T.C.
SAKARYA UYGULAMALI BİLİMLER ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

ULTRA YÜKSEK MUKAVEMETLİ S960QL ÇELİĞİNİN MAG KAYNAĞINDA GAZ KOMPOZİSYONU VE KAYNAK AKIMININ BİRLEŞTİRME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Esen ORMANLI

Enstitü Anabilim Dalı	**:**	**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**
Tez Danışmanı	**:**	**Doç. Dr. Zafer BARLAS**

Mart 2021

T.C.
SAKARYA UYGULAMALI BİLİMLER ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

ULTRA YÜKSEK MUKAVEMETLİ S960QL ÇELİĞİNİN MAG KAYNAĞINDA GAZ KOMPOZİSYONU VE KAYNAK AKIMININ BİRLEŞTİRME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Esen ORMANLI

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

Bu tez 03/03/2021 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.

JÜRİ	BAŞARI DURUMU
Jüri Başkanı: Prof. Dr. Uğur ÖZSARAÇ	BAŞARILI
Üye: Doç. Dr. Zafer BARLAS	BAŞARILI
Üye: Doç. Dr. Mustafa TÜRKMEN	BAŞARILI

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.

Esen ORMANLI

03/03/2021



TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim boyunca değerli 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 hocam, Doç. Dr. Zafer BARLAS'a teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamda kullanmış olduğum çeliği temin etmem konusunda bana yardım eden Önder Metal'e ve tez çalışmalarında deney malzemelerinin kaynakla birleştirilmesinde, işlenmesinde ve tez yazım sürecinde her konuda bana kolaylık sağlayan ve her türlü atölye imkanını sunan Seyit Usta Treyler'e teşekkür ederim.

Ayıca bana laboratuvar imkanlarından yararlanma fırsatı sunan İmkosan Mühendislik Ltd. Şti.'ye, laboratuvar çalışmalarında vaktini ayırıp yardımcı olan Sn. Ferdi DİREK'e teşekkürlerimi sunarım.

Bugünlere gelebilmemde maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen annem Katibe ORMANLI'ya ve babam Necmettin ORMANLI'ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR ..... **i**

İÇİNDEKİLER ..... **ii**

KISALTMALAR ..... **v**

SİMGELER ..... **vii**

TABLOLAR LİSTESİ ..... **viii**

ŞEKİLLER LİSTESİ ..... **ix**

ÖZET ..... **xiii**

SUMMARY ..... **xiv**

BÖLÜM 1.
GİRİŞ **1**

BÖLÜM 2.
YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI (YMDA) ÇELİKLER **4**
2.1.Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinin Adlandırılması 8
2.1.1. Kısa gösterilişi uygulama yerlerine ve mekanik veya fiziksel özelliklerine göre yapılan çelikler 9
2.1.2. Kısa gösterilişi kimyasal bileşime göre yapılan çelikler 12
2.1.2.1. Alaşımsız çeliklerin gösterilişi 12
2.1.2.2. Düşük alaşımlı çeliklerin gösterilişi 12
2.1.2.3. Yüksek alaşımlı çeliklerin gösterilişi 13
2.2. Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinde Alaşım Elementlerinin Etkisi 13
2.3. Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinin Üretim Şekilleri 14
2.3.1. Normalizasyon haddelemesi yapılmış çelikler 14
2.3.2. Termomekanik şekillendirilmiş çelikler 15
2.3.3. Su verilmiş ve temperlenmiş ince taneli yapı çelikleri 17
2.4. Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti 18
2.5. S960QL Çeliği ve Kaynaklanabilirliği 22

BÖLÜM 3.
YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN KAYNAĞINDA KULLANILAN KAYNAK YÖNTEMLERİ **25**
3.1. MIG/MAG Kaynağı 25
3.1.1. Tanım 25
3.1.2. Avantaj ve dezavantajları 26

3.1.3. Kullanılan dolgu malzemeleri 27
3.1.4. Koruyucu gazlar 28
3.2. Tungsten Asal Gaz Kaynağı 28
3.2.1. Tanım 28
3.2.2. Kullanılan dolgu malzemeleri 29
3.2.3. Koruyucu gazlar 29
3.2.4. Avantaj ve dezavantajları 29
3.3. Örtülü Elektrod Ark Kaynağı 30
3.3.1. Tanım 30
3.3.2. Avantaj ve dezavantajları 31
3.3.3. Elektrot örtüsünün görevleri 32
3.3.4. Kullanılan elektrotlar 32
3.3.4.1. Rutil elektrot 33
3.3.4.2.Bazik elektrot 33
3.3.4.3. Selülozik elektrot 34
3.3.4.4. Asidik elektrot 34
3.4. Tozaltı Kaynağı 34
3.4.1. Tanım 34
3.4.2. Kullanılan dolgu malzemeleri 35
3.4.3. Kaynak tozları 36
3.4.4. Avantaj ve dezavantajları 36
3.5. Lazer Kaynağı 36
3.5.1. Tanım 36
3.5.2. Lazer kaynak yönteminin avantaj ve dezavantajları 38

BÖLÜM 4. S960QL ÇELİĞİNİN KAYNAKLANABİLİRLİĞİ ÜZERİNDEKİ ÇALIŞMALAR 39

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR 53
5.1. MAG Kaynak Yöntemi ile Birleştirmede Kullanılan Malzeme ve Donanımlar 53
5.1.1 Ana metal 53
5.1.2 İlave metal 54
5.1.3. Koruyucu gaz 54
5.1.4. Kaynak makinesi 55
5.2. Kaynak İşlemlerinin Yapılışı 56
5.2.1. Kaynak hazırlığı 56
5.2.2. Kaynak işlemi 58
5.3. Uygulanan Deneyler 61
5.3.1. Görsel muayene 63
5.3.2. Makroyapı deneyi 64
5.3.3. Mikroyapı deneyi 66
5.3.4. Mikrosertlik deneyi 68
5.3.5. Çekme deneyi 70
5.3.6. Eğme deneyi 71
5.3.7. Çentik darbe testi 73
5.3.8. SEM görüntülemeleri incelemesi 74

BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA 76
6.1. Görsel Muayene 76
6.2. Makroyapı Testi 78
6.3. Mikroyapı Analizi 80
6.4. Mikrosertlik Testi 96
6.5. Çekme Testi 101
6.6. Eğme Testi 105
6.7. Çentik Darbe Testi 107
6.8. Çekme Testi ve Çentik Darbe Numunelerinin Kırık Yüzeylerinin SEM Görüntüleri 110

BÖLÜM 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 117
7.1. Sonuçlar 117
7.2. Öneriler 118

KAYNAKLAR 120
ÖZGEÇMİŞ 126

KISALTMALAR

AFNOR	: L'AssociationFrançaise de Normalisation (Fransız Standardizasyon Derneği)
AISI	: The American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir Çelik Enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Kurumu)
B	: Beynit
BS	: British Standards (İngiliz Standartları)
BSI	: British Standards Institute (İngiliz Standartları Enstitüsü)
CEN	: Committee European de Normalisation (Avrupa Standardizasyon Komitesi)
CSA	: Canadian Standards Association (Kanada Standartları Derneği)
DIN	: Deutsches Institute Für Normung (Alman Standardizasyon Enstitüsü)
EM	: Esas Metal
EN	: European Norm (Avrupa Normu)
ER	: Elektrod-Rutil
F	: Ferrit
GOST	: Gosstandarts of Russia (Rusya Federasyonu Devlet Standartları)
HV	: Hardness Vickers (Vickers Sertlik)
ISO	: International Standarts Organizations (Uluslararası Standart Kuruluşları)
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
KM	: Kaynak Metali
JIS	: Japanese Industrial Standarts (Japon Endüstri Standartları)
M	: Martenzit
MAG	: Metal Aktif Gaz
MIG	: Metal Inert Gaz
NF	: Française de Normalisation (Fransız Standardizasyonu)
P	: Perlit

SAE	: The Society of Automotive Engineers (Otomotiv Mühendisleri Derneği)
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
SSAB	: Svenskt Stal Aktiebolag
TIG	: Tungsten Inert Gaz
TS	: Türk Standartları
TTT	: Time-Temperature-Transport
YMDA	: Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
XRD	: X-ışını difraksiyon analizi

SİMGELER

A	: Amper
Ar	: Argon
Dk	: Dakika
J	: Joule
K	: Kelvin
mm	: Milimetre
MPa	: Megapaskal
MS	: Martenzitik Dönüşüm Başlama
Q	: Sevk Edilen Enerji/Bağlantı Uzunluğu
$t_{8/5}$	: 800-500°C arasındaki soğuma hızı

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 2.1 : TS EN 10027'ye göre yapı çeliklerinin genel gösterimleri (TS EN 10027-1-2007). 10
Tablo 2.2 : Çeliklerin adlandırılmasında başındaki sembolün gösterilişi ve anlamı (Gedik, 2013). 11
Tablo 2.3 : Yapı çelikleri adlandırmasına ait bazı örnekler (TS EN 10027-1-2007). 11
Tablo 2.4 : Düşük alaşımlı çeliklerdeki alaşım elementlerinin çarpılacağı katsayılar. 12
Tablo 4.1 : Kaynak testinde kullanılan kaynak ekipmanları (L=Lazer, LHW=Lazer-hibrit kaynağı, GMA=Gaz Metal Ark Welding) (Siltanen ve diğ, 2015). 39
Tablo 4.2 : Kaynak yöntemlerine göre ısı girdileri ve $t_{8/5}$ soğuma süreleri (Siltanen ve diğ, 2015). 40
Tablo 4.3 : Kök ve yüzey sertliklerinin minimum ve maksimum değerleri (Siltanen ve diğ, 2015). 43
Tablo 4.4 : Eğme testi sonuçları (Siltanen ve diğ, 2015). 44
Tablo 4.5 : Darbe tokluğu değerleri (Siltanen ve diğ, 2015). 45
Tablo 4.6 : Kaynakta kullanılan parametreler ve ısı girdileri (Gorka ve Kotarska, 2019). 46
Tablo 4.7 : Mekanik testler için tozaltı kaynağı parametreleri. 48
Tablo 4.8 : S960QL çeliği birleştirilmesinde kullanılan kaynak parametreleri (Ekinci ve Balaban, 2019). 50
Tablo 5.1 : Çalışmada birleştirilen S960QL çeliğinin kimyasal bileşimi (ağ. %). 53
Tablo 5.2 : S960QL çeliğinin tipik kimyasal içeriği(%ağırlık) (URL-7) 53
Tablo 5.3 : S960QL çeliğinin mekanik özellikleri (URL-7) 54
Tablo 5.4 : İlave gaz altı kaynak telinin kimyasal bileşimi (%ağırlık). 54
Tablo 5.5 : İlave gaz altı kaynak telinin mekanik özellikleri. 54
Tablo 5.6 : Birleştirmede kullanılan kaynak parametreleri ve gaz türü. 61
Tablo 6.1 : S960QL çeliğinin MAG kaynağıyla farklı akım ve CO_2 içerikleri kullanılarak birleştirilmesi sonrası elde edilen çekme testi sonuçları. 102
Tablo 6.2 : Yüzey ve kök eğme testi sonuçları. 106

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1 : YMDA çeliklerinin çekme mukavemeti – kopma uzaması kombinasyonu şematik gösterimi (Sözer, 2019). 6
Şekil 2.2 : Uygun olmayan kaynak ağız tasarımının lameler yırtılmaya neden olması. 15
Şekil 2.3 : Termomekanik haddeleme işlemi ve haddeleme sırasında tane boyutunun küçülmesi. 17
Şekil 2.4 : Kaynak kabiliyetinin temel faktörleri ve özelliklerle ilişkisi (Vural ve diğ., 2003). 19
Şekil 2.5 : Isı girdisi formülü ve kaynak ısı girdisinin kaynaklı yapıya etkileri (SSAB, Strenx Welding). 21
Şekil 2.6 : Yüksek mukavemetli çelikler için önerilen öntav sıcaklıkları (SSAB, Strenx Welding). 21
Şekil 2.7 : Ultra yüksek mukavemetli ince taneli çeliklerin önerilen ısı girdileri grafiği (SSAB, Strenx Welding). 24
Şekil 3.1 : MIG/MAG kaynağı donanımı. 26
Şekil 3.2 : Toz altı kaynağının çalışma prensibi ve kullanılan ekipmanlar (Külahlı, 1988)..... 35
Şekil 3.3 : Lazer ışın cihazının şematik yapısı (Aydın ve Karaağaç, 2018). 37
Şekil 4.1 : Lazer kaynaklı bağlantıların mukavemet özellikleri (Siltanen ve diğ, 2015)..... 40
Şekil 4.2 : Lazer Hibrid bağlantılarının mukavemet özellikleri Dolgu Malzemesi:X96 (Siltanen ve diğ, 2015)..... 41
Şekil 4.3 : MAG kaynağı bağlantılarının mukavemet özellikleri Dolgu Malzemesi:X96 (Siltanen ve diğ, 2015)..... 41
Şekil 4.4 : Lazer Hibrit kaynağının mukavemet özellikleri Dolgu: OK 12.50 (Siltanen ve diğ, 2015). 42
Şekil 4.5 : MAG kaynağı bağlantılarının mukavemet özellikleri Dolgu Malzemesi: OK 12.50. (Siltanen ve diğ, 2015). 42
Şekil 4.6 : Kaynaklı bağlantının sertlik dağılımı (Gorka ve Kotarska, 2019)..... 47
Şekil 4.7 : Kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı (Gorka ve Kotarska, 2019). 47
Şekil 4.8 : Birleştirmenin mikroyapı görüntüsü a)ana metal b) kök kaynağı ile kaynak metalinin kesişimi c) füzyon bölgesi ve kaynak metali arası d)kaynak metali e) ITAB (Türker, 2017). 49
Şekil 4.9 : Mikrosertlik sırası (Ekinci ve Balaban, 2019). 50
Şekil 4.10 : S960QL lazer kaynağı için mikrosertlik testi sonuçları (Ekinci ve Balaban, 2019). 51
Şekil 4.11 : S4 numunesinin mikroyapı görüntüsü a) kaynak kesiti görünümü b) ana malzeme c) füzyon bölgesi d) ITAB (Ekinci ve Balaban, 2019). 51
Şekil 4.12 : S2 numunesinin mikroyapısı a) füzyon bölgesi b) ITAB (Ekinci ve Balaban, 2019). 52
Şekil 5.1 : Deneyde kullanılan KİLMAK İNO 500 gaz altı kaynak makinesi. 55

Şekil 5.2 : Kaynak işlemlerinde kullanılan yürüyen robot tertibatı. 56
Şekil 5.3 : Kaynak işlemi gerçekleştirilecek levhalarda kaynak ağzına dair geometrik ölçüler. 57
Şekil 5.4 : a) Kaynak ağzı açısının açı ölçerle ölçüm kontrolü b) Puntalama ile montajı gerçekleşmiş levhalar. 58
Şekil 5.5 : Kaynak sıra planı. 58
Şekil 5.6 : Kök paso uygulanmış test plakası. 59
Şekil 5.7 : a) Kök yarma işlemi gerçekleştirilmiş numunenin görünümü b) Kaynak işlemi tamamlanmış numunenin görünümü. 60
Şekil 5.8 : Kaynaklanmış numunenin çarpılmasını engellemek için işkencelerle sabitlenmiş deney numunesi. 60
Şekil 5.9 : Test numunelerinin kaynaklı numunelerden çıkarılma bölgeleri. 62
Şekil 5.10 : Lazer kesim sonrası numunelerin çıkarılmış test plakası. 63
Şekil 5.11 : Deney numuneleri 1,2) eğme testi 3) makro, mikroyapı ve sertlik testi 10,11) çekme testi 4, 5, 6, 7, 8, 9) çentik darbe testi. 63
Şekil 5.12 : Yanma oluğu ölçümlerinde kullanılan kaynak kumpası. 64
Şekil 5.13 : Sertlik, mikroyapı ve makroyapı numunelerinin ön hazırlık işlemi a) Testerede kesim işlemi b) Sertlik, mikroyapı ve makroyapı numuneleri. 65
Şekil 5.14 : Makroyapı inceleme öncesi yapılan yüzey işlemleri cihazı. 66
Şekil 5.15 : Mikroyapı incelemeleri öncesi yapılan yüzey işleme cihazı. 67
Şekil 5.16 : Deneyde kullanılan optik mikroskop. 67
Şekil 5.17 : Mikroyapı görüntülerinin alındığı bölgeler. 68
Şekil 5.18 : Mikro sertlik deneyinde kullanılan sertlik ölçüm cihazı. 69
Şekil 5.19 : UHS S960QL çeliğinin MAG kaynağıyla farklı akım ve CO_2 kompozisyonunda yapılan birleştirmelerin kaynak kesitine dik numunelerde gerçekleştirilen sıra sertlik şeklindeki mikrosertlik ölçüm yerlerinin gösterimi. 69
Şekil 5.20 : Testte kullanılan çekme numunesinin ölçüleri. 70
Şekil 5.21 : Çekme ve eğme testinde kullanılan Zwick/Roel marka cihaz. 71
Şekil 5.22 : Testte kullanılan eğme testi numunesinin ölçüleri. 72
Şekil 5.23 : Üç-nokta eğme deney düzeneğine ait geometrik detaylar (ölçüler mm). 72
Şekil 5.24 : Eğme testi sonrası numunelerin açıölçerle eğme açılarının ölçülmesi. . 72
Şekil 5.25 : Çentik darbe testi numuneleri. 73
Şekil 5.26 : Çentik darbe numunesi ölçüleri a) kaynak metali b) ITAB (ölçüler mm) 74
Şekil 5.27 : Testte kullanılan çentik darbe testi cihazı. 74
Şekil 5.28 : Analizde kullanılan SEM cihazı 75
Şekil 6.1 : Kaynak işlemi sonrası kaynak yüzeylerinin görünümü. 77
Şekil 6.2 : Tespit edilen yanma oluğunun kaynakçı kumpası ile ölçümü. 78
Şekil 6.3 : Yanma oluğu bağıntısı gösterimi. 78
Şekil 6.4 : YMDA S960QL çeliği için farklı MAG parametrelerinde yapılan kaynak denemelerine ait makroyapılar (a) 185/5, (b) 185/20, (c) 215/5, (d) 215/20, (e) 245/5 ve (f) 245/20. 80
Şekil 6.5 : Çalışmada kullanılan ultra yüksek mukavemetli S960QL çeliğinin TM+B'den oluşan mikroyapı fotoğrafı a) 1000× b) 500×. 81
Şekil 6.6 : 185/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB

(3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM(200×) j) KM (500×) k) KM (6 no'lu bölge) (200×) l) KM (6 no'lu bölge) (500×) m) ITAB (7 no'lu bölge) (200×) n) ITAB (7 no'lu bölge) (500×) o) KM (8 no'lu bölge) (200×) p) KM (8 no'lu bölge) (500×) 82
Şekil 6.7 : 185/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)..... 86
Şekil 6.8 : 215/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)..... 88
Şekil 6.9 : 215/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)..... 90
Şekil 6.10 : 245/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)..... 92
Şekil 6.11 : 245/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)..... 94
Şekil 6.12 : 1. sıra üzerindeki (kaynak kep bölgesi) mikrosertlik sonuçları grafiği. 97
Şekil 6.13 : 2.sıra üzerindeki mikrosertlik sonuçları grafiği. 98
Şekil 6.14 : 3. sıra üzerindeki mikrosertlik sonuçları grafiği. 99
Şekil 6.15 : 4. sıra üzerindeki mikrosertlik sonuçları grafiği. 100
Şekil 6.16 : Birleştirmede kullanılan kaynaksız EM S960QL çeliği çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafikleri ve testlerin ortalaması. 102
Şekil 6.17 : Çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafiği a) 185/5 kodlu numune b)185/20 kodlu numune..... 103
Şekil 6.18 : Çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafiği a) 215/5 kodlu numune b) 215/20 kodlu numune..... 103
Şekil 6.19 : Çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafiği a) 245/5 kodlu numune b) 245/20 kodlu numune..... 103
Şekil 6.20 : Çekme testi sonrası kırılan numuneler..... 104
Şekil 6.21 : Eğme testi gerçekleştirilmiş deney numuneleri (KE:Kök Eğme, YE:Yüzey Eğme). 105

Şekil 6.22 : Eğme testi sonucunda a) Çatlak görünümü b) Çatlak olmayan numunelerin görünümü. 107
Şekil 6.23 : Testi gerçekleşmiş çentik darbe numuneleri..... 108
Şekil 6.24 : Birleştirmelerin KM ve ITAB'larına uygulanan çentik darbe testi sonuç grafiği. 109
Şekil 6.25 : 185/5 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme. 110
Şekil 6.26 : 185/20 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme. 111
Şekil 6.27 : 215/5 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme. 111
Şekil 6.28 : 215/20 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme. 112
Şekil 6.29 : 245/5 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme. 112
Şekil 6.30 : 245/20 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme. 112
Şekil 6.31 : Kaynaksız numunenin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme. 113
Şekil 6.32 : 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 185/5 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 185/5 numunesinin KM kırık yüzeyi..... 113
Şekil 6.33 : 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 185/20 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 185/20 numunesinin KM kırık yüzeyi..... 114
Şekil 6.34 : 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 215/5 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 215/5 numunesinin KM kırık yüzeyi..... 114
Şekil 6.35 : 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 215/20 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b)215/20 numunesinin KM kırık yüzeyi..... 115
Şekil 6.36 : 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 245/5 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 245/5 numunesinin KM kırık yüzeyi..... 115
Şekil 6.37 : 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 245/20 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 245/20 numunesinin KM kırık yüzeyi..... 116

ULTRA YÜKSEK MUKAVEMETLİ S960QL ÇELİĞİNİN MAG KAYNAĞINDA GAZ KOMPOZİSYONU VE KAYNAK AKIMININ BİRLEŞTİRME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

ÖZET

Bu çalışmada ultra yüksek mukavemetli S960QL çelik plakalar iki farklı koruyucu gaz kompozisyonu ve üç farklı kaynak akımı değerlerinde, kaynak hızı sabit tutulup MAG kaynak yöntemiyle alın-alına birleştirilmiştir. 185, 215 ve 245 A olmak üzere üç farklı akım değeri altında gaz kompozisyonlarındaki CO_2 oranları %5 ve %20 olarak değiştirilmiştir, böylece S960QL çeliğinde hem kaynak akımının hem de koruyucu gaz olarak Ar ile beraber kullanılan CO_2 oranının birleştirme özelliklerine etkileri incelenmiştir. Bu amaç doğrultusunda birleştirilmiş çelik plakalar üzerinde görsel muayene, makroyapı ve mikroyapı görüntüleme ve analizleri, çekme testi, eğme testi, çentik darbe testi, sertlik ölçümlerinin yanı sıra çekme ve çentik darbe testleri sonrası numune kırık yüzeylerine SEM görüntüleri incelemeleri yapılmıştır.

Çalışmalar sonucunda makroyapı incelemelerine göre, nispeten yüksek kaynak akımı ve koruyucu gazın CO_2 oranındaki artışa bağlı olarak kaynak bölgesinde daha geniş ve derin nüfuziyete sahip kaynak metali (KM) meydana geldiği görülmüştür. Bununla birlikte, yine akımın artmasıyla ısıdan etkilenen bölge (ITAB) ve kaynak metalinde temperlenmiş martenzit yapısına ferrit ve beynit oluşumunun eşlik ettiği mikroyapı incelemelerinde tespit edilmiştir. Mekanik testler göstermiştir ki kullanılan kaynak akımındaki artış, akma ve çekme dayanımlarını düşürmüş, %20 CO_2 koruyucu gaz altında akım değerinin yükseltilmesiyle çekme testinde kopmalar kaynak metalinden gerçekleşmiştir. Sertlik ölçümlerin de akımın artmasıyla birlikte nispeten daha yavaş soğuma hızına bağlı olarak ITAB ve KM'de sertlik düşüşleri tespit edilmiştir. Birleştirmelerin kök eğme testinde tamamında kökte çatlaklar gözlemlenirken, yüzey eğme testinde akım şiddetinin artması ile yüzey çatlakları oluşmadığı tespit edilmiştir. Darbe ve çekme testi sonrası numunelerin kırık yüzeylerinin SEM incelemesinde kopmaların sünek bir şekilde oluştuğu belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: MAG kaynak yöntemi, YMDA S960QL, kaynak akımı, koruyucu gaz kompozisyonu

EFFECTS OF WELD CURRENT AND GAS COMPOSITION IN GMAW ON JOINT PROPERTIES OF ULTRA HIGH STRENGTH S960QL STEEL

SUMMARY

In this study, ultra-high strength S960QL steel plates were combined with two different shielding gas compositions and three different welding current values by keeping the welding speed constant and by using GMAW method.

CO_2 ratios in gas compositions under three different current values, 185, 215 and 245 current, have been changed to 5% and 20%. Thus, the effects of both the welding current and the CO_2 ratio used with Ar as shielding gas on the bonding properties of S960QL steel were examined. For this purpose, visual inspection, macrostructure and microstructure imaging and analysis, tensile test, bending test, notch impact test, hardness measurements as well as tensile and notch impact tests, SEM images of the sample fracture surfaces were examined on the assembled steel plates.

As a result of the studies, according to the macrostructure studies, it was observed that weld metal with wider and deeper penetration occurred in the weld zone due to the relatively high welding current and the increase in the CO_2 ratio of the shielding gas. However, again, with the increase of current, the heat affected zone (HAZ) and the weld metal (WM) tempered martensite structure accompanied by ferrite and bainite formation were detected in the microstructure studies. Mechanical tests have shown that the increase in the welding current used has reduced the yield and tensile strengths, and the tensile strength in the tensile test was increased from the weld metal by increasing the current value under 20% CO_2 shielding gas. In hardness measurements, hardness decreases in HAZ and WM have been determined due to the relatively slow cooling rate with the increase of current. While cracks were observed in the root in all of the joints in the root bending test, it was determined that the surface cracks did not occur with the increase of the current intensity in the face bending test. With the increasing current value after the impact test, a decrease in toughness was observed in a trend similar to the tensile test. In the SEM examination of the fracture surfaces of the samples after the impact and tensile test, it was determined that the ruptures occurred ductile.

Keywords: GMAW method, HSLA S960QL, welding current, shielding gas composition

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Günümüzde endüstriyel uygulamalarda malzeme seçimi yaparken muhtemeldir ki ilk sıraya yazılan, başlıca öncelikli ölçütler kullanılacak malzemenin sağlamlığı, hafifliği ve düşük maliyeti olduğu söylenebilir. Bu yöndeki bir beklenti, mühendis ve tasarımcıları özellikle yapısal uygulamalarda akma dayanımı ≥ 690 MPa olan çeliklerin kullanımına yönlendirmektedir ki bu derece yüksek dayanımlara sahip çeliklerin çekme, eğme gibi yüklemeler karşısındaki davranışlarının anlaşılması, özellikle kaynaklı uygulamalar açısından önem kazanmaktadırlar. İşte bu noktada, otuz yıllık bir süreç içerisinde ince taneli yapı çelikleri, mikro alaşımlama gibi kavramlar teknolojinin gelişmesi ile birlikte yüksek basınç ve sıcaklığa direnç amacıyla çelik literatüründe haklı bir yer kazanmıştır. Su verme sonrası tavlama sonucu oluşan ince taneli temperlenmiş martenzit (TM) ve beynit (B) yapısının yanı sıra Cr, Mo ilavesiyle artan sertleşebilirliği ve V, Ti, Nb ile mikro düzeyde alaşımlamayla da engellenen tane irileşmesi sayesinde yüksek akma ve çekme dayanımlı aynı zamanda iyi sayılabilecek tokluğa sahip çelikler, azaltılmış kesite sahip daha az malzeme kullanımının önünü açtıkları için araç üretimi ve taşımacılık sektörlerinde üreticilerin karbon dioksit salınımları, müşteri talepleri sıkı kurallar ve gittikçe artan bir öneme sahip olmaya başlamıştır. Aynı zamanda araştırmalara paralel olarak aşınma, korozyon ve darbe dayanımı geliştirilmiş ince kesitli, yüksek mukavemete sahip hafif çelikler ağır hizmet tipinde yer alan yağ, gaz boru hatları ve depolama tanklarında, arazi, maden ve demiryolu araçlarında, inşaat ve tarım makineleri, kule, köprü ve deniz yapıları gibi birçok yapısal birçok uygulama için tercih edilmektedir. Yüksek bir akma dayanımı/çekme dayanımı değerine sahip S960QL çeliği de esnemeye karşı direnç göstermesi sebebiyle de genel olarak vinç, kule ve kaldırma ekipmanları yapımında tercih edilmektedir (Gaspar, 2019; Blacha ve diğ, 2017). Bu çeliklerin artan oranlarda kullanılmak istenmesiyle birlikte, üretimde sıklıkla kullanılan kaynakla birleştirme işlemlerinde, o malzemenin mekanik özelliklerinden taviz vermeyecek ölçüde güvenilirlik algısı da ön plana çıkmaktadır.

Özellikle kaynaklı birleştirmelerin ITAB'ında tespit edilen bozulmuş ince tane yapısının sonucu olarak hem sert hem de yumuşamış kısımların varlığı başlangıç mekanik özellikleri de değiştirmekte, soğuk çatlamalar temel problem olarak karşımıza çıkmaktadır. Özellikle mekanik özellikleriyle ön plana çıkan bu çeliklerin yapısal uygulamalarda kullanılması sebebiyle standartlara uygunluğu büyük önem arz etmekte olup, uygulanan ergitme kaynak yöntemleri için başta kaynak akımı ve gaz kompozisyonun başlangıç mikroyapı ve mekanik özelliklerde sürekliliğin sağlamasında önemli rolleri olduğu da bir gerçektir. Goss ve Marecki (2012) S960QL çeliğinin TIG kaynağı sonrası yorulma ömrünü incelemiş, kaynaklı birleştirmenin yorulma ömrünün esas metale göre yaklaşık %90 oranında düştüğünü tespit etmişlerdir. Benzer şekilde Slezak ve Sniezek (2016) I ve V kaynak ağzı açılmış S960QL çeliğini MAG ile birleştirmişler, sonrasında birleştirmelerin yorulma özelliklerini incelemişlerdir. Araştırmacılar I alın kaynaklı birleştirmenin diğerine göre %20-50 daha fazla yorulma ömrüne sahip olduğunu görmüşlerdir. Samardzic, Dunder, Katinic ve Krnic (2017) 20 mm kalınlığındaki ince taneli S960QL çeliğinin farklı kaynak akımı, gerilimi ve kaynak hızları değişkenleri altında MAG ile birleştirilmesinde ITAB'ın çentik darbe tokluğunu ve sertliğini uygulanan ısı girdisini kullanarak incelemişlerdir. Çalışma sonuçlarına göre ön-ısıtma, pasolar arası sıcaklık ve ısı girdisi gibi faktörler için verilen değerlere sıkıca uyulmasının beklentilere uygun kaynak kalitesinin sağlanması açısından önemli olduğu, aksi halde yetersiz ısı girdisinin bağlantının mukavemet ve sertliğini azalttığı, kalıntı gerilme ve hidrojenin varlığının çatlama ve gevrek kırılma eğilimini arttırdığı vurgulanmıştır. Türker (2017) S960QL çeliği için tozaltı kaynak uygulaması yapmış, mikroyapı incelemeleri, sertlik ölçümleri, çekme ve çentik darbe testleri gerçekleştirmiştir. Yazar, en yüksek sertliklerin nispeten daha yüksek soğuma hızı ve yeniden kristalleşme kaynaklı olarak ITAB'da olduğunu; kalınlık boyunca alınan üç faklı çekme numunesinden en iyi çekme test sonuçlarının orta ve alt kısımdakilerden alındığını belirtmiştir. Üst numunenin ise daha geniş bir kaynak metaline sahip olmasının burada dezavantaj oluşturduğu ifade edilmiştir. Ergime sınırında en düşük çentik darbe enerjisi elde edilirken, esas metalden (EM) sonra en yüksek enerji değeri kaynak metali merkezini içeren numunede görülmüştür. Gorka ve Kotarska (2019)'da S960QL çeliğinin MAG kaynağı sonrasında sertliğin esas metale göre kaynak metalinde azaldığını, ITAB'da ise arttığını; çekme testleri sonrasında birleştirmelerin esas metalle benzer çekme mukavemetleri elde edilebildiğini tespit etmişlerdir. Gaspar (2019) ise S960QL

çeliğinin ark kaynağında kritik 800-500 °C arasındaki soğuma hızını ($t_{8/5}$) dikkate alarak ITAB'ın mikroyapısı, sertlik ve tokluk özellikleri üzerine araştırma yapmıştır. Sonuçlar $t_{8/5}$ geçiş süresinin 2,5-30 s olması durumunda ITAB'ın sertliğinde bir artışı, tokluğunda ise azalmayı gösterirken; $t_{8/5}$ = 100 s şartındaysa ITAB'ın kaba taneli kısmında yumuşamayı ve oldukça düşük bir çentik darbe tokluğunu işaret etmiştir. Yukarıda verilen çalışmalarından da anlaşılabileceği üzere, ince taneli yüksek mukavemetli S960QL çeliğinin MAG kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine oldukça sınırlı sayıda deneysel çalışmanın olduğu görülmektedir. Bununla birlikte, bilindiği üzere MAG ile birleştirmede CO_2 ve Ar karışımı aktif gazlar pürüzsüz ve temiz bir dikiş sağlamada, kaynak metalinin esas metale kademeli olarak geçişi ve mekanizasyona uygun olması sebepleriyle yaygın olarak kullanılırken, genel olarak CO_2 oranı olarak %8-25 seçilmektedir (Gres ve diğ, 2018; Meneses ve diğ. 2016). Yine de en uygun CO_2 ile ilgili farklı değerlerin ortaya konulduğu görülmektedir. Genel sonuç ise gazdaki yüksek CO_2 miktarı ark kararlılığını düşürmekte, bunun sonucunda ısı girdisi de azalmakta dolayısıyla ark kararlılığı sağlamak için aynı akım değerinde daha yüksek gerilim kullanılması gereksinimi ortaya çıkmaktadır. Ayrıca metal transferindeki stabilitesi ile duman ve sıçrantı oluşumunda da artış gözlenmektedir. Düşük oranlarda ise kaynağın iç kısımları dış kısımlarından daha sıcak olmaktadır (Gres, 2018; Zielinska ve diğ, 2008; Yılmaz ve Barlas 2005).

