölgesinin detaylı elemental haritası gösterilmektedir. Bununla birlikte, bazı Mn ve C'nin dendritlerin sınırlarında ve boşluklarda birikimi gözlenmiştir. Bu da, karbonun katılaşma esnasında tane sınırlarında mangan ile birleşikler kurabildiği açıkça görülebilmektedir. Bu bileşimin Fe-Mn diyagramına göre (Şekil 2.5) Mn_3C oluşumuna işaret etmektedir. Tane sınırlarında bulunan Mn_3C varlığı çekirdek içerisindeki dentritler arasında bir ikincil faz gibi bulunmaktadır. Ancak, bu ikincil faz oluşum miktarı az ve ince bir film şeklinde olduğu

için taneler arasında bulunan katılaşma gerilmelerinden fazla etkilenmemiştir. Katılaşma esnasında en son ergiyen Mn, karbona olan afilitesinden dolayı bir miktar karbon ile bileşik kurup, Mn_xC bileşiği oluşturur. Aynı zamanda en düşük katılaşma sıcaklığına sahip olan alüminyum, ostenit içerisinde homojen bir dağılm göstermiştir. Kaynak işlemi sırasında, TWIP ve MS'nin esas metali birbiri ile erimiş ve karışmış ve zengin bölgelerden fakir bölgelere elementler yayılma eğilimi göstermiştir. Elemental haritalamaya göre, dendritik mikroyapı neredeyse homojen elemental dağılıma sahiptir. Bu birikimin solidus ve likidus sıcaklıkları arasında bulunan M_3C oluşumundan (burada M, Fe ve Mn dir) kaynaklanmaktadır [126].

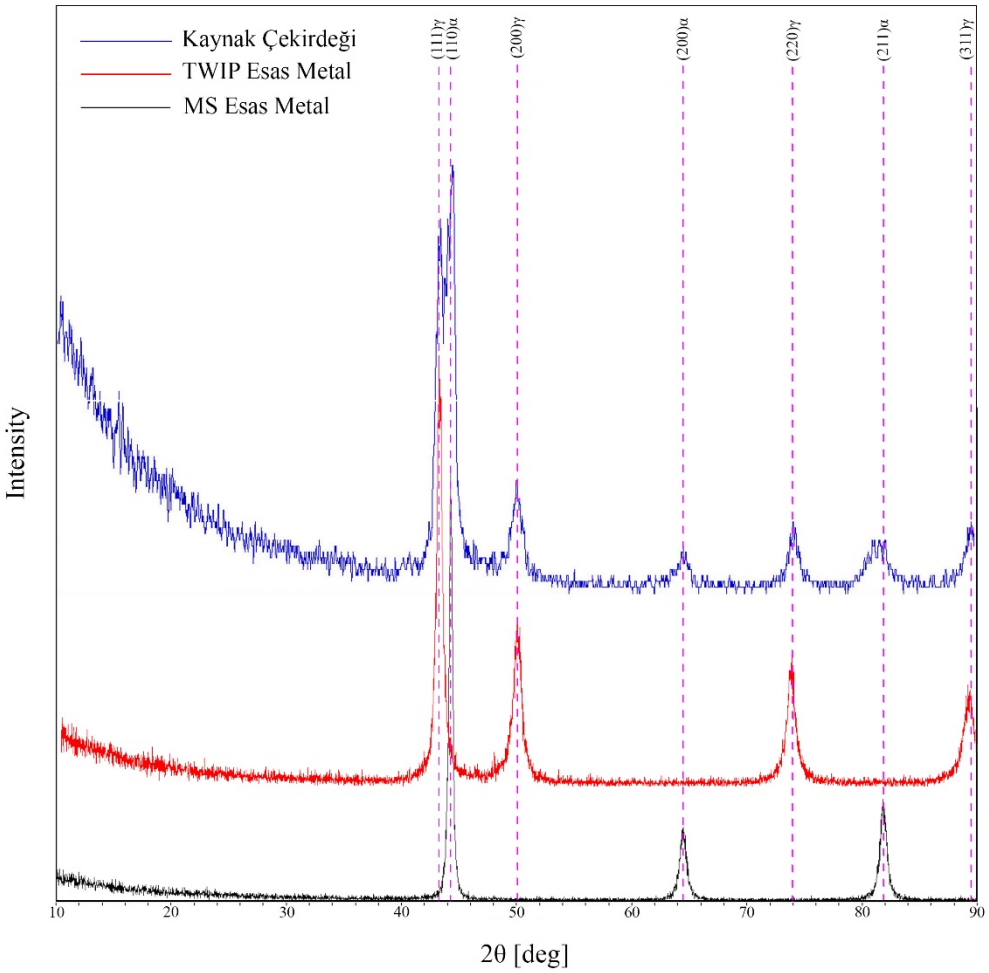


Şekil 5.63 : Kaynak çekirdek bölgesinden alınan element haritası.

5.7.3.2. Kaynak çekirdeğinin faz yapısı

Kaynak çekirdeğinin ve esas metallerin XRD analizi Şekil 5.64'te gösterilmektedir. X-Işını Difraksiyonuna (XRD) göre Martenzitik çeliğin esas metalinde sonuçları (110) γ, (200) γ ve (211) γ pikleri elde edilmiştir ve bu da α-ferrit ve martenzit fazının varlığını gösterir. Bu durum, ferrit matrisi ile yüksek miktarda Fe_3C içeren Mart çeliğinin olağan

karakteristiğini ifade eder. TWIP esas metalinin XRD sonucunda, (111) γ, (200) γ, (220) γ ve (311) γ pikleri, tek fazlı FCC-Fe, yani o stenitin temel k arakterizasyonunu gösterir. Öte yandan, sadece Kaynak çekirdeğinden elde edilen XRD piklerinde, ferrit v e ostenit pikleri elde edilmiştir, bu da ferrit ve ostenitin bir arada bulunduğu bir yapıdan oluştuğunu ispatmamaktadır. Ayrıca, piklerin açısında 2.5° lik bir kayma olduğu bulunmuştur. Bu kayma, haddeleme işlemiyle indüklenen plastik deformasyona ve bu nedenle çarpılan kafese bağlanabilir.



Şekil 5.64 : Martenzitik çelik, TWIP çeliği ve ergime bölgesinde alınan XRD analizi.

5.7.3.3. Kaynak çekirdeği/ITAB arayüzü

Şekil 5.65'te a) 30 periyot kaynak zamanı 10 kA b) 30 periyot kaynak zamanı 8.5 kA değerlerinde ITAB/Kaynak çekirdeği arasında birikmiş poroziteler görülmektedir. Buna göre, içeride oluşan buhar oluşumu yüksek basınç altında kaldığından en mukavim

bölgede kalmış ve daha fazla ilerleyememiştir. Aynı zamanda bu boşlukların yoğunluğu arttıkça çeşitli birleşmeler meydana gelmiştir. Her ne kadar bu birleşmeler daha büyük boşluklar ve dolayısıyla çentik etkisi oluştursa da yine de bağlantının en zayıf bölgesi TWIP tarafında bulunan ITAB olmuştur.

Şekil 5.65-a'da #1 ve #2 noktasından EDS analizleri Tablo 5.5'de atomik olarak ve Tablo 5.6'da ağırlıkça gösterilmektedir. Gözenek içerisinden alınan EDS analizine göre # 1, atomik ağırlıklara dayanarak, bu oksit Fe_2O_3 oluşumunun gerçekleştiği görülmektedir. Ölçümde gerçekleşen hata oranı yaklaşık ±%5 olmuştur. Bu durum metalografik hazırlama işleminden etkilenen gözenek içinde bir oksit oluşumu olduğununun bir kanıtıdır. Ayrıca bu durum karbon kaynaklı bir leke olmadığı ve bir gözenek olduğunun kanıtıdır. #2 noktasından alınan analiz ise mangan ve karbon difüzyonunun çekirdek kenarına kadar ne derecede gerçekleştiğini belirlemek için yapılmıştır. Buna göre, 2 noktasında elde edilen mangan oranı % 11.368 olarak elde edilmiştir. Bu durum 30 periyot kaynak süresinde (0.6 sn) manganın hızlı bir biçimde difüze olduğunun ıspatıdır.

Tablo 5.5 : Kaynak çekirdeği arayüzünden alınan #1 ve #2 nolu EDS ölçümleri (Atomik %).

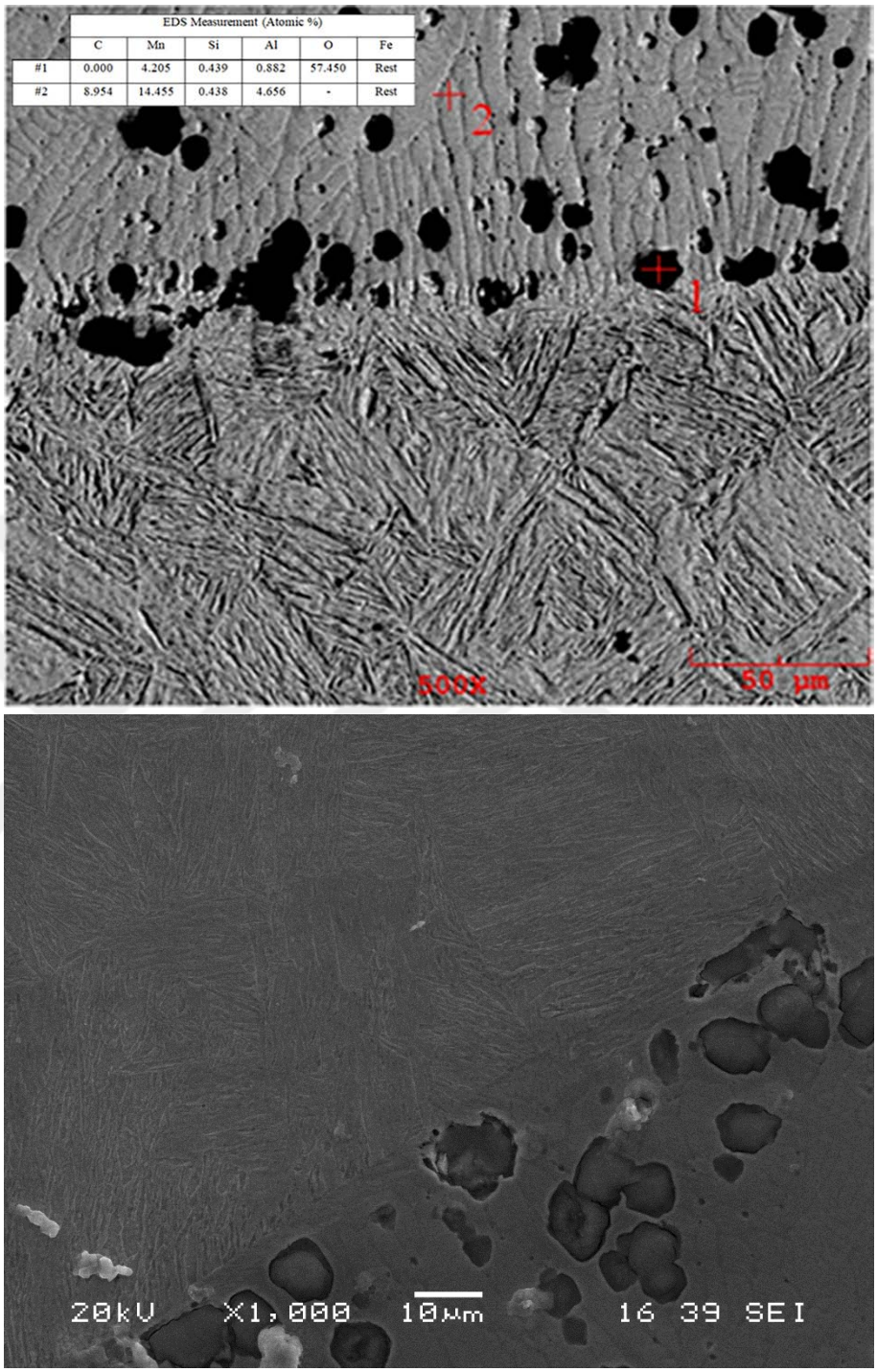
Sıra	C	Mn	Si	Al	O	Fe
#1	0	4.205	0.439	0.882	57.450	Kalan
#2	3.216	6.145	0.235	3.731	-	Kalan

Tablo 5.6 : Kaynak çekirdeği arayüzünden alınan #2 nolu EDS ölçümü (Ağırlıkça %).

Sıra	C	Mn	Si	Al	O	Fe
#2	0.727	11.368	0.124	1.895	-	Kalan

a)

b)

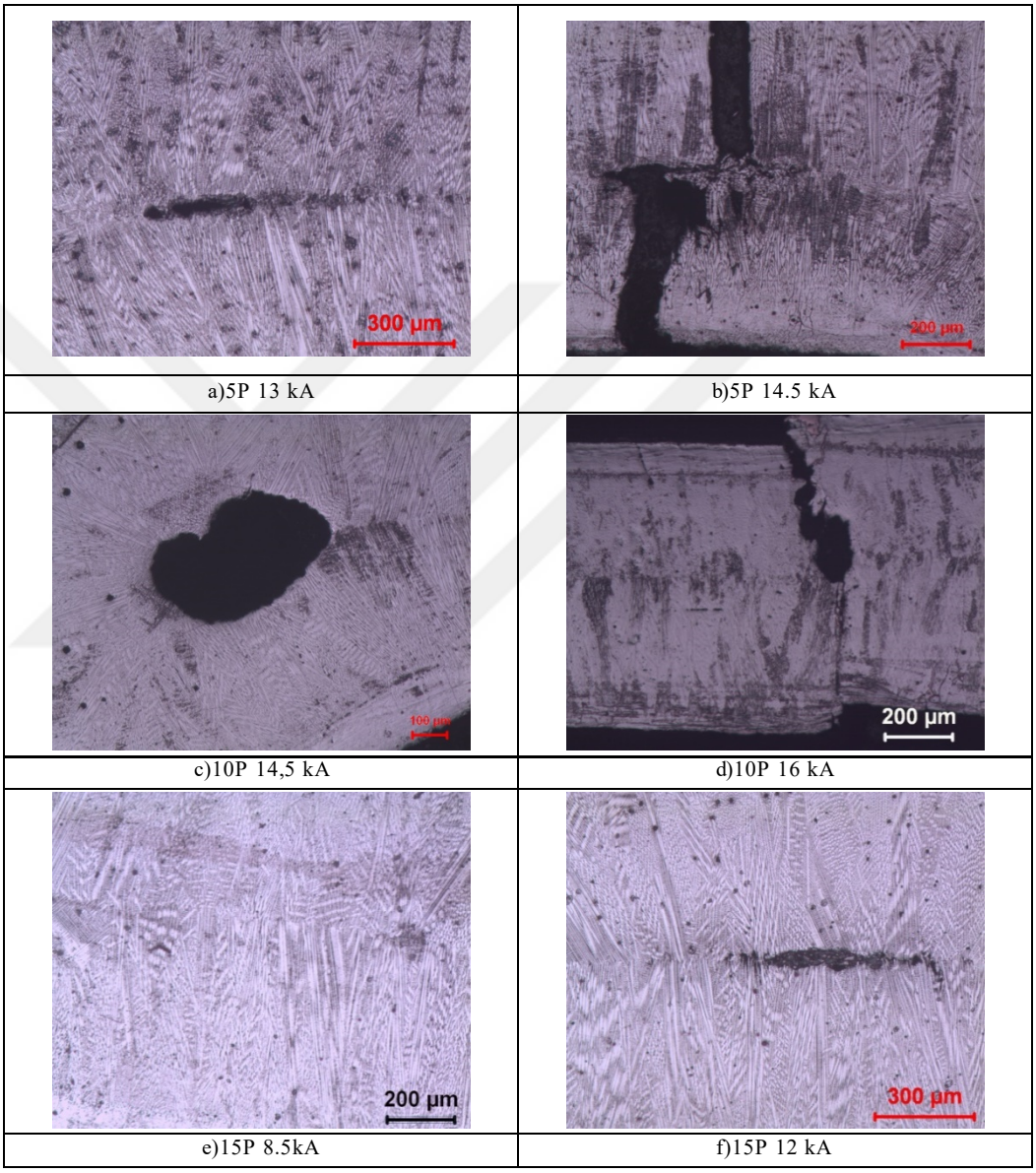


Şekil 5.65 : a) 30 periyot kaynak zamanı 10 kA b) 30 periyot kaynak zamanı 8.5 kA değerlerinde ITAB/Kaynak çekirdeği arayüzeyi.

5.7.3.4. Kaynak çekirdeğinde oluşan makro kusurlar

Şekil 5.66'da farklı kaynak süresi ve kaynak parametrelerinde karşılaşılan çeşitli kusurlar gösterilmektedir. Kaynak çekirdeğinde çekilmeden dolayı kaynaklanan makro hatalar bulunmaktadır. Bunlar, çekme boşlukları, aşırı mangan buharlaşmasından dolayı yüksek

gaz boşlukları, mikroporoziteler ve katılaşma esnasında elektrot kuvvetinden kaynaklanan çatlaklardır. Kaynak süresi ve kaynak akım şiddetinin artmasıyla karşılaşılan kusurlar artmaktadır. Çekme boşlukları genelde çekirdek merkezinde oluşmuştur.



a)5P 13 kA | b)5P 14.5 kA

c)10P 14,5 kA | d)10P 16 kA

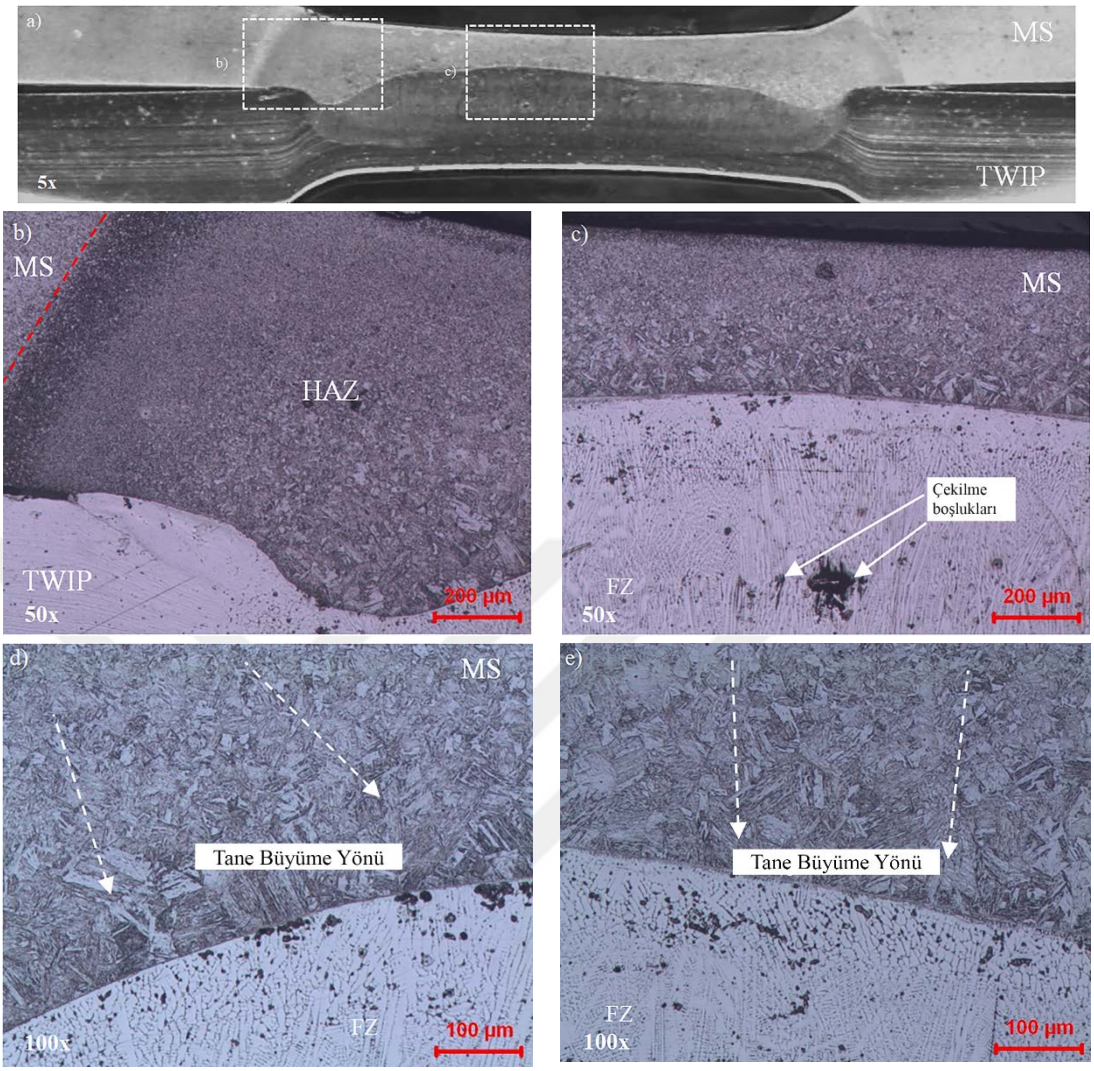
e)15P 8.5kA | f)15P 12 kA

Şekil 5.66 : Farklı kaynak akım ve kaynak zamanı parametrelerinde çekirdekte oluşan çeşitli kusurlar.

5.7.4. Martenzitik çelikte oluşan ITAB mikroyapısı

Şekil 5.67'te 20 periyot kaynak süresi ve 8.5 kA kaynak akımı seviyesinde farklı büyütmelerle martenzitik çelik tarafının ITAB bölgesinde mikroyapısal görüntüleri göstermektedir. Martenzitik çeliğin ITAB bölgesi, ısı girdisi nedeniyle martenzitik yapıda

önemli bir boyut artışına neden olmuştur. Tavlanan martenzit içerisindeki Ferritlerin ve Fe_3C'nin boyutları, kaynak çekirdek arayüzüne yaklaştıkça büyümüştür. ITAB'daki en büyük martenzit büyüklüğü, çekirdek/ITAB arayüzündeki sınırda bulunur. Boyutsal olarak incelendiğinde martenzit lamellar uzunlukları, 3-8 mikrometreden 30-100 µm'ye çıkmaktadır, bu boyutlar esas metalden yaklaşık 10 kat daha yüksektir. Martenzit içindeki kabalaşma, ITAB'ın üst sınırından kaynak çekirdeği/ITAB arayüzüne geçerken, yapının mikro sertlik değerleri çeşitli dalgalanmalar ile düşürmektedir [127]. Ayrıca, martenzitin kabalaşması ısı transferi yönüne doğru büyümektedir (Şekil 5.67.a-e), ancak martenzitik yapının da doğal yönelimini koruduğu görülmektedir.



Şekil 5.67 : Martenzitik çelik ITAB bölgesi mikroyapısı.

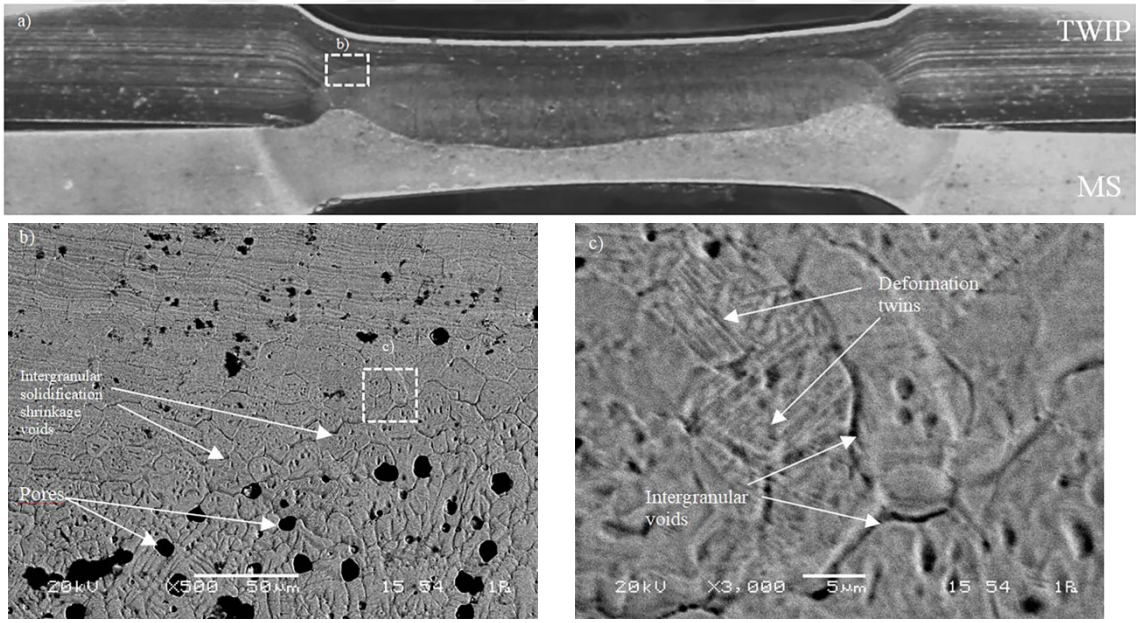
5.7.5. TWIP çeliğinde oluşan ITAB mikroyapısı

TWIP tarafının HAZ bölgesi mikroyapısı Şekil 5.68 a-e'de gösterilmektedir. ITAB'ın sınırı kesin olarak belirgin değildir. Benzer duruma Mujica ve arkadaşları [121] tarafından da rastlanmıştır. Muhtemel yüksek Mn veya segregasyon kaynaklı gaz gözenekleri ve taneler arası katılaşma büzülme boşlukları ITAB/Kaynak çekirdeği arayüzünde gözlenmiştir. Taneler arası büzülme boşlukları çoğunlukla segregasyonlar nedeniyle ortaya çıkmaktadır. Yüksek Mn, Al ve C bileşeni nedeniyle TWIP çeliği solidus ve liquidus arabölgesi geniş bir sıcaklık aralığına sahiptir [77]. Bu sıcaklık aralığından etkilenen tanecikler kısmen erir ve tanelerin etrafında sıvı film oluşturur [79]. Yani eriyik γ, γ + M_3C'ye dönüşür. Bu düşük erime noktası alaşımları, FZ tarafından uygulanan gerilme stresine dayanamaz ve bu filmlerin hızlı soğutulması, boşluğu

dolduramayacak sınırlı hacimden dolayı taneler arası boşluklara neden olur. Böylece, taneler arası boşluklar ortaya çıkmaktadır.

TWIP'nin ergime bölgesinden esas metaline doğru ilerlerken, daha az gözenek ve büzülme boşlukları bulunmaktadır. Bunun nedeni ise Mn'yi buharlaştırmak için yetersiz ısı girdisi ve/veya tane sınırındaki M_3C segregasyonlarının oluşamamasından dolayı nadir görülür. Şekil 5.68-c'de elektrot kuvveti ve uygulanan sıcaklık ile oluşan deformasyon ikizlerig österilmektedir. Kaynak olayı gerçekleşirken kaynak ergime bölgesi oluştukça, yumuşayan taneler uygulanan elektrot kuvveti ile sıkıştırılır ve soğutma çekme gerinimleri kısmen eritilmiş taneler üzerinde gerilime neden olur. Nispeten yüksek sıcaklığa ve kuvvete sahip olan tanelerde dislokasyon kaymasına olur, daha sonra deformasyoni kizleri oluşur. Benzer sonuçlara literatürde de karşılaşılmıştır [121], [128].

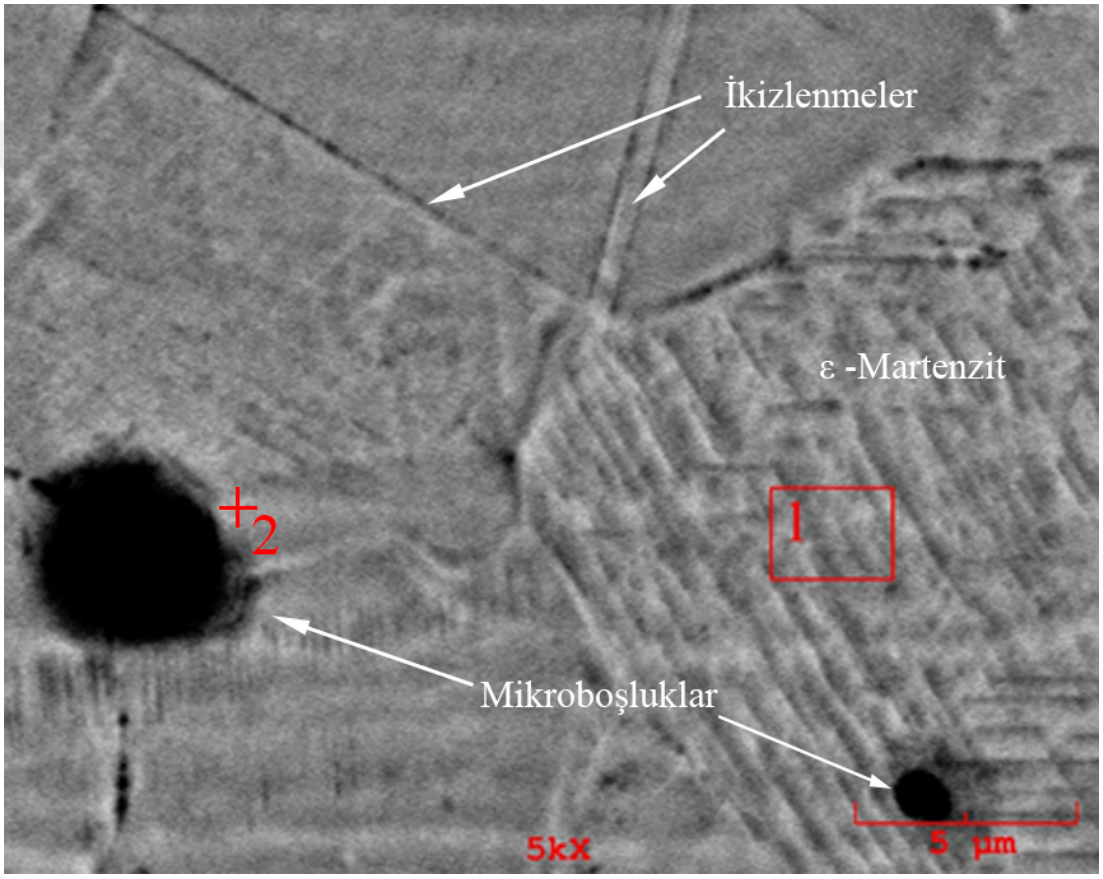
Saha ve diğ. [77], 1.4 mm kalınlığında ve kubbe yarıçap uclu Cu-Cr elektrotlarla (ISO 5821: 2009) 0,6C – 18Mn – 1.5Al TWIP çelik kaynaklı direnç noktalarını incelemiştir. Bu çalışmaya dayanarak, ITAB'da çatlaklar ve bazı segregasyonlar gözlemlemişlertir.



Şekil 5.68 : TWIP çeliğinde oluşan ITAB bölgesi.

Şekil 5.69'da TWIP çelik ITAB orta bölgesinden SEM görüntüsü ve EDS analizi gösterilmektedir. Elde edilen SEM görüntüsünde, tane kenarlarında çeşitli boşluk oluşumları ve tavlama ikizleri görülmektedir. Ayrıca, birbirleri arasında 120°'lik açı bulunan yoğun ikiz yapısı içeren bir bölge saptanmıştır. Ölçülen EDS sonuçlarına göre

(Tablo 5.7 #1), karbon saptanmamıştır. Karbon oranının düşmesinin esas sebebi Mn'nin C'ye karşı olan afilitesinin Fe'nin C'ye karşı olana afllilitesinden fazla olmasıdır. Düşen karbon oranı, bastırılan osteniti bozar ve elektrotlardan uygulanan kuvvet, Ɛ-martenzit'i tetikler [129][67][53]. Ayrıca, bu bölgedeki mikro yapıdan 1-8 µm çapında bazı mikro boşluklar gözlemlenmiştir. Bu boşlukların kenarına yakın alınan EDS sonuçlarında yüksek C konsantrasyonları ölçülmüştür. Bu nedenle, M_3C oluşumu ITAB'daki bu boşlukların ana nedeni olabilmektedir.



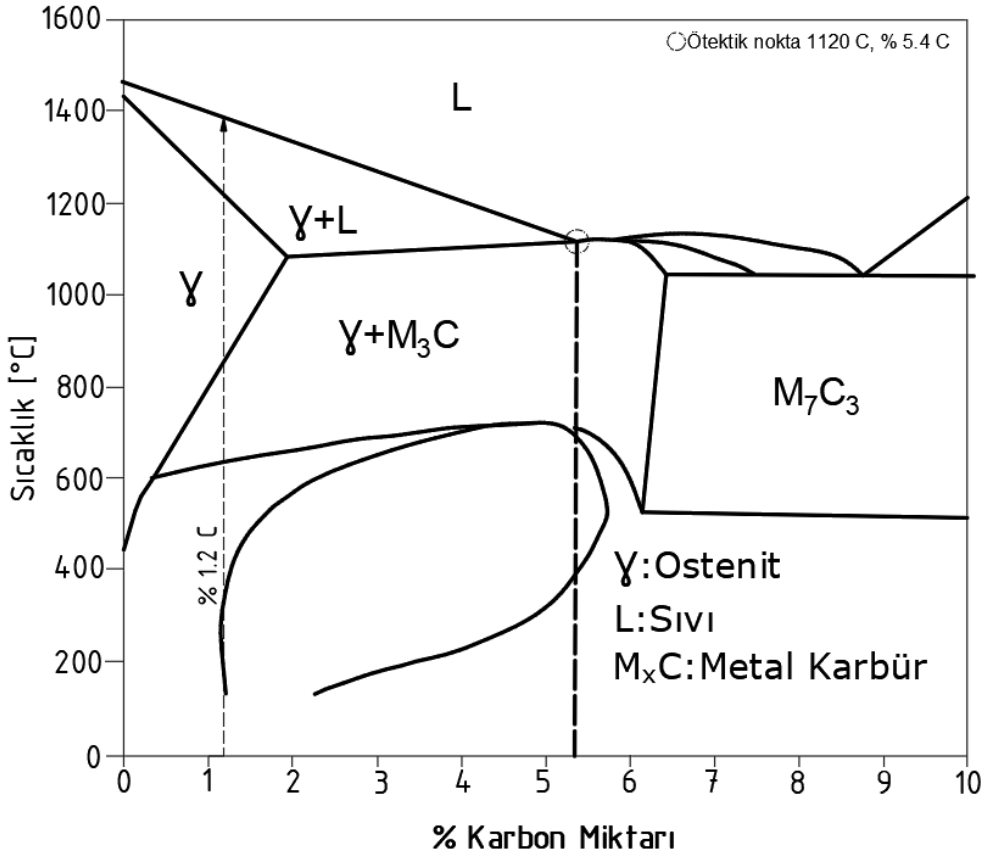
Şekil 5.69 : TWIP çeliğinin ITAB bölgesinden alınan SEM görüntüsü.

Tablo 5.7 :TWIP çeliği ITAB bölgesinden alınan EDS ölçümleri (Ağırlıkça %).

Sıra	C	Mn	Si	Al	Fe
#1	0.000	16.364	0.496	3.172	Kalan
#2	4.471	17.408	0.193	3.169	Kalan

5.7.5.1. Mn_3C oluşum mekaniği

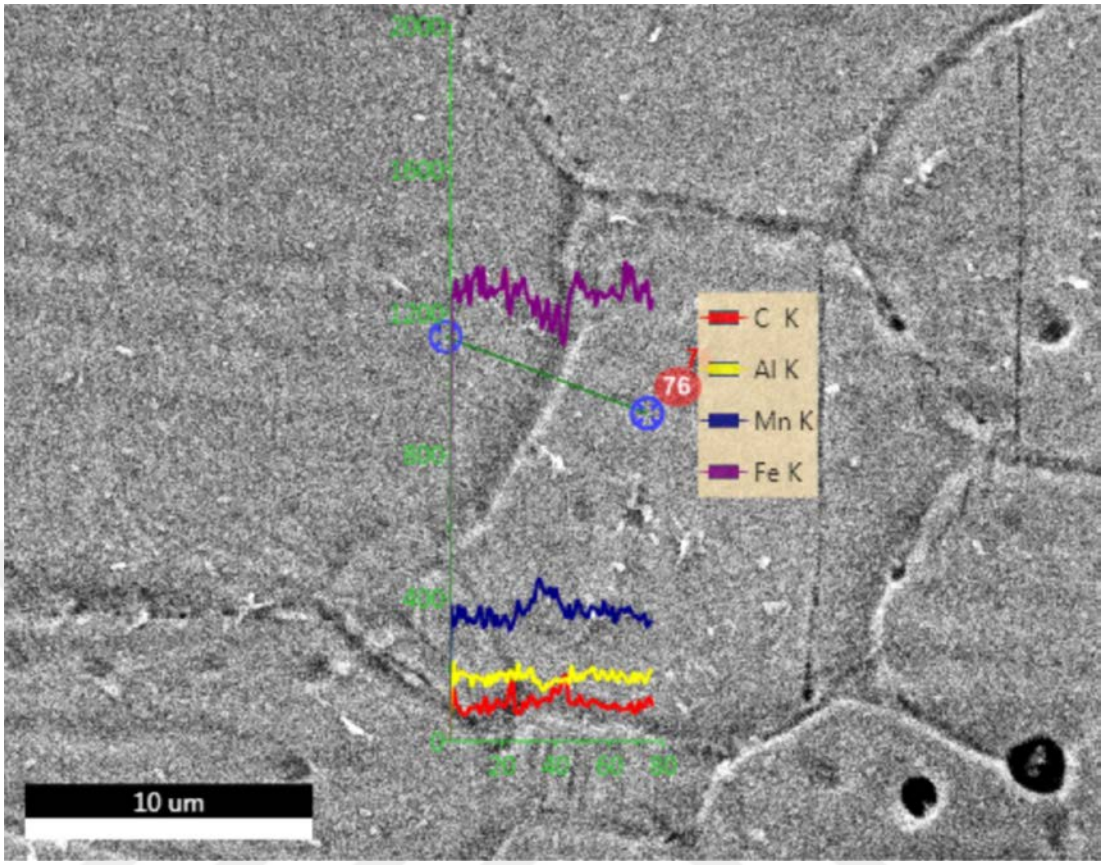
Kaynak esnasında ITAB bölgesi ile kaynak çekirdeği bölgesini ayıran sınır ergime sıcaklığını göstermektedir. Soğumaya başlamadan önceki en son sıcaklıktır. ITAB sınırından malzeme iç yapısına doğru ilerledikçe bu sıcaklık azalmaya başlar. Şekil 5.70'de % 18 Mn ve % 1.5 Ali çerikli TWIP çeliğinin Fe-C denge diyagramı gösterilmektedir [130]. Denge diyagramı birleştirilen TWIP çeliğinin elemental içeriğine çok yakındır. Yanlızca %1.2'ye yakın Aluminyum farklılığı bulunmaktadır. Fe-C sisteminde çok fazla sapma göstermediği varsayıldığı kabul edilmiştir. Buna göre, kaynak çekirdeği/ITAB sınır noktası 1395°C sıcaklığa kadar ulaşmıştır. ITAB bölgesi içerisinde ise, düşük enerjili bölgelerden ergiyen ve ergimemiş bölgeler bulunmaktadır. Bu bölge, yarı katı bir yapıya sahiptir. Bu esnada, düşük ergime sıcaklığına sahip Mn (1246°C), artan sıcaklık ile difüzyon hızı yükselir. Difüzyon hızı yüksek olan Mn, C'ye olan afilitesi yüksektir. Kıyaslandığında Mn'nin C'ye karşı olan afilitesi Fe'den yüksek olan ve difüzyon hızı yükselen Mn, Mn_3C oluşturma eğilimine girer. Soğuma hızının yüksek olması tekrar ostenit bölgesine dönüşte taneler içerisinde homojen elemental dağılımı sağlayamaz. Böylece, Mn_3C oluşumu gerçekleşmiş olur.



Şekil 5.70 : Fe–Mn–C–Al sistemi faz diyagramı (Mn: 18%, Al: 1.5%) [130].

Şekil 5.71'de TWIP çeliğinin ITAB bölgesinde bulunan tane kenarına dik bir şekilde alınan çizgi EDS ölçümü gösterilmektedir. Buna göre, tane kenarlarına doğru gidildikçe mevcut Fe oranı azalmaktadır. Mn ve C oranları yükselmektedir. Aluminyum ölçümlerinde ise küçük bir miktar azalma göstermiştir.

Mn ve C nin tane kenarlarında oluşmasının sebebi ısınma esnasında ilk ergiyen noktaların enerjisi düşük olan tane sınırları olmasıdır. Tane sınırlarından başlayarak yarı ergiyik oluşan ITAB bölgesinde Mn ve C sıvı faz içerisinde serbestçe difüze olur. Ancak difüzyon mekanizması Mn nin C ye karşı afilitesi yüksek olduğu için Mn_3C ve türevleri oluştuma eğilimindedir. Bu esnada katı halde ergimemiş faz ostenittir. Ostenit içerisinde yüksek miktarda C çözebilmektedir (yaklaşık % 1.8). Ayrıca, Mn_3C oluşumunun bir diğer yönü ise difüzyon hızıdır. Ostenit içerisinde yayılan karbonun bir kısmı da Mn_3C oluşma afilitesi sebebiyle tane kenarlarına doğru C akısı gerçekleşir. Bu nedenle tane kenarlarında yüksek Mn ve C oluşumu gerçekleşir.

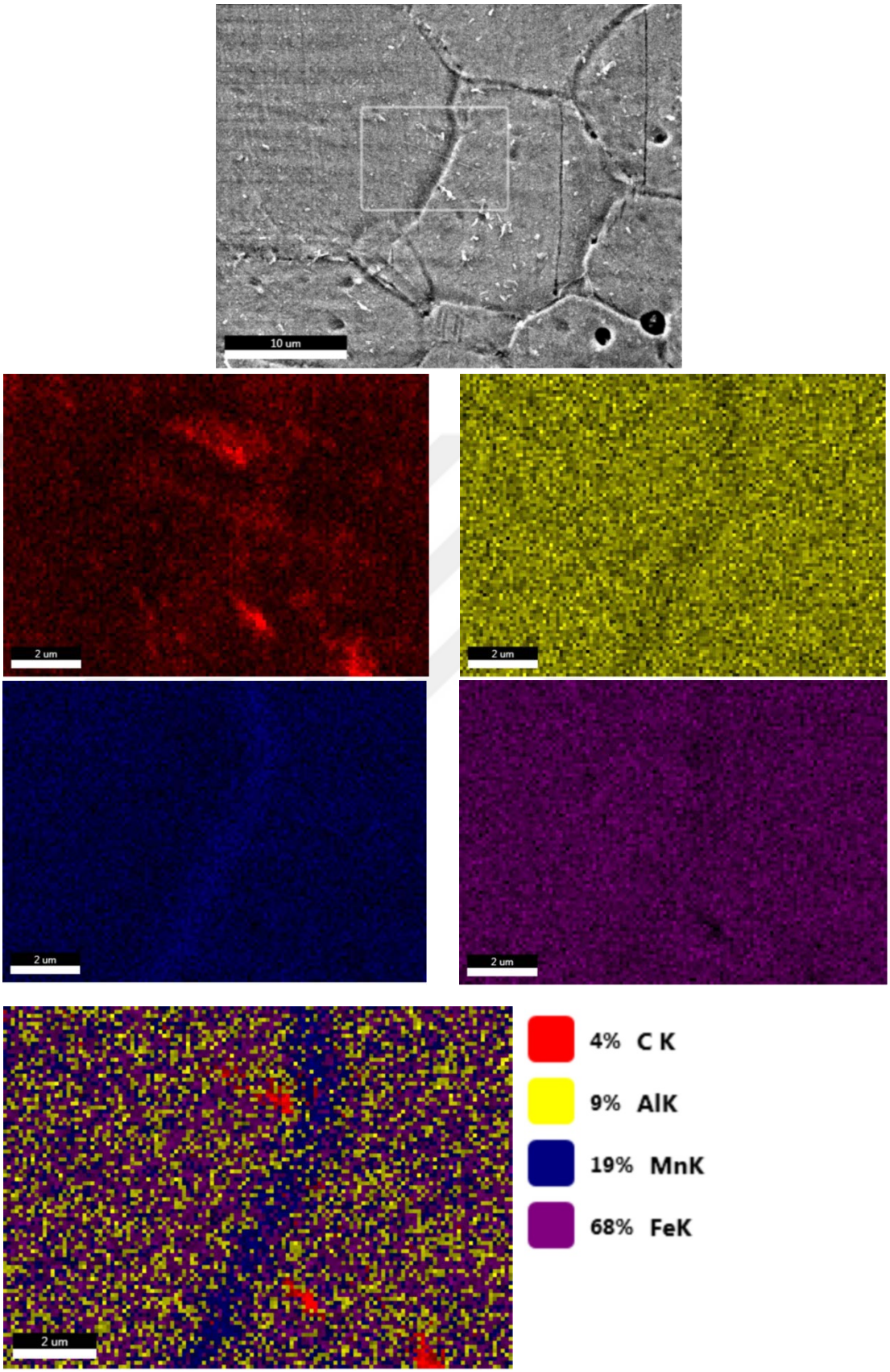


Şekil 5.71 : TWIP çeliğinin ITAB bölgesinde gerçekleştirilen çizgi EDS ölçümü.