Pek çok araştırmacı yüksek mukavemetli çelikler için farklı kaynak yöntemleri kullanarak optimum parametreleri bulmayı amaçlamışlardır. Kullanılan kaynak yöntemi ne olursa olsun yüksek mukavemetli çeliklerde; ısı girdisi, koruyucu gaz türü, dolgu metali çeşidi, ön tav sıcaklığı, pasolar arası geçiş sıcaklığı, kaynak ağzı çeşidi gibi konularda pek çok araştırma yapılmıştır. S960QL çeliği Türkiye'de nispeten yeni denilebilecek sürede kendine yer edinmiştir ve kullanımı her geçen gün daha fazla artış göstermektedir. Pek çok ülkede S960QL çeliğinin kaynaklanabilirliği konusunda araştırma yapılmış olup bunlar hakkında ki bilgiler Bölüm 4'te sunulmuştur.

Ülkemizde S960QL çeliğinin kaynaklanabilirliği ile ilgili yeterli düzeyde deneysel çalışmanın yapılmadığı da görülmektedir. Bu nedenle bu tez çalışmasında MAG kaynağı yöntemiyle, kaynaklı imalat sırasında birleştirme kalitesini etkileyen kaynak akımı ve gaz kompozisyonu türünün S960QL çeliği üzerindeki makroyapı ve mikroyapı özellikleriyle, mekanik özelliklerinin incelenmesi amaçlanmış, literatürde geçen çalışma sonuçlarına katkı yapılabilmesi hedeflenmiştir.

BÖLÜM 2. YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI (YMDA) ÇELİKLER

1970 yılının devamında Amerika Birleşik Devletleri bünyesinde yapı çeliklerinin dayanımlarının düşük olması ile mikro alaşım çalışmalarının yapılmasına, böylelikle yüksek mukavemete sahip düşük alaşımlı çeliklerin ortaya çıkmasına vesile olmuştur. Bu çalışmalar sayesinde çeliklerde aşınmaya, korozyona, darbeye dayanıklılık artmıştır (Harman, 2019).

İnce taneli, yüksek mukavemete sahip düşük alaşım içeren çelikler hem plastik özellik göstermekte hem de hafiflik sağlamaktadır. Aynı zamanda bu malzemelerin kolay şekilde kaynaklanabilir olması da mühendislik alanında söz konusu çeliklerin kullanılmasına vesile olmaktadır. YMDA çelikleri sayesinde hem daha hafif hem de daha güçlü konstrüksiyonlar elde etmek mümkündür. Söz konusu çeliklerin akma dayanımları 360 MPa'dan daha yüksektir ve ekonomik açıdan sağladığı avantajlar ile günümüzde sıklıkla kullanılmaktadır (Harman ve diğ, 2019).

İnce taneli düşük alaşımlı çelikler genellikle ağır hizmet tipinde yer alan yağ ve gaz boru hatlarında kullanılmaktadır. Aynı zamanda karayolu ve arazi araçlarında, inşaatlarda ve tarım makinelerinde, endüstriyel ekipmanlarda, depolama tanklarında, maden ve demiryolu araçlarında tercih edilmektedir. Köprülerde, deniz yapılarında, enerji nakil hatlarında da yine ince taneli düşük alaşımlı çeliklerden tercih edilmektedir. (High-Strength Low-Alloy Steels, 2001).

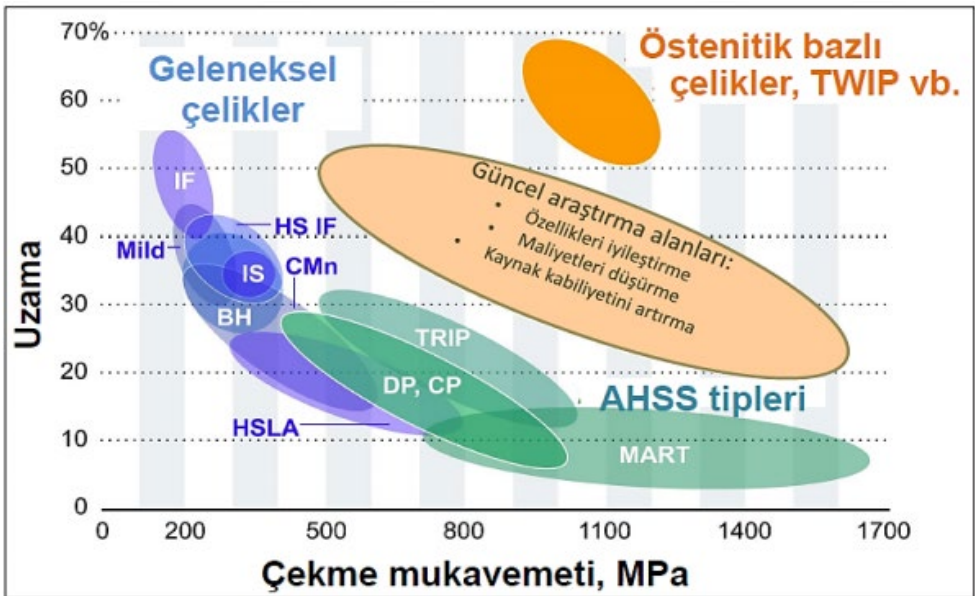
Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerde mukavemetin yüksek olmasının yanı sıra şekil verilebilirlik ve kaynak edilebilirlik özellikleri de maksimum düzeydedir. Söz konusu YMDA çelikleri yüksek taşıma yeteneklerinin yanında hafiftir ve iyi şekil verilebilirlik özelliği ile konvansiyonel çeliklerin yerini almıştır. Bu da konvansiyonel çeliklerin yerine YMDA çeliklerinin kullanılmasını hızlandırmıştır. Yapı çeliklerinde hem mukavemet hem de kaynak edilebilirlik özelliği birbiri ile uyum içindedir. Bu durum ise endüstride mühendislerin tam da aradığı özellik olarak kabul edilmektedir.

Özellikle otomobil sektöründe yaygın bir kullanım ağı olan bu çelikler daha iyi bükülebilirlik ve yüksek mukavemet özellikleri için geliştirilmektedir. (Harman ve diğ, 2019).

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerde tane sınırları bölgesinde küçük boyutlarda karbür, nitrür ve karbonitrürler yer almaktadır. 1100 °C'ye bu tanecikler azotu nitrür şeklinde sınırlara bağlanmakta, tane büyümesine engel olmaktadır. Böylelikle mukavemet artmakta, tok bir malzeme oluşmaktadır. YMDA çeliklerinin sağlamış olduğu pek çok artı özellikten bahsedilebilir. Bu özellikler şu şekilde sıralanmaktadır:

- Çeliklerde yüksek akma dayanımı oluşmakta, bu da ince cidar kalınlığının elde edilmesini sağlamaktadır.
- Hafif bir malzeme olmasından ötürü üretim ve taşıma giderleri minimuma düşmektedir.
- Kesitlerin daha ince olması nedeni ile kaynak giderleri azalmaktadır.
- Konvansiyonel çeliklerin yerini alması ile birlikte ekonomik ve teknolojik olarak konstrüksiyonların yapılabilir olmasını sağlamaktadır.

YMDA çeliklerinde hem çentik darbe hem akma hem de çekme mukavemetleri diğer yapı çeliklerine göre daha yüksektir (Şekil 2.1). Ancak, söz konusu çeliklerin elastik modüllerinin diğer çelikler ile aynı olması durumunda burkulma ve sehim hesabının olduğu durumlarda herhangi bir üstünlük sağlamamaktadır. Bu nedenle de gereksiz, yüksek bir maliyet oluşturur. Konstrüktörlerin sehim ve burkulma hesaplarını her an göz önünde bulundurması gerekmektedir (Harman, 2019).



Şekil 2.1: YMDA çeliklerinin çekme mukavemeti – kopma uzaması kombinasyonu şematik gösterimi (Sözer, 2019).

Piyasada ve literatürde; perlitçe fakir çelikler, ince taneli çelikler, Z StE çelikleri, ZE çelikleri ve yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler gibi isimlerle adlandırılırlar. (Taş, 2012).

Perlitli ve perlitsiz çelikler mikro alaşımlı çelikler spesifik gelişme yönlerini oluşturmaktadırlar. Karbon oran seviyesinin minimuma indirilmesi şekil verilebilirliği, tokluğu, kaynak edilebilirliği yükseltmektedir. Bu özellikler örneğin şekillendirmek amacıyla otomotiv endüstrisinde yüksek mukavemetli ve hafif parçaların üretiminde istenilmektedir. Bu çeliklerde karbon oranı minimumda tutulmuş olmasına rağmen mikro alaşım elementi olarak bilinen Nb, V ve Ti tane inceltmede, sertleşmede, kontrollü haddeleme sayesinde akma sınırını yükseltmede rol almaktadır. Mikro alaşımlı çelik üretiminde 4 farklı adıma dikkat edilmelidir.

1- Mikroalaşımlama,

2- Ostenitleme,

3- Sıcak haddeleme,

4- Kontrollü soğutma.

Elde edilmesi istenen sonuçlara ulaşabilmek adına yukarıda sayılan adımların teker teker ya da bir arada uygulanması gerekmektedir. Söz konusu yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin birçoğu ferrit+perlit yapıda, bir bölümü ise ferrit+beynit yapıda olabilmektedir (Taş, 2012).

Yüksek karbonlu çeliklerin karbon oranının yüksek olmasından dolayı kaynak işlemindeki problemlerin ortaya çıkması ile mikro düzeyde alaşımlama ve kontrollü haddeleme ile kaynak edilebilirliği iyi yüksek dayanımlı çelikler üretilmiştir (URL-2).

Geliştirmenin en önemli amaçlarından biri ana üretim tekniklerinden olan kaynaklanabilirliğin geliştirilmesini sağlamaktır. Dayanıklılık ve tokluk özelliğinin kazandırılması, hafiflik sağlanması ve maliyetin düşürülmesi de amaçlar içinde yer almaktadır (Aytan, 2015).

Üretim yöntemlerinden biri olan kaynaklı birleştirmede yüksek karbona sahip olan çeliklerde çatlamalar meydana gelebilmektedir. Karbon oranının minimuma çekilmesi ile birlikte ise çatlak problemleri en düşük seviyeye çekilebilmektedir. Çeliklerde çatlama sorununun giderilmesi için düşük karbonlu, ince ferrit boyutlu çelikler geliştirilmektedir. Ti, V, Al ve Nb gibi taneleri inceltici elementlerin az miktarlarda bulunması ile daha ince ferrit tane boyutlarının oluşabileceğini kolaylaştırdığı bulunmuştur. Bu elementlerin Mn'lı çeliğe %0.03-0.08 C ve %1,5'a kadar ilavesi ile akma mukavemeti yüksek ince taneli çeliklerin üretilebilmesini mümkün kılmıştır (Aytan, 2015).

Uygulamalar yoğun olarak yassı mamullerde, açık deniz konstrüksiyonlarında, gaz ve petrol boru hatlarında söz konusu uygulama sıklıkla yapılmaktadır. Sadece yassı numunelerde değil, dövme numuneler üzerinde de söz konusu uygulama yapılmaya başlanmıştır. Bu alanda ıslah çelikleri yerine mikro alaşımlı çelikler sektörde kendini göstermiştir (Aytan, 2015).

Yüksek karbonlu düşük alaşımlı çeliklerin karbon oranının az olması, alaşım elementlerinin minimum seviyede tutulması, termomekanik işlemlerin uygulanması yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin üstün özellikler sergilemesine yardımcı olmaktadır. Termomekanik işlem, alaşıma, ısı ve deformasyonun birlikte uygulanması ile beraber uygulanan bir işlemdir. Bu işlem mikroyapının şeklini ve tane boyutunu değiştirmek amacıyla uygulanır. Metallerin sıcak defosmasyonu, yüksek miktarlarda imalatı gerçekleştirilen birçok çeliğin işlenmesinde önemi yüksek olan termomekanik bir işlemdir (Aytan, 2015).

Haddeleme parametreleri arasında sıcaklık, gerinim, hadde paso sayısı, son sıcaklık unsurları yer almaktadır. Tüm bu unsurlar önceden belirlenmekte, bu nedenle de sıcak haddeleme kontrollü haddeleme olarak adlandırılmaktadır. Kontrollü haddeleme

işleminde temel tane rafinasyon mekanizması sıcak deformasyon sırasında östenitin yeniden kristalleşmesidir. YMDA çeliklerinde karbon oranı düşük (%0,03-0,1 YMDA çeliklerinde alaşım elementleri bulunuyor olsa da bunların oranı %,0,1 oranındadır. İmal edilen ultra ince ferrit tane boyutu 5-10 μm olarak bilinmekte, kontrollü sıcak haddeleme ile bu işlem yapılmaktadır (Aytan, 2015).

2.1.Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinin Adlandırılması

Çelik ürünleri doğru olarak belirleyebilmek için; kimyasal bileşim, üretim biçim ve yöntemleri, içyapı durumu ve yüzey durumu bilinmek zorundadır. Gerek tüketici ve gerekse üretici açısından, amaca en uygun çeliğin seçilebilmesi için çelikler, her şeyden önce açıklanan konularda gerektiği gibi tanımlanmalıdır (Gedik, 2013).

Çelik üreticileri ile çelik tüketicileri arasındaki ortak dili oluşturmak ve birinin uygulama gereksinmeleri ile diğerinin teknolojik olanaklarının bağdaştırılmasını sağlamak gereği, çelikleri standartlaştırma kavramını doğurmuştur (Gedik, 2013).

19. yüzyılın sonlarına doğru çelik üreticileri ile çelik tüketicileri arasında ortak bir dil oluşturmak amacıyla birinin uygulama gereksinimleri ile diğerinin teknolojik olanaklarını bağdaştırmak için ciddi çalışmalar yapılmıştır. Çelik üreticileri ve tüketici sanayisinde geçerli kılınan birçok dernek ve kurumlar mevcuttur. (YTÜ, 2020).

Teknolojinin ilerlemesiyle, çelik kaliteleri gelişmiş ve özellikleri farklı çok sayıda çelik kullanıcıya sunulmuştur. Çok sayıda farklı kalitede çeliğin bulunduğu çelik sektöründe kargaşayı, çelik üreticileri ile çelik tüketicileri arasında ortak dille, yani standartlarla önlenmektedir (Gedik, 2013).

Ülkemizde Yaygın Olarak Kullanılan Standartları Hazırlayan Bazı Kuruluşlar:

- A.B.D AISI (The American Iron and Steel Institute),
- SAE (The Society of Automotive Engineers),
- ASTM (American Society for Testing and Materials),
- API (The American Petroleum Institute),
- Kanada CSA (Canadian Standards Association),
- İngiltere BSI (British Standards Institute),
- Almanya DIN (Deutsches Institute Für Normung e.V.),
- Fransa AFNOR (L'AssociationFrançaise de Normalisation),
- Japonya JIS (Japanese Industrial Standarts),

- Rusya GOST (Gosstandarts of Russia),
- Türkiye TSE (Türk Standartları Enstitüsü).

Ülkemizde Alman DIN standardı oldukça yaygın olarak tanınmakta ve kullanılmaktaydı. TSE de standart hazırlamakta DIN standardından yararlanmaktaydı. Ülkemizde ayrıca ERDEMİR, ASİLÇELİK gibi kuruluşlar sanayide özel geçerliliği olan kendi standartlarını da kullanmaktadırlar. Gerek ISO'nun (International Standarts Organizations) ve gerekse Avrupa düzeyinde CEN'in (Committee European de Normalisation), çelik standartlarını birleştirme ve standart birlikteliği oluşturma konusunda çalışmaktadırlar. (Gedik, 2013).

AB'yi oluşturan ülkelerin standart üreten kuruluşlarını üye olarak barındıran Avrupa Standartlar Komisyonu CEN (Comite European de Normalisation), yönetmeliğine göre, üye ülkelerin, CEN tarafından kabul edilen standardın, kısa süre içerisinde, kısa bir ulusal önsöz dışında hiçbir değişiklik yapılmadan ve önüne ulusal standart işareti konarak ulusal standart şekline dönüştürmeleri gereği vardır (Gedik, 2013).

EURONORM 25, ISO 630 ve 1052, TS 2162 veya DIN 17100'de toplanan genel yapı çeliklerinin kısa gösterilişlerinde çekme değerleri esas alınır. Fakar SEW 089, SEW 092 (SEW: Stahl- Eisenwekstoffblatt) DIN 17172 gibi standartlarda görülen ince taneli yüksek mulavemetli kaynak edilebilir çelikler kısa gösterilişlerinde esas olarak N/mm^2 cinsinden akma sınırları vermektedir (Durmuşoğlu, 2006).

Avrupa Standardında Çeliklerin Kısa Gösterilişi:

EN 10 027-1'e göre çeliklerin kısa gösterilişlerinde iki temel ilke uygulanır:

1. grup çelikler: kısa gösterimlerinde fiziksel özellikleri veya mukavemet değerleri esas alınanlar.

2. grup çelikler: kısa gösterimlerinde kimyasal bileşimleri esas alınanlar.

2.1.1. Kısa gösterilişi uygulama yerlerine ve mekanik veya fiziksel özelliklerine göre yapılan çelikler

TS EN 10027'ye göre çeliklerin genel gösterimleri Tablo 2.1'de verilmiştir.

Tablo 2.1: TS EN 10027'ye göre yapı çeliklerinin genel gösterimleri (TS EN 10027-1-2007).

<table>
<tr><td colspan="5">Başlıca Semboller</td><td colspan="5">İlave Semboller</td></tr>
<tr><td>G</td><td>S</td><td>n</td><td>n</td><td>n</td><td colspan="5">an</td></tr>
<tr><td colspan="2" rowspan="2">Harf</td><td colspan="3" rowspan="2">Mekanik Özellikler</td><td colspan="5">Çelik İçin</td></tr>
<tr><td colspan="4">Grup 1</td><td>Grup 2</td></tr>
<tr><td colspan="2" rowspan="11">G=Çelik döküm (Gerektiğinde)
S=Yapı Çeliği</td><td colspan="3" rowspan="11">nnn=En küçük kalınlık aralığı için MPa cinsinden en düşük akma dayanımı</td><td colspan="3">Vurma Özelliği (J)</td><td>Deney Sıcaklığı</td><td rowspan="11">C=Özel soğuk şekillendirme
D=Sıcak daldırma kaplama
E=Emayeleme
F=Dövmeler
H=İçi boş profil
L=Düşük sıcaklık
M=Termomekanik haddelenmiş N=Normalize edilmiş veya normalize edilerek haddelenmiş
P=Levha istifi
Q=Su verilmiş temperlenmiş
S=Gemi inşaatı T=Borular
W=Havaya dirençli
an=Belirtilen ilave elementlerin kimyasal sembolü</td></tr>
<tr><td>27J</td><td>40J</td><td>60J</td><td>°C</td></tr>
<tr><td>JR</td><td>KR</td><td>LR</td><td>20</td></tr>
<tr><td>J0</td><td>K0</td><td>L0</td><td>0</td></tr>
<tr><td>J2</td><td>K2</td><td>L2</td><td>-20</td></tr>
<tr><td>J3</td><td>K3</td><td>L3</td><td>-30</td></tr>
<tr><td>J4</td><td>K4</td><td>L4</td><td>-40</td></tr>
<tr><td>J5</td><td>K5</td><td>L5</td><td>-50</td></tr>
<tr><td>J6</td><td>K6</td><td>L6</td><td>-60</td></tr>
<tr><td colspan="4">A=Çökelme sertleşmesi M=Termomekanik olarak haddelenmiş Q=Su verilmiş ve temperlenmiş G=gerektiğinde arkasından 1 veya 2 rakam gelen)</td></tr>
</table>

Mukavemet ve özel fiziksel özelliklerine göre çeliklerin kısa gösterimleri aşamasında ana sembollere, üretim sırasında yapılmış olan işlemlere, çelikten istenen özelliklere, kaplamalara, çeliğin ısıl işlem durumuna göre belirli işaretler kullanılmaktadır (Kitap, 2013). Tablo 2.2'de çelik adlandırılmasında kullanılan sembollerin gösterilişleri ve anlamları, Tablo 2.3'de yapı çeliği adlandırılması ile ilgili örnekler verilmiştir.

Tablo 2.2: Çeliklerin adlandırılmasında başındaki sembolün gösterilişi ve anlamı (Gedik, 2013).

Ana Sembol	Çelik Sınıfı	Esas Alınan Özellik	Örnek
S	Genel yapı çelikleri	Min akma sınırı, MPa	S235J2G3
P	Basınçlı kaplar için öngörülen çelikler	Min akma sınırı, MPa	P275NH
L	Boru hatları çelikleri	Min akma sınırı, MPa	L360QB
E	Makine yapım çelikleri	Min akma sınırı, MPa	E355
B	Beton çelikleri	Min akma sınırı, MPa	B500H
Y	Öngerilmeli beton çelikleri	Min çekme sınırı, MPa	Y1770C
R	Ray çelikleri	Min çekme sınırı, MPa	R0880

Tablo 2.3: Yapı çelikleri adlandırmasına ait bazı örnekler (TS EN 10027-1-2007).

Yapı çeliği için çelik adları örnekleri	
Standart	EN 10027-1'e göre çelik adı
EN 10025-2	S235JR
	S355JR
	S355J0
	S355J2
	S355K2
	S450J0
EN 10025-3	S355N
	S355NL
EN 10025-4	S355M
	S355ML
EN 10025-5	S235JOW
	S235J2W
	S355J0WP
	S355J2WP
	S355JOW
	S355J2W
	S355K2W
EN 10025-6	S460Q
	S460QL
	S460QL1
EN 10149-2	S355MC
EN 10149-3	S355NC
EN 10210-1	S355J2H
EN 10248-1	S355GP
EN 10326	S350GD
	S350GD+Z

2.1.2. Kısa gösterilişi kimyasal bileşime göre yapılan çelikler

2.1.2.1. Alaşımsız çeliklerin gösterilişi

Alaşımsız, karbonlu çeliklerde bu özelliklerin belirtilmesi için karbonun kimyasal simgesi en başta yer alır. Karbon sayıları ise bir sonrasında gösterilir.

Bu adlandırma yönteminde, bir çeliğin alaşımsız veya karbonlu çelik olduğunu belirlemek amacıyla karbonun kimyasal simgesi ile başlar ve ardından karbonun katsayısını içerir. Karbon katsayısı değeri, 100x%C değeridir (YTÜ, 2020).

Örnek: C 18: Ortalama %0.18 karbon içeriğine sahip olan düşük karbonlu çeliktir.

2.1.2.2. Düşük alaşımlı çeliklerin gösterilişi

DIN standartına göre çeliklerin kısa gösterilişinde alaşımların kimyasal simgeleri kullanılmaktadır. Çeliklerin kimyasal kompozisyonundaki % oranlarına göre çoktan aza doğru sıralanırlar. Kimyasal kompozsizyonlarında oranlar eşit olursa alfabetik sıraya göre dizilirler. (YTÜ, 2020).

Bu gösterilişti tüm özelliklerin belirtilmesi gerekmez. Ancak karışıklıklara ve yanlışlığa sebebiyet vermemek amacıyla bir sıra takip edilmelidir. İlk olarak nasıl üretildiğini veren semboller, ikinci olarak karbon tanıtma sayısı, üçüncü olarakta içeriğinde bulunan alaşım elementlerini tanıtma sayısı, dördüncü sırada ise işlem durumunu ifade eden semboller gelir (YTÜ, 2020).

Çelikteki karbon derişiklik sayısını, alaşım içerisindeki önemli olan elementlerin simgeleri ile derişik katsayıları takip eder. Ortalama ağırlık yüzdelerinin çarpılacağı katsayılar aşağıdaki Tablo 2.4'teki gibidir (YTÜ, 2020).

Tablo 2.4: Düşük alaşımlı çeliklerdeki alaşım elementlerinin çarpılacağı katsayılar.

Alaşım Elementi	Düşük alaşımlı çelikler için çarpanlar
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Be, Cu, Mo, Nb, Ta, Ti, V, Zr, Pb	10
P, S, N, C, Ce	100
B	1000

2.1.2.3. Yüksek alaşımlı çeliklerin gösterilişi

Yüksek alaşımlı çeliklerin kısa gösterilişlerinde ilk olarak X harfi yazılır ve daha sonra karbon oranının 100 ile çarpımından elde edilen sayı yazılır. Ardından kimyasal bileşimindeki en yüksek orana sahip element başta olmak üzere daha düşük miktarlardaki alaşım elementleri sırası kullanılarak adlandırma gerçekleştirilir. Çeliğin kimyasal kompozisyonundaki alaşım elementleri faktör çarpanı kullanılmadan belirtilir (URL-5).

Örnek: X50NiCrWV13: Bileşimi %0.50 C, %18 Cr ve % 13 Ni içeren Ni-Cr-W-V yüksek alaşımlı çelik.

2.2. Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinde Alaşım Elementlerinin Etkisi

Alaşım elementlerinin YMDA çeliklerine eklenmesinin özelliklerine etkileri, uygulamaya göre farklılık gösterir. Ek olarak Molibden, YMDA çeliklerinin gelişiminde önemli bir rol oynamıştır. Ağırlıkça %0.1-0.2 molibden ilavesi ince taneli ferritin oluşmasında önemli bir rol oynar. Ayrıca Niyobyum, Titanyum ve Vanadyum fazlar arası çökelti oluşturarak sıcak haddeleme sırasında tane boyutunun kontrolünü sağlarlar. %0.01 başına vanadyum ilavesi çeliğin mukavemetini 5 ila 15 MPa arttırır. Ayrıca %0.01 başına niyobyum ilavesi 35 ila 40 MPa katkıda bulunur. Titanyumda çeşitli bileşikler oluşturarak sülfür kontrolünü sağlar (Elrakayby, 2011, s. 171-172).

Manganez mikroalaşımlı çeliklerin mukavemet kazanmasını etkilemektedir. Manganez muhtevasındaki %0.9'luk artış katı çözeltiden dolayı matrisin 34 MPa (5 ksi) dayanım arttırmasını sağlar. Manganez östenit-ferrit dönüşüm sıcaklığını düşürür ve böylece daha ince taneli bir çökelti oluşmasını sağlar (High-Strength Low-Alloy Steels, 2001).

Bakır dayanımı arttıran başka bir elementtir. Ayrıca bir yandan dayanımı bir yandan da çeliğin korozyon dayanımını arttırır.

Zirkonyum ve nadir toprak elementleri demir sülfit (FeS_2) ve γ-Al_2O_3, titanyum oksit (Ti_xO_y) gibi oluşumların şeklini kontrol etmek için kullanılabilirler.

Silisyum ve alüminyum deoksidasyonu sağlamak için kullanılırlar. (Elrakayby, 2011).

2.3. Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinin Üretim Şekilleri

Yüksek mukavemete sahip ince taneli yapı çelikleri düşük mukavemetli üretimden yüksek mukavemetli üretime doğru üç farklı gruba sahiptir. Söz konusu gruplar şu şekilde ele alınmaktadır (Harman ve diğ, 2019):

1. Normalizasyon haddelemesi yapılmış çelikler (S420N, S460N)
2. Termomekanik şekillendirilmiş çelikler (S420M, S460M)
3. Su verilmiş ve temperlenmiş (ıslah edilmiş) ince taneli yapı çelikleri (S460Q, S690Q, S960Q)

2.3.1. Normalizasyon haddelemesi yapılmış çelikler

Normalize haddeleme demek çelik haddelemesi aşamasında son pasonun, çeliğin T_{RNX} sıcaklığından daha düşük bir sıcaklıkta, normalizasyon tavlaması yapılması demektir. Mikroalaşım elementlerinin etkisi sayesinde tane boyutları karbonlu çeliklerden daha küçüktür. (Can, 2020).

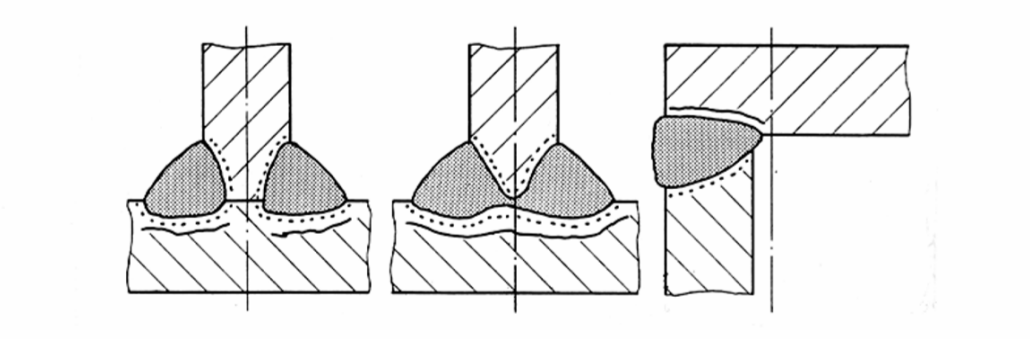
Normalizasyon çelikleri durgun (gazı giderilmiş) şekilde imal edilirler. Çok az miktarlarda katılan Nb, V, Cr, Ti, Al ve B gibi alaşım elementlerinin, bünyede yeterli miktarda bulunan veya uygun miktarlarda eklenen azot ve karbonun oluşturduğu ve yapıya homojen dağılmış bulunan karbür, nitrür ve karbonitrürler, alt ostenit bölgelerinde gerçekleştirilen ısıl işlemlerde dahi ostenit tane büyümesini engelleyici rol üstlenirler ve ferritin çekirdeklenmesine de etki ederek çeliğin tanelerin daha ince olmasına neden olurlar. Ayrıca küçük ostenit tanelerinin kolay bir şekilde perlite dönüşmesi soğuma sırasında çeliğin martenzit oluşturmasını güçleştirir. Akma dayanımının arttırılması V ve Nb en fazla etkisi olan elementlerdir. Özellikle alaşıma %0.02- %0.03 oranlarında Nb'un eklenmesi akma dayanımını 80-100 N/mm^2 yükseltir ve bu element haddeleme işlemi gerçekleştirilmiş bir çelik için çok önemlidir. Akma dayanımındaki bu kazanç normalizasyon ısıl işleminden sonra ince dağılmış halde bulunan Nb karbonitrürşerinin etkisi ile azaltılılır (Gedik, 2009).

Çeliğin yapısına katılım gösteren zirkon ve bor elementleri kükürtlü bileşik oluşumunu etkilemekte, manganın akma mukavemetini yükseltme girişimine katkı sağlamaktadır. Nikelin bileşiğe eklenmesi ile birlikte düşük sıcaklıkta çentik darbe mukavemetinde yükselme meydana gelmektedir. Özellikleri DIN 17102'de ve yeni EN 10028 ile EN

10113 standardlarında tanımlanmış olan bu tür YMDA çeliklerinin akma mukavemetleri 500 MPa'a kadar yükselir. İnce taneli yapı çelikleri düşük karbonlu olmasından dolayı kaynak kabiliyeti yüksektir. Ayrıca sünek-gevrek geçiş sıcaklığı yüksek, tok ve yüksek mukavemetli çeliklerdir (Gedik, 2009).

İnce taneli yapı çeliklerini kısıtlayan en önemli unsur haddeleme esnasında kalınlık doğrultusunda anizotropi oluşmasıdır. Kalınlık doğrultusunda yer alan mekanik özellikler düşüktür ve kalınlık doğrultusunda meydana gelen zorlanmalarda Şekil 2.2'de gösterilen sanki malzemede katmer varmış gibi meydana gelen kırılmalarla karşılaşılır. Kaynak açısından bu olay çok önemlidir, zira kaynak edilecek malzemelerin bu tür kırılmaya sebebiyet vermeyecek şekilde tasarımı gerçekleştirilmelidir (Gedik, 2009).

Lameler yırtılmalar için metalürjik önlemler almak mümkündür ancak önlem alınması üretim maliyetin artmasına neden olmaktadır. Vakum yöntemi ya da elektro-curuf yöntemi ile ergitme uygulaması yapmak kalınlık doğrultusunda süneklik artışı sağlamaktadır. Lameler yırtılma tehlikesi bu sayede azalım göstermektedir.



Şekil 2.2: Uygun olmayan kaynak ağız tasarımının lameler yırtılmaya neden olması.

İnce taneli yapı çelikleri sac, şerit, levha, profil, çubuk ve çeşitli geometrik kesitlere sahip dolu çubuk, boru ve özel kesitli profiller şeklinde piyasada yer almaktadır (Gedik, 2009).

2.3.2. Termomekanik şekillendirilmiş çelikler

Termomekanik işlemler sayesinde enerji tasarrufu sağlanmasının yanı sıra üretim kalitesi ve süresi kısaltılabilmektedir. Termomekanik işlemin esası plastik deformasyon esnasında çelikte meydana gelen kafes hatalarının oluşturulmasına dayanmaktadır. Termomekanik işlem malzemeye uygulanan plastik şekil vermenin

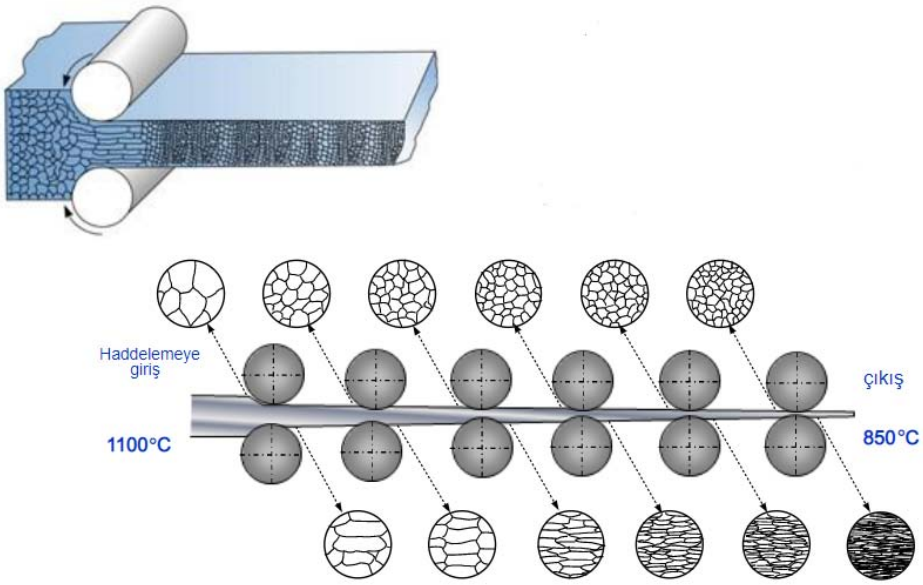
durumuna göre faz dönüşümü esnasında, faz dönüşümünden önce veya faz dönüşümden sonra uygulanmaktadır (Taş, 2006).

Normalize haddeleme yöntemi ile termomekanik haddeleme yöntemi arasında belli başlı bazı farklılıklar bulunmaktadır. Normalize haddeleme ile elde edilmiş olan çelik için normalizasyon işlemi uygulandığı zaman özellikler muhafaza edilebilir. Termomekanik haddeleme ile elde edilen çelik eğer ki sonrasında ısıl işlem görürse özelliklerinde bozulmalar meydana gelir (Can, 2020).

Termomekanik haddeleme alaşım maliyetlerini arttırmadan metalik malzemelerin mukavemet ve işlenebilirlik gibi özelliklerinde iyileştirme, üretim prosesinde enerji ve iş gücünde tasarruf sağlamaktadır. Termomekanik işlemler ilk başlarda alaşımlı çeliklerde uygulanmıştır. Çeliklerde termomekanik işlemler sayesinde mikro alaşımlı çeliklerin tane boyutlarının kontrol altına alınması mümkündür. Termomekanik haddeleme işlemi ve termomekanik haddeleme işlemi sonrası yapıdaki tanelerin küçülmesi işlemi Şekil 2.3'te gösterilmiştir (Ulaştı, 2018).

Haddeleme işleminde tane boyutlarının kontrolünün sağlanması üstün mekanik özelliklerin elde edilmesi için çok önemlidir. Malzeme için doğru şekilde termomekanik uygulamaların yapılması, sıcaklık, ezme miktarı ve alaşım elementi oranlarının doğru belirlenmesi gerekmektedir. (Ulaştı, 2018).

Konvansiyonel ısıl işlem ya da mekanik işlemler ile elde edilemeyen mikroyapı, termomekanik uygulama ile birlikte elde edilmektedir. Termomekanik işlem uygulamasında malzemenin dayanımının artmasının yanı sıra süneklik ve tokluğunda artması amaçlanmaktadır (Harman, 2019; Ulaştı, 2018). Termomekanik işlemde plastik deformasyonla meydana gelen kafes hatalarından yararlanılır. Bu yöntem sayesinde de konstürksiyon elemanlarında ve takımlarında yüksek mukavemet ve tokluk değerleri elde edilebilir. Mekanik özellikler için etkin olabilecek mekanizmalardan (katı çözelti sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi, çökelme sertleşmesi, tane sınırı sertleşmesi) en iyi şekilde yararlanılabilmesi ve malzemeden beklenen özelliklerin farklı oranlarda en iyi oranlarda karşılanabilmesi için, termomekanik işlemin ve malzeme bileşiminin birbiri içerisinde uyumlu olması gerekmektedir (Taş, 2006).



Şekil 2.3: Termomekanik haddeleme işlemi ve haddeleme sırasında tane boyutunun küçülmesi.

Termomekanik haddeleme sayesinde küçük boyutlu tane yapısı elde etmek temel hedeflerden biridir. Yeniden kristalleşme aşamasının kontrol altına alınması gerekmektedir. Yeniden kristalleşme sonrasında elde edilen tanelerin ufak çekirdeklere sahip olmasını sağlamak için çekirdek büyümesinin önüne geçmek küçük tane boyutu elde etmek için gereklidir. Bunu yapabilmek adına (Ulaştı, 2018):

- Ezme miktarına
- Ezmenin yapıldığı sıcaklığa
- Yeniden kristalleşme süresine
- Deformasyon hızına
- Yeniden kristalleşme türüne
- Yeniden kristalleşme sıcaklığına
- Alaşım elementlerinin faz dönüşümü üzerindeki etkisine
- Soğutma rejimi ve TTT çizelgeleri arasındaki ilişkiye bakılmalıdır.

2.3.3. Su verilmiş ve temperlenmiş ince taneli yapı çelikleri

Yapı çeliklerine uygulanan ıslah etme işleminde ilk olarak su verilmekte, ardından yüksek sıcaklık altında temperleme işlemi yapılmaktadır. Normalize durumuna nazaran ıslah etme işleminde daha yüksek akma sınırı elde edilmekte, biraz düşüş

gösteren bir uzama ile daha tok bir malzeme meydana gelmektedir (Gedik, 2009). Elde edilen çelikler akma dayanımı yüksek alaşımlı çelikler olarak kabul edilmekte ve aynı zamanda mikro alaşım elementleri de içermektedir. Sakin döküm tekniği ile üretilen bu çeliklerin kaynaklanabilirlikleri sınırlıdır. Karbon eş değeri yüksek olduğu için kaynaklanabilirlik için ön ısıtma işlemi gerekebilir (Can, 2020).

Söz konusu çeliklerin içyapılarında az karbonlu martenzit oluşturulmakta ve böylece kaynaklanabilirlik fazla etkilenmeden akma ve çekme mukavemeti yükseltilmektedir. Az karbonlu çeliklerde martenzit başlama sıcaklığı (MS) 400°C gibi bir düşük sıcaklık olduğundan çelik yavaş soğuma esnasında martenzit kendiliğinden temperlenir ve bunun sayesinde ıslah edilmiş içyapıda mukavemeti daha yükselten ince dağılmış karbür çökeltileri bulunur ve yavaş soğuma sırasında gerilmelerin şiddeti azalarak çatlakların önüne geçillmiş olunur. Bu şekilde gevrekliğin önüne geçilerek kırılmaya karşı dirençli çelik elde edilmiş olur. Temperlenmiş martenzit çelikleri çok yüksek sünek-gevrek geçiş sıcaklığına sahip olan çeliklerdir. (Gedik, 2009).

Martenzit dönüşümü ıslah işlemi ile birebir ilişkilidir. Martenzit oluşum sıcaklığında yaşanan artış ve ostenitin karbon içeriğindeki azalış kafes kübikleşmesine neden olmakta ve bu kübikleşme ile birlikte gerilmeler azalmakta, ostenit miktarı minimuma inmektedir. Bu sayede martenzit tokluğu artmakta, sertliği ise 400 HV'nin üzerine çıkmaktadır.

Islah edilmiş olan ince taneli yapı çelikleri hem yüksek akma ve çekme mukavemetine sahiptir hem de iyi bir tokluk özelliği sergilemektedir. İyi bir korozyon direnci ve kaynak edilebilirlik özelliği göstermektedir. Levha olarak üretilenlere sıklıkla rastlanılsa da dövme ve döküm parça üretimi için de uygundur. Toprak işleme aletlerinde, basınçlı kazanlarda, çelik haddelerinde, köprülerde, televizyon kulelerinde, gemi yapımında sıklıkla tercih edilmektedir (Gedik, 2009).

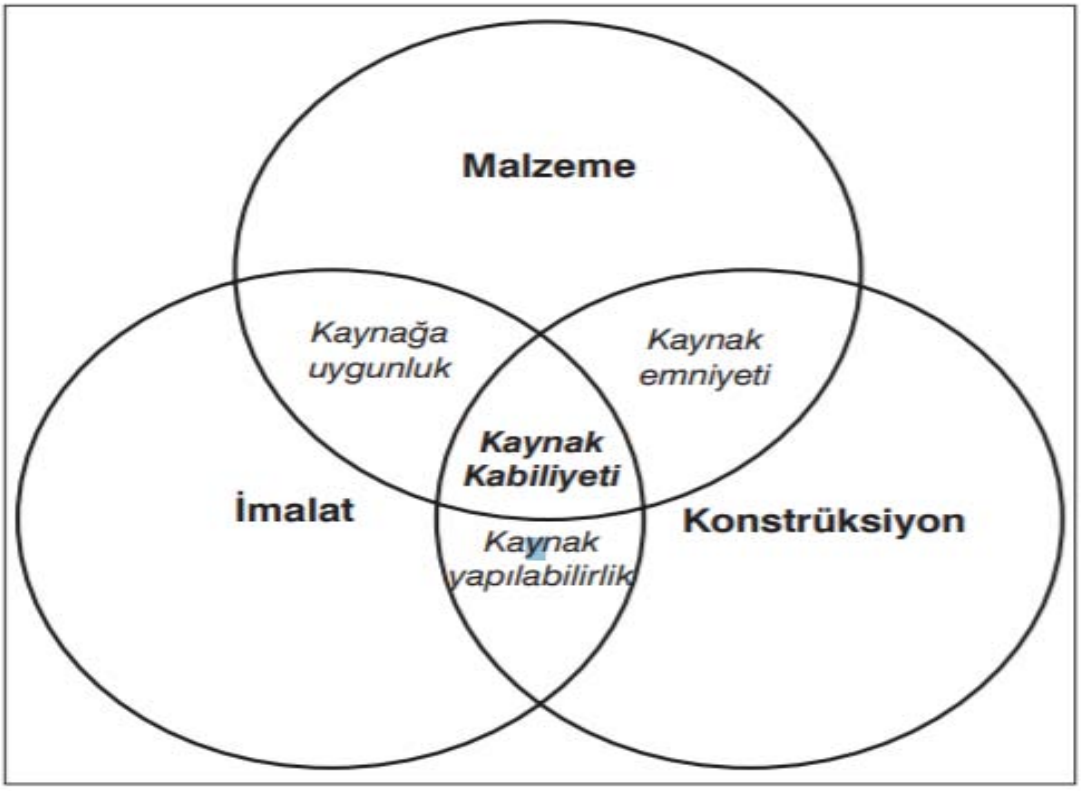
Amerikan Askeri Spesifikasyonları kapsamında ele alınan HY 80, HY 100 ve HY 130 çelikleri gerek gemi gerek denizaltı gerek ise deniz üstü yapılarında kullanılmakta ve yüksek akma mukavemeti ve tokluk sağlamaktadır (Gedik, 2009).

2.4. Yüksek Mukavemetli İnce Taneli Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti

Bir yapı elemanının kaynaklanabilirliği Şekil 2.4'de gösterildiği şekliyle; malzemenin kaynağa uygunluğu, konstrüksiyonun kaynak güvenliği ve imalat yönünden

bakıldığında kaynağın fizibilitesine bağlıdır. Bu özellikler karşılıklı olarak birbirini etkiler, örneğin konstrüksiyon ve imalat açısından bakıldığında malzeme daha az dikkate alınmak zorundaysa kaynaklanabilirlik o derece iyidir denilebilir (Harman, 2019).

Kaynaklı imalattaki yapıların temel amaçları olarak düşük maliyette üretilmesi, kullanıldığı yerdeki fonksiyonları tam olarak yerine getirmesi ve uzun süreli kullanılabilmesi amaçlanır. Metal bir malzemeden bir yapının kaynak işleminde, belirli bir kaynak yönteminin kullanıldığı uygun bir imalat sürecinde, malzemelerin kaynakla birleştirilmesi söz konusu olmaktadır. Burada kaynak işlemi gerçekleştirilecek bölgenin özellikleri ve kaynaklanacak parçaların tüm imalat içerisindeki yapılara etkilerinin, önceden belirlenmiş koşulları sağlaması gerekmektedir. Kaynak kabiliyeti, üç temel faktöre bağlıdır. Bunlar; malzeme, konstrüksiyon ve imalattır (Şekil 2.4) (Vural ve diğ, 2003).



Şekil 2.4: Kaynak kabiliyetinin temel faktörleri ve özelliklerle ilişkisi (Vural ve diğ., 2003).

Kaynak kabiliyeti ile ilgili üç özelliğe önem vermek gerekmektedir

- Malzemelerin kaynağa uygunluğu,
- Konstrüksiyonun kaynak emniyeti,

- İmalatın kaynak edilebilirliği.

Yukarıda belirtilen özelliklerin tamamı malzemeye, imalata ve konstrüksiyona etki ağırlıkları birbirinden farklılık gösterir. Eğer bir malzeme, imalat ve konstrüksiyon şeklindeki özellikleri, kendisinden beklenen her talebe uygun bir kaynak özellikleri gösteriyorsa, o malzeme kaynağa uygun malzeme demektir (Vural ve diğ, 2003).

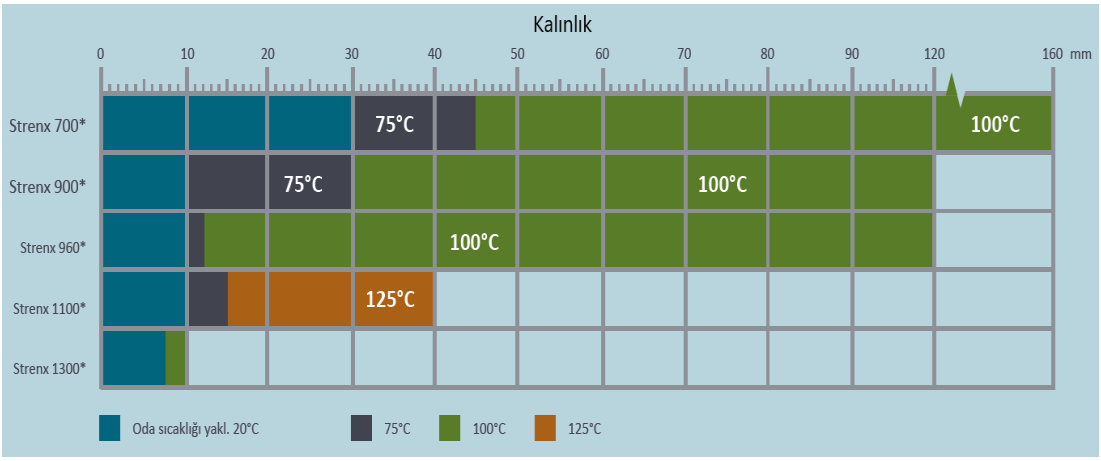
İnce taneli yapı çeliklerindeki içerisinde ki karbon ve alaşım elementlerine getirilen sınırlamalardan ötürü üstün bir kaynak kabiliyetine sahiptirler. Standart yapı çeliklerinde soğuma hızının minimuma çekilebilmesi için çeliklerin $C_{eş}$'ne bağlı olarak ön tav ve yüksek enerji girdisi sınırlarında kaynaklama işlemi yapılmaktadır. İnce taneli yapı çeliklerinde ise soğuma hızının yavaş olmasıyla ferrit ve yüksek karbonlu martenzit yapılarının oluşmasına neden olmakta ve bu da mukavemetin düşmesine ve tokluğun azalmasına sebebiyet vermektedir. Söz konusu durum yüksek derecede ön tav uygulanan, tek paso ile kaynaklanan malzemelerin ITAB'da belirginleşmektedir. Soğuma hızını kontrol altına almak için tek paso yerine çok pasolu kaynak yapıldığında ise her bir kaynak bölgesinde temperleme uygulanmakta ve böylelikle kaynak bölgesinde iyileşme ortaya çıkmaktadır.

Kalın ve şiddetli olan konstrüksiyonlarda öntav uygulaması çatlak oluşmaması için ideal bir yöntem olarak kabul edilmektedir (Anık ve Vural, 1993). Uygun ısı girdisi ile kaynaklanama sonrası bağlantı bölgesinde iyi mekanik özelliklerin çıkmasına neden olur. Kaynak işleminde ısı girdisi kaynak parametrelerinden oluşan akıma, voltaja ve kaynak hızına bağlıdır. Oluşan ısı girdisi kaynak bölgesinin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Kaynak işlemi sırasında oluşan enerji kaybı k (termal verimlilik faktörü), kaynak esnasında bağlantıya aktarılan ısı girdisinin oranıdır. Her bir kaynak yöntemi farklı termal verimlilik faktörüne sahiptir. Yaklaşık k değerleri Şekil 2.5'de verilmiştir (SSAB, Strenx Welding).



Şekil 2.5: Isı girdisi formülü ve kaynak ısı girdisinin kaynaklı yapıya etkileri (SSAB, Strenx Welding).

Kaynak akım şiddeti ile ark geriliminin ve kaynak yöntemi göreceli ısıl etkinlik katsayısının çarpımının kaynak hızıma oranı olarak tanımlanan E, kJ/cm olarak gösterilen özgül enerji girdisi, öntav sıcaklığı ve parça kalınlığı, kaynak bölgesinin soğuma hızını etkileyen önemli üç faktördür (Aydın ve Karaağaç, 2018). Yüksek mukavemetli ince taneli yapı çeliklerinin kaynağında önerilen öntav sıcaklıkları Şekil 2.6'daki tabloda belirtilmiştir (SSAB, Strenx Welding).



Şekil 2.6: Yüksek mukavemetli çelikler için önerilen öntav sıcaklıkları (SSAB, Strenx Welding).

Kaynak bölgesindeki etkimede 800-500 °C soğuma aralığındaki sürenin $t_{8/5}$ değeri çelik sertifikasında belirtilmelidir (Anık ve Vural, 1993).

İnce taneli yapı çeliklerin kaynağında aşağıda belirtilen tüm unsurlara dikkat edilmesi gerekmektedir:

1- İnce taneli çeliklerin kaynağında kaynak ağzı hazırlanırken mümkün olduğu kadar geniş kaynak ağzı olmasından kaçınılmalıdır. Geniş kaynak ağzı oluşumu yüksek açısal çarpılmalara ve çatlak oluşumuna sebebiyet verebilir. Ayrıca geniş kaynak ağzı daha fazla dolgu malzemesinin kullanılmasına neden olarak maliyeti arttırır.

2- Kaynak aşamasında her zaman çok pasolu kaynak yönteminden yararlanılmalıdır. Her bir sırada ilk olarak paso ağız yan yüzüne çekilmelidir. Daha sonra eklenecek olan pasonun hem ilk pasoya hem de ITAB'a temper etkisi yapması sağlanmalıdır.

3- Pasoların özgül enerji girdisine ve $t_{8/5}$'e uygun olarak ince paso çekilmelidir.

4- Zorlamanın yapıldığı bağlantılarda yanma oluklarının taşlanması, temizlenmesi ve ön tav sıcaklığına sahip kaynak ile doldurulması gerekmektedir.

5- 8 mm'den kalın olan parçalar için yardımcı kaynakların ez az 150 °C'lik ön tav işleminden sonra uygulanması ve montaj yardımcı parçaları sadece az karbonlu alaşımsız çeliklerden yapılmalıdır.

6- Elektrotlar hiçbir şekilde kaynak ağzı dışında tutuşturulmamalıdır (Anık ve Vural, 1993).

2.5. S960QL Çeliği ve Kaynaklanabilirliği

Modern, ince taneli yapısal çelikleri, benzersiz bir mukavemet özellikleri ile karakterize edilir. Özellikle 1200 MPa'ya kadar yüksek akma dayanımı değerleri ve çok yüksek özellikle yoğun olarak tasarlanan yapılarda doğrudan kullanılmaları anlamına gelen iyi kaynaklanabilir çeliklerdir. Tipik uygulamalarından biri zorlu yük taşıma yapılarıdır. Bu nedenle, bu çelikler hareketli vinçler gibi yapı elemanları için kullanılır.

S960QL, kalınlığa bağlı olarak 960 MPa'ya kadar akma dayanımı veren ıslah edilmiş çeliktir. S960QL çeliği mikro alaşımlı ince taneli, yüksek mukavemetli bir çeliktir. Avantajlı dayanım özellikleri, termomekanik kullanımın etkisidir. Üretim aşamasında martenzitik-beynitik bir yapı elde edilerek üretilir. (URL-1). Tablo 2.1'de S960QL çeliğinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri gösterilmiştir.

S960QL çeliği isminden gelen daha önce ince taneli yapı çeliklerinin adlandırılması başlığında bahsedildiği gibi S; yapı çeliği olduğunu, 960; minimum 960 MPa akma dayanım gösterdiği, Q; su verilmiş temperlenmiş çelik olduğunu, L; düşük sıcaklık çeliği olduğunu gösterir. Ayrıca S960QL -40 ^{o}C'de min 30 J darbe dayanımı gösterir.

S960QL çeliğinin düşük karbonlu olması ve düşük alaşım miktarı sebebiyle iyi bir kaynaklanabilirliğe sahiptir. Yine de kaynak öncesi ve kaynak sonrası yapılması veya kullanılması gereken önemli parametreler vardır. Bu parametreleri şu şekilde sıralayabiliriz; (SSAB, Strenx Welding)

Kaynak işleminden önce bağlantı üzerindeki nem ve yağ artıkları gibi yabancı maddeleri gidermek amacıyla temizlemek gerekir. Kaynak bölgesi iyi bir şekilde temizlenmiş bağlantıya ilave olarak, aşağıdaki noktalar önemlidir:

- Hidrojen çatlamalarını önlemek için ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklıkları
- Isı girdisi
- Kaynak sarf malzemeleri
- Koruyucu gaz
- Kaynak sırası ve birleşim yerindeki boşluk miktarı

Şimdi S960QL çeliğinin kaynaklanmasındaki uyulması gereken önemli kurallara değinilecektir.

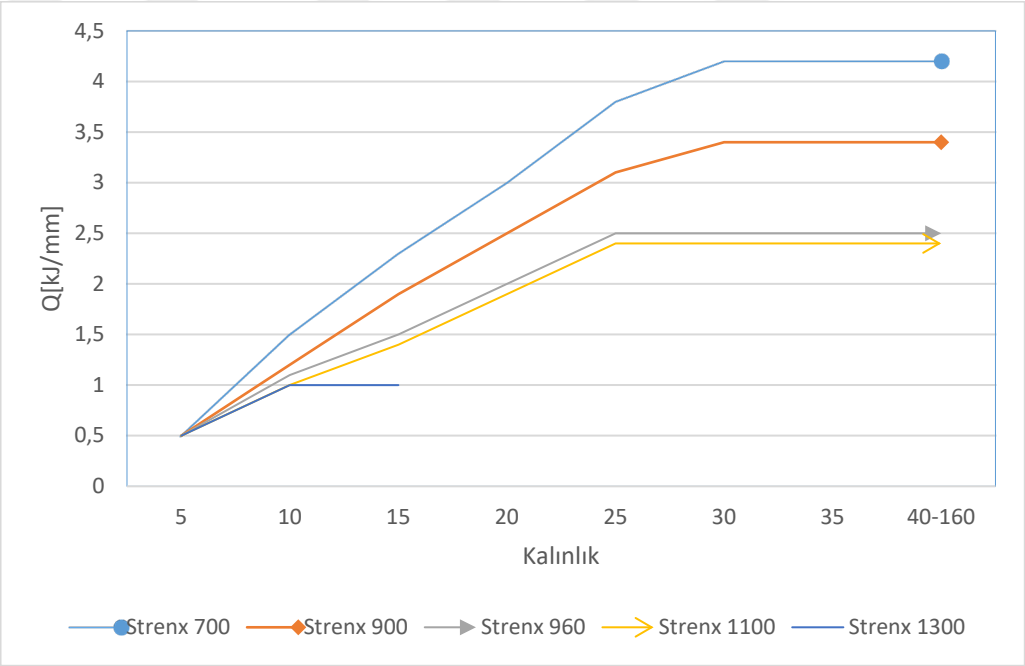
Hidrojen çatlamasını önlemenin yolları şunlardır,

- Hazırlanan birleştirme noktasındaki hidrojen içeriğini en aza indirin
- Uygun bir ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklıklarını kullanın
- Hidrojen içeriği düşük kaynak sarf malzemeleri kullanın.
- Kaynak bölgesinde bulunan yabancı maddeleri uzaklaştırın.
- Kaynak birleşme yerinde stresi en aza indirin
- Gerekenden yüksek dayanıma sahip kaynak sarf malzemeleri kullanmayın
- Kaynak sırasını, kalıntı stresini en aza indirecek şekilde düzenleyin

- Birleşme yeri içindeki boşluğu en fazla 3 mm olacak şekilde ayarlayın. (SSAB, Strenx Welding)

Isı girdisi;

Kaynak işlemi sırasında malzemenin sıcaklığı onu eritecek düzeye ulaşır. Kaynak metalinin 1-2 mm yakınında bulunan ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge)'nin yapısı orada bulunan fazların ilk haline göre değişir. Bir kaynak işleminde ısı girdisi ne kadar yüksek kullanılırsa uygulanan o malzemenin hem yapısı değişir hem de malzemede çarpılmalar artar. Bu nedenden dolayı kaynak işleminde kullanılan ısı girdisini birleştirilen malzemeye uygun bir şekilde ayarlamak kaynağın kalitesi açısından önemlidir (URL-3). S960QL'nin önerilen ısı girdisi miktarları Şekil 2.7'deki grafikte verilmiştir.



Şekil 2.7: Ultra yüksek mukavemetli ince taneli çeliklerin önerilen ısı girdileri grafiği (SSAB, Strenx Welding).

Kaynak sarf malzemeleri, S960QL çeliğinde kaynak sarf malzemesi olarak genellikle ER 120 diye adlandırılan yüksek mukavemetli tellerle kaynatılır. Bu isimlendirme AWS A5.28 standartına göre 120 ksi yani minimum 827 MPa akma dayanımı gösteren sarf malzemedir.

Koruyucu gaz koruyucu gazların seçimi ve karışımı kaynak durumuna bağlıdır. En yaygın olarak Ar ve CO_2 karışımları kullanılır. (SSAB, Strenx Welding).

BÖLÜM 3. YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN KAYNAĞINDA KULLANILAN KAYNAK YÖNTEMLERİ

Teknolojinin gelişmesi ile birlikte birbirinden farklı kaynak yöntemleri kullanılmaya başlanmış, her geçen gün de yeni bir yöntem ortaya çıkmaya başlamıştır. Kaynak tanımını geniş bir alanda ele almak bu nedenle zorlaşmaktadır. Bununla birlikte kaynak işlemi; erime aralıkları birbirine yakın veya aynı iki ya da daha fazla malzemenin parçayı basınç, ısı veya her ikisini birlikte kullanarak aynı türden veya farklı malzeme katarak veya katmadan birleştirme işlemi şeklinde tanımlanabilir (Çiğdem, 2006).

Kaynak işleminin yapılabilmesi için bazı istisnai durumlar dışında kaynak prosedürlerine uygun şekilde kaynak yerlerinin belirli bir erime sınırına kadar ısıtılması gerekmektedir. Burada kaynak tekniğinde kullanılan ısı kaynağının tatbik edilen kaynak usulüne göre değiştiğini de unutmamak gerekir. Kaynak yapılacak metalin belirli bir sıcaklığa ulaştırılması sırasında içyapı değişiklikleri ortaya çıkmakta, atmosfer ile erimiş ya da ısınmış metal arasında bir kimyasal reaksiyonu oluşmaktadır (Ekici, 2009).

Yüksek mukavemete sahip olan çeliklerin kaynaklanmasında birbirinden farklı kaynak yöntemi kullanılabilmektedir. Bu bölümde bunlara kısaca değinilecektir.

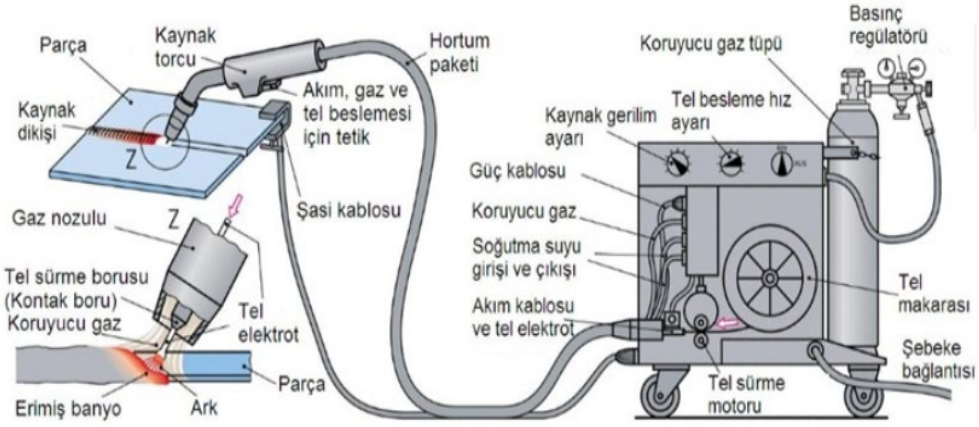
3.1. MIG/MAG Kaynağı

3.1.1. Tanım

Koruyucu gaz kullanılarak ark kaynak yöntemleri arasında en sık kullanılan yöntemlerden biri MIG/MAG kaynağıdır. Koruyucu gazın türü kaynak türünü ve ismini etkilemektedir. Metal inert gaz kaynağı (MIG) ya da metal aktif gaz kaynağı (MAG) olarak koruyucu gaz kullanılarak ark kaynağı yöntemini sınıflandırmak mümkündür. Metal aktif gaz kaynağı kendi içerisinde kaynak işlemi sırasında

kullanılan koruyucu gazın çeşidine göre MAGC (CO_2) kaynağı ve MAGM (Karışım gaz) kaynağı olarak ikiye ayrılır (Anık ve diğ, 2006). Kaynak işleminde kullanılan koruyucu gaz asal gaz ise MIG (Metal Inert Gas), kaynak işleminde kullanılan koruyucu gaz aktif az ise MAG (Metal Active Gas) kaynağı olarak isimlendirilir. MIG ve MAG kaynakları kullanılan ekipman olarak benzerlik gösterir ve tek farkı MAG kaynağında koruyucu gaz armatürünün donmasını engellemek amacıyla tüp çıkışına bir ısıtıcı eklenir.

Kaynak esnasında bağlantı üzerinde malzeme ile elektrod arasında bir ark oluşur. Motor tarafından sabit bir hızda elektrod beslenir. Elektrod beslenme hızı diğer adıyla tel sürme hızı akım şiddetini belirleyen bir faktördür. Ark uzunluğu güç ünitesi tarafından kontrol edilir ve kaynakçı kaynak esnasında memeyi sabit yükseklikte kaynak bölgesinde tutması beklenir (Bu değer genellikle 20 mm'dir). Ark bölgesi ve metalini uygun bir şekilde seçilmiş olan gaz türü tarafından korunur. Şekil 3.1'de MIG/MAG kaynağının donanımı gösterilmiştir. Koruyucu gaz olarak kullanılan gazlar genel olarak %5 O_2 veya CO_2'le karıştırılmış Ar veya saf CO_2'dir (Gourd, 1996).



Şekil 3.1: MIG/MAG kaynağı donanımı.

3.1.2. Avantaj ve dezavantajları

Demir içeren ya da demir dışı alaşımların içinde bulunduğu parçaların birbiri ile birleştirilmesi sırasında minimum maliyetle yüksek kalitede kaynak elde edebilmek adına sıklıkla MIG/MAG kaynağı tercih edilmektedir. Birbirinden farklı pek çok malzeme MIG/MAG kaynağı ile kolay bir şekilde birleştirilebilmektedir. Aynı zamanda her bir pozisyonda kaynak yapmak da yöntemin tercih edilmesinde büyük

bir etkiye sahiptir. Elektrot maliyeti minimumda olan MIG/MAG kaynağı yönteminde elektrot verimliliği (%93-98) diğer kaynak yöntemlerine kıyasla daha yüksek verimliliğe sahip olması da düşünülürse benzer yöntemlerle kıyaslandığında genellikle yığılan kaynak metalinin birim uzunluğu daha ucuza mal olur. (Muzafferoğlu, 2008).

MIG/MAG kaynağı ile yapılan işlemlerde kaynak dikişi mükemmel bir görünüme sahiptir, bu mükemmel görünüm sayesinde herhangi bir temizleme işleminin yapılmasına gerek kalmamaktadır. Düşük ısı girdisi yardımı ile kaynak işlemi yapmak mümkündür, bu da daha az kaynak dumanı oluşmasına, yüksek kaynakçı verimliliği sağlanmasına yardımcı olur. MIG/MAG kaynağı aynı zamanda yüksek hızlı robot uygulamalarında, katı otomasyon uygulamalarında ve yarı otomatik kaynak uygulamalarında da kullanılabilir. Diğer yöntemler ile MIG/MAG kaynağı kıyaslandığı zaman 100 gr kaynak metali için 5 mL hidrojen barındırması büyük bir avantajdır (Muzafferoğlu, 2008).

Bu yöntemin dezanavajlarıda mevcuttur. Kaynak dikişinin başlangıcında veya yarım kalan bir pasoya devam ederken ısı girdisiyle dolgu malzemesinin erimesi aynı zamanda olduğu için dikiş başlangıcındaki ve pasoların ek yerlerindeki birleşme hatalarını önlemek her zaman mümkün olmayabilir. Düşük hızla kaynak yaparken arkın önünde akan kaynak banyosu da birleşme hatasına sebep olabilir. Açık arazide veya çok büyük hallerde kaynak yaparken uygun teçhizatlarla koruyucu gaz atmosferi muhafaza edilmelidir. (ODTÜ, 2013)

3.1.3. Kullanılan dolgu malzemeleri

Bu yöntemde kullanılan elektrolar tel halinde makaraya sarılmış halde kaynak makinasına takılır. Makara boyutları ve tel çapları standartlarla belirtilmiştir. Çıplak (dolu) tel elektrodlar, filmaşinden tel çekme tezgahlarında sıcak çekilerek üretilirler. Elektrodlar, paslanmaz çelik elektrodlar dışında kaynak esnasında tel memeden geçerken temas kolaylığı sağlamak ve telin korozyondan korunmasını sağlamak amacıyla ince bir bakır tabası ile kaplanırlar. Son yıllarda kaynak bölgesinin kalitesini geliştirmek amacı ile içi dolu özlü teller geliştirilmiştir. Bu elektrodlar çelikten ince bir şeridin ferroaliyaj ve dekapanlar ile beraber kıvrılarak içerisine toz doldurulması ile gerçekleştirilerek üretilirler. Bu şekilde tel halinde üretilmesi zor olan elektrodların kolaylıkla elektrod haline getirilerek daha geniş çapta elektrod üretimi olanağı

sağlanmıştır. İçerisindeki tozun kaynak işlemi esnasında kaynak bölgesine geçerek kaynak metalinin daha kaliteli olmasına neden olur (Güner, 2007).