5.7.5.2. TWIP ITAB bölgesi elemental haritası

Şekil 5.72'de TWIP ITAB bölgesinden alınan elemental harita gösterilmektedir. Elemental haritanın alınmasının sebebi, ölçülen noktaya bağlı kalmadan alan bazında elemental davranışın nasıl sergilendiğini görmektir. Böylece, daha sağlıklı veri elde edilmiş olur.

Elde edilen görüntülere göre, tane kenarlarında yüksek miktarda Mn varlığı tespit edilmiştir. Ancak tane içerisinde Mn homojendir. Al varlığı tane kenarlarında daha azdır ve tane içerisinde homojen bir dağılım göstermektedir. Karbon ölçümlerinde ise yüzeyde birkaç farklı noktada yoğun olarak elde edilmiştir. Bunun sebebi ise dış ortamdan gerçekleşen karbon kontaminasyonudur.



Şekil 5.72 : TWIP ITAB bölgesinden alınan elemental haritası.

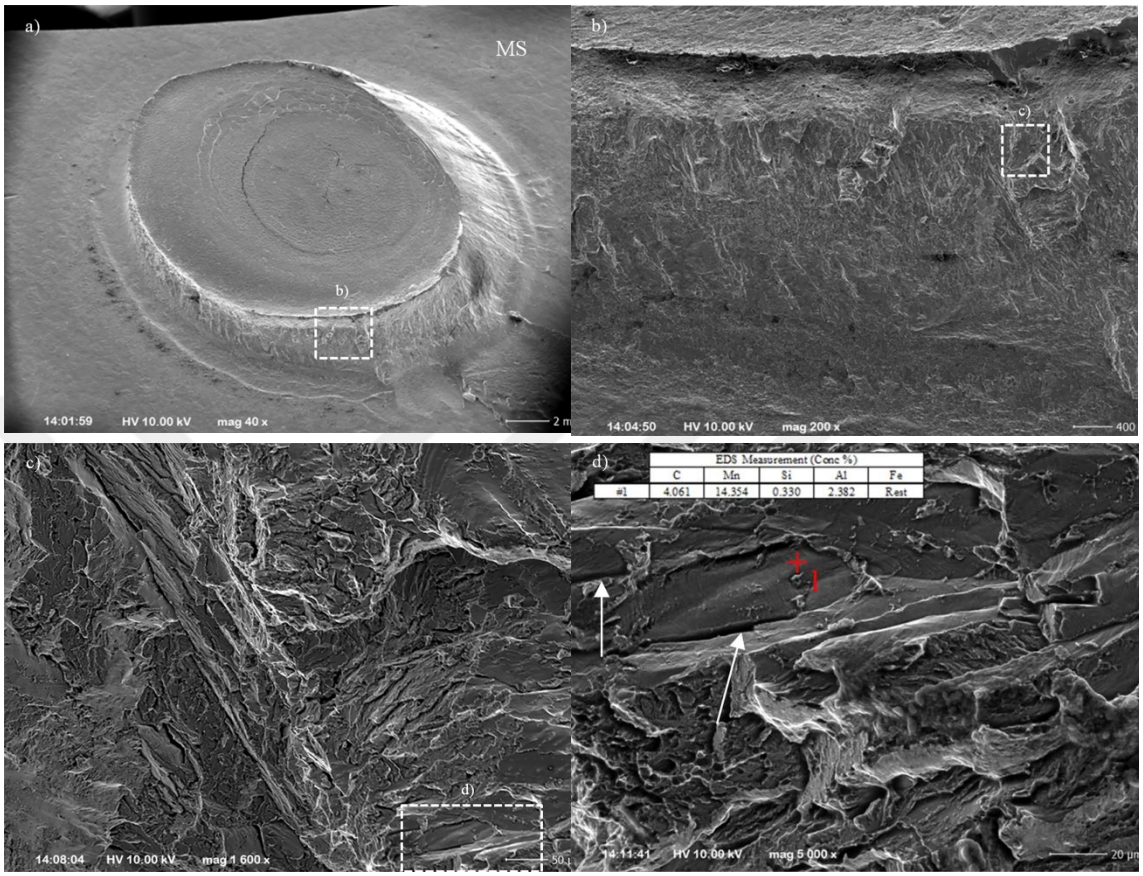
Elde edilen çizgi EDS ve elemental haritalara göre, tane kenarlarında yüksek konsantrasyonlarda Mn ve ardından C bulunmaktadır. Şekil 5.70'de ITAB/kaynak çekirdeği sınırında ergime sıcaklığında sıcaklık ergime noktasındadır. ITAB bölgesine giriş itibarıyla yapı γ+sıvıya döner. Sıvı kısımda bulunan Mn çözünerek tane sınırlarına yerleşir. Beraberinde çözünen karbon difüze olarak soğuma esnasında Mn_3C'ye dönüşür. Tam katılaşma esnasında ikincil faz görevi gören Mn_3C filmi gerçekleşen soğuma gerilmelerine dayanamaz. Böylelikle, taneler arası segregasyon boşlukları meydana gelmiş olur.

5.7.6. Kopma yüzeyi incelemeleri

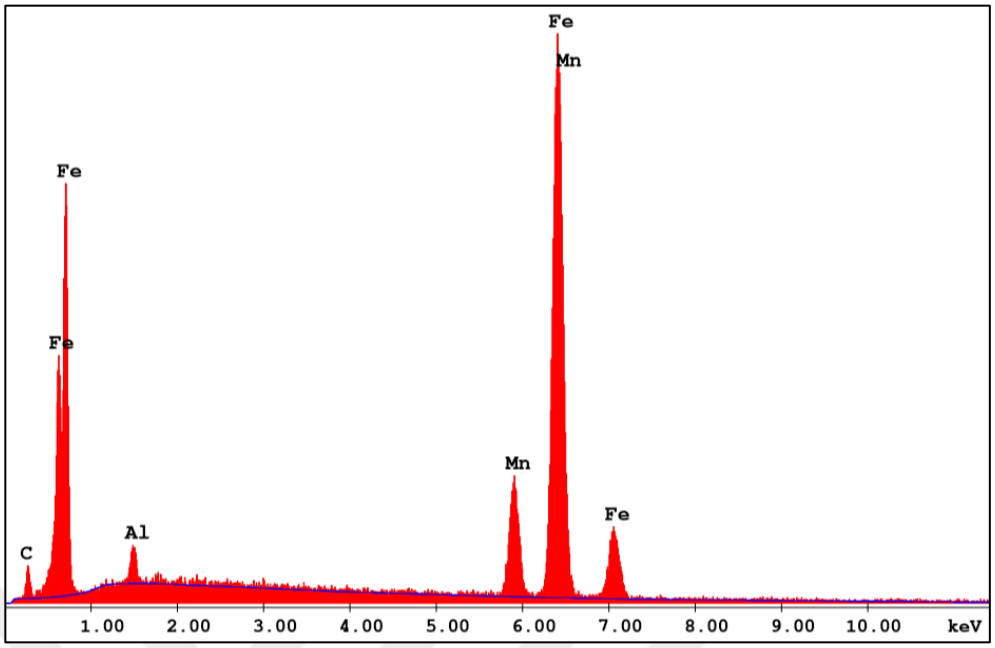
Çekme-maskaslama, çekme-sıyırma, ve çapraz çekme kuvvetleri mikro-yapı ile yakından ilişkilidir. Şekil 5.73 (a-d)'de, 10 periyot kaynak süresi ve 8.5 kA kaynak akımı seviyesinde elde edilen çekme-makaslama numunesi kopma yüzeyi SEM görüntüsü ve EDS analizi gösterilmektedir. Buna göre, sünek kopan, ve gevrek kopan bölgelere rastlanmıştır. Ancak, metalografik incelemelerde görülen segregasyon kaynaklı boşluklar da gözlemlenmiştir. Taneler arasındaki deforme olmayan taneler ve aralıklar (beyaz oklarla gösterilmiştir) gözlemlenebilir Bu tane yüzeyleri hiçbir tipte kopma yüzeyi davranışı göstermemiştir. Tane sınırı yüzeylerinden, tanelerin diğer taneler ile hiçbir birleşme göstermediği görülmektedir.

Şekil 5.74 ve Tablo 5.8 'de segregasyona uğrayan tane dış yüzeyinden alınan EDS sonucunu ve ölçüm değerlerini göstermektedir. Taneler arasındaki deforme olmayan taneler ve aralıklar (beyaz oklarla gösterilmiştir) gözlemlenebilir. EDS ölçümüne göre, yaklaşık % 4wt C konsantrasyonları elde edilmiştir. C ve Mn'nin yüksek seviyelerinin yanı sıra, tanelerin dış kabuğu üzerinde segregasyon oluşumuyla taneler arası boşluklar açıklanabilir. Yapılan deneylerin tümünde yırtılma tipi kopma gözlenmemiştir. Böyle olmasının temel nedeni, uygulanan çekme-makaslama kuvvetine dayanmayan TWIP'nin ITAB içerisindeki taneler arası boşluklardır. Tane kenarlarında çentik etkisi oluşturarak en zayıf bölgeyi oluşturmaktadır. Tane kenarlarında bulunan segregasyon boşlukları birleşerek toplam mukavemeti düşürmektedir. Bu boşluklardan dışarı çatlak başlangıçları oluşur. Bu nedenle, taneler arasındaki bu boşluklar, TWIP eklemlerinin çekme

kuvvetlerini büyük ölçüde düşürür. Öte yandan, bu olgu TWIP tarafından kırılan tüm örneklerin neden ayrıldığını açıklamaktadır.



Şekil 5.73 : Çekme-makaslama numunesi kopma yüzeyi SEM görüntüsü ve EDS analizi.



Şekil 5.74 : Çekme-makaslama numunesi kopma yüzeyi EDS analizi.

Tablo 5.8 : Çekme-makaslama numunesi kopma yüzeyi #1 noktasından elde edilen EDS ölçümü (Ağırlıkça %).

Sıra	C	Mn	Si	Al	Fe
#1	4.061	14.354	0.330	2.382	Kalan

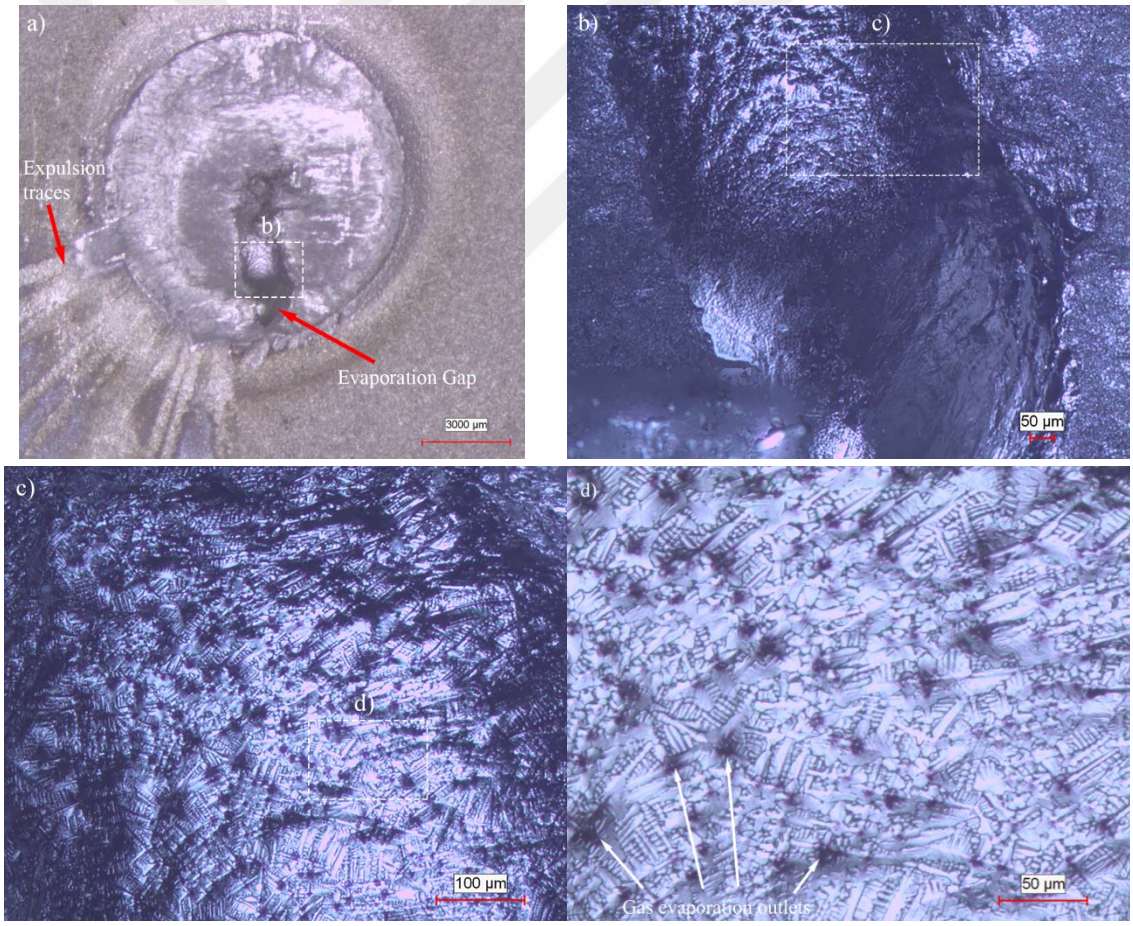
5.7.7. Boşluk ve porozite oluşum incelemeleri

Kaynak bölgesinin makro incelemelerinde makro boyutta boşluklar oluştuğu gözlemlenmiştir. Şekil 5.75'te yüksek ısı girdisi nedeniyle kaynak çekirdeğinde oluşan bir yüzeyler arası kopma görüntüleri verilmiştir. Yüzeyler arası ayrılma gerçekleşen numunenin çevresinde soft expulsion gerçekleşmiştir. Makro boşluk içine yakınlaştırıldıkça düzenli bir yüzey olduğu ve dentritik oluşumlar görülmektedir. Kaynak makro boşluğu incelendiğinde ana boşluğa ulaşan çeşitli dışbükey mikrokanallar saptanmıştır. Bu kanalların kapalı olup olmadığı bilinmemektedir. Ancak, yüzeye ulaşan kanalın mutlak yuvarlak olması içerisinde oluşan bir gazın olduğunu işaret eder.

TWIP çeliğinin ve martenzitik çelik birleşiminden oluşan çekirdek kompozisyonunda buhar fazına geçen element Mn'dir. Mn 2150 °C'de 1 atm'de buhar fazına geçer. Malzeme içerisinde buhar fazına geçerek hacmi yüksek oranda artan ve sıkıştırılabilir durumag eçen Mn, buhar birikimleri birleşerek bir mikro porozite boşluğu oluşturur. Mikro porozite boşluğu içerisinde artan hacimle beraber, basınç da artar. Yüksek elektrot

basıncı nedeniyle oluşan yüksek basınçlı poroziteler birbirlerine çarparak veya birleşerek daha büyük poroziteler oluşturur. Görülen yüzeyin düz olması burada bir gazın basınç altında yüzeyin düzgün kalmasını sağlandığının bir ıspatıdır. Aynı zamanda yüzeyde çeşitli gaz çıkışıına izin veren noktaların olduğu gözlemlenmiştir. Bunlar, b üyüyen m akro boşluklar ile birleşen mikro boşluklarıdır. Böylelikle dışbükey bir krater oluşumu gerçekleşmiş olur.

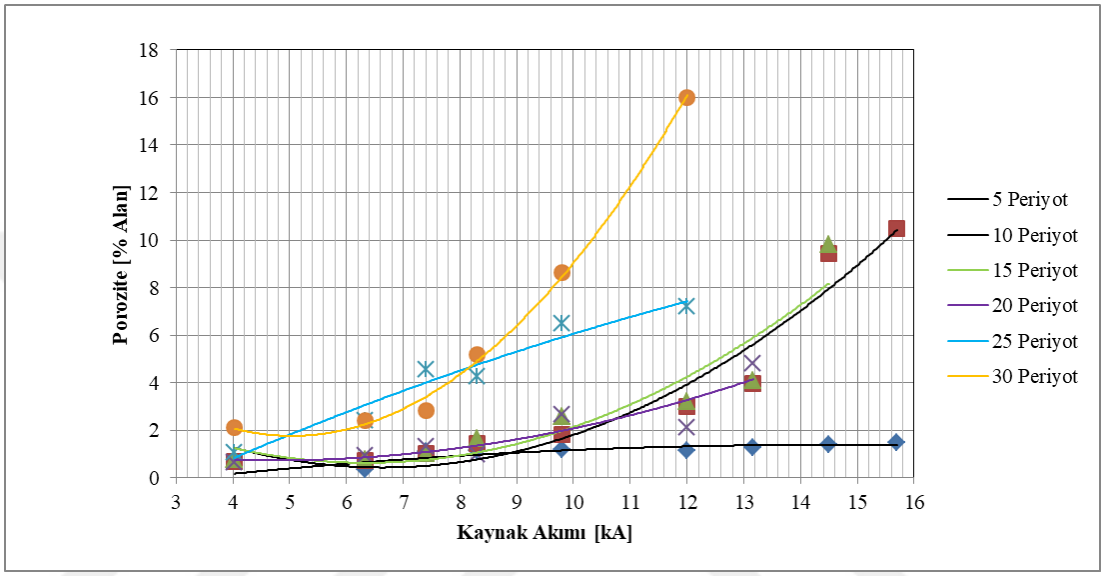
Kaynak çekirdeği çevresinde oluşan sıçrantıların da bir diğer sebebi kaynak çekirdeği içerisinde oluşan boşluk ve porozitelerdir. Basıncı artan gaz boşluğu çekirdeğin de basıncını artırır ve düşük ısı girdisi altında bile dışarı doğru sıçrantı oluşturmasına sebep olabilmektedir.



Şekil 5.75 : Farklı büyütmelerde gösterilen çekirdek bölgesinde oluşan porozite davranışı.

Kaynak çekirdeği içerisinde bulunan porozite ve boşluk miktarları birleşimin mukavemetini etkilemektedir. Ancak, bazı durumlarda çekirdek içerisinde poroziteler ve çekilme boşlukları oluşmasından dolayı belli standartlar oluşturulmuştur. American

Welding Standarts (AWS) D8.1 M2007'ye göre bir nokta kaynağı çekirdeği içerisindeki porozite miktarı en fazla % 15 olmalıdır. Bu ölçüm kaynak çekirdeği sınırından %15 içeri çekilen sınır taranmak suretiyle elde edilen boşluklar göz önüne alınır. Kaynak çekirdeği sınırı göz önüne alınmaz. Diğer parametreler standartlara bağlı olarak kabul olarak değerlendirilir.

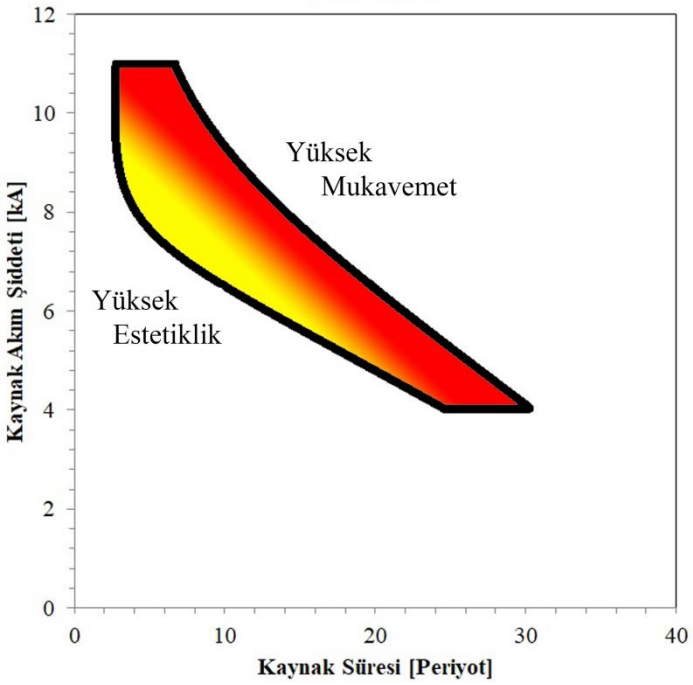


Şekil 5.76 : Kaynak akım şiddetinin çekirdek içerisinde oluşan porozite oluşumuna etkisi.

Şekil 5.76'da kaynak akım şiddetinin porozite miktarı üzerine olan etkisi gösterilmektedir. Kaynak esnasında uygulanan ısı girdisi arttıkça oluşan porozite miktarında da artış olmuştur. Bu da kaynak esnasında, çekidekte oluşan aşırı ısınma nedeniyle manganın buharlaşması porozite oluşturur. Ancak, çekirdekte oluşan ısı girdisi, ergime sıcaklığının manganın buharlaşma başlangıcına kadar olan sıcaklığı aşmıyorsa çekirdek içerisinde çok az miktarda boşluk oluşumları gözlenmektedir. Bu sınırı grafiksel olarak incelediğimizde %2 olarak tanımlayabiliriz. %2 oranına kadar boşluk oluşumları genelde çekme, taneler arası segregasyon veya impüritelerden kaynaklı boşluklardır. Isı girdisinin lineer olarak artması ile buharlaşma sınırı aşıldıktan sonra oluşan boşluk alan oranı üstsel olarak artmaktadır. American Welding Standarts (AWS) D8.1 M2007'ye göre %15 oranını aşan kaynak parametreleri 30 periyot kaynak süresi ve 12 kA kaynak akımıdır.

BÖLÜM 6. KAYNAK ARALIĞI (WELD LOBE)

Weld Lobe, diğer bir deyişle Kaynak Aralığı (veya kaynak penceresi) elde edilen tüm deneyler ışığında oluşturulan özet bir grafiktir. Weld Lobe grafiği standartlara göre kabul gören kaynak parametrelerini gösterir. Bu gösterimde, sadece aralık değil, kaynak parametrelerine göre mukavemet-estetiklik arasındaki değişim de gösterilmektedir. Weld Lobe grafiği, tüm mekanik çekme deneylerinin %80-100 aralığı, elektrot batma derinliklerinin %25'i ve porozite miktarlarının %15 altı esas alınır. Ayrıca, mekanik deneylerden elde edilen kopma modlarında oluşan yüzeyler arası ayrılmalar da direkt başarısız kaynak olarak kabul edildiğinden doğrudan Weld Lobe eğrisi dışında kabul edilir. Kaynak aralığı eğrisi oluştururken interpolasyon uygulamaları da kullanılarak optimum kaynak parametre aralık grafiği oluşturulur.



Şekil 6.1 : TWIP-Mart çeliği için elde edilen Weld Lobe eğrisi.