3.1.4. Koruyucu gazlar

MIG/MAG kaynağı kapsamında koruyucu gazlardan yararlanılmasının en önemli nedenlerinden biri ergiyen kaynak metalinin atmosferde yer alan azot ve oksijenin olumsuz etkisinden korunmasını sağlamaktır. Birleştirilen parçaların mekanik özelliklerinin belirlenmesinde gazın cinsi ve birleştirme prosedürü önem teşkil etmektedir. Bu iki unsur arkın şeklini, transfer oluşumunu, enerji türünü direkt olarak etkilemektedir. Ergiyen metalin ve arkın korunabilmesi için günümüzde iki ya da daha fazla gazdan meydana gelen koruyucular kullanılmaktadır. Argon gazı koruyucu gaz olarak kullanılmakta, Argona O_2, He, H_2, CO_2 gazları ilave edilmektedir. Ar-He-CO_2, Ar-H2, Ar-N2, Ar-CO_2, Ar-CO_2-N_2 ve Ar-H_2 en sık kullanılan gazlar arasında yer almaktadır. Ergimiş banyo ile koruyucu gaz arasında oluşan kimyasal, metalürjik bağlantılara göre gaz seçimi yapılmalıdır (Yılmaz ve Barlas, 2005).

Koruyucu gazlar söz konusu olduğunda MAG kaynağında argon gazı ile karbondioksit birbirine karıştırılmaktadır. Oksijenin etkisi ile oksitler kolay bir şekilde erimekte, ergimiş olan elektrot telinden düşen damlalar yüzey gerilimini zayıflatmakta, ince taneli metal geçişi ortaya çıkmaktadır Oksijenin oksitleyici özellikte olması nedeniyle, kullanılan teldeki silisyum, mangan, zirkonyum, titanyum ve alüminyum gibi alaşım elementlerinin tel içerisinde miktarının arttırılması ile dengelenir. (Şık, 2007).

3.2. Tungsten Asal Gaz Kaynağı

3.2.1. Tanım

TIG kaynakları kolay kullanım sağlamaları, uygun maliyet sunmaları, alüminyum ve alaşımları birleştirebilme yetenekleri nedeniyle sıklıkla tercih edilmektedir. Gerekli olan ısı enerjisini tungsten elektrot ile iş parçası arasında ortaya çıkan arktan sağlayan, asal gaz ile kaynak bölgesini koruyan kaynak türü TIG kaynağı olarak kabul edilmektedir (Durgutlu ve diğ, 2008).

3.2.2. Kullanılan dolgu malzemeleri

Ark, sadece bir elektrik iletkeni ve ark taşıyıcısı olan tungsten elektrot ile iş parçası arasında yanar. Arkın ortaya çıkarmış olduğu ısı sayesinde ana malzeme ergimekte, böylelikle birleşme meydana gelmektedir. İlave malzemeye herhangi bir akım yüklenmez, önden ya da yandan ekstra bir aparat ile bölgeye ulaştırılmaktadır. İlave metallerin çapları, 1.6 ile 3.2 mm arasında olmaktadır. Otomatik sistemlerde bobin halinde kaynak metaline sürülmektedirler. Dolgu malzemesi kaynak bölgesine kaynak personeli tarafından el ile veya otomatik olarak sevk edilebilmektedir (Altuntaş, 2015).

3.2.3. Koruyucu gazlar

TIG kaynağında başlangıçta helyum gazından sonrasında argon gazından yararlanılmıştır. Bu iki gaz da tek atoma sahiptir ve inert gazdır. Başka bir element ile birleştirilmesi mümkün değildir. Bu gazlar hem renksizdir hem de kokusuzdur. Havaya göre kıyaslama yapıldığında helyum havadan hafif, argon ise havadan daha ağırdır. Helyum uçucudur ve dolayısıyla koruma yeteneği azalmaktadır. Argon ise ağır olduğundan erimiş olan metali çok daha iyi korumaktadır. Eğer ki kaynak sırasında yüksek akım şiddeti gerekiyorsa helyum gazı daha yüksek bir ark gerilimi sağlamaktadır (Uzunonat, 2012).

3.2.4. Avantaj ve dezavantajları

Söz konusu TIG kaynağı olduğunda birçok avantajdan bahsetmek mümkündür. Avantajlar şu şekilde sıralanabilir:

1. Tüm metaller ve metallerin alaşımları kaynatılabilir.
2. TIG kaynağı ile yapılan uygulamalarda mukavemet ve kalite üst düzey bir değer ortaya çıkarmakta, dikişler mükemmel olmaktadır.
3. Dekapana gereksinim duyulmaz.
4. Kaynak dikişlerinin temizlenmesine gerek kalmaz.
5. Küçük bir alan üzerinde işlem yapılması, sınırlı bir alanın ısıtılması ve ısı transferinin sağlanması nedeni ile çarpılmaların oranı azdır.

6. Tungsten elektrot ile yapılan kaynaklarda dikiş bölgesinde minimum düzeyde karbür ayrışması meydana gelebilir.
7. Yatay, dikey ya da tavan pozisyonlarında kaynak uygulaması yapmak mümkündür.
8. Kaynak torcu hafiftir. Bu nedenle çalışma imkanları oldukça rahattır.
9. Birbirinden farklı olan metallerin ya da alaşımların birbiri ile kaynaklanması mümkündür.
10. Koruyucu gaz olarak argondan yararlanmak gerekir.
11. TIG kaynağı ile yapılan birleştirmelerde dikiş bölümünde cüruf yer almaz (Gözütok, 2009).

TIG kaynağının en önemli dezavantajlarından biri düşük dolgu maddesi içermesidir. Kaynağı yapacak olan kaynakçının el-göz koordinasyonunun doğru şekilde hareket etmesi gerekmektedir. Uç erimesi meydana gelebilir ve bu da süreksizliğe neden olabilir. Koruyucu gaz parametrelerinin dış ortamdan etkilenmemesi adına izole bir kabin içinde kaynak işlemi yapılmalıdır (Beriş, 2012).

3.3. Örtülü Elektrod Ark Kaynağı

3.3.1. Tanım

Örtülü elektrotlar yardımı ile ark kaynağı, birleştirme aşamasında ortaya çıkan avantajlar sayesinde dünya çapında sıkça kullanılan ergitmeli kaynak yöntemidir. Örtülü elektrotlar yardımı ile ark kaynağı üretim, tamirat için sıklıkla kullanılmakta, uygulama aşamasında ark iş parçası ile ergiyen elektrot arasında ortaya çıkmaktadır. Yani ergimiş olan elektrot da kaynak metali fazına ulaşmaktadır (İmdat ve diğ, 2018). İşlem sırasında oluşan gaz, ark bölgesini koruma çemberine almakta, cüruf ile kaynak dikişinin üzerini kapamakta, kaynak bölgesini korumaktadır (Anık ve diğ, 1991).

Elektrot örtüsü içinde birbirinden farklı alaşım elementi yer almakta, bu elementler kaynak dikişinin üzerini kapamakta, böylelikle kaynak dikişi üzerinde alaşımlı bir yüzey oluşmaktadır ve bu da istenen özelliklerde kaynak bağlantısı elde edilmesini sağlamaktadır (Anık ve diğ, 1991).

Kaynak işleminin sağlanabilmesi için uygun koşulları sağlayan elektrik akımı kaynak akım üretici tarafından oluşturulmaktadır. Elde edilen akım kablolardan geçerek iş parçasına ve elektrot pensesine ulaşmaktadır. Elektrot pensenin ucuna takılmakta, iş parçasına değdirilmektedir. Bu işlem ark oluşumuna etki etmektedir. Arkın başlaması, yanması, ayarı, söndürülmesi, hızı ve elektrotun kaynak ağzını doldurması ile ilgili tüm kararlar kaynakçı tarafından verilmektedir. Kaynak işleminin kalitesi sadece malzeme özelliklerine değil, aynı zamanda kaynağı yapan kişinin el becerisine de bağlıdır. Kaynak işleminden sonra ise kaynak dikişi üzerinde yer alan cürufun temizlenmesi şarttır (Anık ve diğ, 1991).

3.3.2. Avantaj ve dezavantajları

İmalat sektöründe sıkça kullanılan örtülü elektrod kaynağının pek çok avantajı mevcuttur. Bunlar;

-Yüksek kaliteli kaynaklar, düşük maliyetle hızlı bir şekilde yapılır,

-Yapı çelikleri ve alaşımlı çelikler gibi yapıların kaynakları tüm pozisyonlarda yapılabilir,

-Ekipmanları; taşınabilir ve ucuzdur,

- Birçok elektrod kullanım çeşidi sağlar ve bu da kullanım için esneklik sağlar,

-Özellikle taşınabilir uzak alanlarda çalışmak için kullanışlıdır,

-Elektrod hem koruma hem de dolgu metali sağlar. Yardımcı gaz koruması gerekmez,

-Süreç diğerlerine göre rüzğar ve hava akımına karşı daha az hassastır.

Yöntemin dezavantajları ise şu şekildedir;

-Kullanılan elektrodların kısalığından dolayı sık sık elektrod değişimi gerektirir ve bu da imalatın yavaşlamasına neden olabilir,

-Her kaynak işleminden sonra curufun temizlenmesi gereklidir,

-Tamamen uzaklaştırılmadığı sürece katılaşan curuf, kaynak bölgesinin ciddi korozyona uğramasına ve kaynağın bozulmasına neden olabilir,

-Yöntemdeki gaz kalkanı reaktif metaller için uygun değildir,

-Kullanılacak akım sınırlıdır ve çok yüksek akımlarda çalışılamaz (Musawel, 2013).

3.3.3. Elektrot örtüsünün görevleri

Elektrotların en önemli bölümlerinden biri olan elektrot örtülerinin pek çok görevi vardır. Öncelikle arkın düzgün şekilde oluşmasını ve kararlı olmasını sağlar. Kaynak banyosunun korunabilmesi için duman oluşturur. Cüruf oluşturur ve böylelikle kaynak metalinin hızlı şekilde soğumasını engeller (Komaç, 2014).

Zor pozisyonlarda genellikle damla geçişlerine izin verir. Bünyesinde nem barındırır ve bu sayede kaynak dikişinin form kazanmasına yardımcı olur (Düşük O_2 dış bükey, yüksek O_2 içbükey, orta dereceli O_2 düz görünümlü kaynak profilleri verir) (Komaç, 2014).

3.3.4. Kullanılan elektrotlar

Bu elektrodlar orta bölümde metal çubuk olan çekirdek ve dış kısımdaki örtü olarak adlandırılan iki bölümden oluşmaktadırlar.

Elektrotların örtü bölümlerinde birçok farklı madde kullanılabilir. Üretici firmalar ve uluslararası standartlara bağlı olarak oluşturulmuş bazı formüllere göre örtü tabakası elektrotun etrafına yerleştirilir (AWS= American Welding Society, EN=European Norm, TS=Türk Standartlar vb). Söz konusu elektrot örtüsü olduğunda maddeleri şu şekilde sınıflandırmak gerekir:

- Bağlayıcılık oluşturan maddeler (Dekstrin, bentonit, algin asidi vb.)
- Cüruf meydana getiren maddeler (Ferromanganez, ferrosilisyum, demiroksit vb.)
- Örtünün mukavemetini arttırıcı maddeler (Selüloz, tahta unu, grafit vb.)
- Arkı stabilize eden maddeler (Demiroksit vb.)
- Koruyucu gaz atmosferi oluşturan maddeler.
- Oksidasyon maddeleri.
- Redüksiyon maddeleri.
- Alaşım oluşturan maddeler (Grafit, ferrokrom, ferromanganez, ferrosilisyum vb.) (Komaç, 2014).

3.3.4.1. Rutil elektrot

Rutil elektrotların örtülerinde %50 oranında rutil maddesi yer almaktadır. Piyasada en çok tercih edilen elektrot çeşitlerinden biri olan rutil elektrotlar bir yandan uygun fiyat seçenekleri bir yandan da kolay kullanım sağlamaktadır. Resmi adı ANSI/AWS A5.1-91 E6013 olan elektrotlar %20-25 oranında silisyum dioksit hammaddesi oluşturmakta olup bünyeye kattıkları etki yadsınamayacak ölçüde önemlidir (İçer, 2014).

Rutil elektrotun örtüsü bir yandan ark oluşumunu kontrol altına almakta bir yandan da tutuşmasını kolaylaştırmaktadır. Hem doğru akım kaynaklarında hem de alternatif akım kaynaklarında kullanılabilmektedir. Hem tavan hem de düşey pozisyonlarda kullanılması mümkündür. Koruyucu gaz atmosferi oluşturmakta, böylelikle kaynak dikişinin olumsuzluklardan etkilenmesinin önüne geçmektedir. Kaynak dikişinin üzerine bir cüruf tabakası oluşturmakta, atmosfer etkisinden dikişi korumakta, metalin yavaş şekilde soğumasını sağlamaktadır. Ergimiş kaynak banyosunu deokside etmekte, bazı durumlarda kaynak dikişlerini alaşımlandırmaktadır. Aynı zamanda bünyesinde nem barındırmakta, nem ile birlikte oksijen oluşturmakta, dikişe form sunmaktadır (İçer, 2014).

3.3.4.2.Bazik elektrot

Örtüsünde yüksek oranda kalsiyum karbonat veya kalsiyum florid içeren bu tip elektrodlar düşük hidrojenli elektrodlar diye de adlandırılırlar. Örtünün bileşimine bakıldığında karbonatların tek başlarına kullanılmadığı görülmektedir. Çünkü tek başına kullanılan karbonatlarda ortaya çıkan cüruf kaynak metalini tam olarak örtemez. Kalsiyum florür sayesinde cüruf diğer yapıcı minerallere göre daha iyi korunur. Örtüsünde ayrıyeten toprak alkali karbonatları ile cürufu sıvı iken oldukça akışkan olduklarından, bu akışkanlığı engellemek için örtüye bir miktar rutil veya silikat katılır. Zirkonyum oksit veya zirkonyum silikat yardımı ile de söz konusu akışkanlık engellenmiş olur (Acarer, 1996).

Söz konusu bazik elektrotlar olduğu zaman doğru akımlı kaynak makinelerinde artı kutupta kutuplandıkları görülmektedir. Bazı durumlarda doğru akım yerine alternatif akım da kullanılabilmektedir. Mekanik özellikleri oldukça iyidir. Aralık doldurma becerileri oldukça başarılıdır ve sıcak-soğuk çatlamaya karşı herhangi bir hassasiyeti yoktur. 0 ^{o}C sıcaklık altındaki çentik darbe mukavemeti oldukça iyidir (Acarer, 1996).

250-300 ºC'lik kurutma işlemi sayesinde bağlayıcı olarak tercih edilen sodyumun ya da potasyum silikatın nemi yok edilmektedir. Çünkü içinde nem olan bir elektrot ister istemez boşluklar oluşturmaktadır. Boşluk bırakma eğilimi bazik elektrotlarda biraz daha fazladır. Bu eğilim diğerlerine göre az hidrojen içeren bazik elektrodlarda daha belirgindir Bazik örtü ağırlığında bulunan %0,35'lik nem boşluk oluşumuna neden olmaktadır (Acarer, 1996).

3.3.4.3. Selülozik elektrot

Bu elektrot türünün örtüsünün %30'u selüloz ve organik bileşikler oluşturmaktadır. Ark kapsamında söz konusu maddelerin yanması ile birlikte CO ve CO_2 koruyucu gazları meydana gelir. Elektrot ile yapılan kaynaklarda ark güçlüdür ve nüfuziyet maksimum düzeydedir. Organik maddelerin yanabilmesi için sudan yararlanılır. %5 oranında nem elektrotlarda karşımıza çıkmaktadır. Neme ihtiyaç sayesinde elektrotun fırınlanmasına ihtiyaç kalmaz (MEB, 2011).

Güçlü bir arka sahip olan selülozik elektrotlar her pozisyon için uygundur. Derin bir nüfuziyet sergiledikleri için kaynak dikişi güçlü olur. Hem doğalgaz hem de petrol boru hatlarında, su ve atık su borularında, gemi inşaat endüstrisinde sıklıkla kullanılmaktadır (MEB, 2011).

3.3.4.4. Asidik elektrot

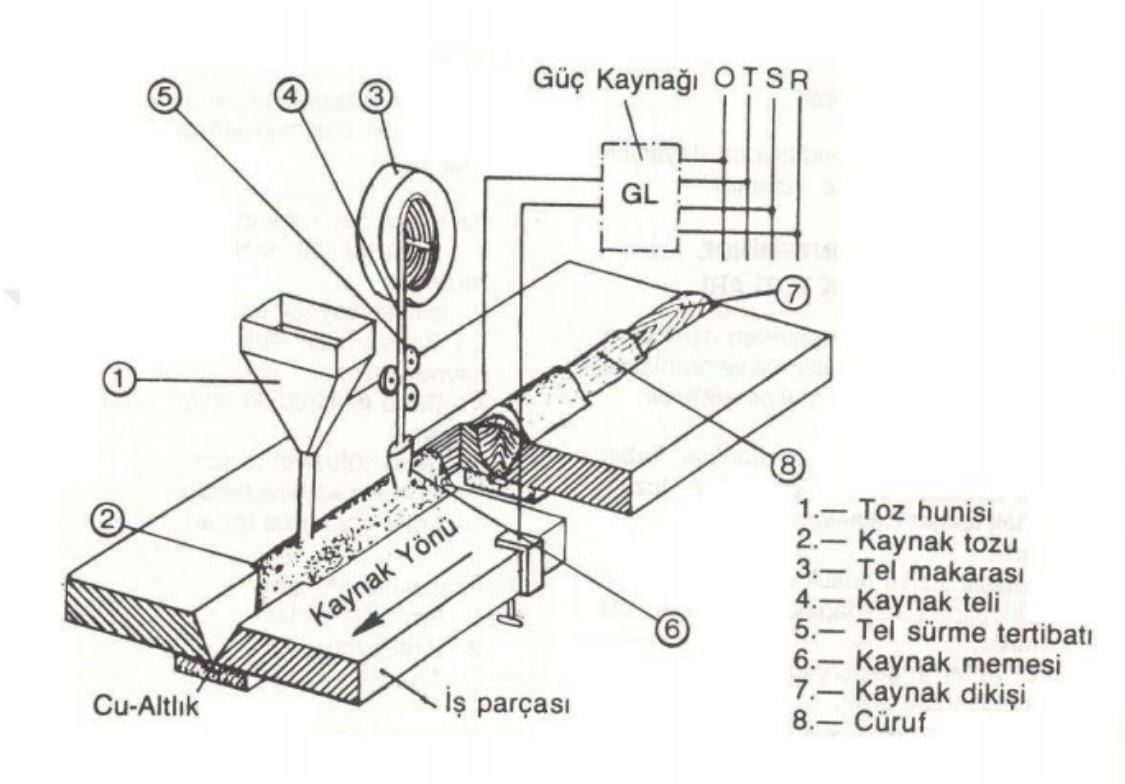
Asidik elektrotların örtüleri mangan, silis ve demir oksit içermektedir. Doğru akım ve alternatif akım uygulamasının her ikisinden de iyi bir ark kararlığı sağlar. Kaynak dikişinin akışkan olmasından dolayı pozisyon kaynaklarında uygulaması güçtür. Kaynakta ana metali temizlemesi kötü olduğu için kaynak metalinde çatlak oluşumları gözlemlenebilir. Kurutma sıcaklığı olarak yüksek sıcaklıklara uygun olmayan bir elektrot olduğu için hidrojen çatlağı ve nem kapma riski mevcuttur (URL-6).

3.4. Tozaltı Kaynağı

3.4.1. Tanım

Temel olarak tozaltı kaynak yöntemi bir elektrik ark kaynağıdır ve kaynak arkı kaynak bölgesine otomatik olarak gelen çıplak bir elektrot ile malzeme arasında meydana

gelir. Ayrıca kaynak arkının üzerine bir toz dökülür ve kaynak arkı bu tozun altında yanar ve kaynak bu şekilde gerçekleştirilir. Toz arkı korumanın yanında kaynak bölgesini örterek alaşımlandırır ve kaynak sonrasında yüzeyde ince tabaka halinde sökülür ve toz sayesinde görünmeyen bir ark oluşur. Toz Altı kaynağının çalışma prensibi ve kullanılan ekipmanları Şekil 3.2'de gösterilmiştir (Kumanan ve diğ, 2007).



Şekil 3.2: Toz altı kaynağının çalışma prensibi ve kullanılan ekipmanlar (Külahlı, 1988).

3.4.2. Kullanılan dolgu malzemeleri

Tozaltı kaynak yönteminde kullanılan elektrotlar yüksek kaliteli çelikten üretilirler. İhtiva ettiği yüksek manganez miktarı ve kimyasal safiyeti ile diğer tellerden ayırt edilebilirler. Çeşitli uygulamalar için 1.2 mm ila 12 mm çapına kadar kaynak telleri kullanılır. (Anık ve Kutsal, 1972).

Kullanılan kaynak tellerinin yağ, pas, pislikten arındırılmış olması gerekmektedir. Ekseriya bu teller bronz veya bakır kaplanmış şekilde piyasada bulunmaktadır. Telin üzerinde yer alan bakır kaplaması akımın iyi bir şekilde geçişini ve telin korozyondan korunmasını önler. Üzerinde pas bulunan kaynak telleri kesinlikle kullanılmamalıdır. Bu gibi teller kaynak memesinin çabuk aşınmasına ve kontakt zorlukları oluşturmasına neden olur. Kaynak telleri yalnızca uygun olan kontakt memelerde kullanılmalıdır,

büyük çaplı veya aşınmış memelerin kullanılması kontakt oluştururken zorlanmalara neden olur (Anık ve Kutsal, 1972).

3.4.3. Kaynak tozları

Tozaltı kaynağında kullanılan kaynak tozları kaynak esnasında örtülü elektrodda kullanılan örtüyle aynı fonksiyona sahiptir. Kaynak metalinin fiziksel ve metalürjik açıdan iyileşmesine neden olur. Fiziksel olarak kaynak işleminde kaynak bölgesini havanın zararlı etkisinden koruyucu rol üstlenir. Dikişe form verir ve dikişin soğumasını yavaşlatır. Kaynak metaline geçerek onu alaşımlandırır ve metalürjik açıdan değişmesine neden olur (Anık, 1991).

3.4.4. Avantaj ve dezavantajları

Tozaltı kaynak işleminde yapılacak birleştirmelerde yüksek verimlilik, yüksek kaynak hızı, derin penetrasyon, otomasyona uygunluğu ve sıçrama kaybının olmaması sebebi ile minimum seviyede dolgu malzemesi kullanımı gibi pek çok avantaja sahiptir. Ayrıca kaynak esnasında fluksın kaynak bölgesini örtmesi sebebiyle oluşacak kaynak dumanı gibi bir durum söz konusu değildir ve kaynak maskesi kullanımına gerek duyulmaz (Farhat, 2007).

Her yöntemin dezavantajı olduğu gibi tozaltı kaynak yönteminde dezavantajları mevcuttur. Her malzemenin ve 5 mm kalınlık altında ki metallerin kaynağı mümkün değildir ve düz kaynak pozisyonu dışında her pozisyonda kaynak yapılamaz. Ekipman pahalıdır ve malzemeye yüksek ısı girdisi sağlanmaktadır (Farhat, 2007).

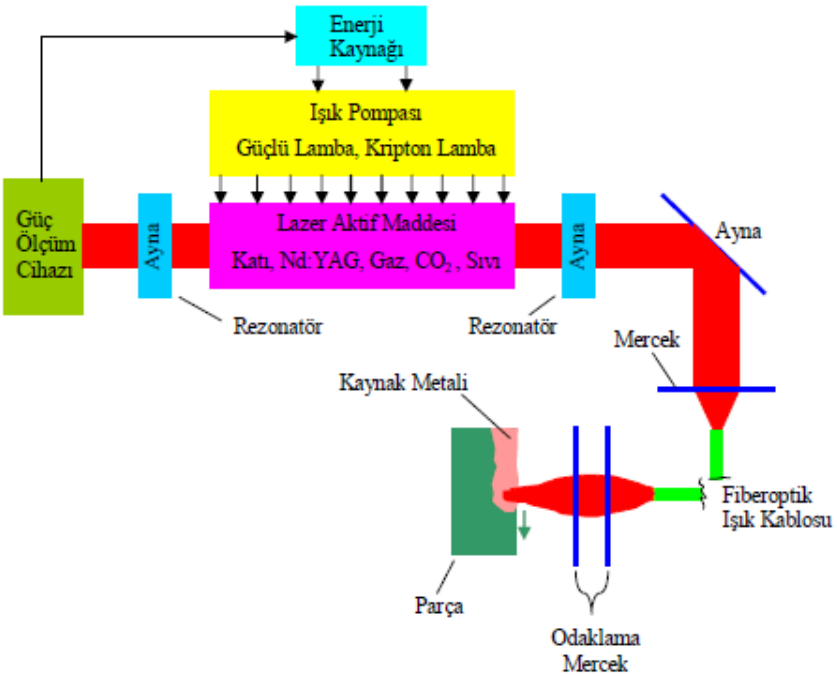
3.5. Lazer Kaynağı

3.5.1. Tanım

Atomların foton salış biçimlerini yöneten enerji kazanmış bir aygıta lazer kaynağı denir. Lazer'in kısaltılmışı "Light Amplification By Stimulated Emission Of Radiation"(radyasyon yayınımının uyarılmasıyla ışığın güçlendirilmesi)" cümlesindeki kelimelerin baş harflerinden türetilmiş bir kısaltmadır (Beersiek, 1999).

Kaynak işleminde malzemeye enerji transferi diğer kaynak yöntemlerine göre çok daha farklıdır. Lazer ışını birçok yönlendirme aynasından yansıyarak kaynak

yapılacak malzemeye ulaşabilir. Bu odaklanma malzeme yüzeyinde küçük bir alana yoğunlaşması ile malzemede bir ergime sağlar. Lazer enerjisi malzemeye emilim olurken malzeme buharlaşır ve koruyucu gazdan oluşan plazma yoğunlaşır. Lazer enerjisinde plazmada oluşan ısı malzemeye geçerek ona kolayca iletilir. Ardından malzeme veya ışın demeti hareket ettirilir. Isınan buharın etkisiyle eriyik kaynağı gerçekleştirilen malzemenin yüzeyine çıkar. Bu yöntem sayesinde lazer ışığının hareket ettirildiği bölge ergitilir ve diğer bölge katılaşmaya başlar. Katılaşma işlemi sonrası homojen ve dar bir kaynak metali oluşur. Isı girdisi düşük bir yöntemdir ve bu sayede ITAB'da dar olur. Kalın saclarda genellikle kaynak işlemi yapılırken kaynak çukuru oluşturulur (Duley ve diğ, 1991; Beersiek, 1999). Şekil 3.3'te bir lazer ışın cihazı şematik olarak gösterilmektedir. Güçlü bir lamba ile enerji kaynağına bağlı lamba ile lazer aktif maddesine ışık pompalanmaktadır. Pompalanan bu ışık maddenin atomlarının ivmelenmesine neden olur ve manyetik dalgalar halinde proton üretilir. Katı, sıvı ve gaz fazı bu lazer aktif maddesini oluşturabilir. Rezonatör aynalar sayesinde lazer ortamından çıkan ışınlar güçlü bir ışık demeti oluşturur. Oluşan ışık demeti lazer sisteminin tipine, ayna ve mercek sistemlerine ile veya ışık kablosu sayesinde istenilen yere iletilerek kaynak işlemi gerçekleştirilebilir (Aydın ve Karaağaç, 2018).



Şekil 3.3: Lazer ışın cihazının şematik yapısı (Aydın ve Karaağaç, 2018).

3.5.2. Lazer kaynak yönteminin avantaj ve dezavantajları

Lazer kaynağının avantajları;

- Lazer kaynağı yöntemi diğer kaynak yöntemlerine göre daha hızlı ve derin nüfuziyetli kaynak dikişleri oluşturmasını sağlar. Düşük ısı girdisinden dolayı malzemede meydana gelebilecek çarpılmalar en aza indirilir ve ITAB çok dardır (Pakdil ve diğ, 2005).
- Lazer kaynağı diğer kaynak yöntemleri ile beraber kullanılabilmektedir. Kalın malzemelerin kaynağı ve geniş kaynak ağzıma sahip birleştirmeler lazer-ark hibrit kaynağı ile birleştirilebilir (Yavuz ve Çam, 2005).
- Lazer kaynağı çok küçük çaplı bir bölgeye odaklanarak ince parçaların birleştirilmesinde kullanılabilir. (Püskülcü ve Koçlular, 2009).
- Diğer kaynak yöntemlerine kıyasla ulaşılması zor olan yerlerin kaynağı kolay bir şekilde yapılabilir (Tokdemir ve diğ, 2010).
- Lazer kaynağında ısı girdisinin düşük olması nedeniyle iç yapıda meydana gelen değişimler minimuma indirilir.
- Diğer kaynak yöntemlerine göre kaynak bölgesi aşınmaya karşı daha dirençlidir. Bunun sebebi olarak kaynak bölgesinde daha ince mikroyapıların oluşması ve sert olmasıdır.
- Isı girdisinin az olmasına bağlı olarak ITAB'da tane irileşmesi sonucu metalürjik hasar bu yöntemde en azdır.
- Isıya karşı hassas olan malzemelerin kaynağı bu yöntemle kaynak yapılabilir.
- Lazer kaynak yönteminin dezavantajları ise şunlardır;
- Kaynak yapılacak malzemenin düz olması gerekmektedir.
- Derinlik/genişlik oranından dolayı dolgu malzemesinin kaynak bölgesine sokulması zordur (Speich, 1997).
- Birleştirme işlemi yapılacak metallerin yansıtma özelliğinin olması kaynak işlemini zorlaştırmaktadır.
- Sert malzemelerin kaynağında kullanılan darbeli lazer, kaynak dikişinin kırılgan olmasına neden olmaktadır (Wang ve diğ, 2016).
- Lazer kaynağının, ilk yatırım maliyeti yüksektir (Speich, 1997).

BÖLÜM 4. S960QL ÇELİĞİNİN KAYNAKLANABİLİRLİĞİ ÜZERİNDEKİ ÇALIŞMALAR

Bu bölümde S960QL çeliğinin kaynaklanabilirliği ile ilgili literatür araştırması yapılmıştır.

Siltanen H. ve diğ. (2015) 6 mm S960QL çeliği üzerinde MAG kaynağı, lazer kaynağı ve lazer-MAG hibrit kaynağı kullanarak Union X96 (ISO 14341: G 89 5 M Mn4Ni2.5CrMo) ve ESAB OK 12.50 (G3Si1) dolgu malzemeleri ile kaynak yöntemlerinin S960QL çeliğinin mekanik özellikleri üzerinde inceleme gerçekleştirmişlerdir. Lazer kaynağı: PA, PC, PE; Lazer-Hibrit kaynağı: PA, PE; MAG: PA, PE ve tek paso uygulamasında Lazer-hibrit kaynağı ve MAG kaynağı kullanılarak PC pozisyonunda kaynaklar gerçekleştirilmiştir. Tablo 4.1'de gerçekleştirilen kaynak yöntemlerine göre kaynak ekipmanları gösterilmiştir. Kaynak ısı girdisi ve $t_{8/5}$ soğuma süreleri Tablo 4.2'de gösterilmiştir.

Tablo 4.1: Kaynak testinde kullanılan kaynak ekipmanları (L=Lazer, LHW=Lazer-hibrit kaynağı, GMA=Gaz Metal Ark Welding) (Siltanen ve diğ, 2015).

Kaynak Prosesi	Lazer Kaynağı	Ark Kaynağı
LHW	Fiber laser, 10 kW	Esab Aristo
L, LHW	CO_2-laser, 6 kW	Esab Aristo LUD450
	fiber laser, 5 kW	
L	Disk laser, 4 kW	
GMA		Gloos quinto 603
GMA		Kemppi Pro 4200 Evolution
L	Fiber laser, 10 kW	
L, LHW, GMA	Disk laser, 12 kW	Fronius TIME 5000
LHW	CO_2-laser, 10 kW	Fronius
	Disk laser, 8 kW	

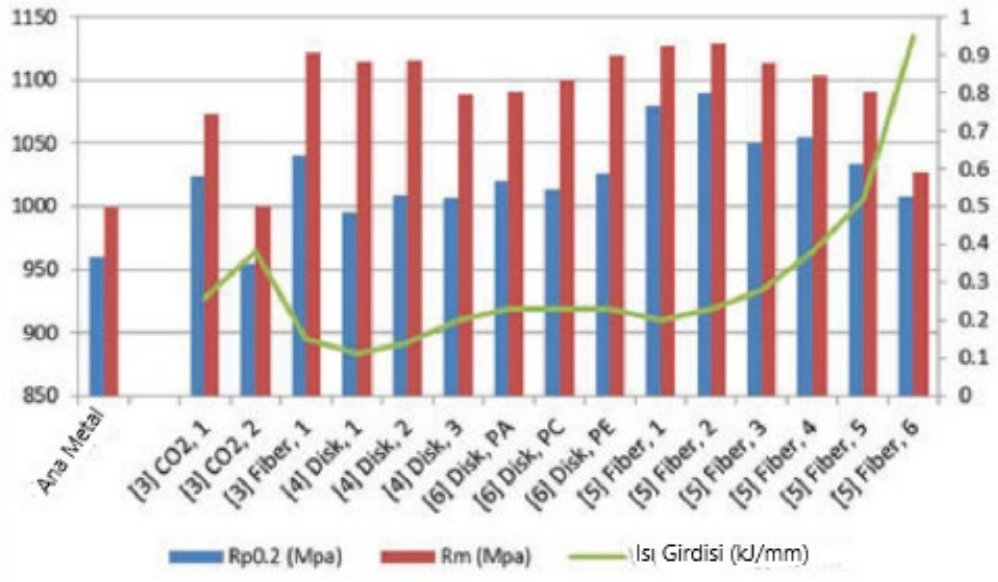
Tablo 4.2: Kaynak yöntemlerine göre ısı girdileri ve $t_{8/5}$ soğuma süreleri (Siltanen ve diğ, 2015).

Kaynak Prosesi	Isı Girdisi (kJ/mm)	$t_{8/5}$ (s)
LHW	0,31	1,7
LHW	0,63	7,2
L CO_2	0,26-0,38	1,3-3,04
L Fiber	0,10-0,15	0,18-0,46
LHW CO_2	0,35-0,39	2,16-2,65
LHW Fiber	0,28-0,30	1,63-1,74
L	0,11-2,1	1,4-4,1
GMA	0,35-0,56	2,2-5,7
GMA	0,45-0,62	2,2-2,9
L	0,2-0,95	0,36-7,85
L	0,23	
LHW	0,30-0,31	
GMA	0,45-0,6	
LHW CO_2	0,35	
LHW Disk	0,25	

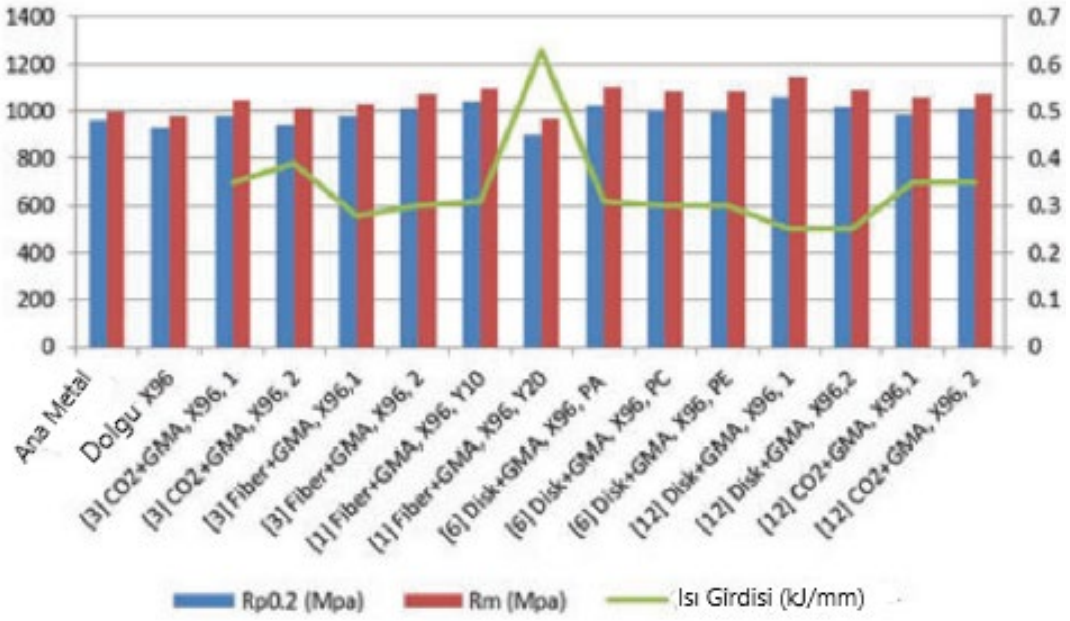
Mekanik test olarak araştırmacılar çekme, sertlik, eğme ve darbe testi yapılmıştır.

Uygulanan testlere göre sonuçlar aşağıda listelenmiştir.

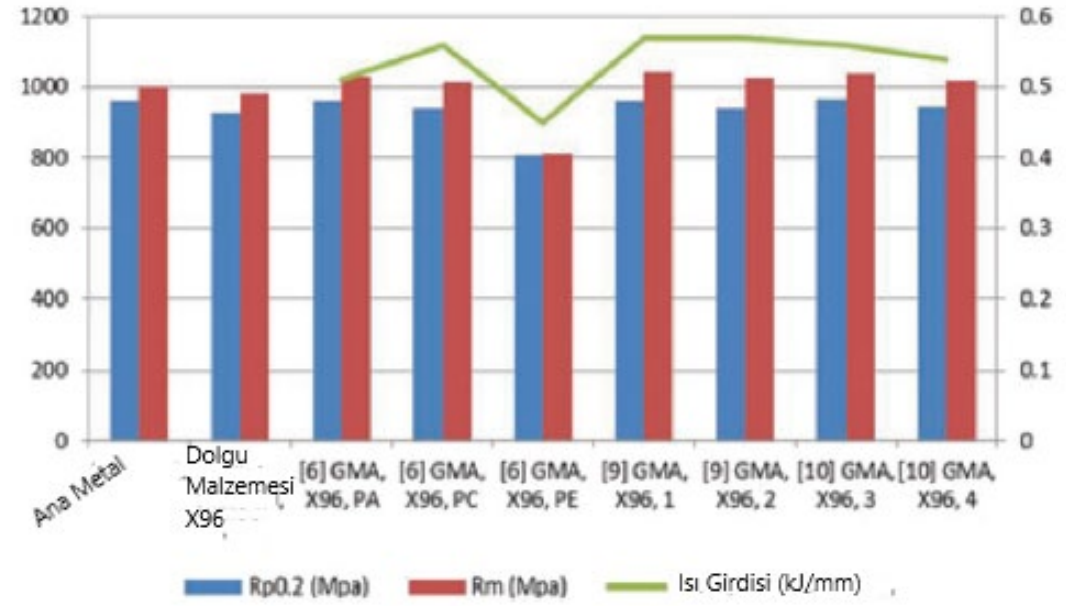
Çekme testi sonuçlarına göre grafikler Şekil 4.1-Şekil 4.5'te gösterilmiştir.



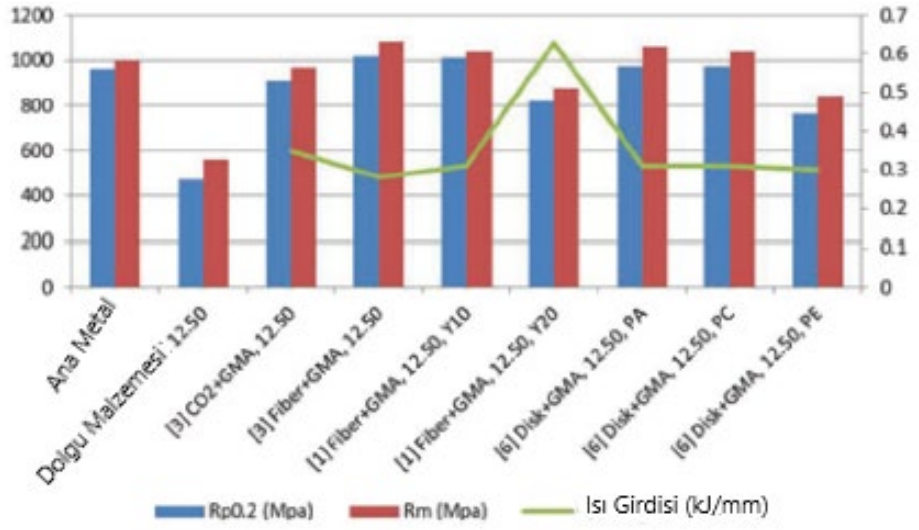
Şekil 4.1: Lazer kaynaklı bağlantıların mukavemet özellikleri (Siltanen ve diğ, 2015).



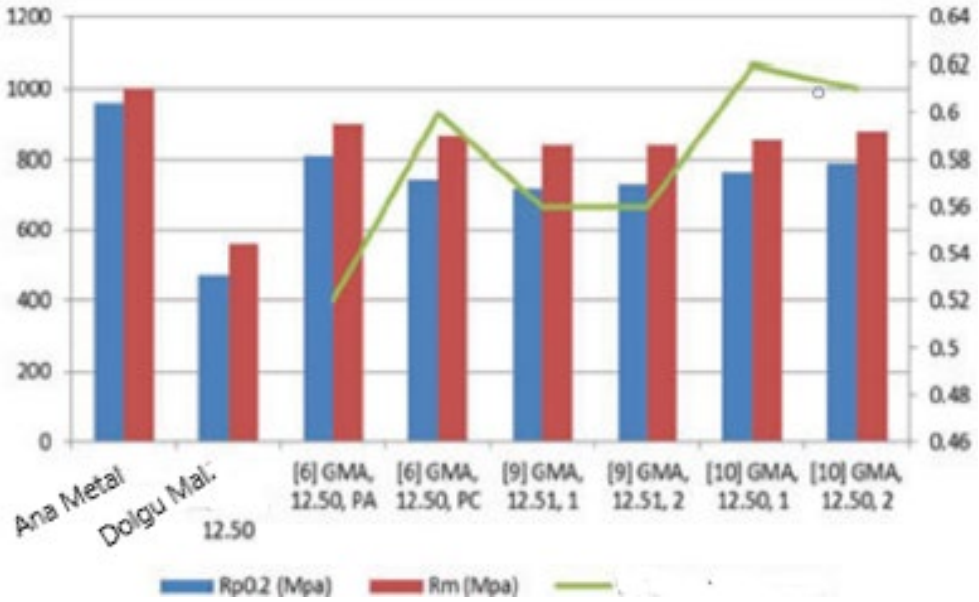
Şekil 4.2: Lazer Hibrid bağlantılarının mukavemet özellikleri Dolgu Malzemesi:X96 (Siltanen ve diğ, 2015).



Şekil 4.3: MAG kaynağı bağlantılarının mukavemet özellikleri Dolgu Malzemesi:X96 (Siltanen ve diğ, 2015).



Şekil 4.4: Lazer Hibrit kaynağının mukavemet özellikleri Dolgu: OK 12.50 (Siltanen ve diğ, 2015).



Şekil 4.5: MAG kaynağı bağlantılarının mukavemet özellikleri Dolgu Malzemesi: OK 12.50. (Siltanen ve diğ, 2015).

Çalışmada yapılan çekme testi sonuçlarına göre lazer kaynağı sonrası çekme testi sonuçlarının birbirine çok yakın olduğu, en düşük akma dayanımın 954 MPa ve en yüksek akma dayanımının ise 1090 MPa olmuştur.Lazer gücünün artmasına bağlı olarak akma dayanımı düşmüştür.Lazer-hibrit kaynağında X96 dolgu malzemesi ile birleştirilen numunelerde ise ölçülen en düşük akma dayanımı 900 MPa ve en yüksek akma dayanımı ise 1057 MPa olmuştur. MAG kaynağında ise gerçekleştirilen 7 çekme testinde en düşük akma dayanımının 806 MPa olduğu ve en yüksek akma dayanımın

ise 964 MPa olduğu tespit etmişlerdir.MAG kaynağı ile S960QL çeliğinin birleştirilmesinin zor bir süreç olduğunu ve kaynak ağzı hazırlama, kaynak parametrelerine uyup çelik üreticileri tarfından hazırlanan kaynak talimatlarına özel dikkat gösterilmesi gerektiği ifade edilmiştir. Lazer hibrit kaynağı ve uygun olmayan dolgu malzemesi kullanımında en düşük akma dayanımın 764 MPa, en yüksek akma dayanımının ise 1020 MPa olduğu tespit edilmiştir.Uygun olmayan dolgu malzemesi kullanımının MAG kaynak uygulamasında ise en düşük değer 720 MPa, en yüksek değer ise 810 MPa çıkmıştır. OK 12.50 dolgu malzemesinin daha alaşımlı olan X96 dolgu malzemesine göre daha düşük maliyette olduğunu ancak istenen kaynak mukavemetine ulaşılamadığını ifade etmişlerdir.

Sertlik ölçümleri her bir numune için kök ve yüzeyden alınmıştır ve sonuçlar Tablo 4.3'te gösterilmiştir;

Tablo 4.3: Kök ve yüzey sertliklerinin minimum ve maksimum değerleri (Siltanen ve diğ, 2015).

Uygulanan Kaynak Yöntemi/Dolgu Malzemesi/Pazisyon	Yüzey		Kök	
	Min	Max	Min	Max
CO_2,1	280			
CO_2,2	285			
Disk, 1	280	410		
Disk, 3	270	380		
Disk, PA	268	365	264	360
Disk, PC	271	369	268	366
Disk, PE	280	369	274	373
Fiber,1	305	410	320	410
Fiber,6	300	400	300	400
CO_2+GMA, X96, 1	280			
CO_2+GMA, X96, 2	270			
Fiber+GMA, X96, 1	295			
Fiber+GMA, X96, 2	275			
Fiber+GMA, X96, Y10	274	356	284	363
Fiber+GMA, X96, Y20	270	356	254	329
Disk+GMA, X96, PA	276	378	265	373
Disk+GMA, X96, PC	276	365	267	358
Disk+GMA, X96, PE	276	364	273	366
Disk+GMA, X96, 1	251	385	265	385
Disk+GMA, X96, 2	290	385	285	390
CO_2+GMA, X96, 1	280	370	275	362
CO_2+GMA, X96, 2	290	384	290	360
CO_2+GMA, 12.50	275			
Fiber+GMA, 12,50	280			
Fiber+GMA, 12.50, Y10	261	355	283	367
Fiber+GMA, 12.50, Y20	254	317	276	331
Disk+GMA, 12.50, PA	271	363	267	363
Disk+GMA, 12.50, PC	270	354	261	337
Disk+GMA, 12.50, PE	266	337	261	336
GMA, X96, PA	272	350	270	350
GMA, X96, PC	262	338	263	340
GMA, X96, PE	264	343	254	334

Tablo 4.3 (devam): Kök ve yüzey sertliklerinin minimum ve maksimum değerleri (Siltanen ve diğ, 2015).

GMA, X96	240	340	250	
GMA, 12.50, PA	266	338	264	310
GMA, 12.50, PC	265	332	258	330
GMA, 12.50	260	320	240	330
GMA, 12.50, 1	270	350		
GMA, 12.50, 2	250	340		

Sertlik testi sonuçlarına göre düşük ısı girdisi ile gerçekleştirilen lazer hibrit ve MAG kaynağı uygulamalarında en yüksek sertlik değerlerine ulaşmışlardır. Ayrıca OK 12.50 dolgu malzemesi kullanımında daha düşük sertliklere ulaşılmıştır.

Eğme testi sonuçları Tablo 4.4'te gösterilmiştir.

Tablo 4.4: Eğme testi sonuçları (Siltanen ve diğ, 2015).

Uygulanan Kaynak Yöntemi/Dolgu Malzemesi/Pazisyon	Yüzey		Kök	
	Geçti	Başarısız	Geçti	Başarısız
Disk, PA	2	0	2	0
Disk, PC	0	2	1	1
Disk, PE	0	2	2	0
Fiber+GMA, X96, PA	1	1	2	0
Fiber+GMA, X96, PC	0	2	1	1
Fiber+GMA, X96, PE	0	2	0	2
Disk+GMA, X96	0	6	4	2
CO_2+GMA, X96	4	3	6	1
Fiber+GMA, 12.50, PA	0	2	2	0
Fiber+GMA, 12.50, PC	0	2	1	1
Fiber+GMA, 12.50, PE	0	2	0	2
GMA, X96, PA	0	2	1	1
GMA, X96, PC	0	2	1	1
GMA, X96, PE	0	2	0	2
GMA, X96	2	0	1	1
GMA, 12.50, PA	2	0	0	2
GMA, 12.50, PC	1	1	1	1
GMA, 12.50	2	0	0	2

Eğme testi sonuçlarına göre S960QL çeliğinin kaynaklı birleştirme sonrası eğmeye karşı çok hassas olduğunu ifade etmişlerdir. Özellikle bu durum MAG kaynağında uyumsuz olan dolgu malzemesi kullanılan birleştirmelerde kendini göstermiştir.

Çentik darbe testi sonuçları Tablo 4.5'te gösterilmiştir.

Tablo 4.5: Darbe tokluğu değerleri (Siltanen ve diğ, 2015).

Uygulanan Kaynak Yöntemi/Dolgu Malzemesi/Pazisyon	W (J)	FL (J)	Isı girdisi (kJ/mm)
Disk, PA	45	38	0,23
Disk, PC	49	53	0,23
Disk, PE	51	57	0,23
Fiber, 1	17	28	0,2
Fiber, 2	17	33	0,23
Fiber, 3	15	32	0,28
Fiber, 4	18	30	0,38
Fiber, 5	26	23	0,52
Fiber, 6	25	34	0,95
Fiber+GMA, X96, Y10	22	45	0,31
Fiber+GMA, X96, Y20	15	25	0,63
Disk+GMA, X96, PA	40	23	0,31
Disk+GMA, X96, PC	39	42	0,3
Disk+GMA, X96, PE	40	46	0,3
Disk+GMA, X96, 1	14	12	0,25
Disk+GMA, X96, 2	37	27	0,25
Disk+GMA, X96, 3	34	48	0,25
Disk+GMA, X96, 4	30	27	0,25
Disk+GMA, X96, 5	13	14	0,25
Disk+GMA, X96, 6	25	24	0,25
CO_2+GMA, X96, 1	44	43	0,35
CO_2+GMA, X96, 2	32	49	0,35
CO_2+GMA, X96, 3	52	40	0,35
CO_2+GMA, X96, 4	46	40	0,35
CO_2+GMA, X96, 5	42	38	0,35
Fiber+GMA, 12.50, Y10	67	62	0,31
Fiber+GMA, 12.50, Y20	12	47	0,63
Disk+GMA, 12.50, PA	50	46	0,31
Disk+GMA, 12.50, PC	24	32	0,31
Disk+GMA, 12.50, PE	31	26	0,3
GMA, X96, PA	29	18	0,51
GMA, X96, PC	30	15	0,56
GMA, X96, PE	8	18	0,45
GMA, X96	31	42	0,57
GMA, X96, 4	26	21	0,54
GMA, 12.50, PA	51	48	0,52
GMA, 12.50, PC	48	51	0,6
GMA, 12.50	42	54	0,56

-40℃'de kaynak ve füzyon hattının çentik darbe testi gerçekleştirilmiştir. Gerçekleştirilen çentik darbe sonuçlarına göre X96 alaşımlı dolgu malzemesinin kullanımında yapının martenzitik ve beynitik olması ile daha kırılgan ve tokluğu düşük yapılar elde edilerek 12.50 dolgu malzemesine göre daha düşük darbe toklukları elde edilmiştir. Darbe tokluğu istenen durumlarda düşük alaşımlı dolgu malzemesi kullanılabileceğini ifade etmişledir.

Sonuç olarak Siltanen ve arkadaşları MAG kaynağı, lazer kaynağı ve lazer-hibrit kaynağı ile S960QL çeliğinin birleştirilmesi ile uyumsuz dolgu malzemesi kullanılsa dahi iyi mekanik özellikler elde edilebileceğini ifade etmişlerdir.

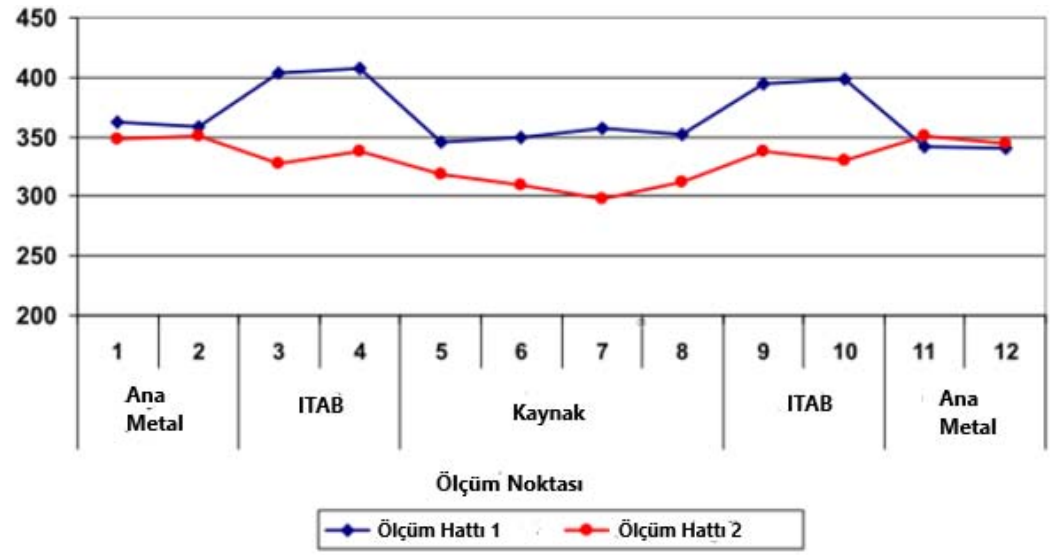
Gorka J. ve Kotarska A. (2019) 10 mm S960QL çeliği plakalarını V kaynak ağzı açarak alın-alına birleştirmiştir. Kaynak pozisyonu olarak PA ve gaz kompozisyonu olarak 82%Ar+18%CO_2 kullanmış ve dolgu malzemesi olarak X96 kullanarak 7 pasoda kaynak işlemi uygulamış ve kaynak sonrası numunelere görsel muayene, manyetik parçacık testi, radyografik test, çekme testi, eğme testi, sertlik testi, çentik darbe testi, makro ve mikroyapı analizi yapmış ve S960QL çeliğinin kaynaklanabilirliğini incelemişlerdir.

Kaynakta kullanılan parametreler ve ısı girdileri Tablo 4.6'da verilmiştir.

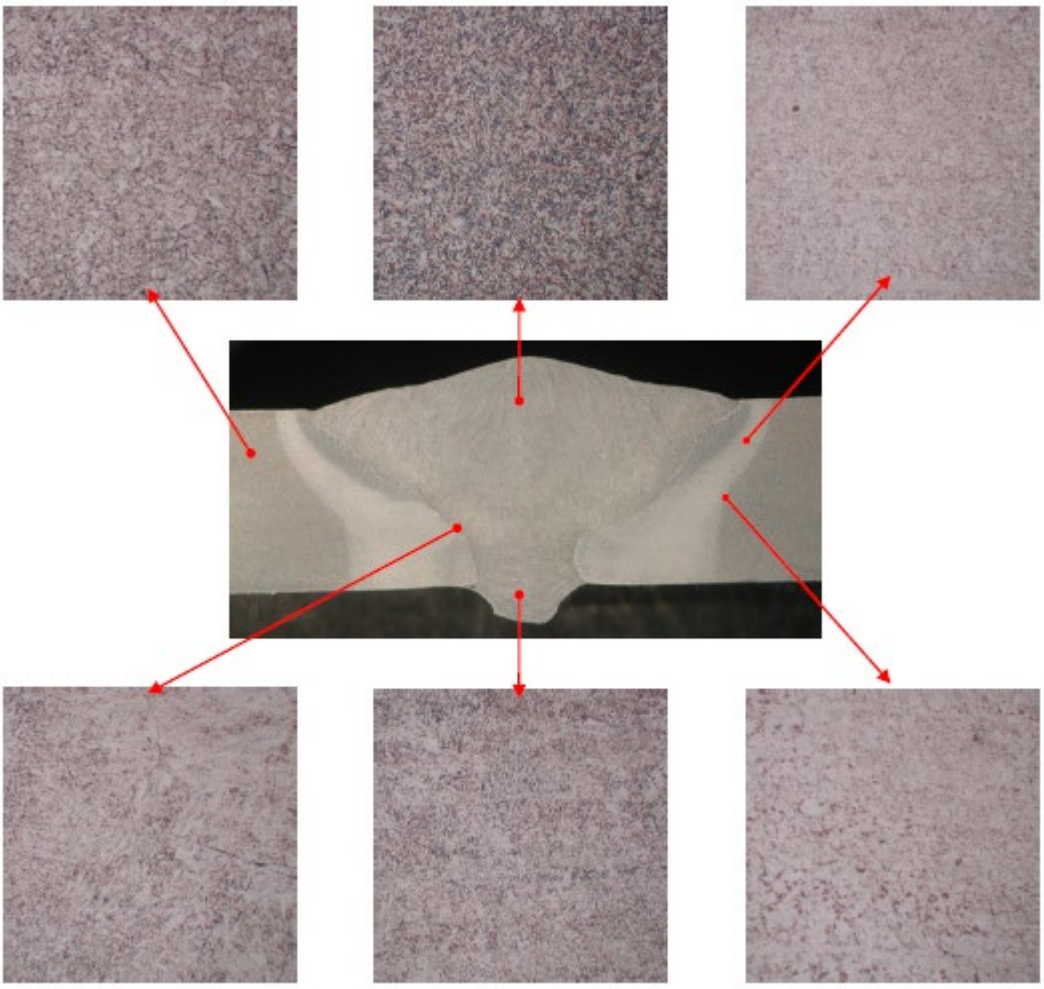
Tablo 4.6: Kaynakta kullanılan parametreler ve ısı girdileri (Gorka ve Kotarska, 2019).

		Dolgu Malzemesi		Kaynak Akımı					
Paso	Kaynak Prosesi	Tipi	Boyut (mm)	Kutuplama	Amper (A)	Ark Voltajı (V)	Kaynak Hızı (cm/dk)	Isı Girdisi (kJ/cm)	Zaman ($t_{8/5}$)
1	135	X96	1.2	+	120	17	12	10	10
2	135	X96	1.2	+	230	27	35	11	11
3	135	X96	1.2	+	230	27	35	11	11
4	135	X96	1.2	+	230	27	35	11	11
5	135	X96	1.2	+	230	27	35	11	11
6	135	X96	1.2	+	230	27	35	11	11
7	135	X96	1.2	+	230	27	35	11	11

Gerçekleştirilen sertlik testi grafiği Şekil 4.6, makro ve mikroyapı analizi görüntüleri ise Şekil 4.7'de gösterilmiştir.



Şekil 4.6: Kaynaklı bağlantının sertlik dağılımı (Gorka ve Kotarska, 2019).



Şekil 4.7: Kaynaklı birleştirmenin mikroyapısı (Gorka ve Kotarska, 2019).

Elde edilen tahribatlı ve tahribatsız sonuçların kaynak parametrelerinin kaynak spesifikasyonuna dahil edilenlerin doğru olduğunu kanıtladığını ifade etmişlerdir.

Kaynak parametrelerinin çok yüksek tutulmayıp olası bir yanma oluğunun önüne geçilmesi ve çok düşük tutulup olası bir düşük füzyon eksikliği oluşmasını engellenmiştir.

Gerçekleştirilen kök eğme ve yüz eğme testinde numunelerde çatlak gözlemlenmemiştir. Çekme testinde ortalama 994 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. -20℃'de gerçekleştirilen çentik darbe testinde ise füzyon bölgesinde minimum değer olan 27 J'un altında darbe tokluğu elde edilmemiştir. Sertlik testinde ise izin verilen maksimum 420 HV'nin üzerinde sonuç elde edilmemiştir. Yapılan mikroyapı testinde aşırı tane büyümesinin oluşmadığını ve yapının genel olarak martenzitik-beynitik olduğunu ifade etmişlerdir.

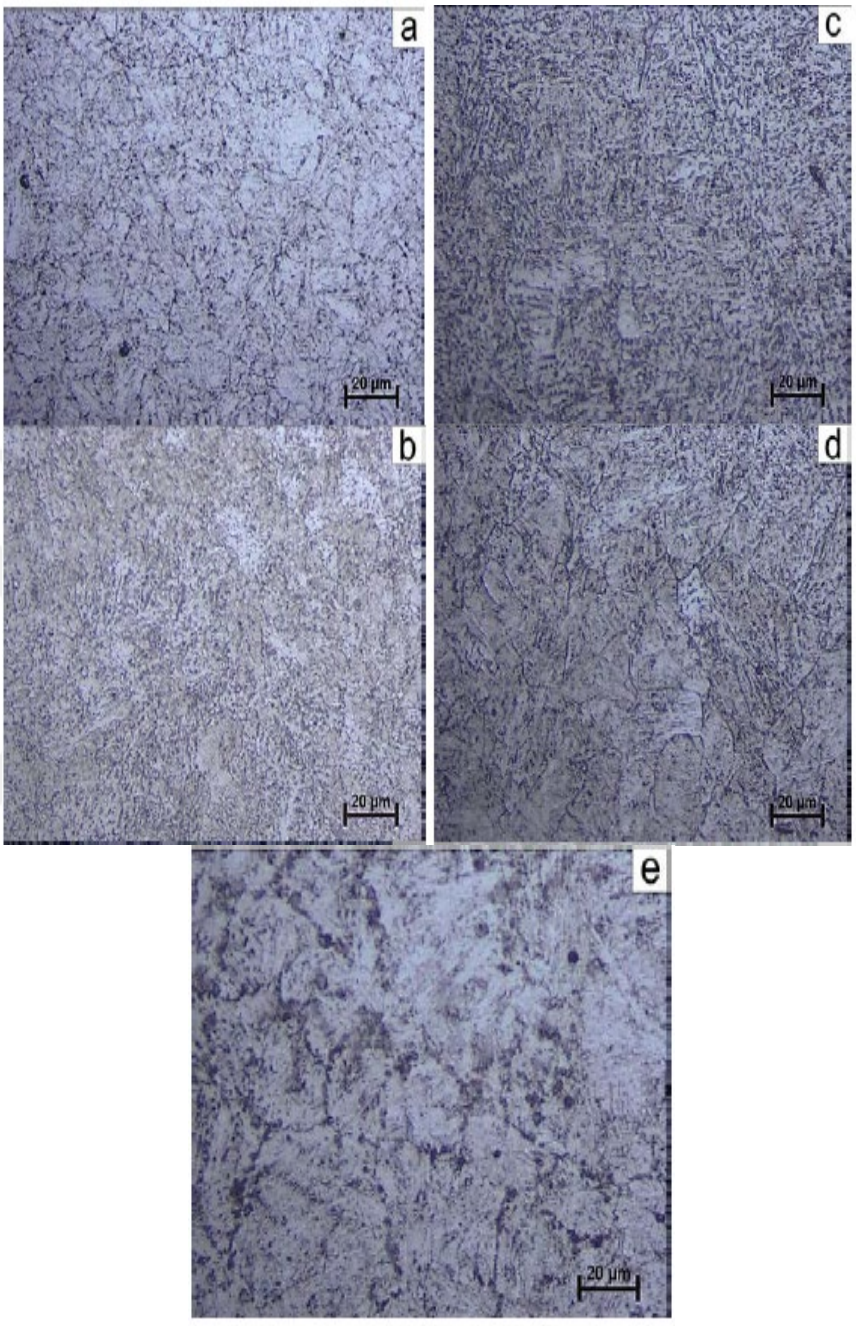
Türker M. (2017) Tozaltı kaynağıyla 25 mm S960QL çeliğini alın-alına birleştirmiş ve mikroyapısal incelemelerde tozaltı kaynak bölgeleri için mikroskobik muayene teknikleri uygulamıştır. Ana metalden ve kaynaktan elde edilen farklı numunelerin mekanik özellikleri için çekme, çentik darbe ve mikro sertlik testleri yapmıştır. Kaynak işleminde kullanmış olduğu parametreler Tablo 4.7'de verilmiştir.

Tablo 4.7: Mekanik testler için tozaltı kaynağı parametreleri.

Tel Çapı(mm)	Tel Hızı (mm/dk)	Voltaj (V)	Akım (A)	Kaynak Hızı (m/dk)
4.0	93	29	525	0,5

Deney sonuçlarına göre ana metal sertliği 316 HV ile 357 HV arasında değişmektedir. Kaynak metali sertlikleri 300 ila 340 HV arasında değişmektedir. ITAB'da sertlik değerleri 410-430 HV arasında ölçülmüştür. Kaynak metalindeki düşük sertlik değerlerinin soğuma hızına bağlı olarak tane büyümesi olduğunu belirtmiştir. ITAB'da ise oluşan martenzite bağlı olarak sertlik değerleri yüksek çıkmıştır. 25 mm numune içerisinden 3 katman olacak şekilde çıkartılan çekme testi sonuçlarına göre en yüksek 971 MPa akma dayanımı ile en alt katmanda yer alan numunede çıkmıştır. En geniş kaynağa sahip en üst katmandaki çekme numunesi ise 824 MPa akma mukavemeti vermiştir. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen çentik darbe testi sonuçlarında ana malzemenin çentik darbe tokluğunun kaynak bölgesinden yüksek olduğunu ve bunun da yüksek ısı girdisine bağlı olarak kaynak bölgesinde tane irileşmesi sonucu darbe tokluğunun düştüğünü ifade etmiştir. Mikroyapı incelemelerinde ise kaynak ve

füzyon-ITAB bölgesinin ana malzemeden daha iri taneli olduğunu gözlemlemiştir (Şekil 4.8).



Şekil 4.8: Birleştirmenin mikroyapı görüntüsü a)ana metal b) kök kaynağı ile kaynak metalinin kesişimi c) füzyon bölgesi ve kaynak metali arası d)kaynak metali e) ITAB (Türker, 2017).

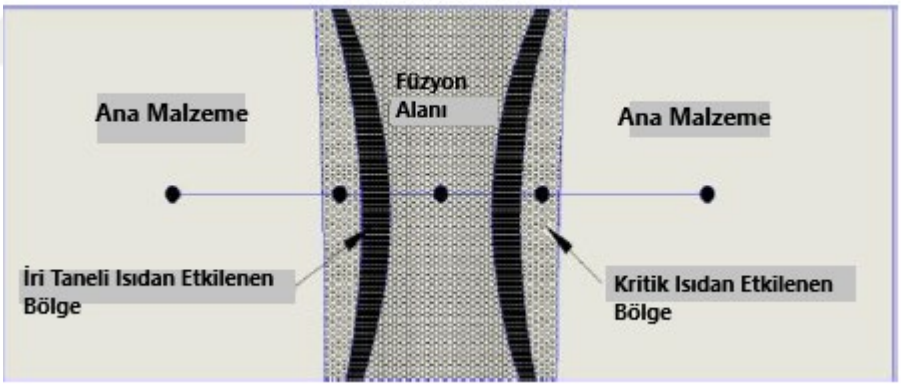
Ekinci Ö. ve Balaban Z. (2019) kW-fiber lazer kaynak makinesi kullanarak 6 mm kalınlığındaki yüksek dayanımlı düşük alaşımlı S960 çelik plaka yüzeyine kaynak yapılmıştır. Ayrıca bu çalışmada S700MC çeliğinin lazer kaynağı birleştirmesi üzerinde çalışmalar yapılmış ancak burada sadece S960QL çeliğinin sonuçları

değerlendirilecektir. S960QL çeliğinin birleştirmesinde kullanılan kaynak parametreleri Tablo 4.8'de verilmiştir.