Şekil 6.1'de bu tezde elde edilen tüm veriler ışığında TWIP ve martenzitik çeliğin Kaynak Aralığı Eğrisi (Weld Lobe) gösterilmektedir. Buna göre, yaklaşık olarak 8 kA

kaynak akımı ve 5 periyot kaynak süresi ile 4 kA kaynak akımı arasında bulunan çizgi kaynak yapılabilir aralığın alt eşiğini oluşturmaktadır. Kaynak penceresi üst aralığı ise yaklaşık olarak 10 periyot kaynak süresi ve 11 kA kaynak akımı ile 32 periyot kaynak süresi ve 4 kA kaynak akımı arasında bulunan çizgi olarak hesaplanmıştır. Kaynak parametresi seçiminde; sarı ile belirtilen bölgeye geçildikçe bağlantı mukavemeti azalmakta ancak elektrot dalmasından ötürü gerçekleşen estetiklik artmaktadır, kırmızı bölgeye geçildikçe bağlantı mukavemeti yükselmekte ancak elektrot dalma artışından dolayı estetik görünüm azalmaktadır.

BÖLÜM 7. SONUÇLAR

Bu çalışmada, literatürde ve otomotiv sektöründe yüksek öneme sahip olan ancak kaynak özellikleri yüksek karbon eşdeğerliliklerinden dolayı detaylı bir şekilde incelenmesi gereken iki farklı çeliğin EDNK tekniği ile birleştirilebilirliği incelenmiştir. Yapılan deneyler ve gözlemler neticesinde başarılı birleştirebilme aralıkları elde edilerek weld lobe eğrisi ile gösterilmiştir. Elde edilen deneyler, veriler ve gözlemler ışığında aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır;

1- Çekme-sıyırma kuvvetleri ısı girdisine bağlı olarak sıçrantı başlangıcına kadar artış göstermiştir. Ardından azalma eğilimine girmiştir. En yüksek çekme-sıyırma kuvveti 20 periyot kaynak süresi 7.5 kA kaynak akımında 1970 N olarak elde edilmiştir.

2- Çekme-sıyırma deneylerinde yüzeyler arası, düğme tipi ve yırtma tipi kopma modu oluşumu gözlemlenmiştir.

3- Kopma modlarının gösterdiği farklı çekme-uzama davranışı nedeniyle çekme-uzama garfiği ile kopma modunun belirlenmesi mümkündür.

4- Çekme-makaslama davranışı da çekme sıyırma davranışına benzer karakteristiktedir. Ancak, dayanım kuvvetleri farklıdır. En yüksek çekme makaslama kuvveti 15490 N olarak 20 periyot kaynak süresinde 10 kA kaynak akım şiddetinde elde edilmiştir.

5- Çekme makaslama testi sonrasında yüzeyler arası ayrılma, kısmi düğmelenme ve düğmelenme şeklinde kopma modları oluşmuştur. Ancak, yırtılma tipi ayrılma oluşmamıştır. Bunun sebebi, ITAB bölgesindeki metalurjik karakteristikten dolayı en zayıf bölgeyi oluşturmasıdır.

6- Çapraz çekme testinde en yüksek dayanım kuvveti 7775 N olarak 20 periyot kaynak süresi ve 6.5 kA kaynak zamanında elde edilmiştir. Elde edilen ayrılma dayanımlarının elektrot dalma derinliği ile ilişkisi de bulunmaktadır.

7- Birleştirme esnasında oluşan ısı TWIP çelik tarafindaki ITAB bölgesinde tanelerin kabalaşmasına ve sertliğinin artmasına sebep olmuştur.

8- Kaynak ısısı, martenzitik çelik tarafindaki ITAB bölgesindeki martenzitin temperleyerek martenzitin sertliğini düşürmüş ve lamellerin büyüklüklerini arttırmıştır.

9- Kaynak çekirdek oluşumu 6.5 kA akım seviyelerine kadar orantılı değildir. Ancak, 6.5 kA değerlerinden sonra bir orantı bulunmaktadır.

10- TWIP çeliğini yönündeki elektrot batma derinlikleri martenzitik çelik kısmında oluşan batma derinliklerine göre fazladır. Bu durum, weld lobe eğrisi üzerinde yüksek daralmaya sebep olmuştur.

11- TWIP ve Martenzitik çeliğin ergime sıcaklıklarının ve elektriksel dirençlerinin farklı olması nedeniyle ısıl denge TWIP çeliğine doğru kaymış ve en yüksek çekirdek yüksekliği TWIP kısmında oluşmuştur.

12- Kaynak akım şiddeti arttıkça çekirdek boyut oranının kaynak süresine göre olan eğimi azalmaktadır. Bu da kaynak süresinin kaynak akım şiddetine göre daha az etkili olmasından dolayıdır.

13- Ergiyen bölgeyi temsil eden alandan alınan XRD ölçümlerine göre kaynak çekirdeği ferritik ve ostenitik bölgelerden oluşmuştur. Fe_3C oluşmamasının sebebi ostenitin içerisinde yüksek karbonu çözebilmesidir.

14- Kaynak çekirdeği aşırı ısınma göstermesi sebebiyle dentritik bir mikroyapı oluşturmuştur. Dentritlerin yönleri mutlak olarak soğuma yönünde oluşum göstermiştir.

15- Kaynak çekirdeğinin dentritik mikroyapı şeklinde oluşması, en son katılaşan bölgenin de kaynak çekirdeğinin en orta noktasında olduğunu gösterir. Ancak, en

son katılaşam bölgede kaynak metalinin sıçrantılar gibi olaylar nedeniyle yetmemesi, kaynak çekirdeğinin merkezinde çekme boşluklarının oluşumuna sebep olmuştur.

16- Kaynak çekirdeğindeki tüm elementler ile kıyaslandığında, en düşük sıcaklıkta buhar fazına geçen element Mangandır. Mangan oranının çekirdek içerisinde yüksek olması, elektrot tarafından baskı olması ve EDNK tekniği doğasından dolayı oluşabilen ısı girdisinin yüksek olması sebebiyle kaynak çekirdeğinde mangan buharlaşmaları meydana gelmiştir. Bu buharlaşmalar kaynak çekirdek sıcaklığının düşmesiyle süblimleşmiştir. Ancak oluşan metal buharının, b uhar çeperinin önce soğuması ardından da Mn'nin süblimleşmesi gerçekleşir. Bu nedenle, kaynak çekirdeği içerisinde porozite oluşumu gerçekleşir.

17- Mn'nin karbona karşı afilitesinin Fe'den yüksek olması nedeniyle, TWIP yönündekiI TAB bölgesinde yeniden k ristalleşen tane kenarlarında M_xC ve Mn_3C taneler arası segregasyonlar meydana gelmiştir.

18- TWIP bölgesinde taneler arası M_xC ve Mn_3C segregasyonları oluşan bağlantılarda en zayıf bölgeyi oluşturmuştur. Bu segregasyonlar tane kenarlarında film şeklindedir. Aynı zamanda bu segregasyonlar, taneler arası boşluklar oluşturmuştur.

19- Elektrot kuvveti, uygulama sıcaklığı ve segregasyon kaynaklı karbon azalması sebebiyle, TWIP bölgesindeki bazı tanelerde Ɛ-martenzit oluşmuştur.

20- M_3C oluşumu ɣ+sıvı bölgesinin ne kadar büyük olduğu ile arttığı tahmin edilmektedir.

21- Kaynak çekirdeği içerisinde oluşan porozitelerin mekanik özelliklere etkisi yüksek değildir. Standartlar dışında kalan kaynak çekirdeği porozite oranları weld lobe eğrisi dışındadır.

22- Kaynak çekirdeği içerisinde oluşan mikro poroziteler, tane sınırlarında çeşitli pasajlar oluşturarak birleşme eğilimi gösterir. Böylece porozite arttıkça, kaynak çekirdeğinde boşluk oluşumu ihtimali de güçlenmektedir.

23- Kopma yüzeyleri incelendiğinde segregasyon kaynaklı taneler arası boşluklar çentik etkisi oluşturarak ITAB bölgesinden ayrılma göstermiştir.

24- Martenzitik taraftaki ITAB bölgesinde bulunan martenzitik mikroyapının tavlanması sertliği azaltarak ITAB bölgesinde sünek bir davranış sergilemiştir. Ancak, bu süneklik birleşimdeki en zayıf bölge değildir.

KAYNAKLAR

[1] Frommeyer, G., Drewes, E. J., & Engl, B. (2000). Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels. *Revue de Métallurgie*. *97*(10), 1245–1253. https://doi.org/10.1051/metal:2000110.

[2] Frommeyer, G.; Brüx, U.; Brokmeier, K.; Rablbauer, R.; (2009). Development, Microstructure and Properties of Advanced High-Strength and Supraductile Light-Weight Steels Based on Fe–Mn–Al–Si–(C).In *6th International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials, (Thermec'2009)* (pp. 143–147). Berlin.

[3] Url-1 <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/complex-phasecp-steels/>, Erişim tarihi: 10.10.2019.

[4] Peng, J. bo, Jiang, H., Zhang, G. ting, Chen, L. ben, Zhu, N. qiong, He, Y. lin, … Li, L. (2017). In-situ analysis of retained austenite transformation in high-performance micro-alloyed TRIP steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. *24*(3), 313–320. https://doi.org/10.1016/S1006-706X(17)30045-6.

[5] Url-2 <http://www.wardesteelandmetals.com/download/file/fid/168>, Erişim tarihi: 12.10.2019.

[6] Frommeyer, G., Brüx, U., & Neumann, P. (2003). 2003_Georg_TRIP-TWIP_γ-twin_barrier. *ISIJ international*. *43*(3), 438–446.

[7] Dobrzański, L. A., Borek, W., & Mazurkiewicz, J. (2014). Structure and Mechanical Properties of High-Manganese Steels. *Comprehensive Materials Processing*. *2*, 199–218. https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00216-8.

[8] Frommeyer, G., & Brüx, U. (2006). Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX steels. *Steel Research International*. *77*(9–10), 627–633. https://doi.org/10.1002/srin.200606440.

[9] Havel;, P. E. . D. (2017). Austenitic Manganese Steel.In *Columbia Steel Casting Co., Inc.* (pp. 4–8).

[10] Chévenard, P. . (1935). *Métaux*.

[11] Tofaute, W,; Linden K., A. (1936). *Eisenhuttenwes*.

[12] Troiano, AR,; McGuire, F. . (1943). *Trans ASM*.

[13] AS.;, S. (1963). *Proc ICSMA*. Cambridge, England.

[14] Rémy, L. ; (1975). *Paris Sud University; 1975*. Paris Sud University.

[15] Bouaziz, O., & Guelton, N. (2001). Modelling of TWIP effect on work-hardening. *Materials Science and Engineering A*. *319–321*, 246–249. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)02019-0.

[16] Rahman, K. M., Vorontsov, V. A., & Dye, D. (2015). The effect of grain size on the twin initiation stress in a TWIP steel. *Acta Materialia*. *89*, 247–257. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.02.008.

[17] Mohammadzadeh, R., & Mohammadzadeh, M. (2019). Inverse grain size effect on twinning in nanocrystalline TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. *747*(August 2018), 265–275. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.085.

[18] Kang, S., Jung, J. G., Kang, M., Woo, W., & Lee, Y. K. (2016). The effects of grain size on yielding, strain hardening, and mechanical twinning in Fe-18Mn-0.6C-1.5Al twinning-induced plasticity steel. *Materials Science and Engineering A*. *652*, 212–220. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.096.

[19] Dini, G., Najafizadeh, A., Ueji, R., & Monir-Vaghefi, S. M. (2010). Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size. *Materials and Design*. *31*(7), 3395–3402. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.01.049.

[20] Tian, Y. Z., Bai, Y., Zhao, L. J., Gao, S., Yang, H. K., Shibata, A., … Tsuji, N. (2017). A novel ultrafine-grained Fe–22Mn–0.6C TWIP steel with superior strength and ductility. *Materials Characterization*. *126*, 74–80. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.12.026.

[21] Hamada, A. S., & Karjalainen, L. P. (2011). Hot ductility behaviour of high-Mn TWIP steels. *Materials Science and Engineering A*. *528*(3), 1819–1827. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.030.

[22] Lee, T., Koyama, M., Tsuzaki, K., Lee, Y. H., & Lee, C. S. (2012). Tensile deformation behavior of Fe-Mn-C TWIP steel with ultrafine elongated grain structure. *Materials Letters*. *75*, 169–171. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.02.012.

[23] Ding, H., Ding, H., Song, D., Tang, Z., & Yang, P. (2011). Strain hardening behavior of a TRIP/TWIP steel with 18.8% Mn. *Materials Science and Engineering A*. *528*(3), 868–873. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.10.040.

[24] Li, D., Feng, Y., Song, S., Liu, Q., Bai, Q., Wu, G., … Ren, F. (2015). Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP steel. *Materials and Design*. *84*, 238–244. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.092.

[25] Madivala, M., Schwedt, A., Prahl, U., & Bleck, W. (2019). Anisotropy and strain rate effects on the failure behavior of TWIP steel: A multiscale experimental study. *International Journal of Plasticity*. *115*(November 2018), 178–199. https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.11.015.

[26] Choi, J. H., Jo, M. C., Lee, H., Zargaran, A., Song, T., Sohn, S. S., … Lee, S. (2019). Cu addition effects on TRIP to TWIP transition and tensile property improvement ofu ltra-high-strength austenitic high-Mn steels. *Acta Materialia*. *166*, 246–260. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.12.044.

[27] Wu, Y. xin, Tang, D., Jiang, H. tao, Mi, Z. li, Xue, Y., & Wu, H. peng. (2014). Low cycle fatigue b ehavior a nd deformation m echanism of TWIP steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. *21*(3), 352–358. https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60054-6.

[28] Park, J., Kang, M., Sohn, S. S., Kim, J. S., Kim, H. S., Cho, W. T., & Lee, S. (2017). Tensile properties of cold-rolled T WIP-cored three-layer steel sheets. *Materials Sc ience and E ngineering A* . *686*(January), 160–167. https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.046.

[29] Fonstein, N. (2015). *Advanced H igh Strength She et Steels.Advanced H igh Strength Sheet Steels*. https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2.

[30] Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C. P., Cugy, P., & Barbier, D. (2011). H igh manganese a ustenitic t winning i nduced plasticity s teels: A review of the microstructure properties r elationships. *Current Opinion in Solid St ate and Materials Science*. *15*(4), 141–168. h ttps://doi.org/10.1016/j.cossms.2011. 04.002.

[31] G üven, G. (2012). *İkizlenme Yoluyla Plastisite Kazanan (Twinning Induced Plasticity (TWIP) Steel) Yüksek Mukavemetli Yassı Çeliklerin Üretimi ve Geliştirilmesi*. Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü.

[32] Park, J., Kang, M., Sohn, S. S., Kim, J.-S., Kim, H. S., Cho, W. T., & Lee, S. (2017). Tensile properties of cold-rolled T WIP-cored three-layer steel sheets. *Materials Sc ience and Engineering: A* . *686*(January), 1 60–167. https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.046.

[33] Bouaziz, O., Allain, S., & Scott, C. (2008). Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels.*Scripta Materialia*. *58*(6), 484 –487. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10. 050.

[34] Dobrzański, L. A., Grajcar, A., & Borek, W. (2009). Microstructure evolution of high-manganese s teel during t he thermomechanical p rocessing. *Archives of Materials Science and Engineering*. *37*(2), 69–76.

[35] Scott, C., & Cugy, P. (2009). Vanadium additions in new ultra high strength and ductility s teels. In *ArcelorMittal R esearch, I nternational Symposium on Automobile Steel"* (pp. 211–221). R etrieved from http://vanitec.org/wp-content/uploads/2009/09/Vanadium-additions-in-new-ultra-high-strength-and-ductility-steels.pdf.

[36] J., Zhijie,; L., Jianping,; S., Jie, ; (2010). A24 Cold Rolling Process Experimental Research of Difficult-to-Deform Steel. In *Conference T ools f or The 7t h Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing (PRICM 7)*.

[37] S., Colin;C., P . (2009). Vanadium a dditions i n new ultra high s trengtha nd ductilitys teels. In *ArcelorMittal R esearch, I nternational Symposium on Automobile Steel" (ISAS'09)* (pp. 211–221). Dalian, China.

[38] Kang, S., Jung, Y. S., Jun, J. H., & Lee, Y. K. (2010). Effects of recrystallizatio n annealing temperature on carbide precipitation, microstructure, and mechanical properties in F e-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. *527*(3), 745–751. https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.08.048.

[39] Mi, Z. li, Tang, D., Jiang, H. tao, Dai, Y. juan, & Li, S. sheng. (2009). Effects of annealing temperature on the microstructure and properties of the 25Mn-3Si-3Al TWIP steel. *International J ournal of Minerals, Metallurgy and Materials*. *16*(2), 154–158. https://doi.org/10.1016/S1674-4799(09)60026-1.

[40] Ahn, K., Yoo, D., Seo, M. H., Park, S. H., & Chung, K. (2009). Springback prediction o f TWIP automotive s heets. *Metals and Materials International*. *15*(4), 637–647. https://doi.org/10.1007/s12540-009-0637-z.

[41] Qin, B., & Bhadeshia, P. H. K. D. H. (2007). Crystallography of T WIP Steel.*Graduate Institute of Ferrous Technology*. *Master*(July). h ttps:// doi.org/10.1002/bmb.15.

[42] Curtze, S., & Kuokkala, V. T. (2010). Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature a nd strain r ate. *Acta Materialia*. *58*(15), 5129 –5141. https://doi.org/10.1016/j.actamat. 2010.05.049.

[43] Chen, L., Kim, H. S., Kim, S. K., & De Cooman, B. C. (2007). Localized deformation due t o P ortevin-LeChatelier effect in 1 8Mn-0.6C TWIP austenitic steel. *ISIJ I nternational*. *47*(12), 1804 –1812. h ttps://doi.org/ 10. 2355/isijinternational.47.1804.

[44] Chun, Y. S., Kim, J. S., Park, K. T., Lee, Y. K., & Lee, C. S. (2012). Role of e-martensite in tensile properties and hydrogen degradation of high-Mn steels. *Materials Sc ience and Engineering A* . *533*, 87–95. https://doi.org/ 10. 1016/j.msea.2011.11.039.

[45] Mazancová, E., & Mazanec, K. (2009). Stacking fault energy in high manganese alloys. *Materials Engineering*. *16*(2), 26–31.

[46] Schumann, H. . (1972). *Neue Hütte*.

[47] Allain, S. (2002). *Doctoral Thesis*. Institute National Polytechnique de Lorraine.

[48] Saeed-Akbari, A., Schwedt, A., & Bleck, W. (2012). Low stacking fault energy steels in the c ontext of manganese-rich iron-based a lloys. *Scripta Materialia*. *66*(12), 1024–1029. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.12.041.

[49] Nakano, J., & Jacques, P. J. (2010). Effects of the thermodynamic parameters of the hcp phase o n the stacking fault energy calculations in t he F e-Mn and Fe-Mn-C sy stems. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. *34*(2), 167 –175. https://doi.org/10.1016/j.calphad.20 10. 02.001.

[50] De Cooman, B. C., Kwon, O., & Chin, K.-G. (2012). State-of-the-knowledge on TWIP s teel. *Materials Sc ience and Technology*. *28*(5), 513–527. https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000095.

[51] Kim, J., Lee, S. J., & De Cooman, B. C. (2011). Effect of Al on the stacking fault energy of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced p lasticity. *Scripta M aterialia*. *65*(4), 363–366. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.05. 014.

[52] Jeong, J. S., Woo, W., Oh, K. H., Kwon, S. K., & Koo, Y. M. (2012). In situ neutron diffraction study of t he m icrostructure and t ensile deformation behavior in A l-added high manganese austenitic steels. *Acta Materialia*. *60*(5), 2290–2299. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.043.

[53] Schmidova, E., Hlavaty, I., & Hanus, P. (2016). The weldability of the steel with high manganese. *Tehnicki v jesnik - Technical G azette*. *23*(3), 749–752. https://doi.org/10.17559/TV-20150105134929.

[54] Cooman, B. De, Chin, K., & Kim, J. (2011). High Mn TWIP steels for automotive applications. *New Trends and Developments in Automotive System Engineering*. (January), 1001–128. https://doi.org/Export Date 9 December 2013.

[55] Kang, J. H., Ingendahl, T., von Appen, J., Dronskowski, R., & Bleck, W. (2014). Impact of short-range o rdering on yield s trength of high m anganese a ustenitic steels. *Materials Science and Engineering A*. *614*, 122–128. https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.016.

[56] De Cooman, B. C., Estrin, Y., & Kim, S. K. (2018). Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta M aterialia*. *142*, 283–362. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046.

[57] Shun;Taotsung, S., Wan, C. M. ., & Byrne, J. G. . (1991). Serrated Flow in Austenıtıc Fe-Mn-C And Fe-Mn-A1-C Alloys. *Scripta METALLURGICA et*. *25*(c), 1769–1774.

[58] Limmer, K. R., Medvedeva, J. E., Aken, D. C. V., & Medvedeva, N. I. (2015). Ab İnitio Simulation ofA lloying Effect on S tacking Fault Energy in Fcc Fe. *Computational Materials Science*. *99*, 253 –255. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.12.015.

[59] Jeong, K., Jin, J. E., Jung, Y. S., Kang, S., & Lee, Y. K. (2013). The effects of Si on the mechanical twinning and strain hardening of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced p lasticity steel. *Acta Materialia*. *61*(9), 3399 –3410. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.02.031.

[60] Dumay, A., Chateau, J. P., Allain, S., Migot, S., & Bouaziz, O. (2008). Influence of a ddition elements on the s tacking-fault energy a nd mechanical properties of a n a ustenitic Fe-Mn-C steel. *Materials Science and Engineering A*. *483–484*(1-2 C), 184–187. https://doi.org/10.1016/j.msea. 2006.12.170.

[61] Lee, S. J., Jung, Y. S., Baik, S. Il, Kim, Y. W., Kang, M., Woo, W., & Lee, Y. K. (2014). The e ffect of n itrogen on the s tacking fault energy in Fe-15Mn-2Cr-0.6C-xN t winning-induced plasticity steels. *Scripta Materialia*. *92*, 23–26.

https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.08.004.

[62] Lee, S., Kim, J., Lee, S. J., & De Cooman, B. C. (2011). Effect of Cu addition on the mechanical behavior of austenitic twinning-induced plasticity steel. *Scripta Materialia*. *65*(12), 1073–1076. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.09.019.

[63] Bracke, L., Mertens, G., Penning, J., De Cooman, B. C., Liebeherr, M., & Akdut, N. (2006). Influence of phase transformations on the mechanical properties of high-strength austenitic Fe-Mn-Cr steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. *37*(2), 307–317. https://doi.org/10.1007/s11661-006-0002-5.

[64] Wu, S. Z., Yen, H. W., Huang, M. X., & Ngan, A. H. W. (2012). Deformation twinning in submicron and micron pillars of twinning-induced plasticity steel. *Scripta Materialia*. *67*(7–8), 641–644. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.07.023.