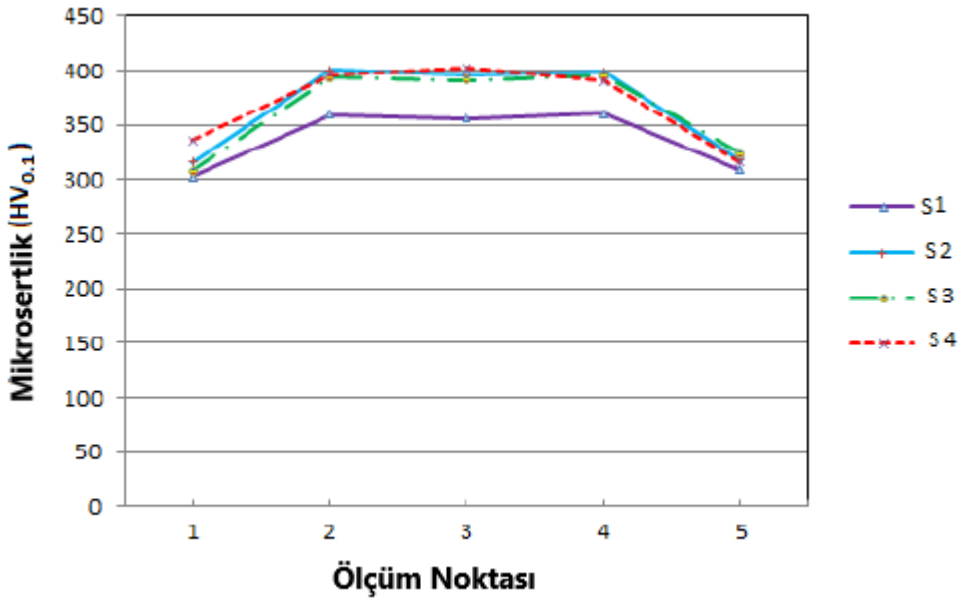
Tablo 4.8: S960QL çeliği birleştirilmesinde kullanılan kaynak parametreleri (Ekinci ve Balaban, 2019).

No	Malzeme	Malzeme Kalınlığı (mm)	Kaynak Tipi	Lazer Gücü (kW)	Kaynak Hızı (m/dk)	Koruyucu Gaz
S1	S960	6	Tek Paso (Dolgu malzemesi olamadan)	4	0,9	Saf Argon
S2				5	1,05	
S3				6	1,2	
S4				6	1,5	

Farklı kaynak parametreleri kullanılarak kaynak edilen S700 ve S900 çeliklerinin kaynak bölgesinin ısı tesiri altında kalan bölgesinin (ITAB) ve ana malzemenin mikroyapı ve mikrosertlik değerleri tespit edilmiştir. XRD yöntemi kullanarak kaynak dikişindeki fazlar incelenmiştir ve elde edilen birleştirmelere sertlik ve mikroyapı analizi yapılmıştır. Sertlik testinde sertlikler alındığı bölgeler Şekil 4.9 ve elde edilen sertlik sonuçları ait grafik Şekil 4.10'da verilmiştir.



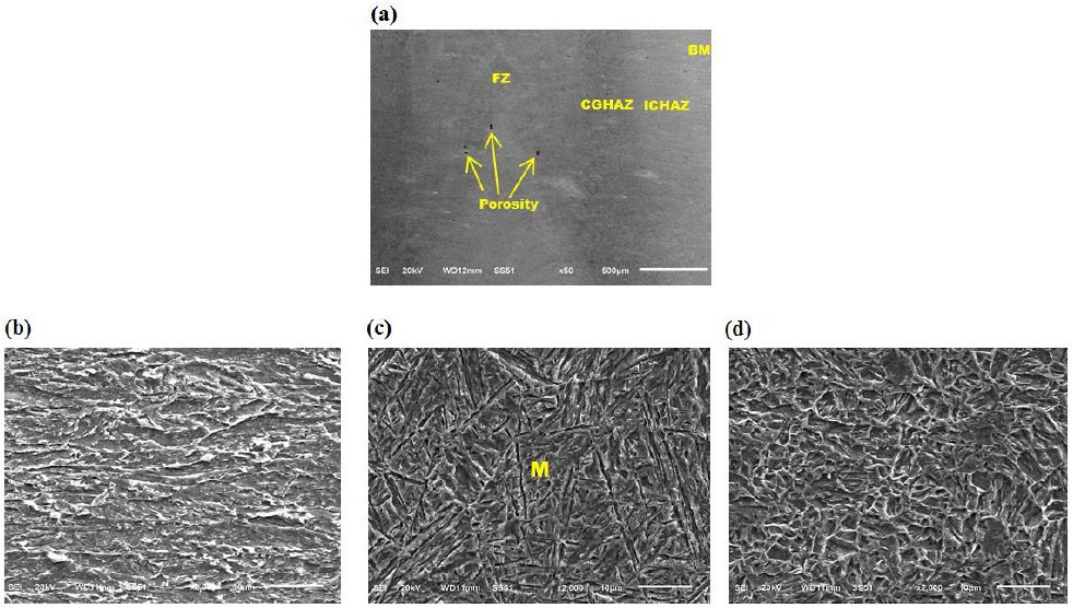
Şekil 4.9: Mikrosertlik sırası (Ekinci ve Balaban, 2019).



Şekil 4.10: S960QL lazer kaynağı için mikrosertlik testi sonuçları (Ekinci ve Balaban, 2019).

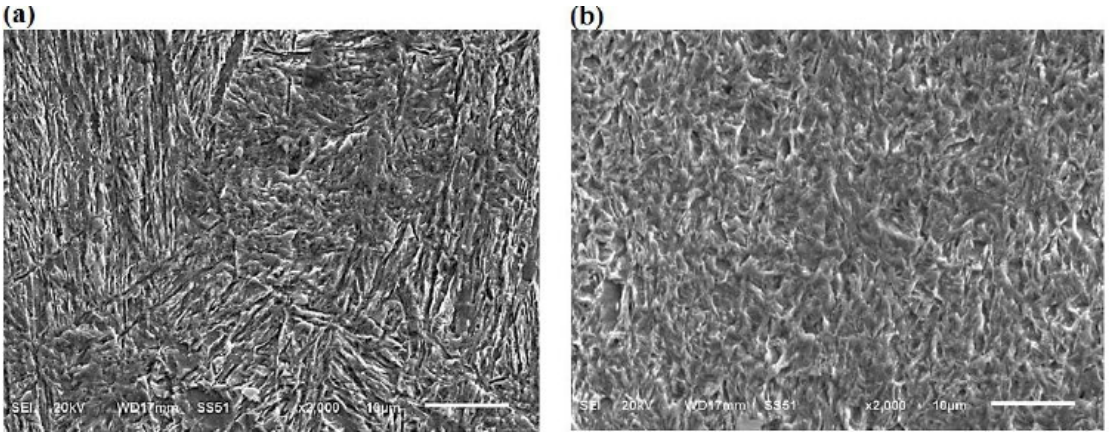
Yapılan sertlik testi sonuçlarına göre en yüksek sertliğin S4 en düşük ise S1 numunesinin sertlik değerleri olduğu çıkmıştır. Bunun nedeni olarak lazer kaynağında meydana gelen hızlı ısınma ve hızlı soğuma sonrası füzyon bölgesinde ve ITAB'da oluşan martenzit oluşumu olduğunu söylemişlerdir.

Gerçekleştirilen mikroyapı analizi sonuçları Şekil 4.11'de verilmiştir.



Şekil 4.11: S4 numunesinin mikroyapı görüntüsü a) kaynak kesiti görünümü b) ana malzeme c) füzyon bölgesi d) ITAB (Ekinci ve Balaban, 2019).

S4 numunesi üzerinde yapılan incelemede füzyon bölgesi ve ITAB martenzit fazından oluşmuştur. S2 numunesine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.12'de verilmiştir.



Şekil 4.12: S2 numunesinin mikroyapısı a) füzyon bölgesi b) ITAB (Ekinci ve Balaban, 2019).

S2 numunesinin mikroyapı incelemelerinde ITAB'da martenzit fazının yanında soğuma hızının düşmesi sonucu iri taneli yapılar oluşmuştur.

Çalışmanın sonucu olarak füzyon ve ITAB'ın mikroyapısı her bir kaynak parametresi için farklı çıkmıştır. Genel olarak yapının temperlenmiş martenzit olduğu ve bu da füzyon bölgesinde sertliğin artmasına neden olduğunu ifade etmişlerdir.

Sonuç olarak farklı kaynak yöntemleri kullanarak S960QL çeliğinin birleştirilmesi örneklerinden de görüleceği gibi başarılı bir şekilde birleştirme sağlanabilmektedir. Yapılan birleştirmeler de farklı kaynak yöntemlerine göre farklı deneysel sonuçlar çıkmıştır. Bunun sebebi olarak her bir kaynak yönteminin farklı ısı girdisi sonucu S960QL çeliğinin mekanik özelliklerine etki etmesidir. Genel itibari ile düşük ısı girdisi sağlayan lazer, lazer-hibrit kaynağı gibi kaynak yöntemleri S960QL çeliği üzerinde daha başarılı birleştirmelere neden olmuştur.

Yapılan çalışmalar genel itibari ile ısı girdisinin ve $t_{8/5}$ soğuma süresinin birleştirme özelliklere etkisi olmuştur. S960QL çeliğinin birleştirilmesinde gaz kompozisyonunun birleştirme özelliklerine etkisi araştırılmamıştır.

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. MAG Kaynak Yöntemi ile Birleştirmede Kullanılan Malzeme ve Donanımlar

5.1.1 Ana metal

MAG kaynak yönteminde farklı kaynak akımı ve koruyucu gaz kompozisyonu şartları altında birleştirilmek üzere 8 mm kalınlığında ultra yüksek mukavemetli S960QL çeliği kullanılmıştır. Bu çelik piyasadan temin edilmiş ve İmkosan Mühendislik Ltd. Şti.'de kimyasal içerikleri, spektral analiz ile belirlenmiştir (Tablo 5.1). Tablo 5.2'de ise literatürde belirtilen başlıca alaşım elementlerinin ağırlıkça değerleri, Tablo 5.3'te de literatürdeki mekanik özelliklerini göstermektedir.

Tablo 5.1: Çalışmada birleştirilen S960QL çeliğinin kimyasal bileşimi (ağ. %).

C	**Mn**	**Mo**	**Si**	**Cr**	**P**	**S**	**Ni**
0,152	1,25	0,598	0,202	0,191	0,0073	<0,0030	0,0464
Nb	**Ti**	**Al**	**V**	**Co**	**W**	**Pb**	**Fe**
<0,0020	<0,0010	0,0619	<0,034	0,0132	<0,025	<0,015	97,4

Tablo 5.2: S960QL çeliğinin tipik kimyasal içeriği(%ağırlık) (URL-7)

C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Al**	**N**	**Cu**	**Mo**
0,20	0,80	1,70	0,020	0,010	0,018	0,015	0,5	0,70
Ni	**Cr**	**V**	**Nb**	**Ti**	**B**	**Zr**	**Fe**	
2	1,5	0,12	0,06	0,05	0,005	0,15	Bal.	

Tablo 5.3: S960QL çeliğinin mekanik özellikleri (URL-7)

Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	% Uzama	Charpy Darbe Enerjisi (J)
≥ 960	980 - 1150	10	122

5.1.2 İlave metal

Birleşme işleminde kullanılan ilave gaz altı kaynak telinin kimyasal bileşimi Tablo 5.4'te ve mekanik özellikleri Tablo 5.5'de verilmiştir.

Tel Türü : Masif Gaz Altı Kaynak Teli

Marka : Bohler X 90-IG

Tel Çapı : Ø 1.2 mm

Standartlardaki Gösterilişi

TS EN ISO 16834-A : G 89 4 M21 Mn4Ni2,5CrMo

EN ISO 16834-A : G 89 4 M21 Mn4Ni2,5CrMo

AWS A5.28 : ER 120S-G

Tablo 5.4: İlave gaz altı kaynak telinin kimyasal bileşimi (%ağırlık).

C	**Cr**	**Mn**	**Si**	**Ni**	**Mo**
0,1	0,35	1,8	0,8	2,25	0,6

Tablo 5.5: İlave gaz altı kaynak telinin mekanik özellikleri.

Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Çentik Darbe Dayanımı (ISO-V/-40°C)	Uzama (%)
min. 890	940-1180	min. 47 J	min. 15

5.1.3. Koruyucu gaz

Bu çalışmada koruyucu gaz olarak %93 Ar-%2 O_2-%5 CO_2 ve %78 Ar-%2 O_2-%20 CO_2 karışım gazları kullanıldı. Argona ilave edilen CO_2, koruyucu gazın aktif gaz olmasına neden olur. Ark kararlılığını arttırmak, ıslatmayı arttırmak ve geniş nüfuziyet sağlamak amacıyla argona %5-25 ilave edilir.

CO_2 gazı Ar gazına göre aktif gaz olduğu için kaynak esnasında yüksek sıcaklıklarda CO_2 ve Ar'a ayrışır. CO_2 6500 K sıcaklığında tamamen ayrışmaya uğrar. Ayrışma

sonrası serbest kalmış O_2 kaynak esnasında erimiş banyodaki elementlerle birleşir. Bu işlem endotermik bir işlemdir. İyonize olan gaz akımı, kaynak banyosundaki Fe ile birleşir ve tekrar atomların molekül halinde birleşmesini sağlar. Burada gerçekleşen reaksiyonlar sonucu arktaki ısı artar ve derin bir nüfuziyet oluşur. (Anık ve Vural, 1993). Koruyucu gazdaki CO_2 oranının artışı arkta oluşan endotermik reaksiyonlara bağlı olarak artan ısı girdisinin birleştirilecek malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerini etkilemektedir (Ebrahimnia ve diğ, 2009; Mukhopadhyay, 2006).

Bu çalışmadada S960QL çeliğinin birleştirilmesinde koruyucu gazdaki CO_2 oranının makroyapı, mikroyapı ve mekanik özellikler üzerinde etkisi amaçlanmıştır.

5.1.4. Kaynak makinesi

Çalışma sırasında Şekil 5.1'de gösterilen KİLMAK İNO 500 gaz altı kaynak makinesi kullanılmıştır. Bu makine Pulse-Sinerjik fonksiyonlu, ayrılabilir tel besleme üniteli, hava soğutmalı inverter özelliğe sahiptir. Su soğutmalı, tel sürme üniteli bu gaz altı kaynak makinesinde alaşımsız yapı çelikleri, paslanmaz çelikler, alüminyum, alüminyum alaşımları kaynak edilebilmektedir. Synergic fonksiyonu ile birlikte ilave metal, tel çapı ve koruyucu gaz için uygun kaynak programı kullanabilen makine, malzemenin kalınlığına, telin hızına, kaynak akım değerlerine göre tüm parametreleri otomatik olarak ayarlamaktadır.



Şekil 5.1: Deneyde kullanılan KİLMAK İNO 500 gaz altı kaynak makinesi.

Çalışma sırasında kaynak makinesi ile birlikte fikstüre yerleştirilmiş Şekil 5.2'de gösterilen "kedi" olarak adlandırılan yürüyen bir robottan yararlanılmıştır. Söz konusu

robot kaynak hızının sabit kalmasına, kaynakçı tarafından oluşacak hataların minimumda tutulmasına yardımcı olmaktadır.



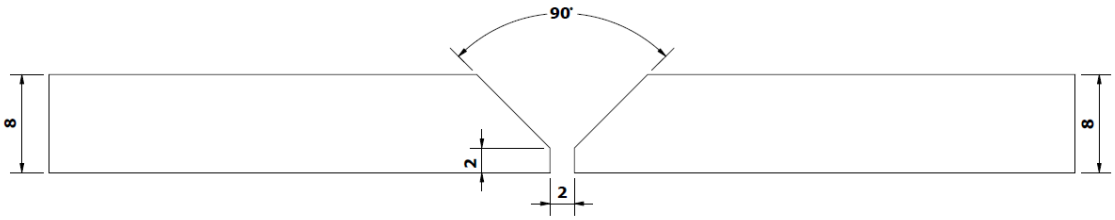
Şekil 5.2: Kaynak işlemlerinde kullanılan yürüyen robot tertibatı.

5.2. Kaynak İşlemlerinin Yapılışı

5.2.1. Kaynak hazırlığı

Temin edilen S960QL çeliği Atilla Profil Boru Metal San ve Tic. Ltd. Şti.'de TruLazer 5060 model lazer kesim cihazında 8×150×300 mm^3 boyutlarına getirilmiştir. 2500 W ve 1500 mm/dk kesim hızında işlem yapılmıştır. Yardımcı gaz olarak oksijenden yararlanılmıştır.

Şekil 5.3'te belirtilen ölçülere göre numunelere manuel taşlama yöntemi ile kaynak ağzı açılmıştır. İki adet ana malzemenin kaynak ağzı birleşim bölgelerinde 2 mm'lik pah kırılmıştır.



Şekil 5.3: Kaynak işlemi gerçekleştirilecek levhalarda kaynak ağzına dair geometrik ölçüler.

Malzemelerin boyutsal stabilitesinin sağlanabilmesi için kaynak yapılacak bölgelerin iki ucuna kaynak ile puntalama yöntemi ile montaj yapılmıştır. Şekil 5.4b'de görüldüğü gibi yerleştirilen puntalar sayesinde kaynak hataları minimuma çekilmeye çalışılmıştır. Birleştirme işlemi uygulanacak montajlı plakaların kaynak bitiş ve başlangıç bölgesindeki hataları önlemek amacıyla kaynak başlangıç ve bitiş bölgelerine parçalar montajlanmıştır (Şekil 5.4b).

Tüm bu kaynak işlemleri öncesi yapılan hazırlıklarla birlikte, kaynaklama öncesi S960QL çeliğine bir öntav uygulanıp, uygulanmayacağına karar vermede Şekil 2.6'daki tablodan ve denklem 5.1'den yararlanılmıştır. Buna göre çalışmada kullanılan 8 mm kalınlığındaki S960QL için öntava gerek olmadığı anlaşılmıştır.

Denklem 5.1'de karbon eşdeğeri CET ile tanımlanan kimyasal kompozisyon, plâka kalınlığı d, kaynak metalinin hidrojen miktarı HD, ısı girdisi Q, öntav sıcaklığını (Tp) hesaplamak üzere verilen formülde birleştirilebilir. CET değerinin nasıl hesaplanacağı ise denklem 5.1a'da ve Q değerinin nasıl hesaplanacağı denklem 5.2'de verilmiştir.

$$T_p = 697 \times CET + 160 \times \tanh(d/35) + 62 \times HD^{0.35} + (53 \times CET - 32) \times Q - 328 \ (°C) \qquad (5.1)$$

(Türk Standardı, 2004)

$$CET = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \qquad (5.1a)$$

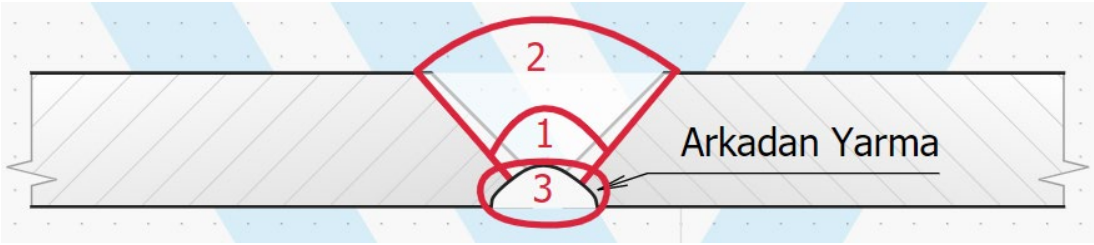


Şekil 5.4: a) Kaynak ağzı açısının açı ölçerle ölçüm kontrolü b) Puntalama ile montajı gerçekleşmiş levhalar.

5.2.2. Kaynak işlemi

Kaynak işlemine geçilmeden önce iki adet hurda plaka torç açılarının teyidi ve kaynak hızının belirlenmesi amacıyla her bir kaynak işleminden önce kaynatılmıştır. Her bir kaynak uygulaması üç paso olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Söz konusu birleştirme işleminde uygulanan pasoların sırası Şekil 5.5'deki gibidir.

İlk olarak Şekil 5.3'teki ölçüler ile montajlanmış numuneler tüm birleştirme uygulamasında sabit olarak kullanılan parametre olarak 140 Amper ve %93 Ar, %2 O_2, %5 CO_2 koruyucu gazı kullanılarak kök paso işlemi uygulanmıştır (Şekil 5.6). Daha sonra kök pasosu atılmış numunelere Tablo 5.6'daki değerlere göre dolgu kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir (2. paso).



Şekil 5.5: Kaynak sıra planı.



Şekil 5.6: Kök paso uygulanmış test plakası.

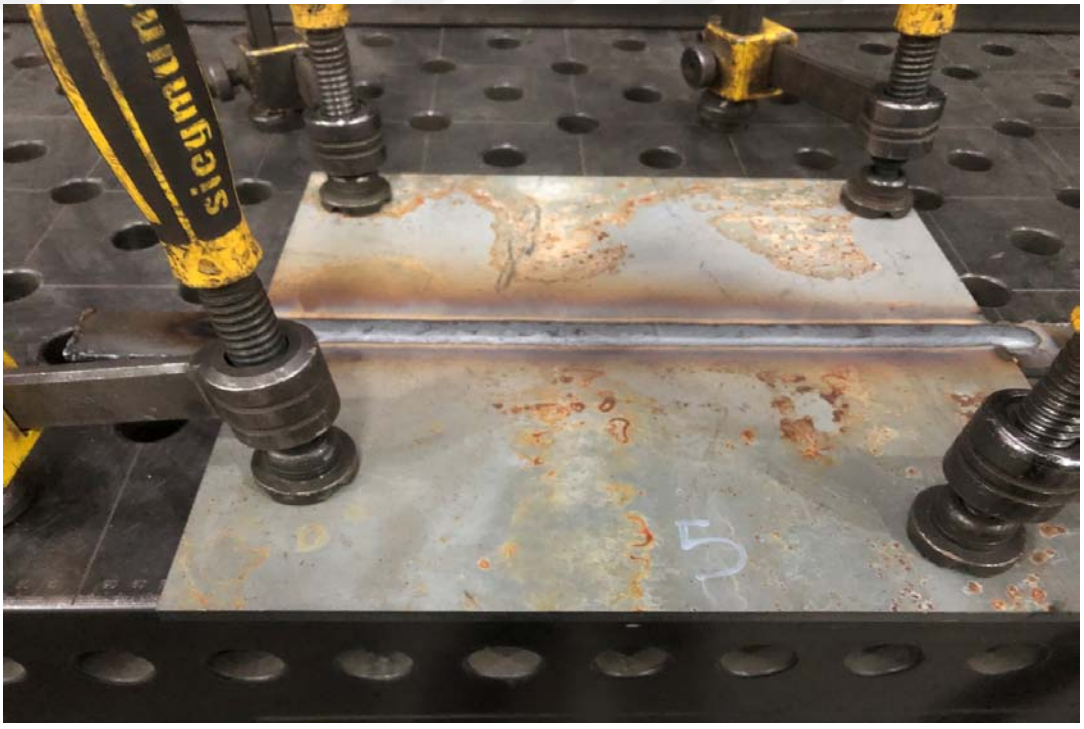
Kaynak uygulamasından sonra kökte oluşabilecek hataların minimize edilmesi için Şekil 5.7a'da gösterildiği üzere kaynaklanmış numunelere arkadan yarma işlemi uygulanmış ve numunelerin tamamının arkadan kök uygulaması 210 Amper ve %93 Ar, %2 O_2, %5 CO_2 koruyucu gazı kullanılarak kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Daha sonra numunelerde olası çarpılmaların önüne geçmek için birleştirme işlemi uygulanmış numuneler işkence ile Şekil 5.8'deki gibi sabitlenmiştir ve hava ortamında soğumaya bırakılmıştır.

Kaynak işlemi sırasında kaynaktaki ısı girdisini hesaplamak için kaynak işlemlerinin başlangıcından sonuna kadar süre tutulmuştur. Daha sonra tutulan süreler ve birleştirme sırasında kullanılan amper, voltaj ve kaynak uzunluğu, denklem 5.2 kullanılarak birleştirme işlemlerindeki ısı girdileri hesaplanmıştır. Denklem 5.2'de yer alan k değeri, MAG kaynağındaki ısıl verim faktörüdür ve 0.8 olarak alınır.

$$\text{Isı girdisi (kJ/mm)} = \frac{\text{Akım (A)} \times \text{Gerilim(V)} \times k \times 60}{\text{Kaynak hızı} \left(\frac{\text{mm}}{\text{dk}}\right) \times 1000} \tag{5.2}$$



Şekil 5.7: a) Kök yarma işlemi gerçekleştirilmiş numunenin görünümü b) Kaynak işlemi tamamlanmış numunenin görünümü.



Şekil 5.8: Kaynaklanmış numunenin çarpılmasını engellemek için işkencelerle sabitlenmiş deney numunesi.

Tez içerisinde, uygulanan kaynak parametrelerine bağlı sonuçların anlatımında karışıklıklara neden olunmaması amacıyla, birleştirilen numuneleri adlandırmak için kaynak parametreleri kodlanarak ifade edilmiştir. Bu kodlamayı şu şekilde tanımlamak mümkündür:

"Birleştirmede kullanılan amper değeri/birleştirmede kullanılan koruyucu gazın CO_2 oranı"

Bu şekilde kodlamalar sayesinde, tez kapsamında açıklanan deney sonuçlarının hangi kaynak parametrelerinde uygulanan numune için kullanıldığını kolayca anlamak mümkün olacaktır.

Tablo 5.6: Birleştirmede kullanılan kaynak parametreleri ve gaz türü.

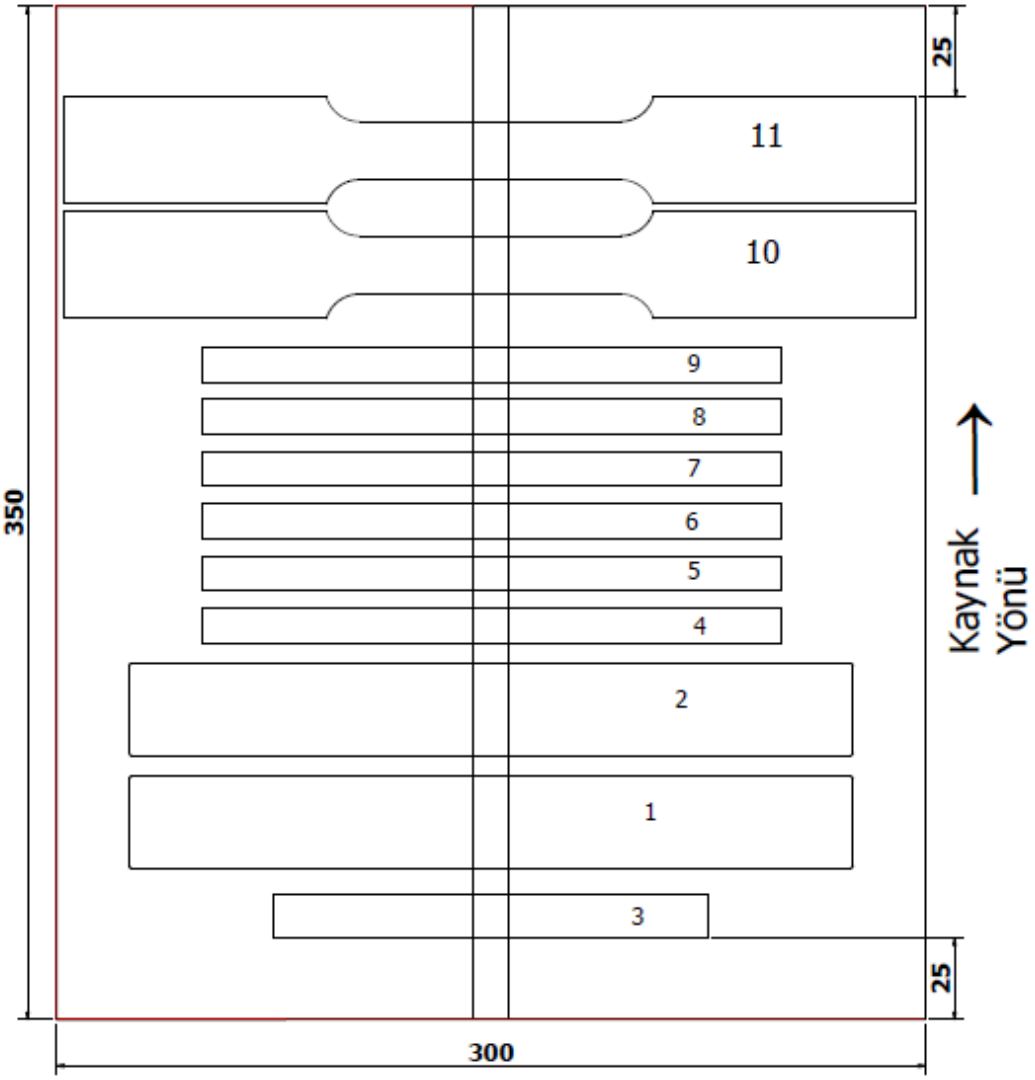
Numune Kodu	Paso	Dolgu Malzemesi		Amper (A)	Voltaj (V)	Tel Sürme Hızı(mm /dk)	Koruyucu Gaz(%)	Kaynak Hızı (mm/dk)	Isı Girdisi (kJ/mm)
		Tipi	Tel Çapı (mm)						
185/5	2	X90	1,2	185	24,6	6,7	93Ar + $2O_2$ + $5CO_2$	224	0,97
185/20	2	X90	1,2	185	24,6		78Ar + $2O_2$ + $20CO_2$		0,97
215/5	2	X90	1,2	215	27,1	8,5	93Ar + $2O_2$ + $5CO_2$	224	1,25
215/20	2	X90	1,2	215	27,1		78Ar + $2O_2$ + $20CO_2$		1,25
245/5	2	X90	1,2	245	29,5	9,8	93Ar + $2O_2$ + $5CO_2$	224	1,55
245/20	2	X90	1,2	245	29,5		78Ar + $2O_2$ + $20CO_2$		1,55
Kök Paso[1]	1	X90	1,2	140	21,7	5,9	93Ar + $2O_2$ + $5CO_2$	400	0,36
Alttan Kök[2]	3	X90	1,2	210	27,2	6,4	93Ar + $2O_2$ + $5CO_2$	448	0,61

Birleştirmeler için [1] kök pasonun, [2] arkadan yarma sonrasındaki kaynak şartlarını tanımlamaktadır.

5.3. Uygulanan Deneyler

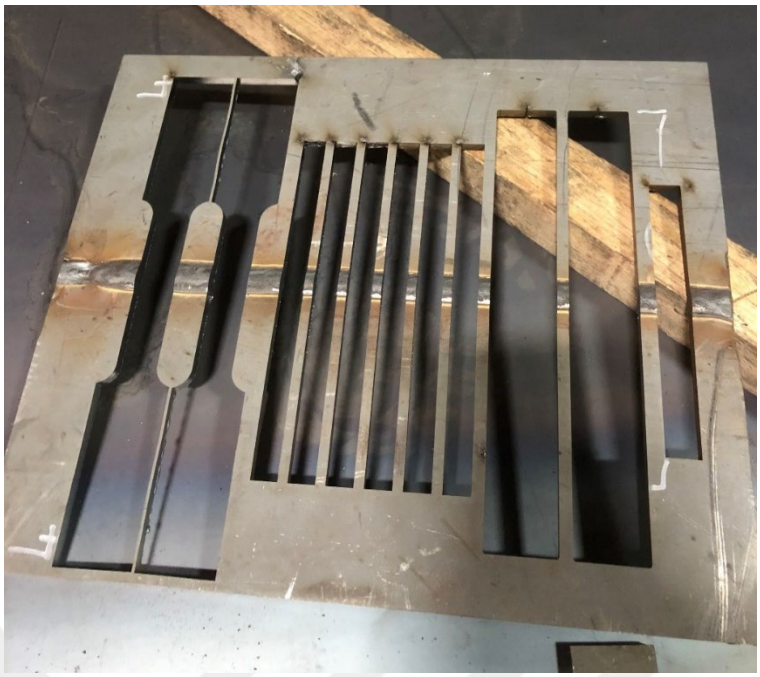
Birleştirme işlemlerinden sonra elde edilmiş olan numunelere görsel muayene, çekme, çentik darbe, mikroyapı ve makroyapı, mikro sertlik, eğme, darbe testleri uygulanmış, çekme ve çentik darbe numunelerinin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri alınmıştır.

Numunelerin elde edilmesi için, Atilla Profil'de Mazak Super Turbo markalı lazer kesim cihazı kullanılmıştır. Makroyapı, mikroyapı incelemeleri ve mikro sertlik ölçümleri için yüzeyde lazer kesim sırasında ısı girdisine bağlı olarak oluşacak yapı değişimlerinin etkisini bertaraf etmek amacıyla numune yüzeyleri CNC ile işlenmiştir. Şekil 5.9'da test numunelerinin kaynaklı bir birleştirmeden elde edilme bölgeleri gösterilmektedir. İlgili numune bölgeleri TS EN ISO 15614-1 standardına göre belirlenmiştir. TS EN ISO 15614-1 standardında belirtildiği üzere kaynak başlangıcı ve sonundan 25 mm test numunelerine dahil edilmeden ıskartaya ayrılmıştır.

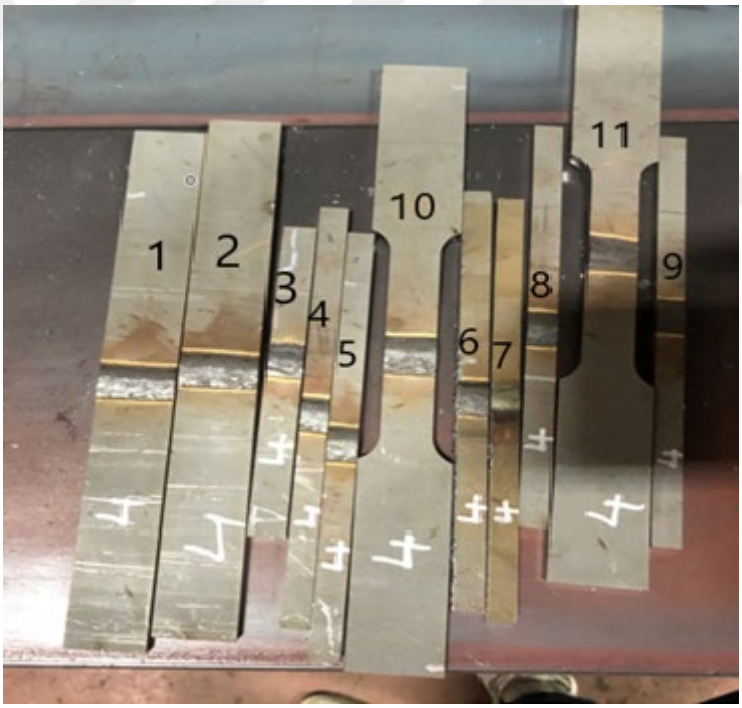


Şekil 5.9: Test numunelerinin kaynaklı numunelerden çıkarılma bölgeleri.