[65] Choi, W. S., De Cooman, B. C., Sandlöbes, S., & Raabe, D. (2015). Size and orientation effects in partial dislocation-mediated deformation of twinning-induced plasticity steel micro-pillars. *Acta Materialia*. *98*, 391 –404. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.065.

[66] Bouaziz, O., Zurob, H., Chehab, B., Allain, S., Embury, J. D., & Zurob, H. (2011). Effect of chemical composition on work hardening of Fe—Mn—C TWIP steels. *Materials Science and Technology*. *27*(3), 707–709. https://doi.org/10.1179/026708309x12535382371852.

[67] Cooman, B. C. De, Chin, K., & Kim, J. (n.d.). High Mn TWIP Steels for Automotive Applications.

[68] Url-3 <https://www.thyssenkrupp-steel.com/download>, Erişim Tarihi: 07.10.2019.

[69] Jo, K. R., Cho, L., Sulistiyo, D. H., Seo, E. J., Kim, S. W., & De Cooman, B. C. (2019). Effects of Al-Si coating and Zn coating on the hydrogen uptake and embrittlement of ultra-high strength press-hardened steel.*Surface and Coatings Technology*. *374*(May), 1108–1119. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.06.047.

[70] Dwivedi, S. K., & Vishwakarma, M. (2018). Hydrogen embrittlement in different materials: A review. *International Journal of Hydrogen Energy*. *43*(46), 21603–21616. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.201.

[71] Matsumoto, Y., Miyashita, T., & Takai, K. (2018). Hydrogen behavior in high strength steels during various stress applications corresponding to different hydrogen embrittlement testing methods. *Materials Science and Engineering A*. *735*(August), 61–72. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018. 08.002.

[72] Kazum, O., Beladi, H., & Kannan, M. B. (2018). Hydrogen permeation in twinning-induced plasticity (TWIP) steel. *International Journal of Hydrogen Energy*. *43*(50), 22685 –22693. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.10.121.

[73] Shin, S. E., Lee, S. J., Nambu, S., & Koseki, T. (2019). Hydrogen embrittlement in multilayer steel consisting of martensitic and twinning-induced plasticity steels. *Materials Science and Engineering A*. *756*(March), 508–517. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.085.

[74] Sheng, Z., Altenbach, C., Prahl, U., Zander, D., & Bleck, W. (2019). Effect of cutting method on hydrogen embrittlement of high-Mn TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. *744*, 10–20. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.128.

[75] An, D., Krieger, W., & Zaefferer, S. (2019). Unravelling the effect of hydrogen on microstructure evolution under low-cycle fatigue in a high-manganese austenitic TWIP steel. *International Journal of Plasticity*. https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.11.004.

[76] Kazdal Zeytin, H., Ertek Emre, H., & Kaçar, R. (2017). Properties of Resistance Spot-Welded TWIP Steels. *Metals*. *7*(1), 14. https://doi.org/10.3390/met7010014.

[77] Saha, D. C., Chang, I., & Park, Y.-D. (2014). Heat-affected zone liquation cracking on resistance spot welded TWIP steels. *Materials Characterization*. *93*, 40–51. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.03.016.

[78] Matteis, P., Scavino, G., Sesana, R., Aiuto, F. D., & Firrao, D. (2013). Fatigue endurance of new high-strength car-body steels. *Convegni Nazionali IGF: Acta Fracturae*. 445.

[79] Saha, D. C., Cho, Y., & Park, Y.-D. (2013). Metallographic and fracture characteristics of resistance spot welded TWIP steels. *Science and Technology of Welding and Joining*. *18*(8), 711–720. https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000151.

[80] Razmpoosh, M. H. H., Shamanian, M., & Esmailzadeh, M. (2015). The microstructural evolution and mechanical properties of resistance spot welded Fe – 31Mn – 3Al – 3Si TWIP steel. *Materials and Design*. *67*, 571–576. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.090.

[81] Yu, J., Shim, J., & Rhee, S. (2012). Characteristics of Resistance Spot Welding for 1 GPa Grade Twin Induced Plasticity Steel. *Materials Transactions*. *53*(11), 2011–2018. https://doi.org/10.2320/matertrans.M2012167.

[82] Ashiri, R., Shamanian, M., Salimijazi, H. R., Haque, M. A., Ji, C. W., & Park, Y. Do. (2016). Supercritical area and critical nugget diameter for liquid metal embrittlement of Zn-coated twinning induced plasticity steels (Scripta Materialia (2015) 109 (6-10)). *Scripta Materialia*. *112*, 156. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.09.002.

[83] Spena, P. R., De Maddis, M., Lombardi, F., & D'Aiuto, F. (2013). Resistance Spot Welding of Advanced High Strength TWIP Steels. *Applied Mechanics and Materials*. *423–426*, 876–880. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.423-426.876.

[84] Holovenko, O., Ienco, M. G., Pastore, E., Pinasco, M. R., Matteis, P., Scavino,

G., & Firrao, D. (2013). Microstructural and mechanical characterization of welded joints on innovative high-strength steels. *La Metallurgia Italiana*. (3), 3–12.

[85] Rajinikanth, V., Mukherjee, K., Chowdhury, S. G., Schiebahn, a, Harms, A., Bleck, W., … Bleck, W. (2013). Mechanical property and microstructure of resistance spot welded twinning induced plasticity-dual phase steels joint. *Science and Technology of Welding and Joining*. *18*(6), 485–491. https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000127.

[86] Colombo, A. T. C. A., Rego, R., Otubo, J., & Faria, A. R. De. (2018). Mechanical reliability of TWIP steel spot weldings. *Journal of Materials Processing Tech.* *266*(November 2018), 662–674. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.11.021.

[87] Park, G., Jeong, S., Kang, H., & Lee, C. (2018). Improvement of circumferential ductility by reducing discontinuities in a high-Mn TWIP steel weldment. *Materials Characterization*. *139*(March), 293–302. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.009.

[88] Angelastro, A., Casalino, G., Perulli, P., & Spena, P. R. (2018). Weldability of TWIP and DP steel dissimilar joint by laser arc hybrid welding with austenitic filler. *Procedia CIRP*. *67*, 607–611. https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.05.001.

[89] Lee, H., Chul, M., Su, S., Kim, S., Song, T., Kim, S., … Lee, S. (2019). Materials Characterization Microstructural evolution of liquid metal embrittlement in resistance-spot-welded galvanized TWinning-Induced Plasticity (TWIP) steel sheets. *Materials Characterization*. *147* (November 2018), 233–241. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.11.008.

[90] García-garcía, V., Mejía, I., & Reyes-calderón, F. (2019). Materials Characterization Quantitative metallographic characterization of welding microstructures in Ti-containing TWIP steel by means of image processing analysis. *Materials Characterization*. *147*(October 2018), 1–10. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.10.012.

[91] García-García, V., Mejía, I., & Reyes-Calderón, F. (2019). Two-dimensional Monte Carlo–Voronoi simulation of grain growth and nucleation in the heat affected zone of TWIP-Ti welds. *Materialia*. *5* (December 2018). https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100223.

[92] Torganchuk, V., Vysotskiy, I., Malopheyev, S., Mironov, S., & Kaibyshev, R. (2019). Microstructure evolution and strengthening mechanisms in friction-stir welded TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. *746*(November 2018), 248–258. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.022.

[93] Beal, C., Kleber, X., Fabregue, D., & Bouzekri, M. (2012). Embrittlement of a zinc coated high manganese TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. *543*, 76–83. https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.049.

[94] Guo, W., Wan, Z., Jia, Q., Ma, L., Zhang, H., Tan, C., & Peng, P. (2020). Laser weldability of TWIP980 with DP980/B1500HS/QP980 steels: Microstructure

and mechanical properties. *Optics and Laser Technology*. *124*(37), 105961. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105961.

[95] Anık, S., Oğur, A., Aslanlar, S. (1999). *Galvaniz Kaplanmış Kromatlı Mikro Alaşımlı Çelik Saçların Elektrik Direnç Nokta Kaynağında Kaynak Akım Şiddetinin Çekme-Makaslama Dayanımına Etkisi.Kaynak teknolojisi II. Ulusal Kongresi*. Ankara.

[96] Anık S., E. İ. (1977). Effect of contact Resistance in Resistance Spot Welding. *Meeting of International Institue of welding*. *IIW/IIS*, 563–577.

[97] Shuai, G., Fang, P., & Guo, Z. (2011). Electrode lifetime in spot welding galvanized sheet with insert material. *Advanced Materials Research*. *291–294*, 915–918. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.291-294.915.

[98] Fidaner, O., Kurtulmuş, M., Yükler, A. İ. (2010). Galvanize Çeliklerin Nokta Kaynağında Elektrodların Deformasyonu. *2. Ulusal Tasarım İmalat ve Analiz Kongresi*. 202–210.

[99] Defourny, J., Leroy, V. (1989). Compared Pssibilities and Limitationas of resistance Spot Welding and Adhesive Bonding for Structural Joints in Coated Steel Sheets. *DVS 124*. 26–31.

[100] Kımıchı, M., Gould, J., Colombus, M., Helenıus, A., Heppı, H., Nıpperet, R. A. (1989). Evulation of Various Electrode Materials for Resistance Spot Welding Thin Galvanized Steel Sheets. *DVS 124*. 54–60.

[101] Lane, C. T., Lorensen, C. D., Hunter, G.B., Gedeon, S.A., Eagar, T. W. (1987). Cinematography of Resistance Spot Welding of Galvanized Steel Sheet. *Welding Research Supplement*. 260–265.

[102] Brown, B. M. (1987). Comparison of AC and DC Resistance Welding of Automotive Steels. *Welding Journal*. 18–23.

[103] Safanama, D. S., Marashi, S. P. H., & Pouranvari, M. (2012). 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 & Joining*. *17*(4), 288–294. https://doi.org/10.1179/1362171812Y.0000000006.

[104] Venezuela, J., Liu, Q., Zhang, M., Zhou, Q., & Atrens, A. (2015). The influence of hydrogen on the mechanical and fracture properties of some martensitic advanced high strength steels studied using the linearly increasing stress test. *Corrosion Science*. *99*, 98–117. https://doi.org/ 10.1016 /j.corsci.2015.06.038.

[105] Gül, Ü. (2017). *1200M Çeliğinin CMT Kaynak Yöntemi Birleştirilmesinde Mekanik ve Metalurjik Özelliklerinin İncelenmesi*. Sakarya Üniversitesi.

[106] Aslanlar, S. (2006). The effect of nucleus size on mechanical properties in electrical resistance spot welding of sheets used in automotive industry. *Materials and Design*. *27*(2), 125–131. https://doi.org/10.1016 /j.matdes.2004.09.025.

[107] Liu, L., Feng, J., & Zhou, N. Y. (2010). *Resistance spot welding of magnesium alloys.Welding and Joining of Magnesium Alloys*. Woodhead Publishing Limited. https://doi.org/10.1016/B978-1-84569-692-4.50018-3.

[108] Güngör, O. (2010). *Elektrik Direnç Nokta Kaynağının Sonlu Elemanlar Yöntemi İle Parametrik Analizi*.

[109] Kimchi, M., & Phillips, D. H. (2017). *Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications for the Automotive Industry*. *Synthesis Lectures on Mechanical Engineering* (Vol. 1). https://doi.org/10.2200/s00792ed1v01y01707mec005.

[110] Dickinson, D. W., Franklin, J. E., & Stanya, A. (1980). Characterization of Spot Welding Behavior By Dynamic Electrical Parameter Monitoring. *Welding Journal (Miami, Fla)*. *59*(6).

[111] Demirer, H. (1986). *Elektrik Direnç Nokta Kaynağı*. Marmara Üniversitesi.

[112] Url-4 <https://www.sis.se/api/document/preview/920216/>, Erişim tarihi: 09.11.2019.

[113] Url-5 <https://www.sis.se/api/document/preview/8019745/ Erişim tarihi: 09.11.2019.

[114] Url-6 <https://www.sis.se/api/document/preview/920217/ Erişim tarihi: 09.11.2019.

[115] Url-7 <http://www.dubit.duzce.edu.tr/2929-sayfa-taramali-elektron-mikroskobu>, Erişim tarihi: 28.11.2019.

[116] Url-8 <https://www.rigaku.com/en/products/xrd/smartlab> Erişim tarihi: 28.11.2019.

[117] Liu, X., Lan, S., & Ni, J. (2013). Experimental study of Electro-Plastic Effect on Advanced High Strength Steels. *Materials Science and Engineering A*. *582*, 211–218. https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.092.

[118] Mujica, L., Weber, S., Hunold, G., & Theisen, W. (2011). Development and characterization of novel corrosion-resistant TWIP steels. *Steel Research International*. *82*(1), 26–31. https://doi.org/10.1002/srin.201000219.

[119] Mohrbacher, H. (2010). Metallurgical optimization of martensitic steel sheet for automotive applications. *Proceedings of international conference on advanced steels, Guilin (China)*.

[120] Mejía, I., Salas-Reyes, A. E., Calvo, J., & Cabrera, J. M. (2015). Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe-23Mn-1.5Al-1.3Si-0.5C TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. *648*, 311–329. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.079.

[121] Mujica, L., Weber, S., Pinto, H., Thomy, C., & Vollertsen, F. (2010). Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. *Materials Science and Engineering A*. *527*(7–8), 2071–2078. https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.050.

[122] Palanisamy, D., Raabe, D., & Gault, B. (2018). Elemental segregation to twin boundaries in a MnAl ferromagnetic Heusler alloy. *Scripta Materialia*. *155*, 144–148. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.06.037.

[123] Saha, D. C., Han, S., Chin, K. G., Choi, I., & Park, Y. Do. (2012). Weldability evaluation and microstructure analysis of resistance-spot- welded high-Mn steel in automotive application. *Steel Research International*. *83*(4), 352–357. https://doi.org/10.1002/srin.201100324.

[124] Zhang, P., & Liu, Z. (2015). Effect of sequential turning and burnishing on the surface integrity of Cr-Ni-based stainless steel formed by laser cladding process.*Surface and Coatings Technology*. *276*, 327–335. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.07.026.

[125] Mújica Roncery, L., Weber, S., & Theisen, W. (2012). Welding of twinning-induced plasticity steels.*Scripta Materialia*. *66*(12), 997 –1001. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.11.041.

[126] Saha, D. C., Chang, I., & Park, Y. Do. (2014). Heat-affected zone liquation crack on resistance spot welded TWIP steels. *Materials Characterization*. *93*, 40–51. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.03.016.

[127] Jong, Y.-S., Lee, Y.-K., Kim, D.-C., Kang, M.-J., Hwang, I.-S., & Lee, W.-B. (2011). Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Ultra High Strength SteelContaining Boron. *Materials Transactions*. *52*(6), 1330–1333. https://doi.org/10.2320/matertrans.M2011005.

[128] Gutierrez-Urrutia, I., Zaefferer, S., & Raabe, D. (2010). The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe-22wt.% Mn-0.6wt.% C TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. *527*(15), 3552–3560. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.041.

[129] Lee, Y. K. (2012). Microstructural evolution during plastic deformation of twinning-induced plasticity steels. *Scripta Materialia*. *66*(12), 1002–1006. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.12.016.

[130] Saha, D. C., Chang, I., & Park, Y. Do. (2014). Heat-affected zone liquation crack on resistance spot welded TWIP steels. *Materials Characterization*. *93*, 40–51. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.03.016.

EKLER

EK A: Çekme-sıyırma testi çekme-uzama grafikleri

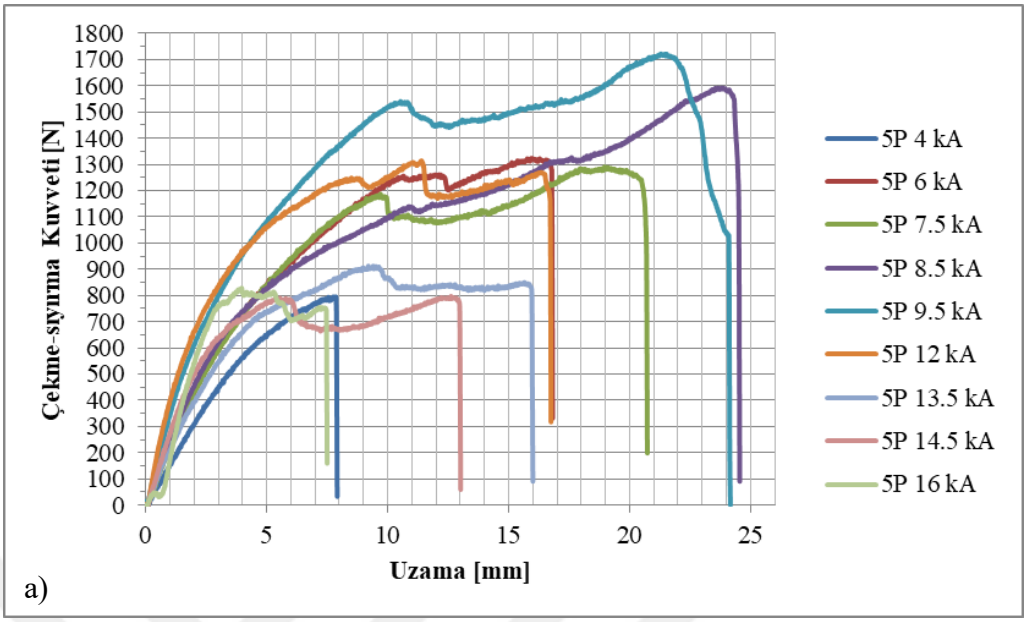
EK B: Çekme-makaslama testi çekme-uzama grafikleri

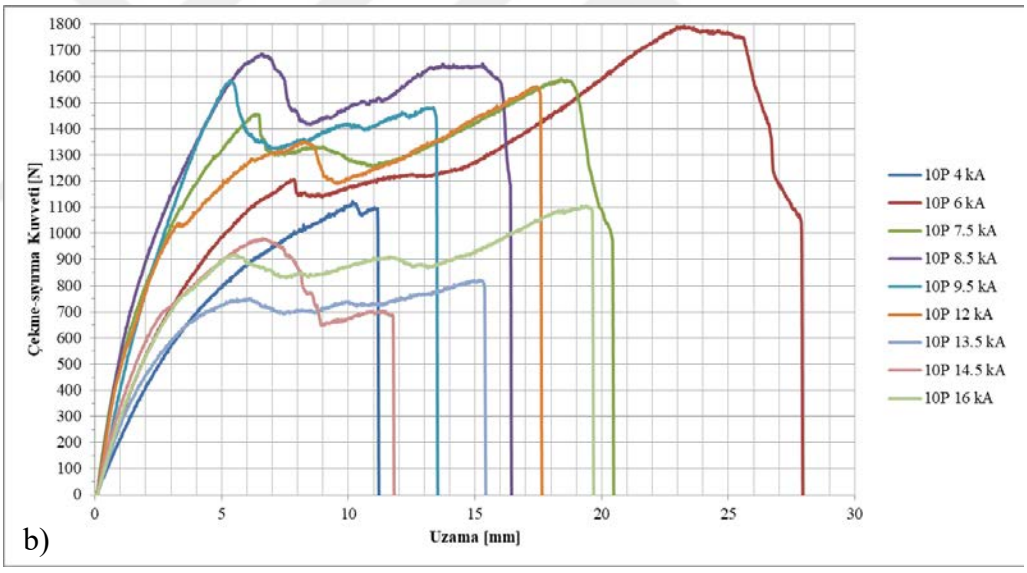
EK C: 50x, 100x ve 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları

EK D: TWIP ve Martenzitik çeliğin EDNK ile elde edilen birleşimlerin microvickers sertlik dağılımları

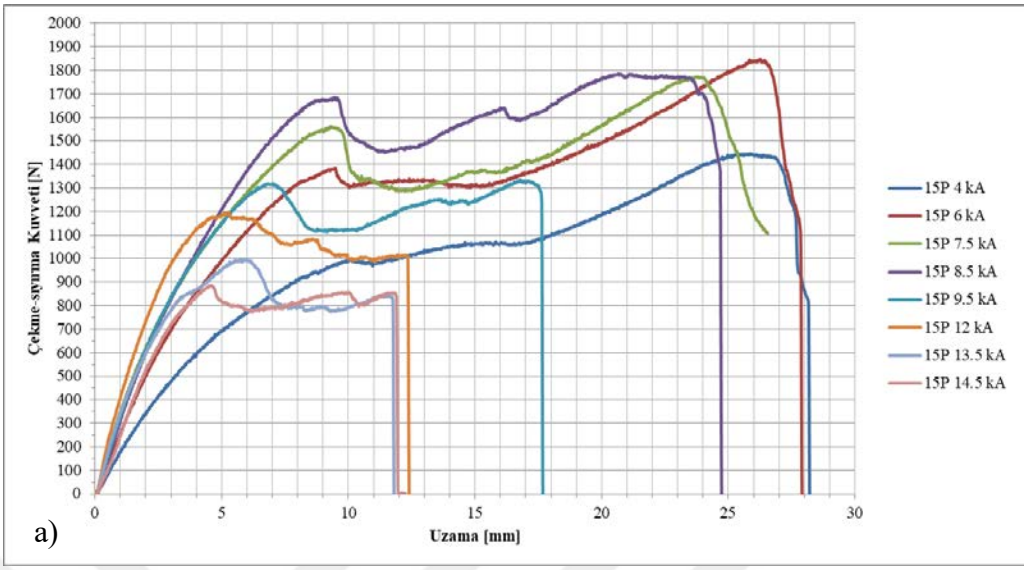
EK E: TWIP ve Martenzitik çeliğin EDNK ile elde edilen birleşimlerin makro görüntüleri