Şekil 5.10'da lazer kesim sonrası numuneleri çıkarılmış test plakası gösterilmektedir. Şekil 5.11'de lazer kesim ile elde edilen numunelerden 1 ve 2 numara eğme testinde, 3 numara makroyapı, mikroyapı ve sertlik testinde, 10 ve 11 numara çekme testinde 4-9 arasındaki numaralar ise darbe testinde kullanılmıştır.



Şekil 5.10: Lazer kesim sonrası numunelerin çıkarılmış test plakası.



Şekil 5.11: Deney numuneleri 1,2) eğme testi 3) makro, mikroyapı ve sertlik testi 10,11) çekme testi 4, 5, 6, 7, 8, 9) çentik darbe testi.

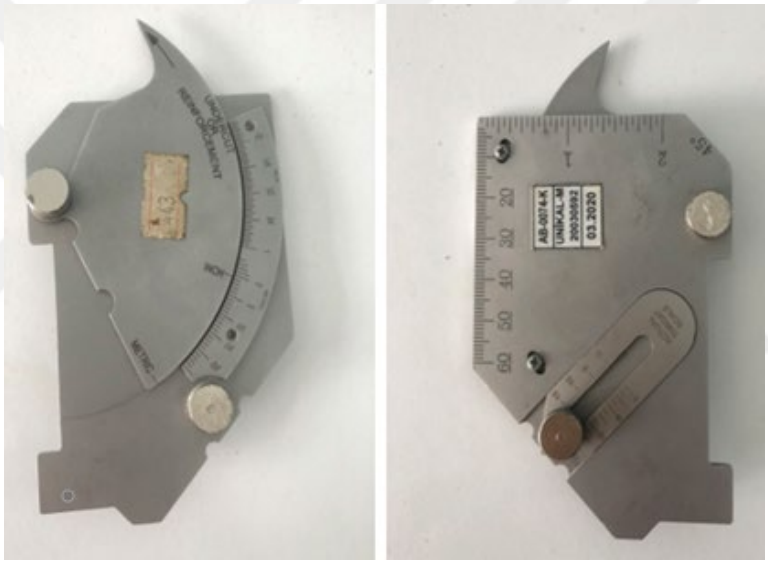
5.3.1. Görsel muayene

Görsel muayenede TS EN ISO 17637 :2011 Ergitme kaynaklarının tahribatsız muayenesi-Ergitme kaynaklı birleştirmelerin gözle muayene standardından yararlanılmış ve TS EN ISO 5817-2014 standardına göre test numunelerindeki

kusurların ve kaynak kep yüksekliği ve kep genişliği ölçümlerinin kalite seviyesi C esas alınmıştır.

Gözle muayene, kaynak kep ve kök bölgelerinin dikkatlice kontrol edilmesidir. Genelde kaynaklı bölgelerin muayenelerinde gerçekleştirilen ilk işlemdir. Özellikle kaynağın her iki yüzeyinde (kep ve kök) çatlak, yanma oluğu, yetersiz nüfuziyet, gözenek, kökte sarkma gibi kusurların kontrolü gerçekleştirilir (Celasun, 2012).

Birleştirme işlemi sonrası kaynak yüzeyinde herhangi bir çapak, gözenek, yanma oluğu, çatlak vs gibi süreksizliğin olup olmadığı gözle incelenmiştir. Yanma oluğu gözlemlenen numunelerde yanma oluğunun boyutu için kalibrasyonlu kaynak kumpası kullanılmıştır (Şekil 5.12).



Şekil 5.12: Yanma oluğu ölçümlerinde kullanılan kaynak kumpası.

5.3.2. Makroyapı deneyi

Şekil 5.9'da 3 nolu bölgeden çıkarılan 150×15 mm^2 boyutundaki numune KMT 400 KDG marka testere ile bor yağı yardımıyla metal kesim testeresinde 35×12 mm^2 boyutlandırması yapılmıştır (Şekil 5.13). CNC ile yüzeylerde bulunan lazer kesim izleri temizlenmiştir.



Şekil 5.13: Sertlik, mikroyapı ve makroyapı numunelerinin ön hazırlık işlemi a) Testerede kesim işlemi b) Sertlik, mikroyapı ve makroyapı numuneleri.

Makro inceleme görüntüleri End Denetim AŞ firmasında TS EN ISO 17639 standardına uygun şekilde yapılmıştır.

Sırası ile 60-110-180-220-400-600 numara kum SiC su zımparası yardımı ile yüzey zımparası yapılmış, 6 µm büyüklüğünde elmas süspansiyon ve su bazlı elmas yağlayıcı

ile parlatılmıştır. %5 Nitrik Asit+%95 Saf Alkol içeren dağlayıcıyla işlem yapılmış, daha sonra ise makro ölçekte incelemede bulunulmuştur. Makroyapı incelemesi yapılabilmesi için zımparalama ve parlatma işlemleri Şekil 5.14'te gösterilen Bulupol marka cihazda uygulanmıştır.

Makroyapı incelemesinde, birleştirilen numunelerde nüfuziyet ve süreksizlik kontrolü yapılmıştır. Ayrıca makro inceleme sonucu elde edilen görüntülerden ITAB genişlikleri Şekil 6.4'te incelenmiştir.



Şekil 5.14: Makroyapı inceleme öncesi yapılan yüzey işlemleri cihazı.

5.3.3. Mikroyapı deneyi

Mikroyapı, makroyapı ile sertlik ölçümleri aynı numuneler üzerinde yapılmıştır. Numuneler sırası ile Şekil 5.15'de gösterilen Saphir 330 marka yüzey işleme cihazında 400-600-800-1000-1200 mesh'lik zımpara ile zımparalanmış, ardından 3 μm'lik elmas pasta yardımı ile parlatılmış ve dağlamaya hazır hale getirilmiştir. Dağlama kimyasalı olarak 100 ml etil alkol-2 ml HCI-6 ml pikrik asit karışımı kullanılmıştır.



Şekil 5.15: Mikroyapı incelemeleri öncesi yapılan yüzey işleme cihazı.

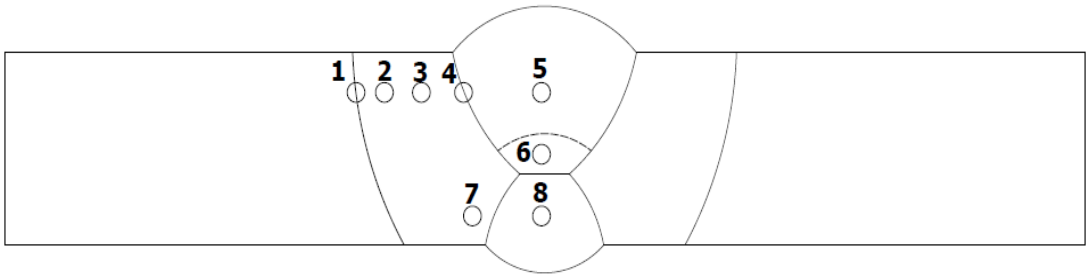
Mikroyapı incelemeleri İmkosan Mühendislik Ltd. Şti.'de Şekil 5.16'da gösterilen Nikon Eclipse E200 marka optik mikroskopta TS EN ISO 17639 standardına uygun şekilde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.16: Deneyde kullanılan optik mikroskop.

Mikroyapı görüntülerinin alındığı bölgeler Şekil 5.17'de verilmiştir. Alınan görüntülerin sol üst bölgesine görüntülerin hangi bölgeden alındığını tespit etmek amacıyla kodlama gerçekleştirilmiştir. Bu kodlamayı şu şekilde tanımlama mümkündür:

"Numuneye verilmiş olan kodlama-Şekil 5.17'de belirtilen mikroyapı görüntülerinin alındığı bölge"



Şekil 5.17: Mikroyapı görüntülerinin alındığı bölgeler.

5.3.4. Mikrosertlik deneyi

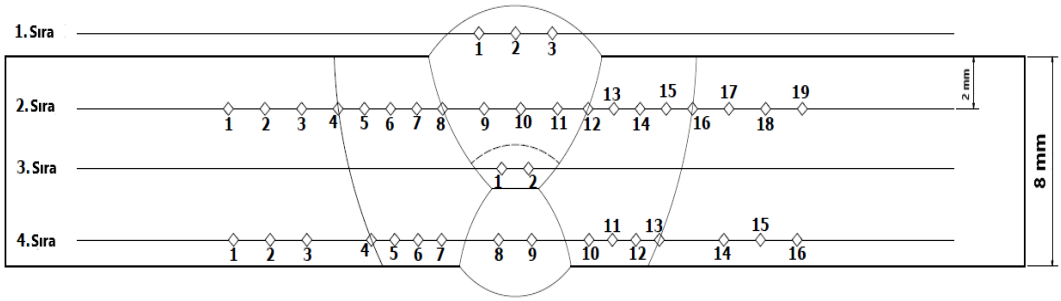
TS EN ISO 9015-1:2011 no'lu Metalik Malzemelerdeki Kaynaklar Üzerinde Tahribatlı Deneyler-Sertlik Deneyi-Bölüm 1: Ark Kaynaklı Birleştirmelerde Sertlik Deneyi Standardı kapsamında mikro sertlik deneyi gerçekleştirilmiştir.

Deney sırasındaki ölçümler İmkosan Mühendislik Ltd. Şti. firmasında Şekil 5.18'de yer alan Highdwood hwdv-x3s marka cihaz ile Vickers sertlik ölçme yöntemi kullanılarak yapılmıştır. Uygulama sırasında elmas piramit uç ve 1000 g yükten yararlanılmış, yük 10 s süre ile uygulanmıştır.



Şekil 5.18: Mikro sertlik deneyinde kullanılan sertlik ölçüm cihazı.

Şekil 5.19'da gösterilen bölgelerden mikrosertlik alınmıştır. 2. sıra sertlik, numune kesitinin 2 mm altından alınmış ve her bir nokta arası 2 mm olacak şekilde sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sıralar arası mesafe ise parametrelerin değişkenlik göstermesinden dolayı kaynak bölgelerinin farklılık göstermesi sonucu mesafe 2-4 mm olarak alınmıştır.



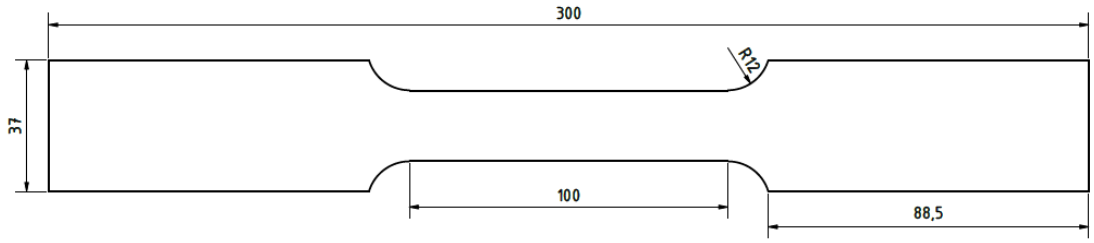
Şekil 5.19: UHS S960QL çeliğinin MAG kaynağıyla farklı akım ve CO_2 kompozisyonunda yapılan birleştirmelerin kaynak kesitine dik numunelerde gerçekleştirilen sıra sertlik şeklindeki mikrosertlik ölçüm yerlerinin gösterimi.

5.3.5. Çekme deneyi

TS EN ISO 4136 Numaralı Metalik Malzemelerin Üzerinde Yapılan Tahribatlı Deneyler, Enine Çekme Deneyi isimli standarttan yararlanılmış, numuneler bu standarda göre hazırlanmış, deney şartları da yine bu standart kapsamında ele alınmıştır.

Tablo 5.6'da verilen kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilen S960QL plakaların çekme deneyleri, geometrik detayları Şekil 5.20'de gösterilen ölçülerde gerçekleştirilmiştir. Her bir birleştirme uygulamasından ikişer adet çekme testi numunesi çıkartılmıştır. Çekme testi, 0,0067 1/s çekme hızında ve oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.

Ölçülere göre deney parçası Atilla Profil'de yer alan Super Turbo markalı lazer kesim cihazında kaynak yeri merkezde olacak şekilde boyutlandırılmıştır. Daha sonra taşlama yöntemi kullanılarak deney parçalarının yüzeylerindeki kaynak kepleri taşlanmıştır.



Şekil 5.20: Testte kullanılan çekme numunesinin ölçüleri.

Taşlama yöntemi ile yüzeyi düzeltilmiş olan çekme numuneleri Gedik Holding Test Merkezi'nde yer alan Şekil 5.21'de gösterilen Zwick/Roel marka çekme cihazında gerçekleştirilmiştir.

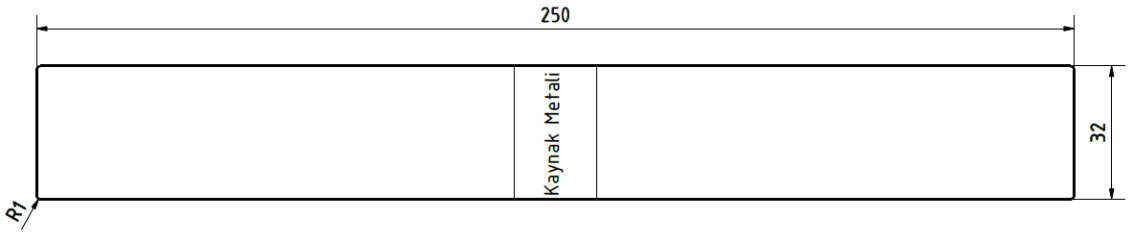


Şekil 5.21: Çekme ve eğme testinde kullanılan Zwick/Roel marka cihaz.

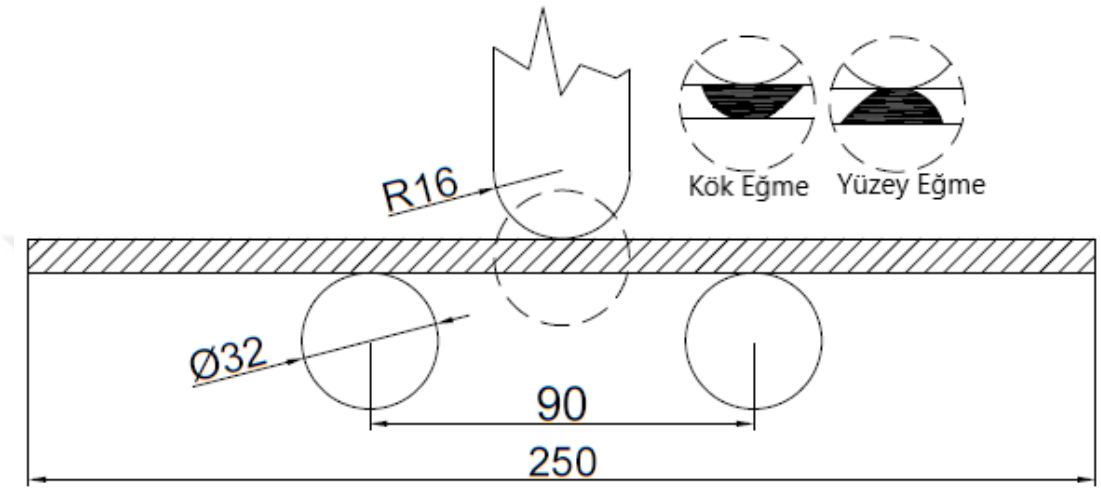
5.3.6. Eğme deneyi

Bu deney kaynaklı birleştirme yüzeyindeki ya da yakınındaki bölgede birleştirmenin sünekliliğini ya da yüzeye yakın kusurların mevcut olup olmadığının değerlendirilmesi için TS EN ISO 5173 standardına uygun olarak yapılır. Alın kaynaklı ya da giydirme kaynaklı numunelere uygulanır. Kaynaklı plakalarda numuneler lazer kesim işlemiyle Şekil 5.22'de gösterilen her bir birleştirilmiş plakalardan kök eğme ve yüzey eğme testi için 250×32×8 mm^3 ölçülerde kesilmiştir.

Kesilen numunelerin kök ve kep bölgeleri taşlama yöntemi ile giderilmiştir. Eğme deneyleri Şekil 5.23'de gösterilen düzenekte yapılmıştır. Birleştirilen S960QL plakaların kaynak yüzeyi ve kök kısmı mukavemetleri ile varsa kaynak hatalarının tespiti için üç-nokta eğme deneyleri çekme testinde kullanılan Şekil 5.21'de gösterilen Zwick marka düzenekte üzerindeki aparat değiştirilerek gerçekleştirilmiştir. Testler Gedik Test Merkezi laboratuvarında 180º, yani U-şekli alıncaya veya çatlama, kırılma görülünceye kadar yükleme yapılarak kök eğme ve yüzey eğme testi gerçekleştirilmiştir. Eğme testinde mandrel basma kuvveti olarak 40 kN/cm^2 ve eğme mandreli deformasyon hızı ise 4-5 mm/dk değerleri kullanılmıştır.



Şekil 5.22: Testte kullanılan eğme testi numunesinin ölçüleri.



Şekil 5.23: Üç-nokta eğme deney düzeneğine ait geometrik detaylar (ölçüler mm).

Deney sonrası elde edilen numunelerin çatlama görülünceye kadarki eğme açıları Şekil 5.24'de gösterildiği üzere açı ölçerle ölçülmüştür ve elde edilen kök eğme ve yüzey eğme açıları Tablo 6.2'de verilmiştir.



Şekil 5.24: Eğme testi sonrası numunelerin açıölçerle eğme açılarının ölçülmesi.

5.3.7. Çentik darbe testi

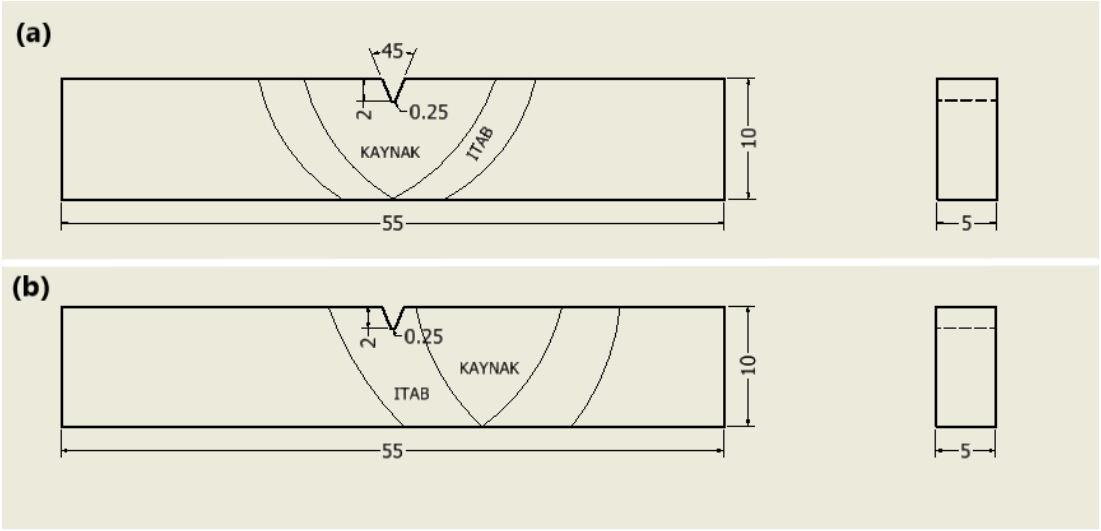
MAG kaynağı ile birleştirilmiş olan S960QL çeliğinin darbeye karşı davranışının anlaşılabilmesi için kaynaklı numuneler üzerinde Charpy çentik darbe deneyi TS EN ISO 148-1 standardına göre gerçekleştirilmiştir.

Test numuneleri lazer kesim cihazı 200×12 mm ebatlarında kesilmiştir. Daha sonra CNC'de EN ISO 9016 standardına uygun 55×10×5 mm^3 ebatlara getirilmiştir (Şekil 5.25).



Şekil 5.25: Çentik darbe testi numuneleri.

CNC'de 55×10×5 mm^3'e getirilen deney numuneleri Blacks Charpy markalı cihazda çentik açma işlemi uygulanarak teste hazır hale getirilmiştir. Deney numuneleri KM merkezi ve ITAB merkezi olacak şekilde Şekil 5.26'daki ölçülerde ve TS EN ISO 9016'ya göre numuneler hazırlanmıştır.



Şekil 5.26: Çentik darbe numunesi ölçüleri a) kaynak metali b) ITAB (ölçüler mm)

Test için hazırlanan numuneler End Endüstriyel Denetim AŞ firmasında Şekil 5.27'daki ALŞA marka cihaz ile çentik darbe testi yapılmış, test oda sıcaklığında uygulanmıştır.



Şekil 5.27: Testte kullanılan çentik darbe testi cihazı.

5.3.8. SEM görüntülemeleri incelemesi

Hem çekme hem de çentik darbe testi tamamlanmış olan numunelerin kırık yüzeylerinin incelemesi için Şekil 5.28'de gösterilen JEOL 6060 LV marka SEM cihazı kullanılmıştır. İnceleme sırasında 20 Kv enerjiden yararlanılmıştır.

Çekme testini tamamlanmış olan numuneler testereler sayesinde 15 mm boyutunda kesilmiştir. Çentik darbe testi numuneleri için ise herhangi bir ön hazırlık yapılmamıştır.

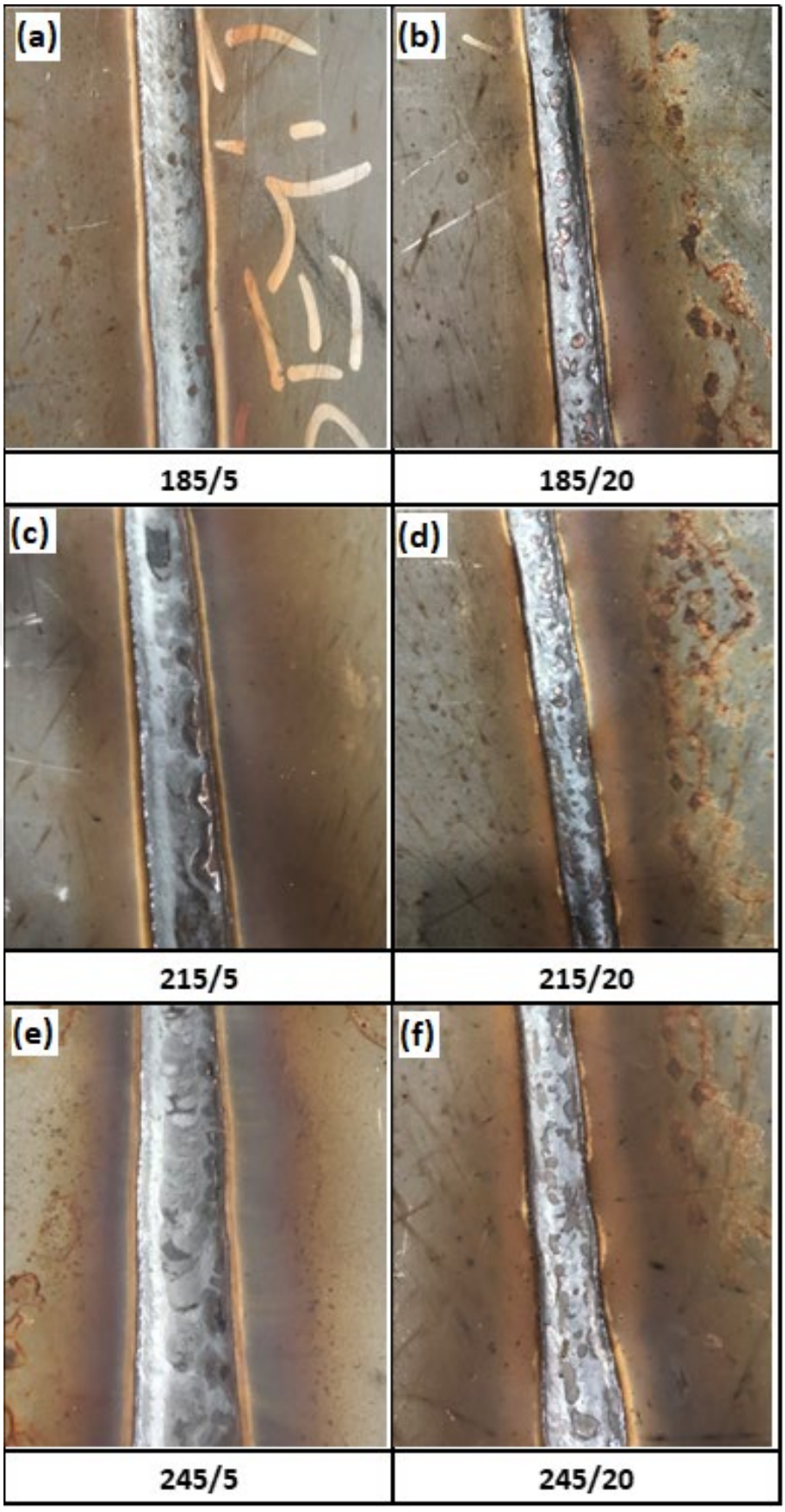


Şekil 5.28: Analizde kullanılan SEM cihazı

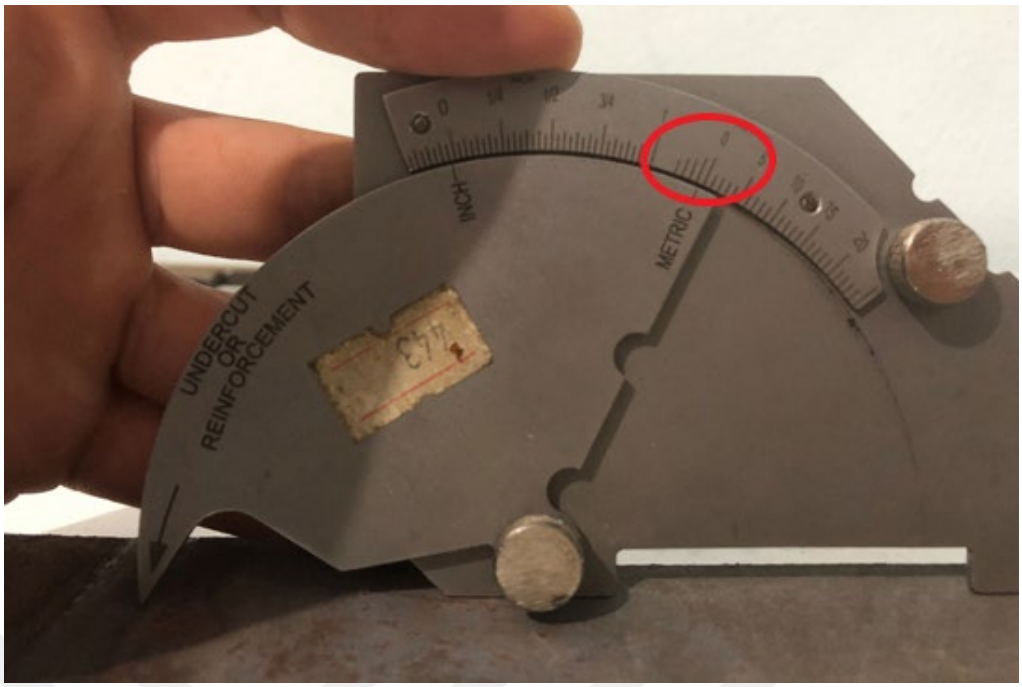
BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Görsel Muayene

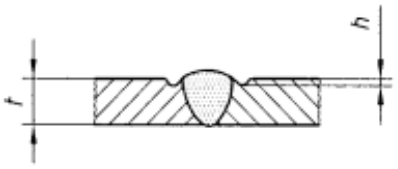
Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı S960QL çeliğinin, detayları Tablo 5.6'da verilmiş olan farklı akım ve gaz kompozisyonu şartlarında MAG yöntemiyle gerçekleştirilmiş kaynak denemelerinin yüzey resimleri Şekil 6.1'de gösterilmektedir. Birleştirme yüzeylerinde yapılan görsel muayenelerde ilk olarak kaynak akım şiddeti ile koruyucu gaz karışımındaki CO_2 oranının artmasıyla beraber nispeten azalan ark kararlılığının ve daha fazla iri damla iletiminin sonucu olarak sıçrantı miktarının arttığı gözlemlenmiştir. Akım değeri ve CO_2 oranındaki artışın getirdiği diğer bir sonuç olarak yanma oluğu oluşumu eğiliminin arttığıdır ki bu durum, özellikle en yüksek akım ve CO_2 değerlerinin kullanıldığı 245/20 kodlu birleştirmede daha belirgindir. Yanma olukları Şekil 6.2'de gösterildiği gibi kaynak kumpası ile ölçülmüş ve yanma oluğu derinliği her iki numunede de 0,4 mm çıkmıştır. Bu sonuç TS EN ISO 5817-Sınıf C'de yer alan denklem 6.1'de gösterilen denklem ile hesaplanmış ve sonucun TS EN ISO 5817-Sınıf C'ye göre kusurun uygun olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 6.1: Kaynak işlemi sonrası kaynak yüzeylerinin görünümü.



Şekil 6.2: Tespit edilen yanma oluğunun kaynakçı kumpası ile ölçümü.



Şekil 6.3: Yanma oluğu bağıntısı gösterimi.

$$h \leq 0{,}1 \times t, \text{ ancak en çok } 0{,}5 \text{ mm} \qquad (6.1)$$

Burada;

h = yanma oluğu derinliği

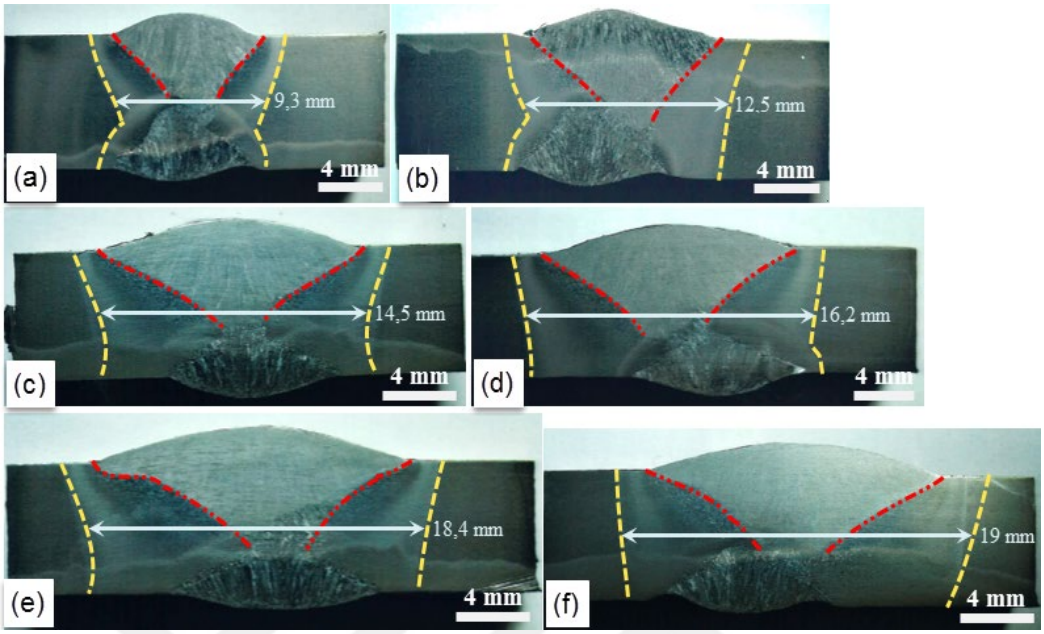
t = malzeme kalınlığı

6.2. Makroyapı Testi

Şekil 6.4'te kaynak denemelerinin, kaynak yönüne dik şekilde kesimi sonrasında parlatılıp, dağlanmış makroyapı numunelerinin kök, üst ve alt kapak pasolarını da içeren KM ve ITAB makroyapıları gösterilmektedir. Öncelikle kaynak işlemleri sonrasında bütün numuneler için yeterli bir nüfuziyetten bahsetmek mümkündür ve ayrıca makro incelemelerde boşluk vb. gibi bir içyapı süreksizliğinin varlığı da tespit edilmemiştir. Yapılan gözlem ve ölçüm sonuçlarına göre ise kaynak akım şiddetinin

ve koruyucu gaz kompozisyonunda CO_2 oranının artmasının kombinasyonu sonucu, kırmızı renkte ve noktalı kesikli çizgilerle tanımlanan ergiyip katılaşmış KM bölgesine ait kep kısmının genişlediği, nüfuziyet derinliğinin arttığı, sonuçta da bu KM bölgesinin hacminde bir artışın olduğu anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, iyi bilinmektedir ki herhangi bir yöntemle kaynak yapılmış bir iş-parçası için kalite algısındaki önemli ölçütlerden birisi de o birleştirmeye ait ITAB'daki mikroyapısal değişimler ve bu bölgenin genişliğidir ki uygulanan kaynak parametrelerince sadece bu bölgenin kontrol altında tutulmasıyla kaynaklı birleştirmenin özellikleri iyileştirilebilmektedir (Linnert, 1994). Bu noktadaki temel hedef, ısı girdisine bağlı olarak oluşan ITAB alanını, mikroyapısal değişime bağlı olarak mekanik özelliklerde meydana gelen ani değişim/azalma sebebiyle minimum seviyede tutmak olmaktadır (Gunaraj ve Murugan, 2002). Buradan hareketle, Şekil 5'te verilen makroyapılar üzerinde sarı renkli kesikli çizgilerle sınırlandırılmış ITAB alanlarının görsel karşılaştırılması ve iş-parçası kalınlığının yarısından yapılan ölçüm sonuçlarından da anlaşılabileceği gibi, aynı kaynak akımı değerinde %20 CO_2 katkılı koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirilen birleştirmelerin ITAB genişliğinin, %5 CO_2 kullanımına göre daha geniş olduğu görülmektedir. Bu nedenle, aktif bir gaz olan CO_2'nin karışım gazındaki artan oranı, S960QL çeliğinin MAG ile kaynağı esnasında arkta gerçekleşen ekzotermik reaksiyonlara bağlı olarak ark ısısını da arttırdığı açıktır. Ayrıca beklenildiği üzere, yine yüksek ısı girdisi sağlaması sebebiyle akım şiddetinin artışına paralel olarak ITAB genişlikleri için yine bir artış eğilimi söz konusudur (Gunaraj ve Murugan, 2002). Öte yandan, A değerine ve CO_2 oranına bağlı ölçüm sonuçları ayrı ayrı irdelendiğinde, kaynak akımının etkisinin daha belirleyici olduğu görülmektedir. Örneğin, sadece CO_2 oranına bağlı ITAB genişliğindeki en fazla artış 3,2 mm (12,5 − 9,3) ile 185 A'de olurken, akımın 185'den 245 A'e çıkarılması durumundaki artışın değeri 5,2 mm olmuştur. Çünkü ısı girdisi hesaplamasında kullanılan eşitlik de dikkate alındığında, A faktörünün oldukça etkili olduğu; artan A ile açığa çıkan ısının önemli miktarının da metal kesiti boyunca iletildiği açıktır (Adak ve ark., 2015). Bu durum, Karabulut ve ark. (2016) tarafından yapılan çalışma sonuçlarıyla da uyumluluk içerisindedir, zira yazarlar mikroalaşımlı çeliğin tozaltı kaynağında akım şiddetinin arttırılmasının ITAB'ın genişliğinin de artmasına yola açtığını belirtmişlerdir. Son olarak dikkat edilecek olursa, Şekil 6.4'te sunulan benzer ölçekli resimlerde akım şiddetindeki artış, kaynak bölgesinin ifade edilebilmesi için daha geniş bir fotoğrafın

kullanılmasını gerektirmiş; özellikle akımın 185 A'dan 215 ve 245 A değerlerine çıkarılmasının bu yöndeki etkisinin daha belirgin olduğu tespit edilmiştir.