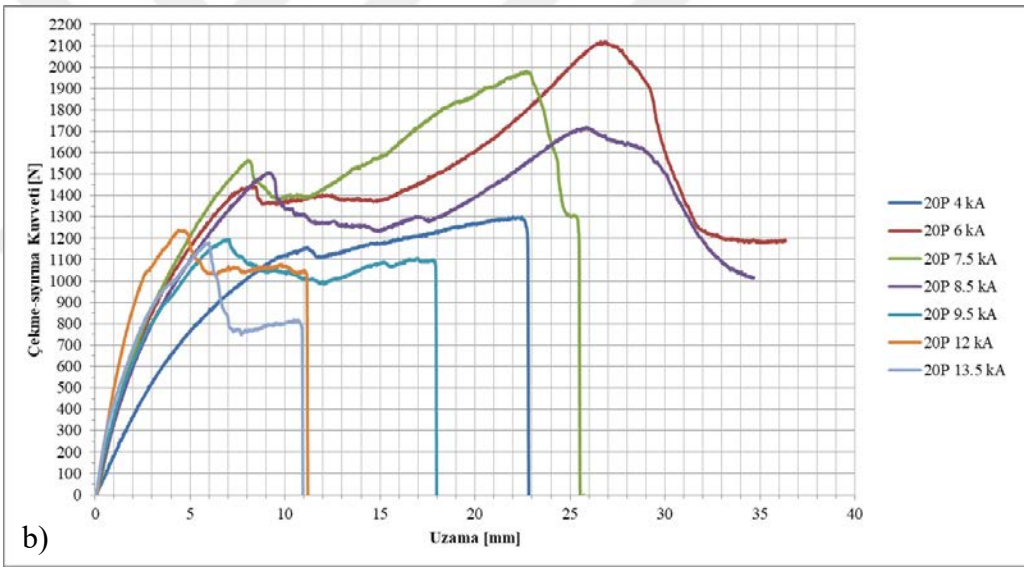
EK A



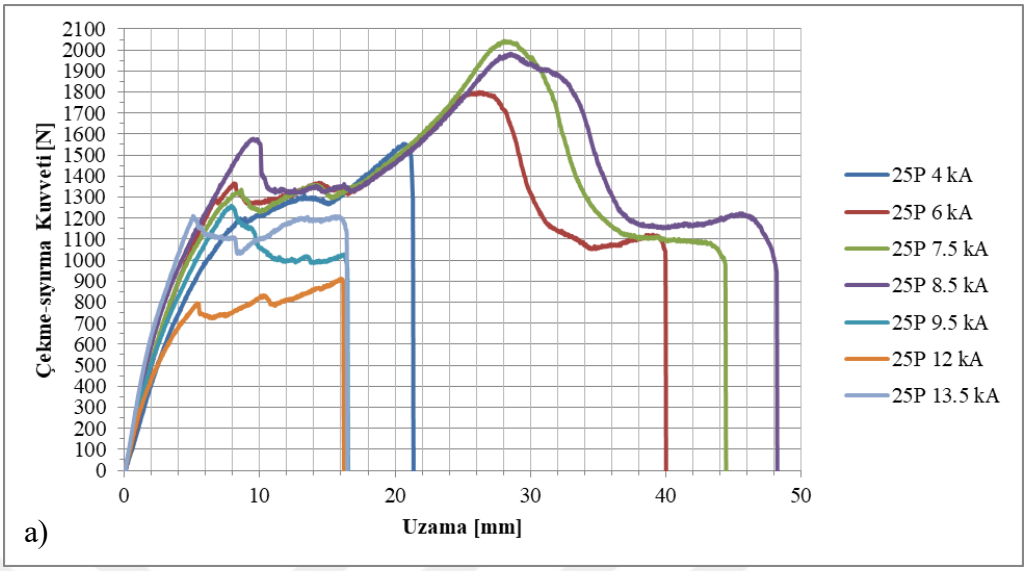


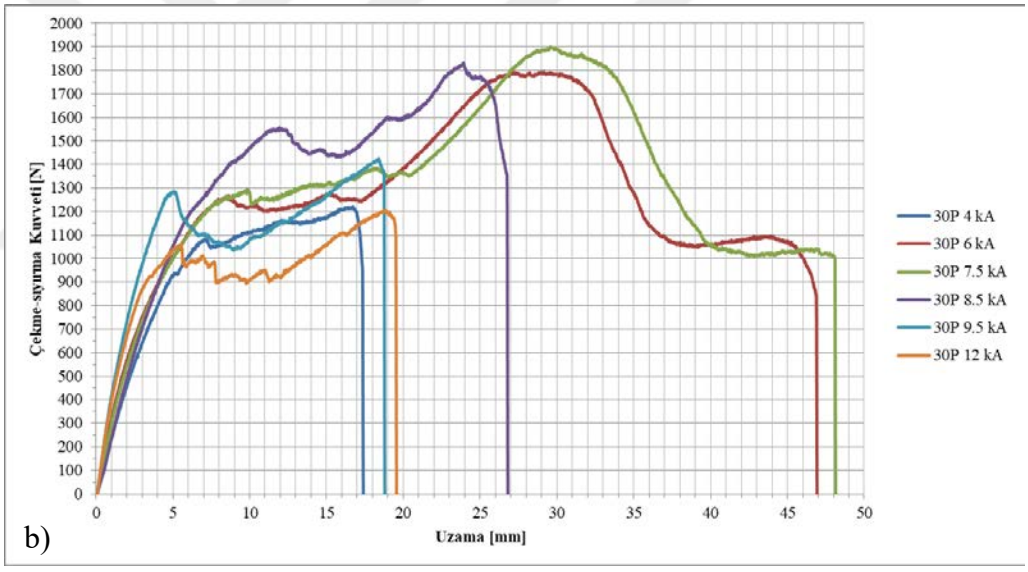
Şekil A.1 : Çekme-sıyırma testi a) 5 periyot, b) 10 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri.





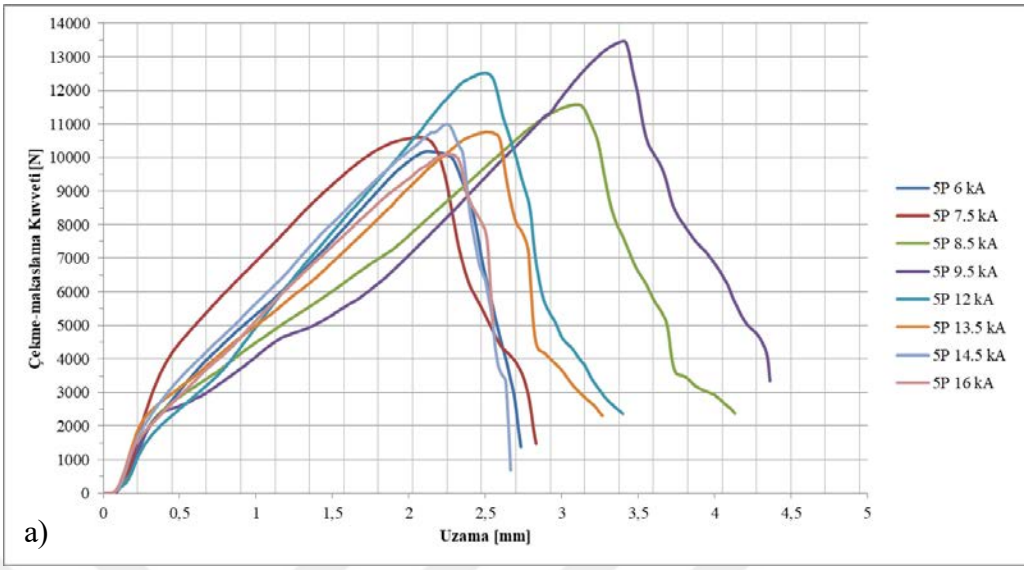
Şekil A.2 : Çekme-sıyırma testi a) 15 periyot, b) 20 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri.

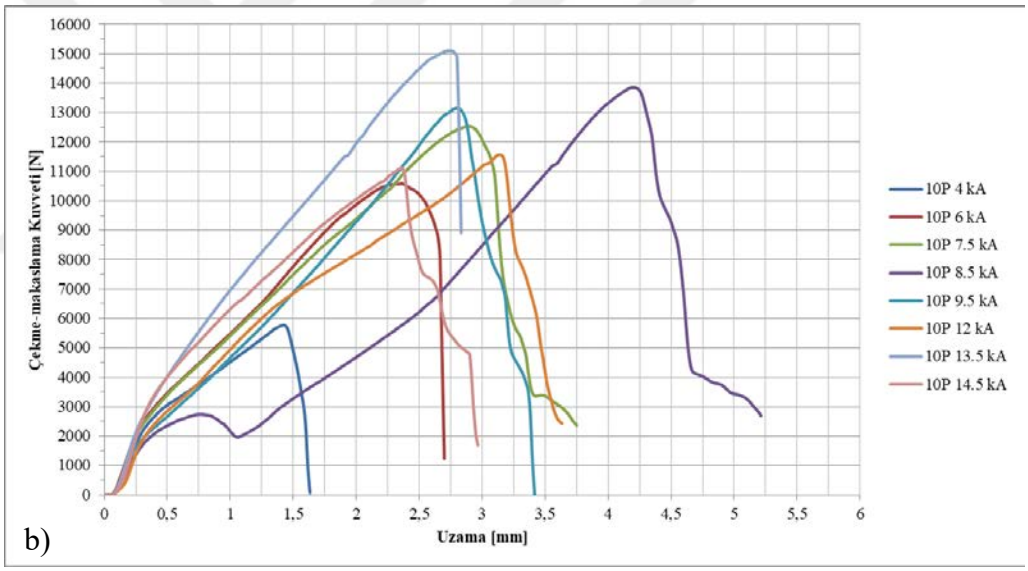




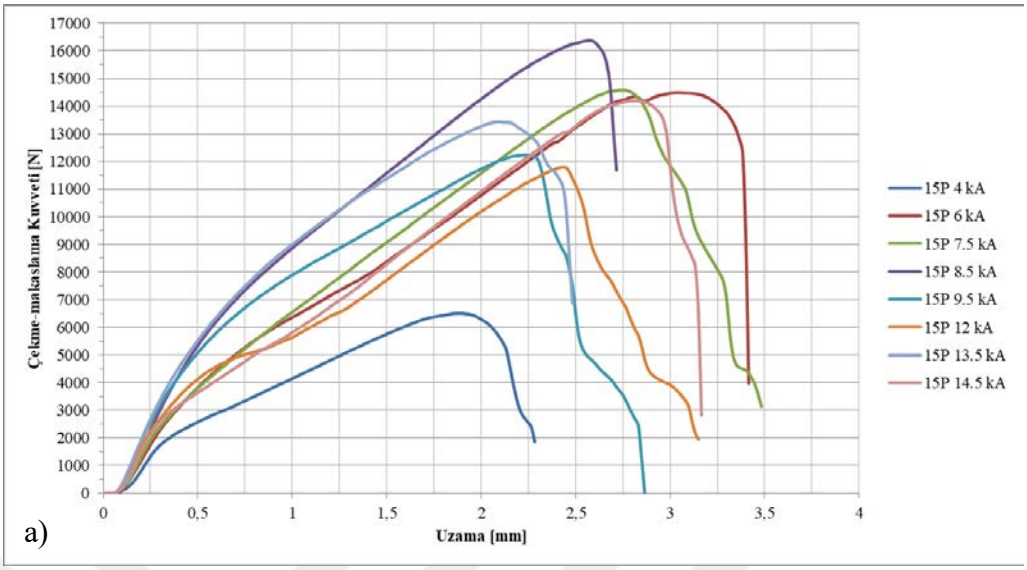
Şekil A.3 : Çekme-sıyırma testi a) 25 periyot, b) 30 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri.

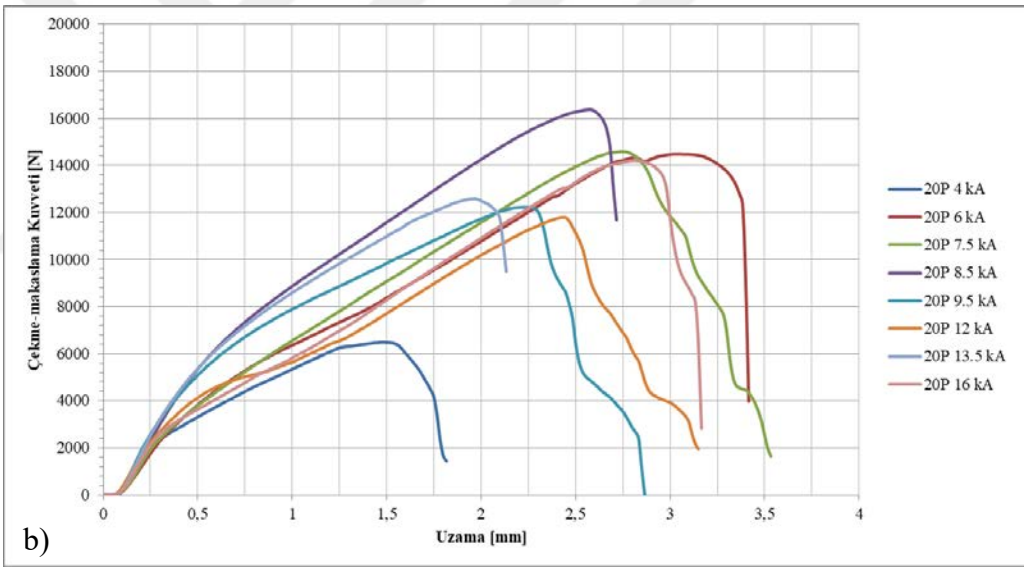
EK B



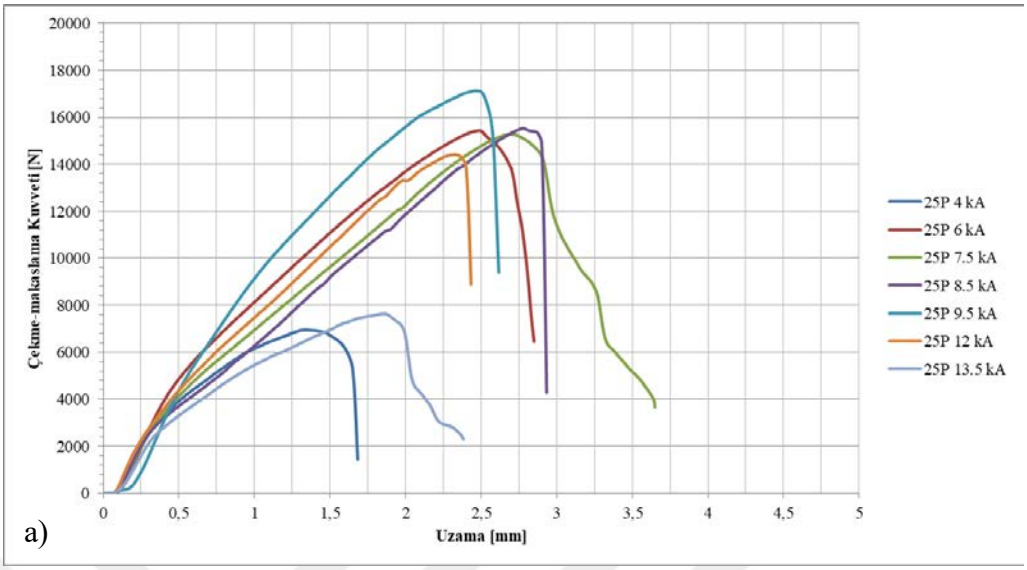


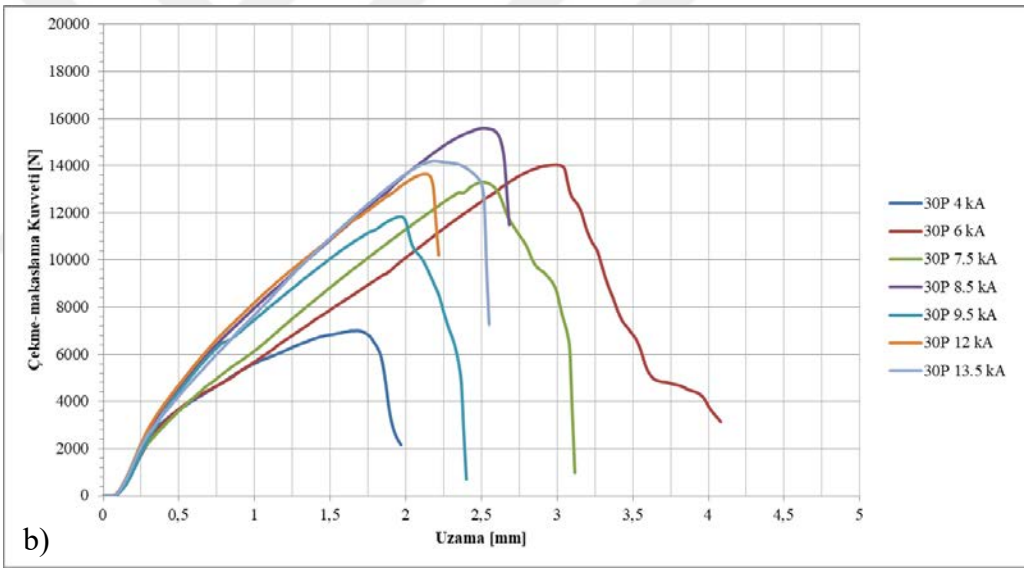
Şekil B.1 : Çekme-makaslama testi a) 5 periyot, b) 10 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri.





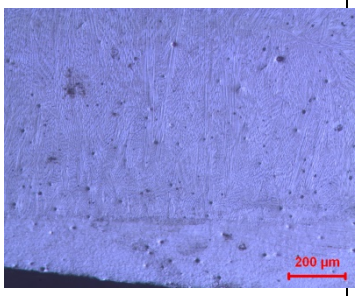
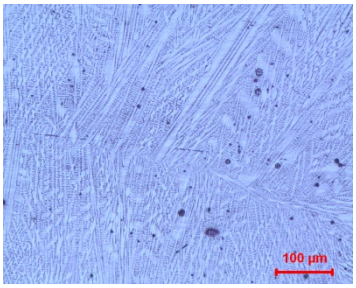
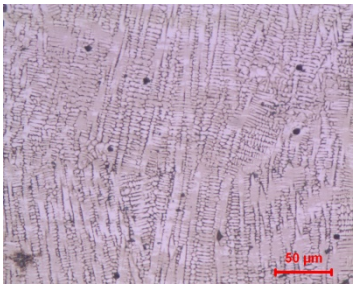
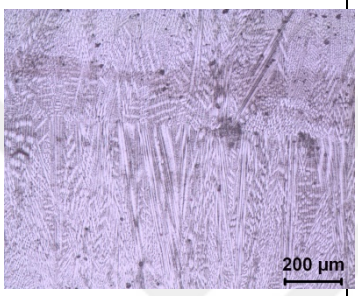
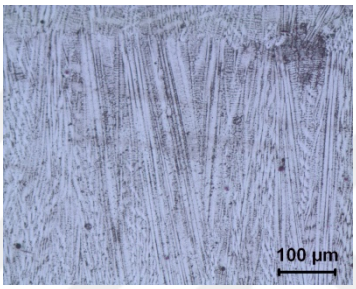
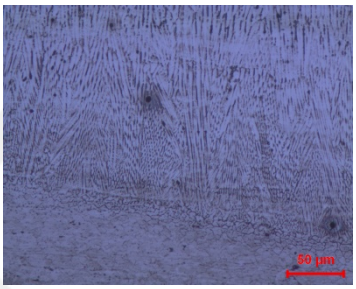
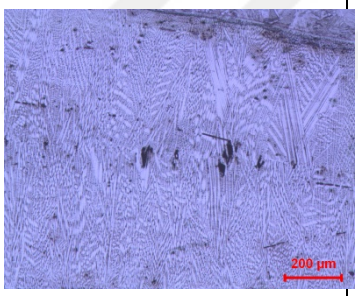
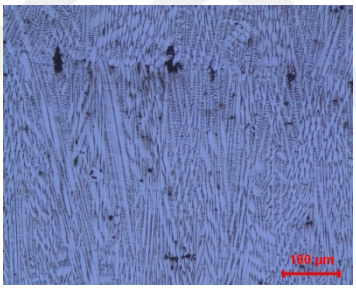
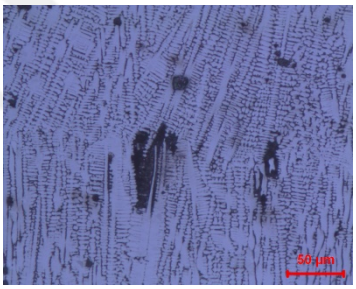
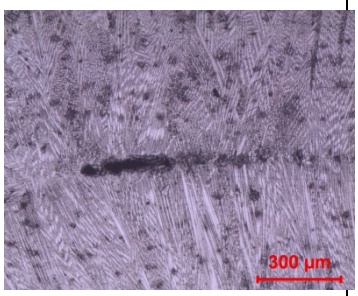
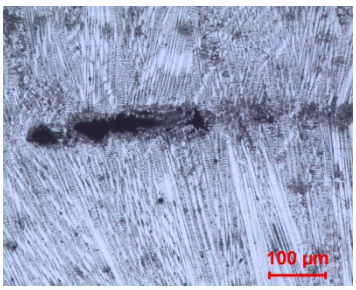
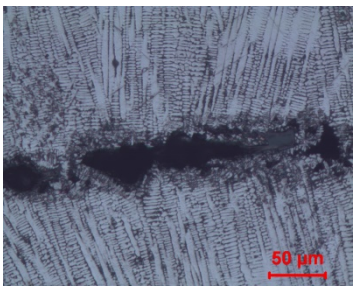
Şekil B.2 : Çekme-makaslama testi a) 15 periyot, b) 20 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri.



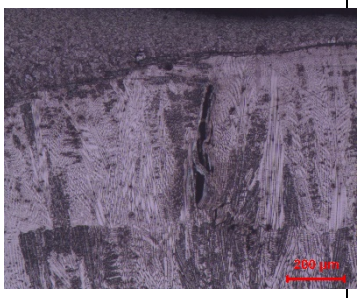
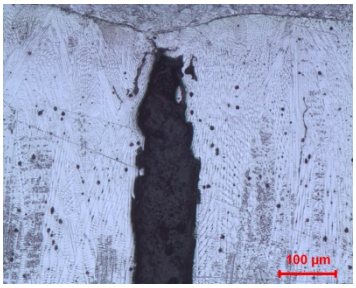
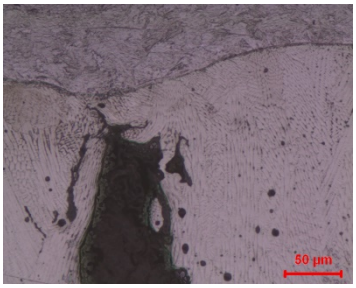
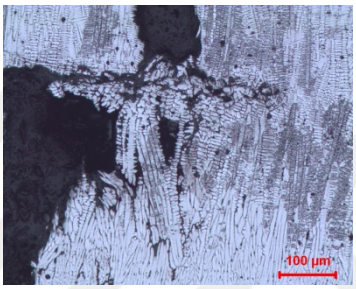
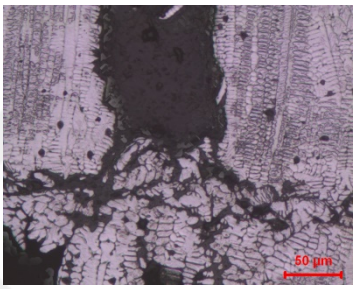


Şekil B.3 : Çekme-makaslama testi a) 25 periyot, b) 30 periyot kaynak süresi çekme-uzama grafikleri.

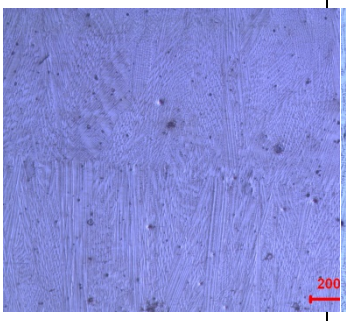
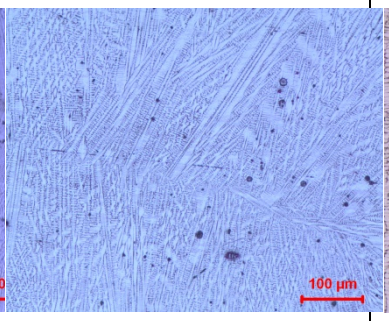
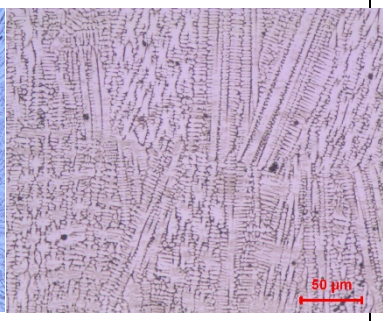
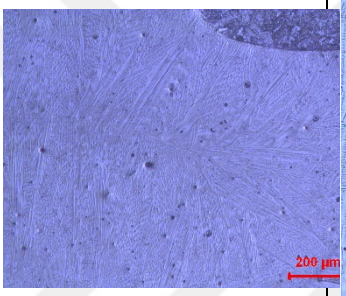
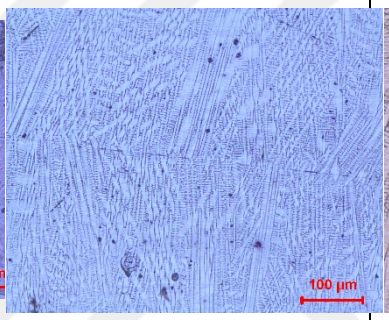
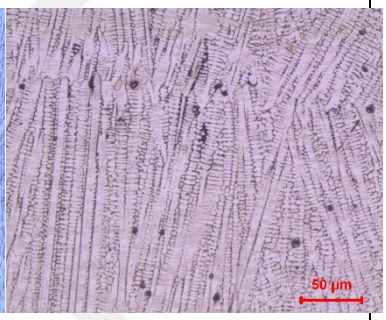
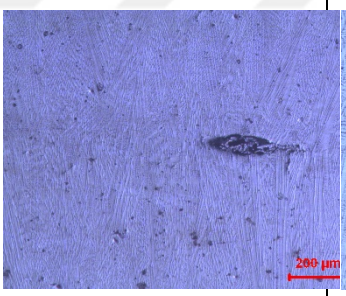
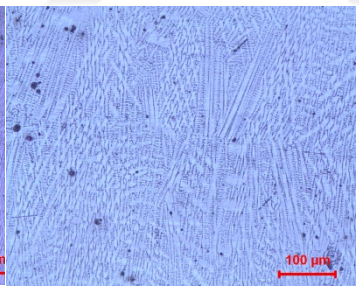
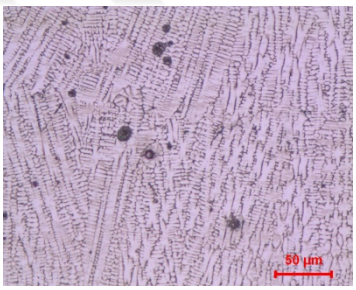
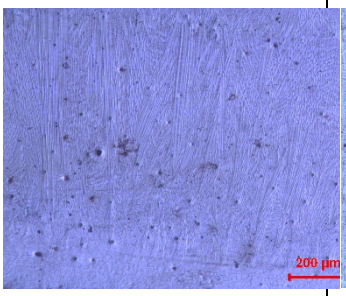
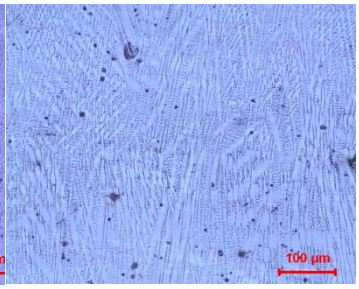
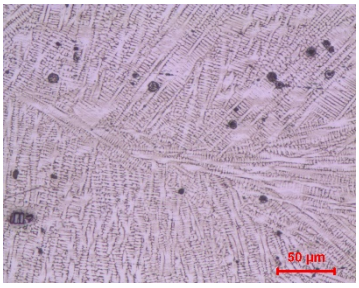
EK C

	50x	100x	200x
5p50			
5p60			
5p70			
5p80			

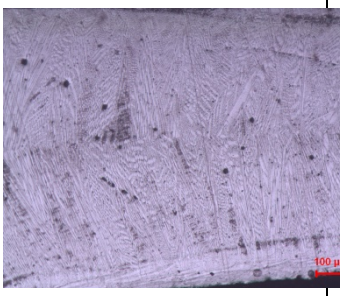
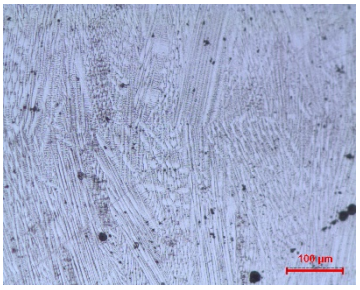
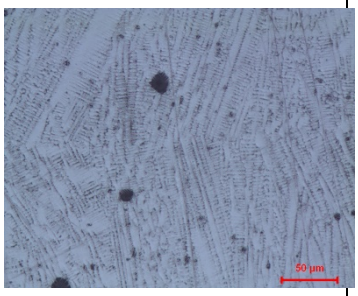
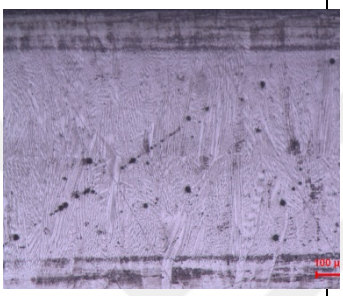
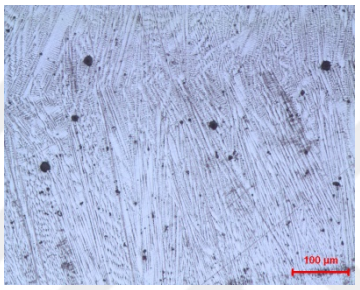
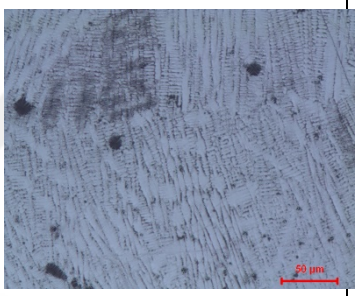
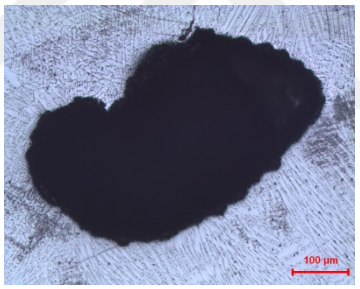
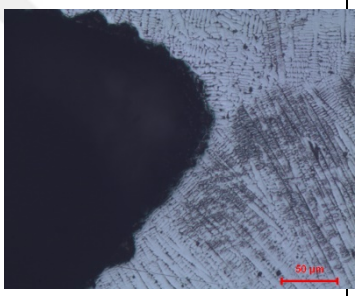
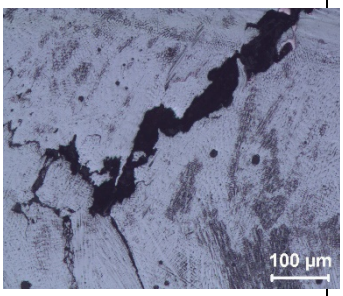
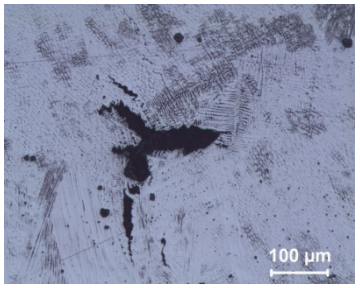
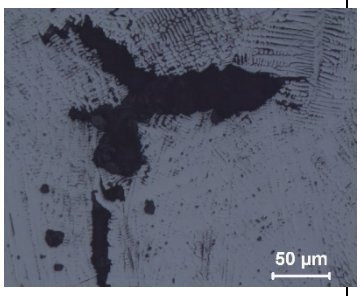
Şekil C.1 : 5 Periyot kaynak süresi 50-80 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

	50x	100x	200x
5p90			
5p99			

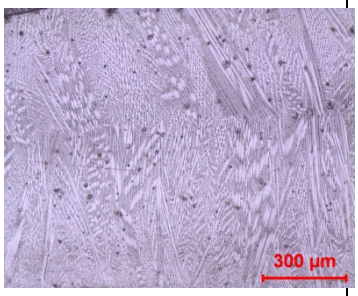
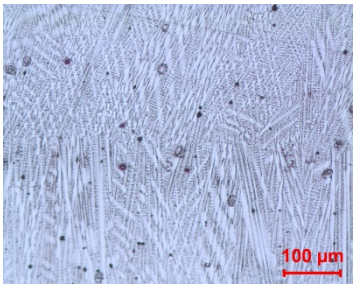
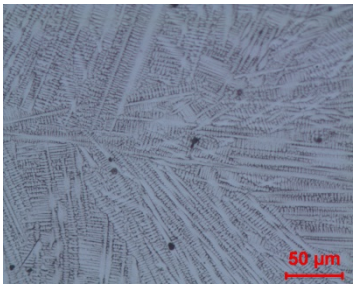
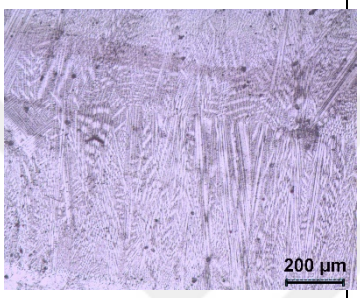
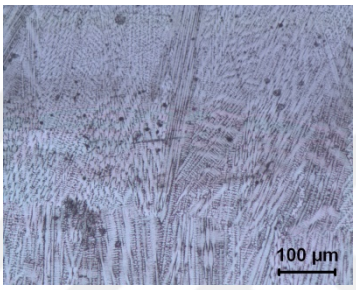
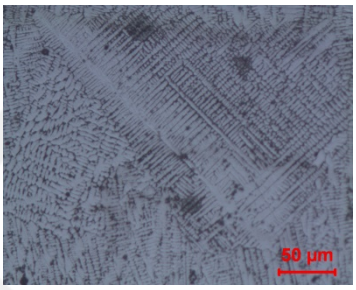
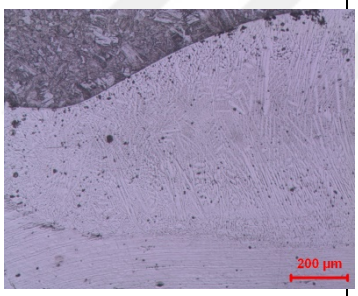
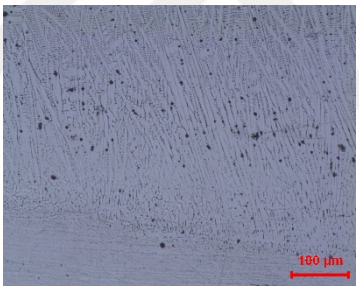
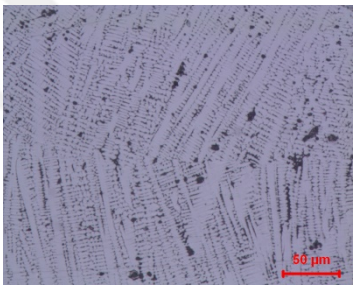
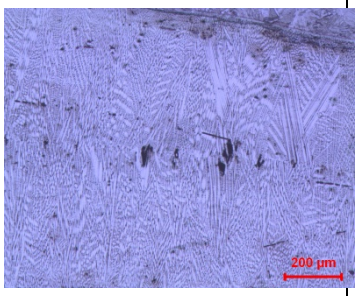
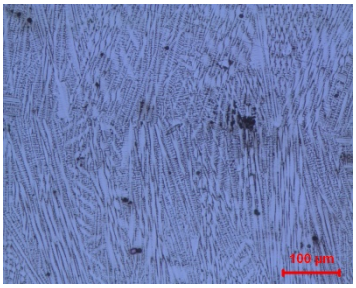
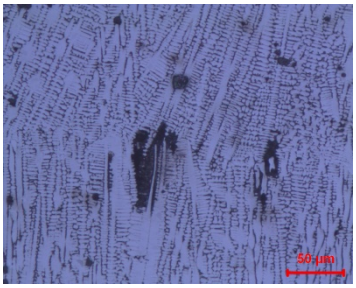
Şekil C.2 : 5 Periyot kaynak süresi 90-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x ve 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

	50x	100x	200x
10p30			
10p40			
10p50			
10p60			

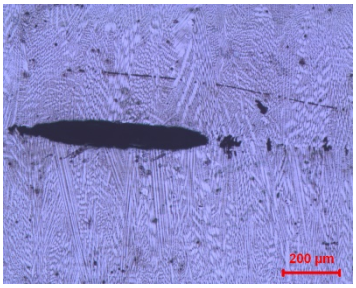
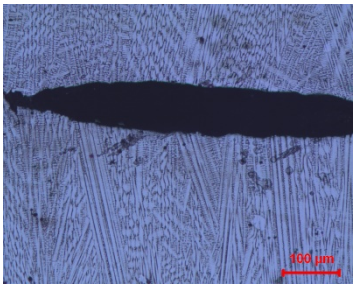
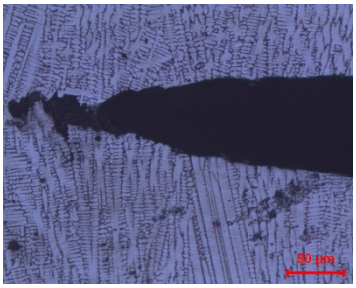
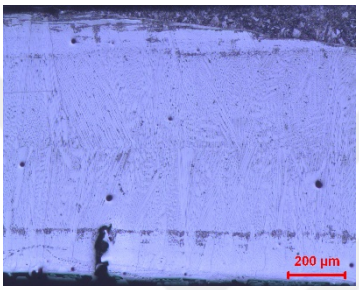
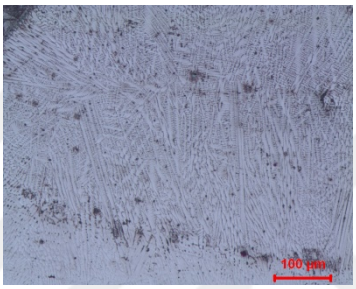
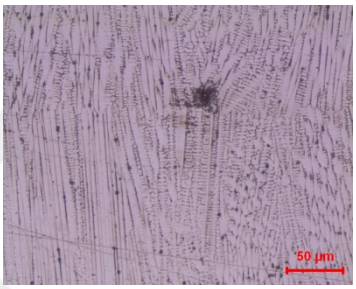
Şekil C.3 : 10 Periyot kaynak süresi 30-60 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

	50x	100x	200x
10p70			
10p80			
10p90			
10p99			

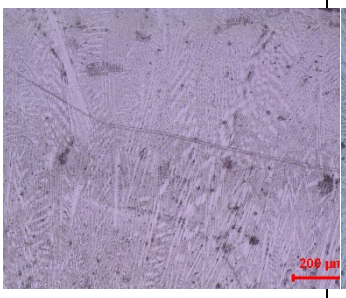
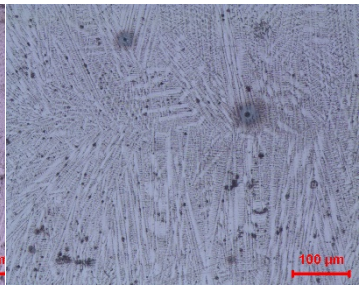
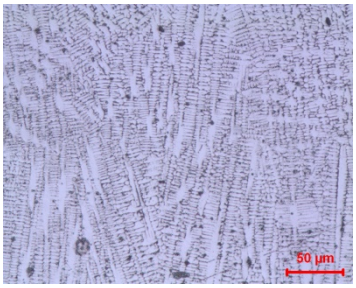
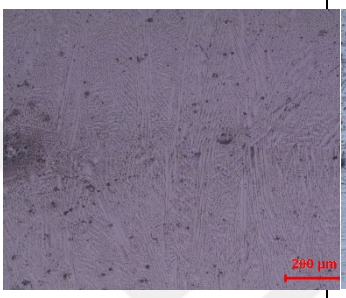
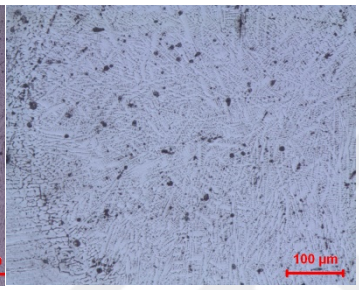
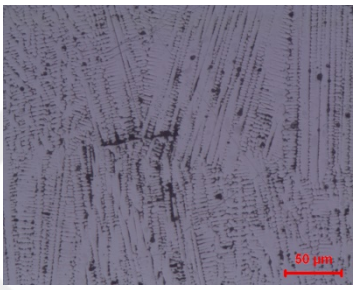
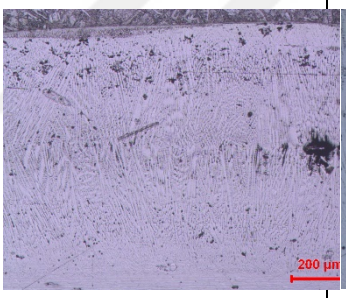
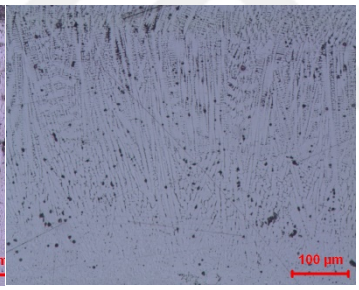
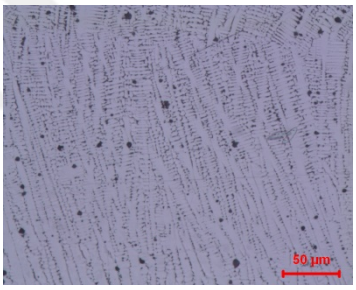
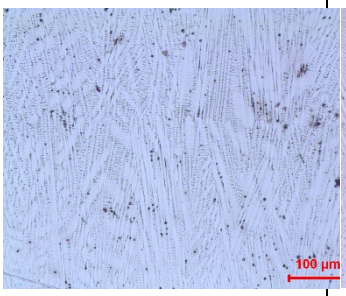
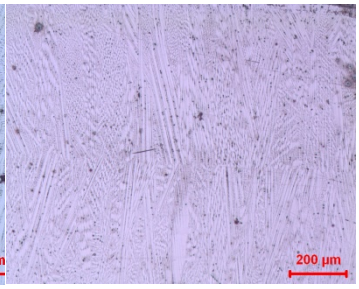
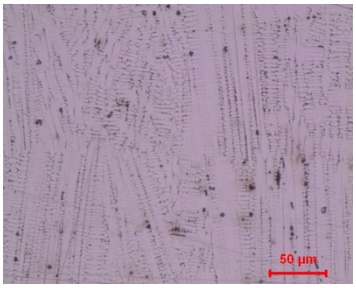
Şekil C.4 : 10 Periyot kaynak süresi 70-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

	50x	100x	200x
15p20			
15p30			
15p40			
15p50			

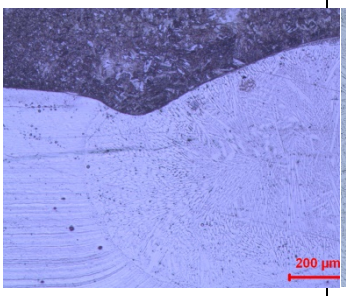
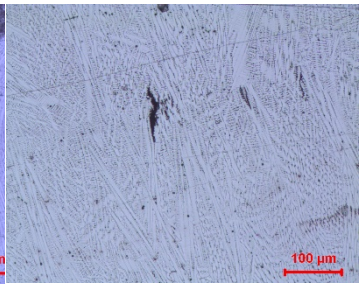
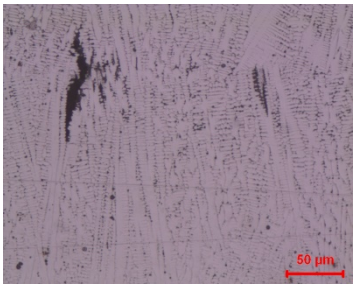
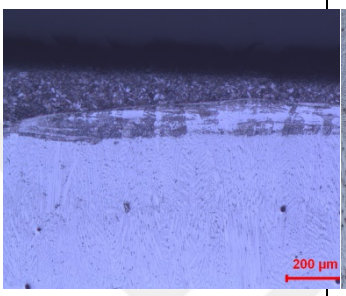
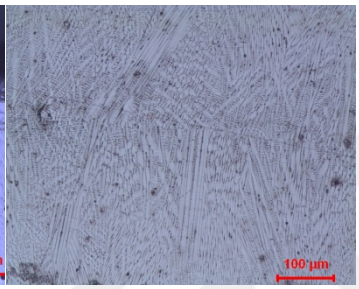
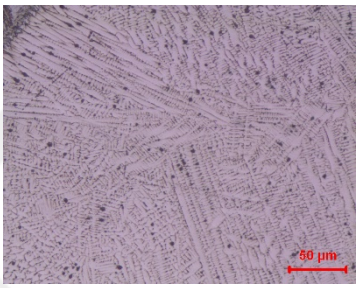
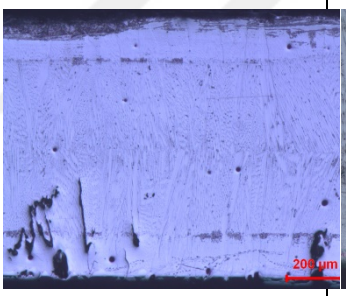
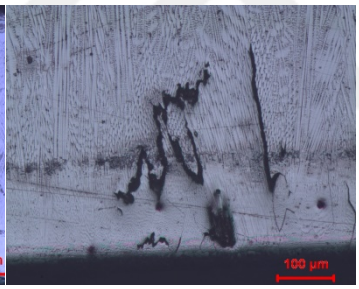
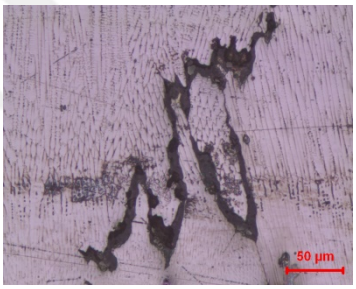
Şekil C.5 : 15 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

	50x	100x	200x
15p 60			
15p 70			

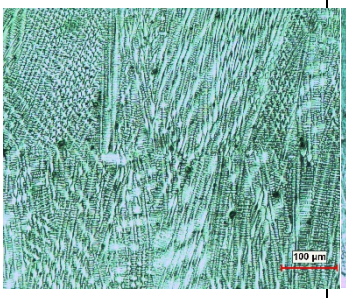
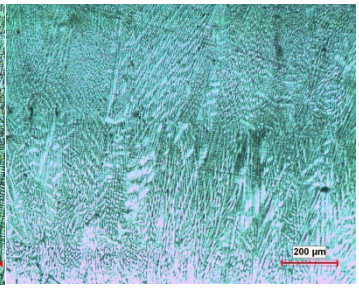
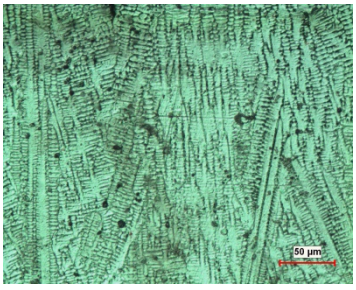
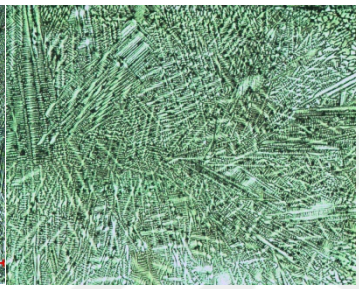
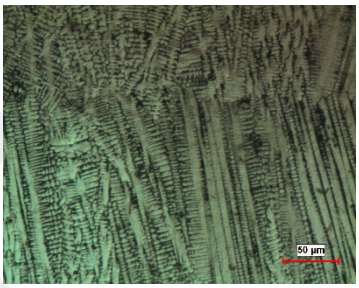
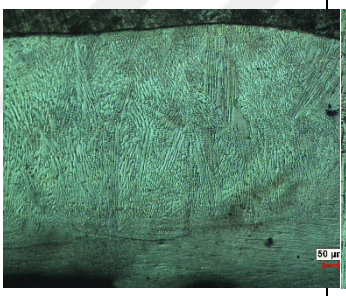
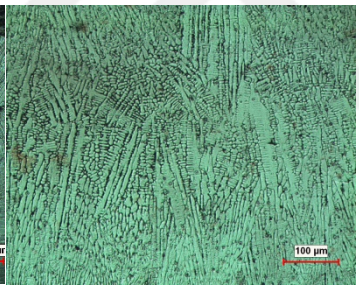
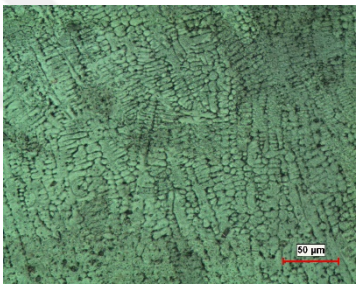
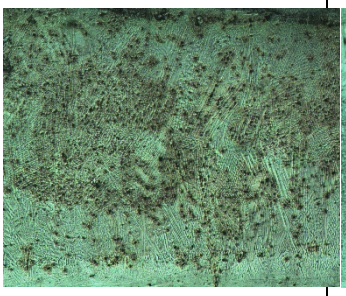
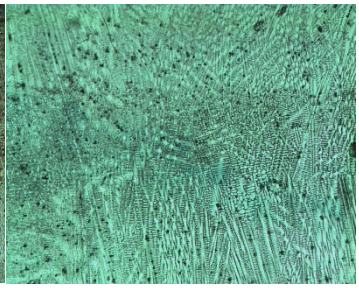
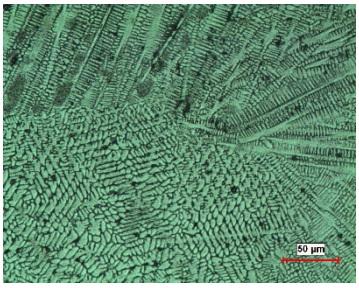
Şekil C.6 : 15 Periyot kaynak süresi 60-90 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

	50x	100x	200x
20p20			
20p30			
20p40			
20p50			

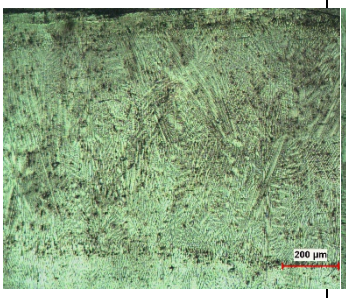
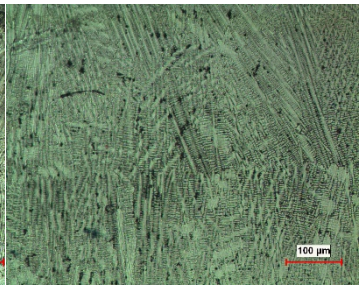
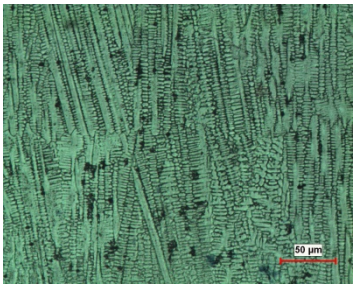
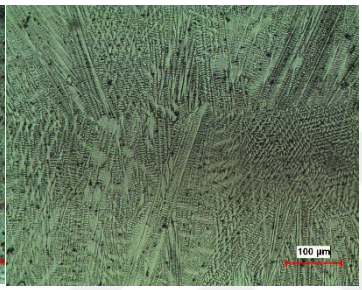
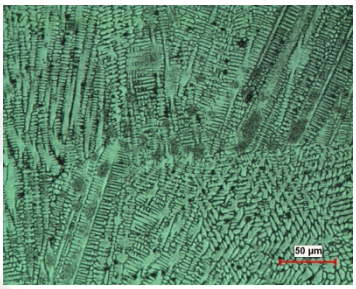
Şekil C.7 : 20 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

	50x	100x	200x
20p60			
20p70			
20p80			

Şekil C.8 : 20 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

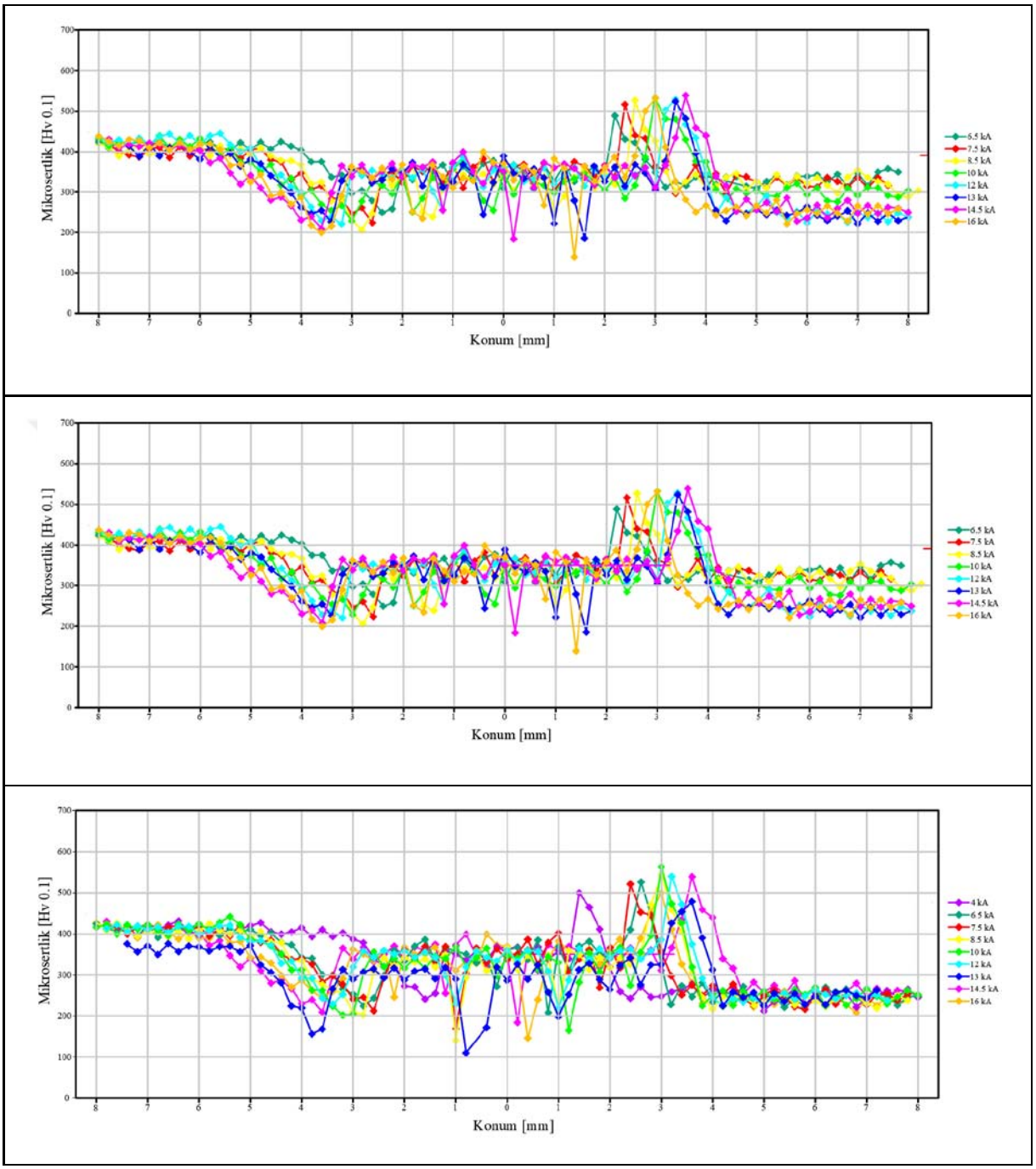
	50x	100x	200x
25p20			
25p30			
25p40			
25p50			

Şekil C.9 : 25 Periyot kaynak süresi 20-50 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

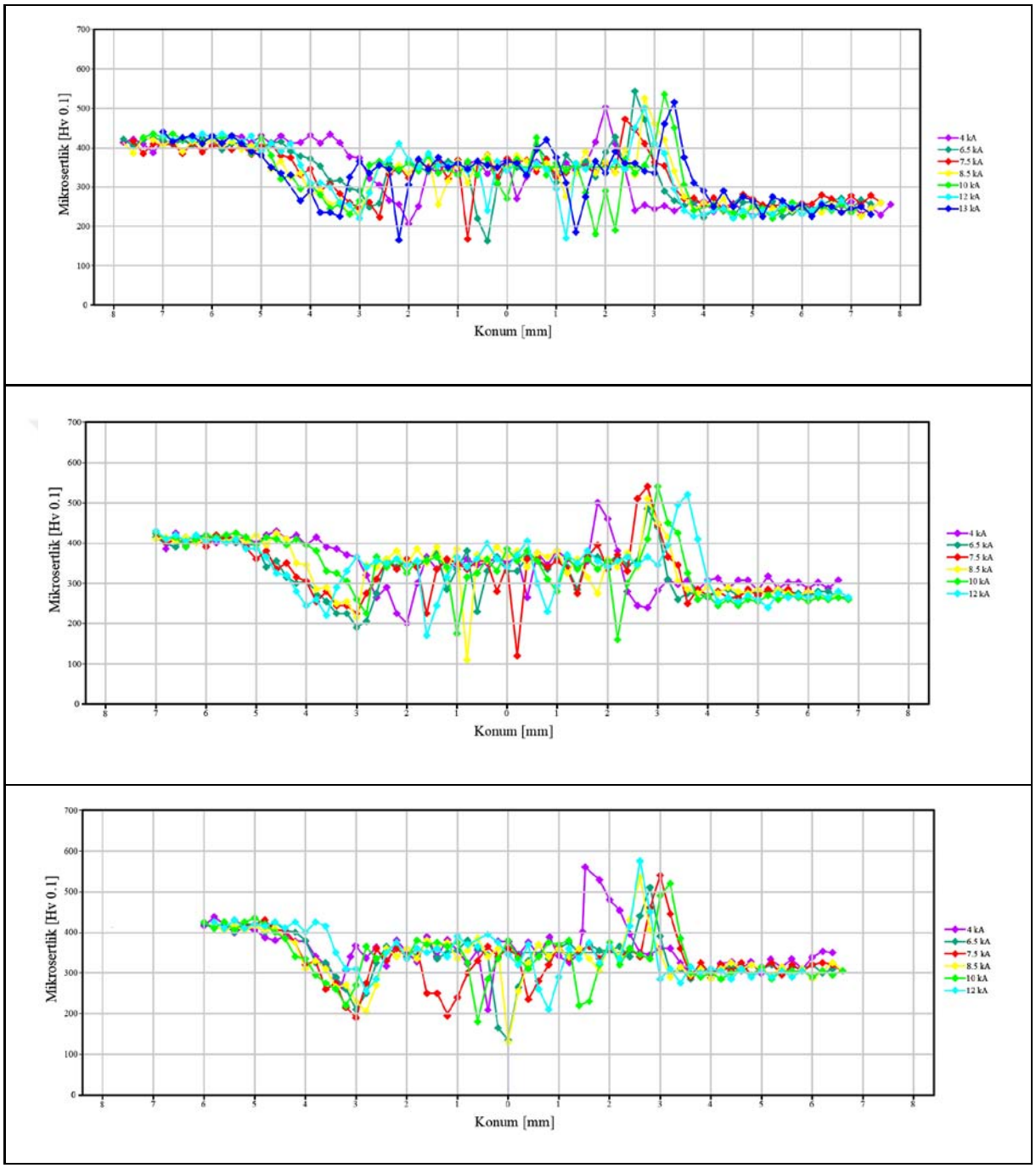
	50x	100x	200x
25p60			
25p70			

Şekil C.10 : 25 Periyot kaynak süresi 60-70 kaynak akım şiddeti düzeyinde 50x, 100x, 200x yakınlaştırmada çekirdek mikroyapıları.

EK D

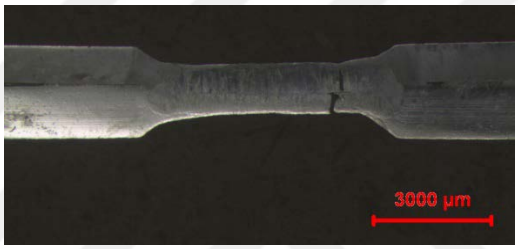


Şekil D.1 : TWIP ve Martenzitik çeliğin a) 5 periyot, b) 10 periyot ve c) 15 periyot kaynak sürelerinde elde edilen birleşimlerin microvickers sertlik dağılımları.



Şekil D.2 : TWIP ve Martenzitik çeliğin a) 5 periyot, b) 10 periyot ve c) 15 periyot kaynak sürelerinde elde edilen birleşimlerin microvickers sertlik dağılımları.

EK E

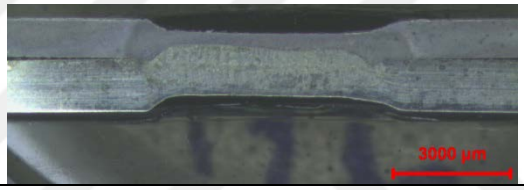
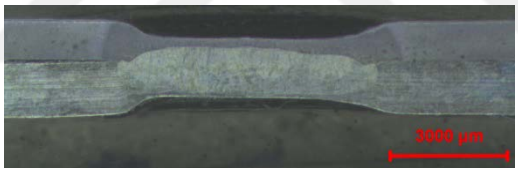
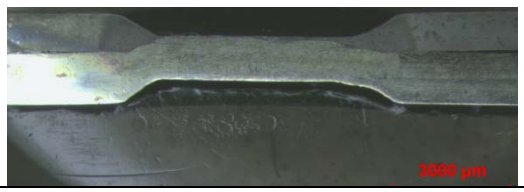
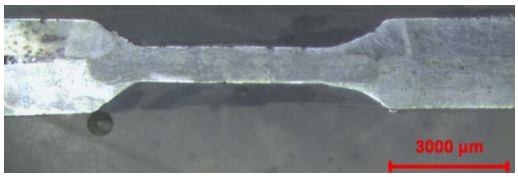
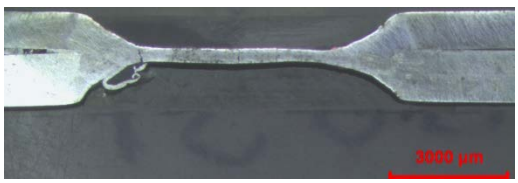
5p60	
5p 80	
5p 90	
5p 99	

Şekil E.1 : 5 periyot kaynak süresi 60-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri.

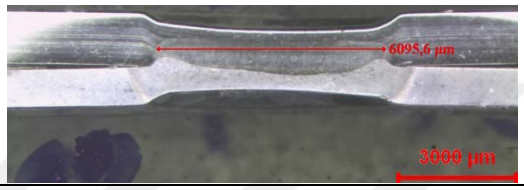
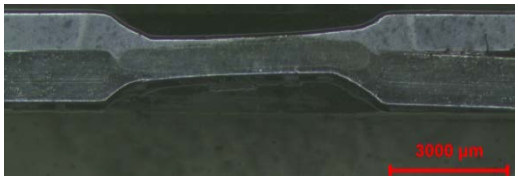
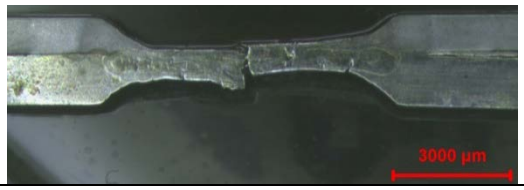
EK E

10p30	
10p40	
10p50	
10p60	
10p70	
10p80	
10p90	
10p99	

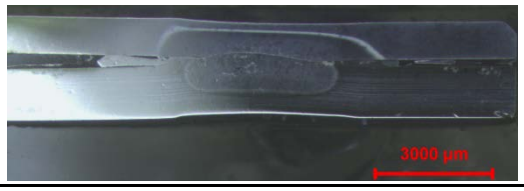
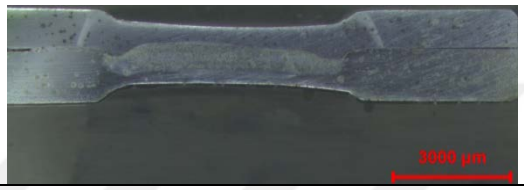
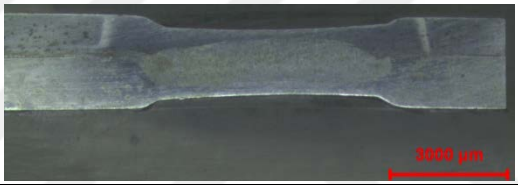
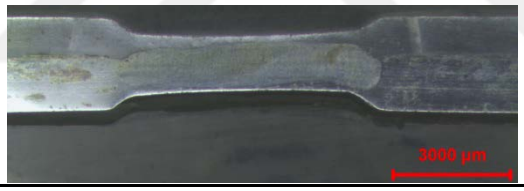
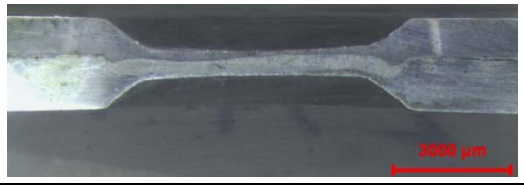
Şekil E.2 : 10 periyot kaynak süresi 30-99 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro görüntüleri.

15p20	
15p30	
15p40	
15p50	
15p60	
15p70	
15p80	
15p90	

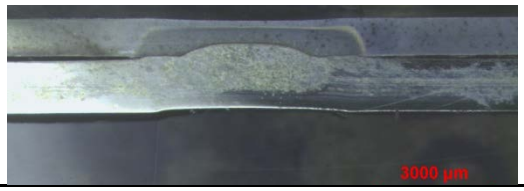
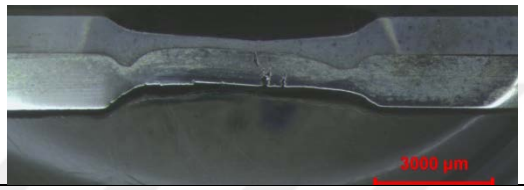
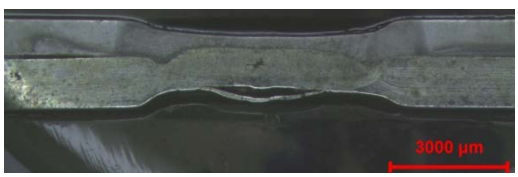
Şekil E.3 : 15 periyot kaynak süresi 20-90 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro g örüntüleri.

20p20	
20p30	
20p40	
20p50	
20p60	
20p70	
20p80	

Şekil E.4 : 20 periyot kaynak süresi 20-80 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro g örüntüleri.

25p20	
25p30	
25p40	
25p50	
25p60	
25p70	

Şekil E.5 : 25 periyot kaynak süresi 20-70 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro g örüntüleri.

30p20	
30p30	
30p40	
30p50	
30p60	
30p70	

Şekil E.6 : 30 periyot kaynak süresi 30-70 kaynak akım şiddeti düzeyinde elde edilen çekirdek çekirdek makro g örüntüleri.

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : **Fatih ÖZEN**

Doğum Tarihi ve Yeri : **09.11.1989 - Çaykara**

E-posta : fatih_ozen_61@hotmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Önlisans** : 2009, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Trabzon MYO, Makine.
- **Lisans** : 2012, Dumlupınar Üniversitesi, Simav Teknik Eğitim Fakültesi, Makine Eğitimi, Talaşlı Üretim Öğretmenliği.
- **Lisans** : 2018, Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği.
- **Yükseklisans** :2015, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İmalat Mühendisliği.
- **Doktora** : 2020, Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, İmalat Mühendisliği.

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- 2012-2013 yıllarında Aril Havacılık Firmasında CAM uzmanı olarak çalıştı.
- 2013-2014 yıllarında ASAŞ Aluminyum firmasında ekstrüzyon ve CAM uzmanı olarak çalıştı.
- 2014-2015 yıllarında Batman Üniversitesinde, 2015-2020 yılları arasında Sakarya, Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi'nde Araştırma Görevlisi olarak çalıştı.

DOKTORA TEZİNDEN TÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Özen F., Onar V., Kekik M., Aslanlar Y. S.;Özderin Y., Aslan H.,Aslanlar S.** 2019. Effect of current and welding time on tensile-peel strength of resistance spot

welded TWIP 1000 and martensitic steels, *Indian Journal of C hemical Technology,* 26(3), 248-251.

- **Özen F .,Aslanlar S.** 2020. Mechanical and Microstructural Evaluation of Resistance Spot We lded TWIP/Martensitic Steel Joints, *international j ournal of manufacturing processing,* (Under R eview).

DİĞER YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Özsaraç U., Onar V ., Özen F., Aslanlar Y. S., Akkaş N., Aslan H., Aslanlar S.,** 2019. Effect of welding time on tensile-shear load in resistance spot welded TRIP 800 and microalloyed steels, *Indian Journal of Chemical Technology,* 26(4), 355-357.
- **Özkaya F., ÖZEN F., İlhan E., Aslanlar S .,** 2019. Cam Küre T akviye li Polipropilen Kompozit M alzemelerin D elaminasyon Faktörünün D eneysel Olarak İncelenmesi, *Afyon Kocatepe University Journal of Science and Engineering,* 19(3), 843–849.