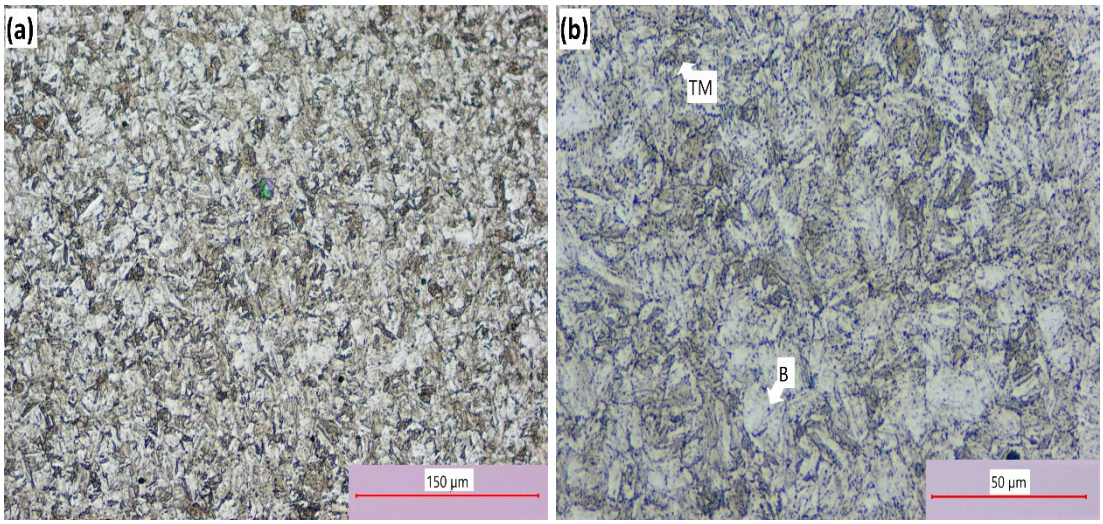
Şekil 6.4: YMDA S960QL çeliği için farklı MAG parametrelerinde yapılan kaynak denemelerine ait makroyapılar (a) 185/5, (b) 185/20, (c) 215/5, (d) 215/20, (e) 245/5 ve (f) 245/20.

6.3. Mikroyapı Analizi

Makro yapı incelemede gördüğümüz yapıyı daha detaylı incelemek amacıyla 200× ve 500× büyütmelerde mikroyapı görüntüleri alınmıştır.

Yapılan mikroyapı incelemelerine ait görüntüler Şekil 6.5-Şekil 6.11'de verilmektedir.

Şekil 6.5'te verilen optik mikroskop görüntülerine göre, uygulanan akım ve CO_2 değerlerinin kaynak bölgesinin mikroyapısal gelişimi üzerinde de etkili olduğunu göstermiştir. Üreticiden tedarik edilen S960QL EM Şekil 6.5'de görülebileceği gibi ince taneli temperlenmiş martenzit (TM) ve beynit (B) yapısına sahiptir.



Şekil 6.5: Çalışmada kullanılan ultra yüksek mukavemetli S960QL çeliğinin TM+B'den oluşan mikroyapı fotoğrafı a) 1000× b) 500×.

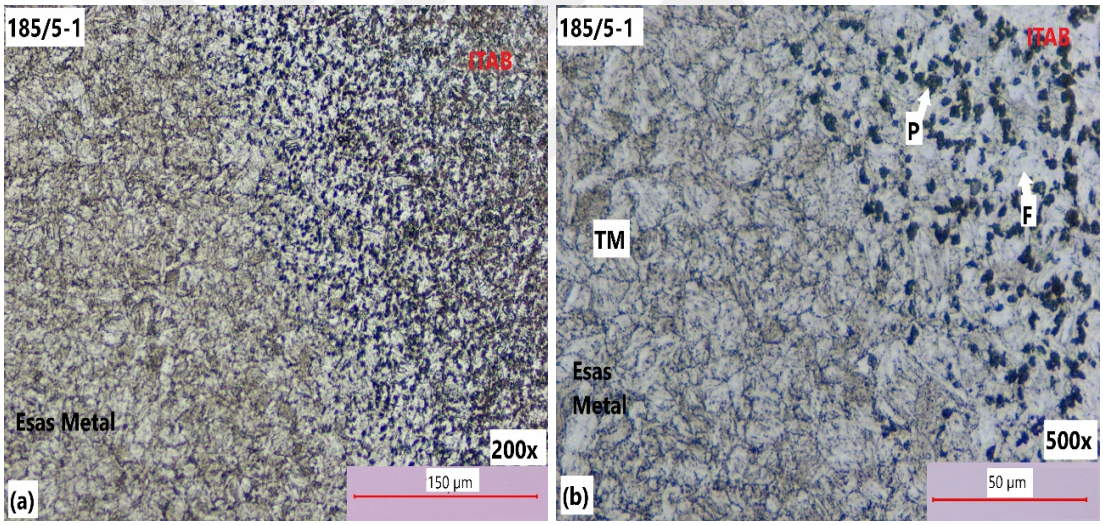
185/5 numunesi 0,97 kJ/mm ile en düşük ısı girdisi ile gerçekleştirilen birleştirmedir. Birleştirme sonrası yapılan mikroyapı incelemelerinde ITAB'da kaynak metaline (KM)'ye en yakın bölgede iri tanelerin oluştuğu ve yapıda martenzit fazları tespit edilmiştir (Şekil 6.6g, Şekil 6.6h). Martenzit fazının yanında beynitik yapı oluşmuştur. Mikroyapı görüntüsünün alındığı bu bölge kaynak esnasında 1200-1450 °C'lere kadar ısınıp ana malzemenin soğuk olmasından dolayı o bölgeye hızla bir ısı çekişi gerçekleştirilerek hızla soğumaya başlar ve $t_{8/5}$ sıcaklığını kısa sürede geçer. Dolayısıyla S960QL çeliği gibi dönüşümle sertleştirilebilen çeliklerin kaynağa yakın ITAB'ında kolayca martenzit oluşabilir (Ertürk ve diğ, 2017). KM'den uzaklaştıkça tanelerin daha da inceldiği tespit edilmiştir (Şekil 6.6c, Şekil 6.6d). Yapıda maretenzitik yapının yerini daha ince taneli şekilde beynitik ve martenzitik yapı almıştır.

Esas metal (EM)-ITAB geçiş bölgesi kaynak sonrası 700 °C'lere kadar ısındığı tahmin edilmektedir ve KM'den ana malzemeye doğru gerçekleşen ısı akışı sebebi ile yavaş bir şekilde soğur. Bu sebeple yapıdaki temper martenzit ferrit ve perlite dönüşebilir (Şekil 6.6a, Şekil 6.6b). 1. bölgeden alınan mikroyapı görüntülerine göre temper martenzit yapının ferrit ve perlite dönüşmesi bu şekilde açıklanabilir.

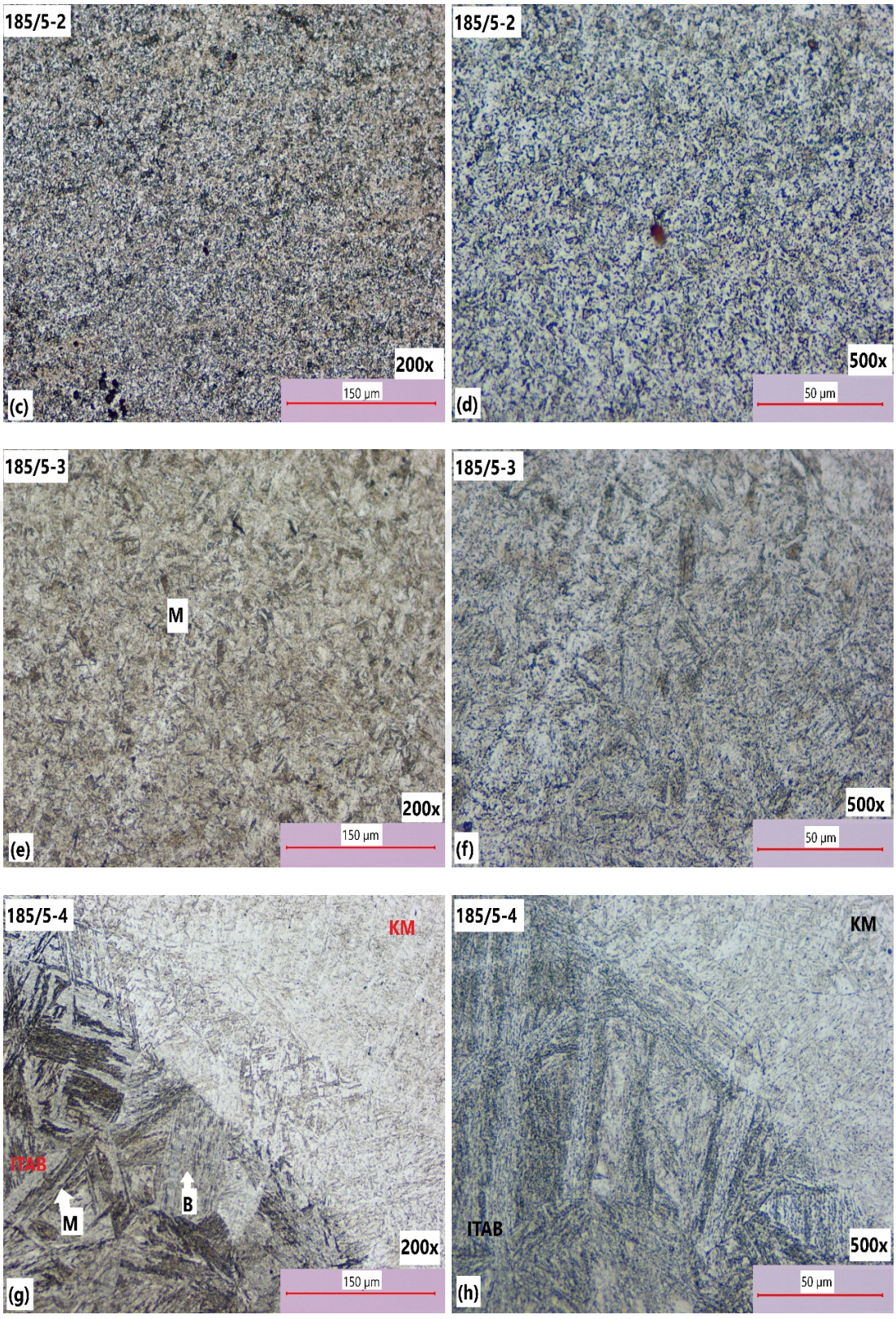
185/5 birleştirmesinin 2. paso üzerinden alınan mikroyapı görüntülerinde (5. bölge) KM'nin mikroyapısının ağırlıklı olarak martenzit ve yer yer beynit ve ferrit içerdiği gözlemlenmiştir (Şekil 6.6ı, Şekil 6.6j).

1. pasonun kaynak ve 3. paso uygulaması bütün birleştirmelerde aynı parametreler kullanıldığı için ve mikroyapı görüntüleri tüm numunelerde benzer olduğu için 1. pasonun kaynak ve 3. pasonun kaynak ve ITAB'ına ait olan 6, 7 ve 8. bölgelere ait mikroyapı görüntüleri sadece Şekil 6.6'da verilmiştir. 1. pasodan ve 3. pasodan alınan KM mikroyapı görüntülerine göre bazı bölgelerde martenzit oluşumları tespit edilmiştir (Şekil 6.6ı, Şekil 6.6j, Şekil 6.6k, Şekil 6.6l, Şekil 6.6o, Şekil 6.6p). Martenzit oluşumunun nedeni olarak bu pasoların düşük akım şiddetinde ve yüksek kaynak hızına bağlı olarak düşük ısı girdisinde gerçekleştirilmiş olması ve buna bağlı olarak KM'nin $t_{8/5}$ soğuma süresinin yüksek olması olabilir.

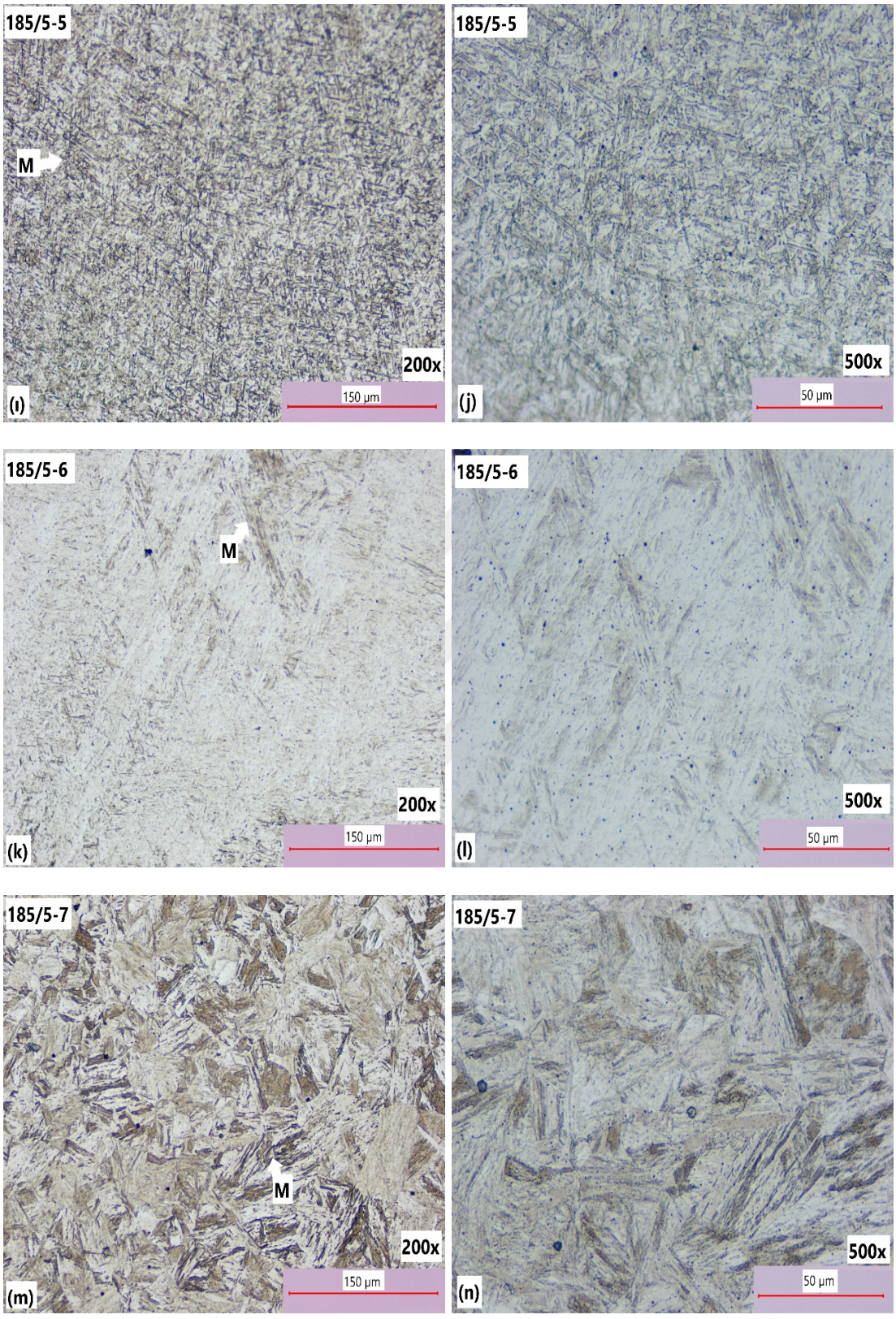
3. pasonun ITAB'ından alınan mikroyapı sonuçlarına göre ise yapıda ağırlıklı olarak martenzit oluşumudur (Şekil 6.6m, Şekil 6.6n). 3. pasonun yüksek soğuma hızı ITAB'ı da etkilemiş ve ısıdan etkilenen bölgenin hızlı bir şekilde soğumasına neden olarak yapıda martenzit oluşumunu teşvik etmiştir.



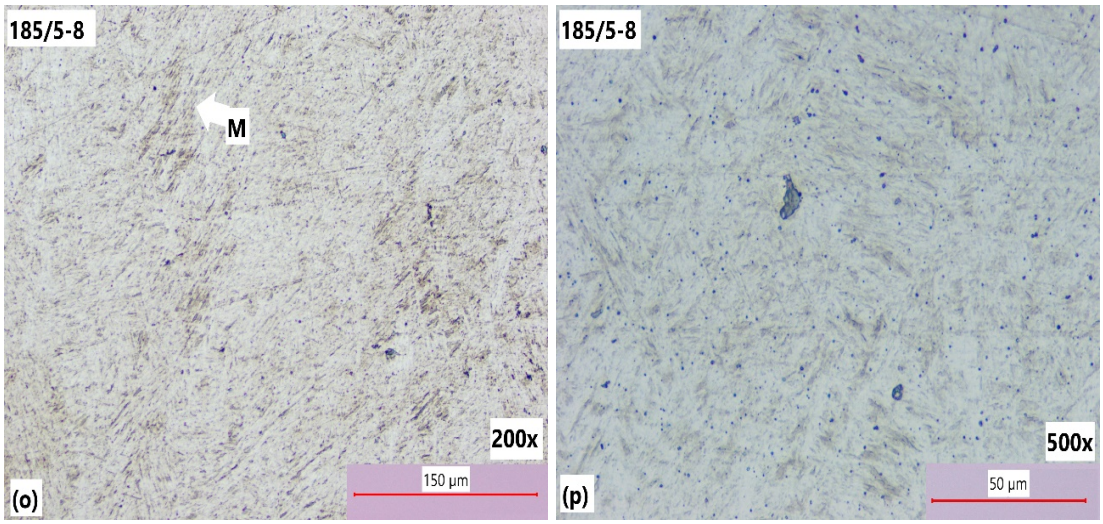
Şekil 6.6: 185/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM(200×) j) KM (500×) k) KM (6 no'lu bölge) (200×) l) KM (6 no'lu bölge) (500×) m) ITAB (7 no'lu bölge) (200×) n) ITAB (7 no'lu bölge) (500×) o) KM (8 no'lu bölge) (200×) p) KM (8 no'lu bölge) (500×)



Şekil 6.6 (devam): 185/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM(200×) j) KM (500×) k) KM (6 no'lu bölge) (200×) l) KM (6 no'lu bölge) (500×) m) ITAB (7 no'lu bölge) (200×) n) ITAB (7 no'lu bölge) (500×) o) KM (8 no'lu bölge) (200×) p) KM (8 no'lu bölge) (500×)

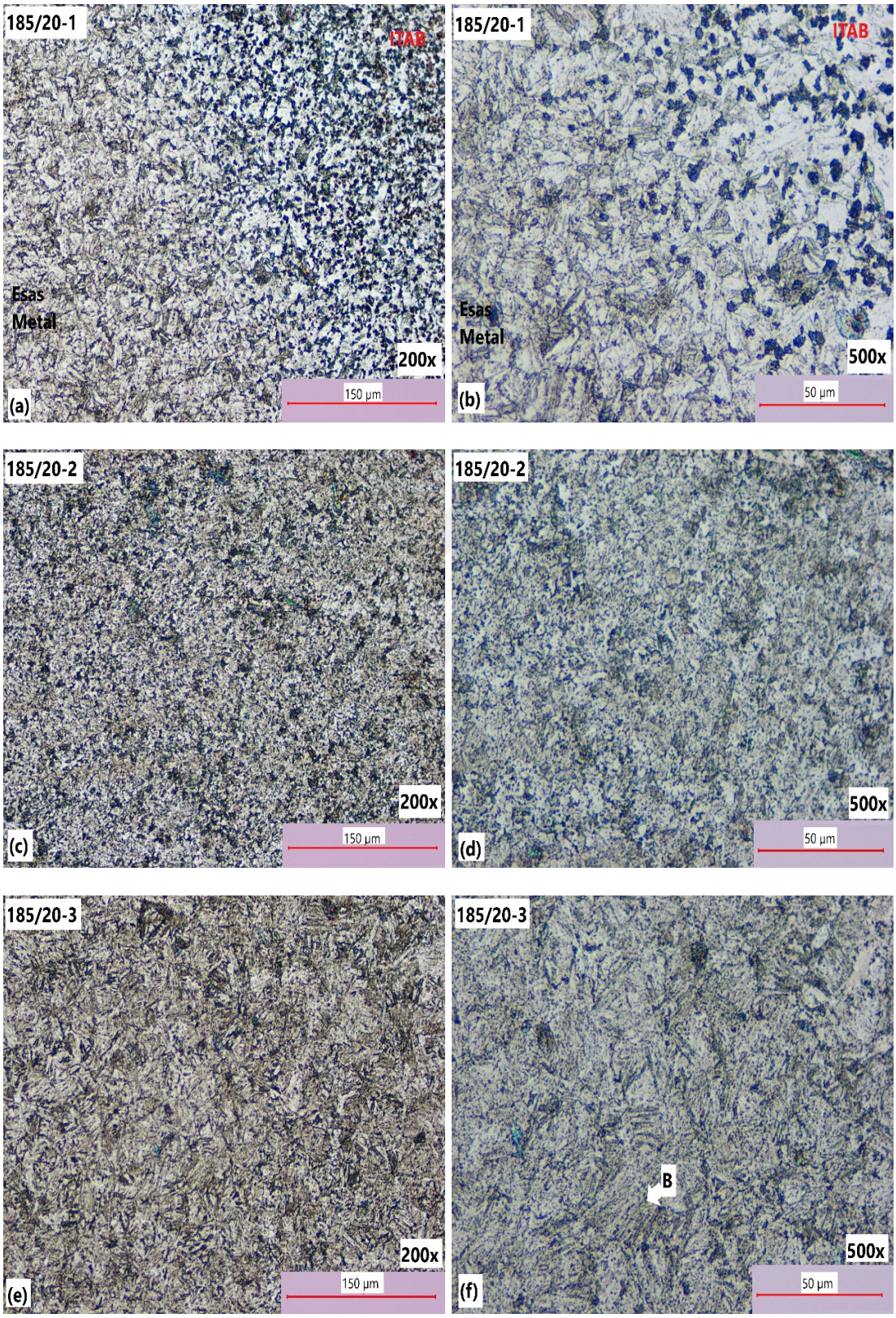


Şekil 6.6 (devam): 185/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM(200×) j) KM (500×) k) KM (6 no'lu bölge) (200×) l) KM (6 no'lu bölge) (500×) m) ITAB (7 no'lu bölge) (200×) n) ITAB (7 no'lu bölge) (500×) o) KM (8 no'lu bölge) (200×) p) KM (8 no'lu bölge) (500×)

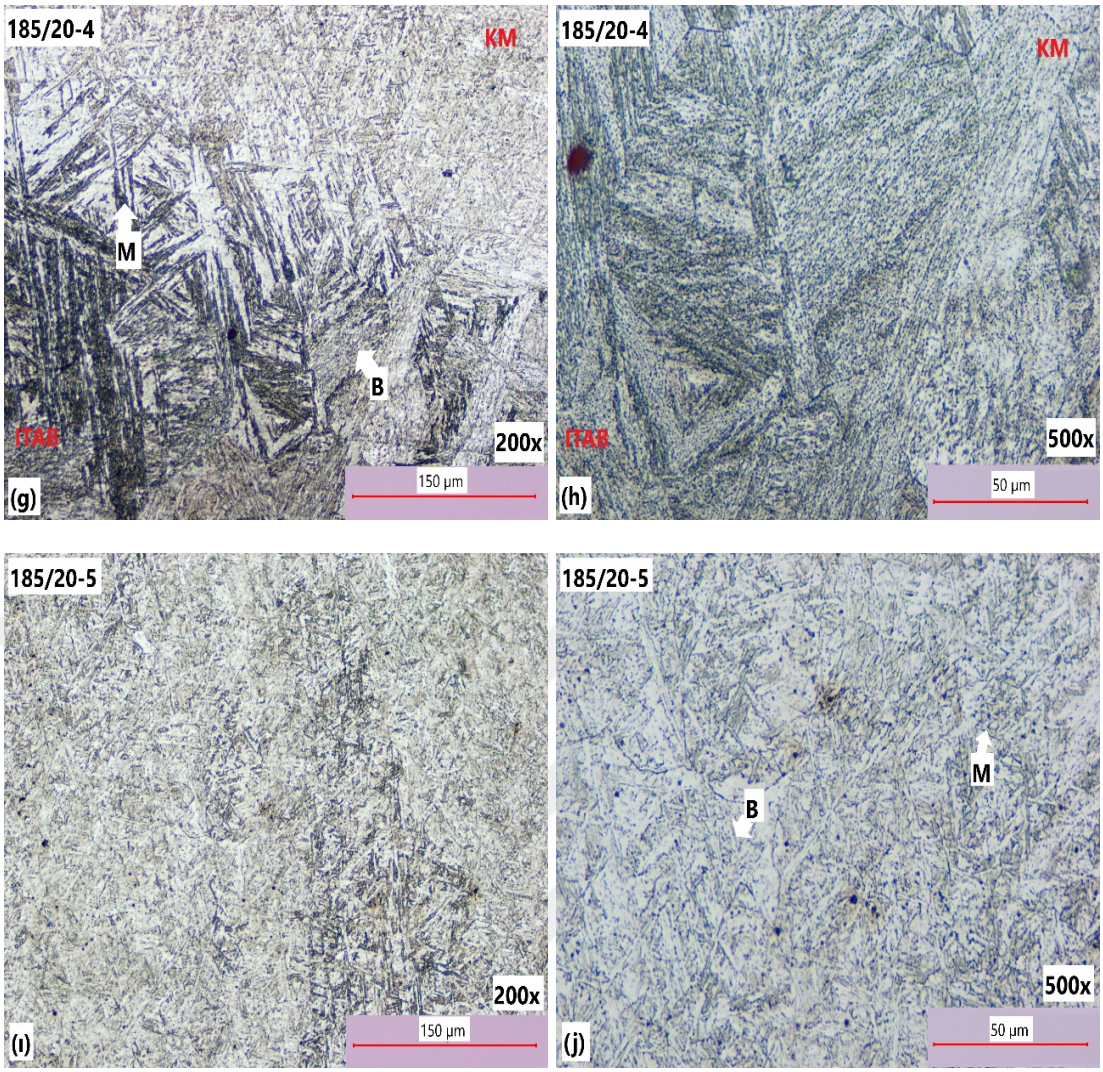


Şekil 6.6 (devam): 185/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM(200×) j) KM (500×) k) KM (6 no'lu bölge) (200×) l) KM (6 no'lu bölge) (500×) m) ITAB (7 no'lu bölge) (200×) n) ITAB (7 no'lu bölge) (500×) o) KM (8 no'lu bölge) (200×) p) KM (8 no'lu bölge) (500×)

185/20 numunesinde gerçekleştirilen mikroyapı incelemelerinde 185/5 numunesinin mikroyapılarına benzer sonuçlar elde edilmiştir. %20 CO_2 katkılı koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirilen bu birleştirme de aynı aynı akım şiddetinde gerçekleştirilen 185/5 birleştirmesine göre kısmi şekilde ITAB'da daha iri taneler oluşmuştur (Şekil 6.7c, Şekil 6.7d, Şekil 6.7e, Şekil 6.7f). Kaynak sırasında CO_2 gazının etkisi ile ark ısısı artmış ve ITAB'ın daha yüksek sıcaklıklara çıkmasına sebebiyet vermiştir. Sonuç olarak yapıdaki taneler irileşmiştir. KM-ITAB geçiş bölgesinde de aynı durum gerçekleşerek kaynak bölgesinin daha yüksek sıcaklıklara çıkmasına bağlı olarak 185/5 birleştirmesine göre daha iri taneler oluşmuştur ve yapıdaki beynit oranı artmıştır (Şekil 6.7g, Şekil 6.7h). KM'nin de 185/5 birleştirmesinin KM bölgesine göre martenzit fazının yanında beynit oluşumunun arttığı gözlemlenmiştir (Şekil 6.7ı, Şekil 6.7j).



Şekil 6.7: 185/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

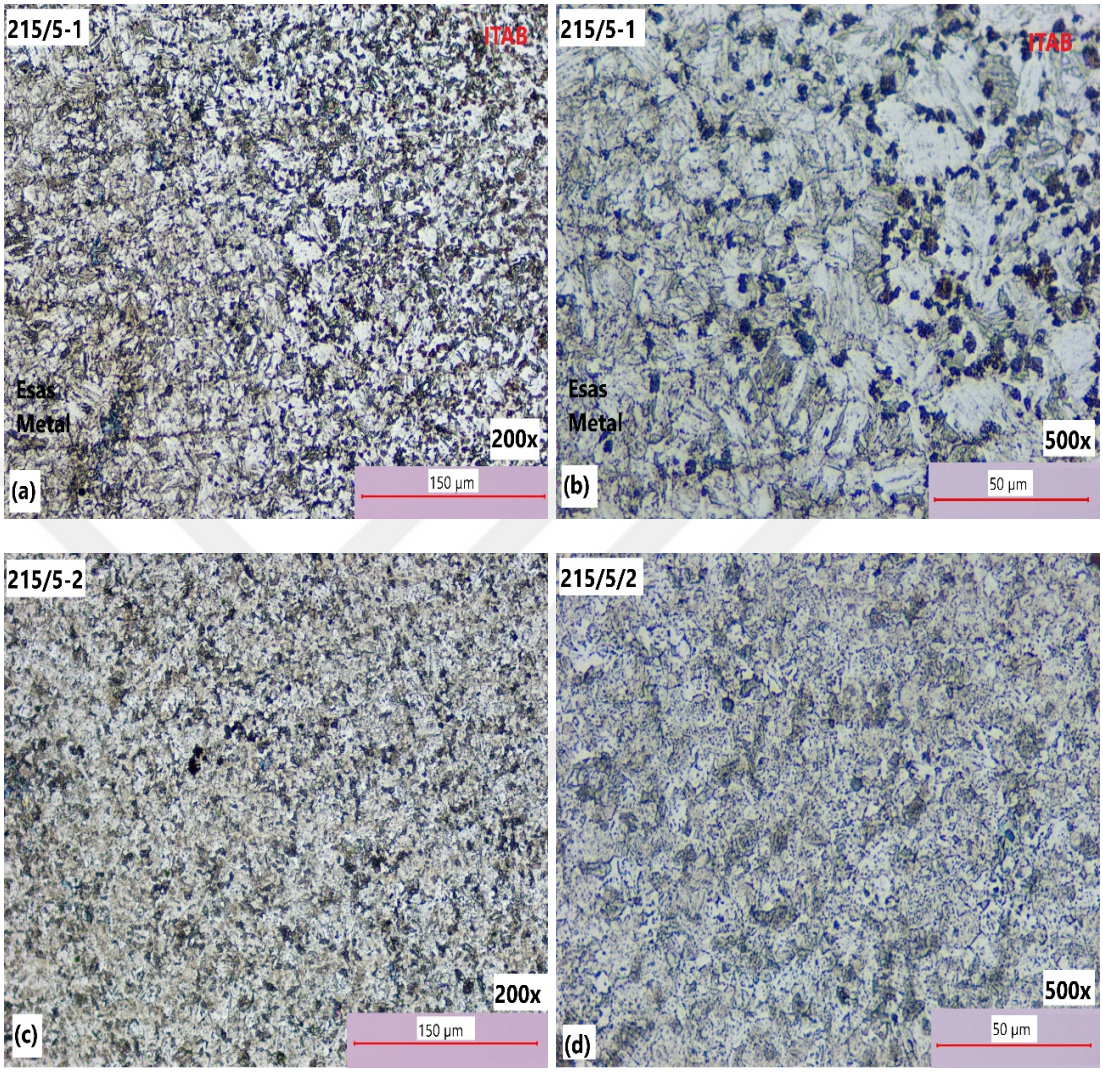


Şekil 6.7 (devam): 185/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

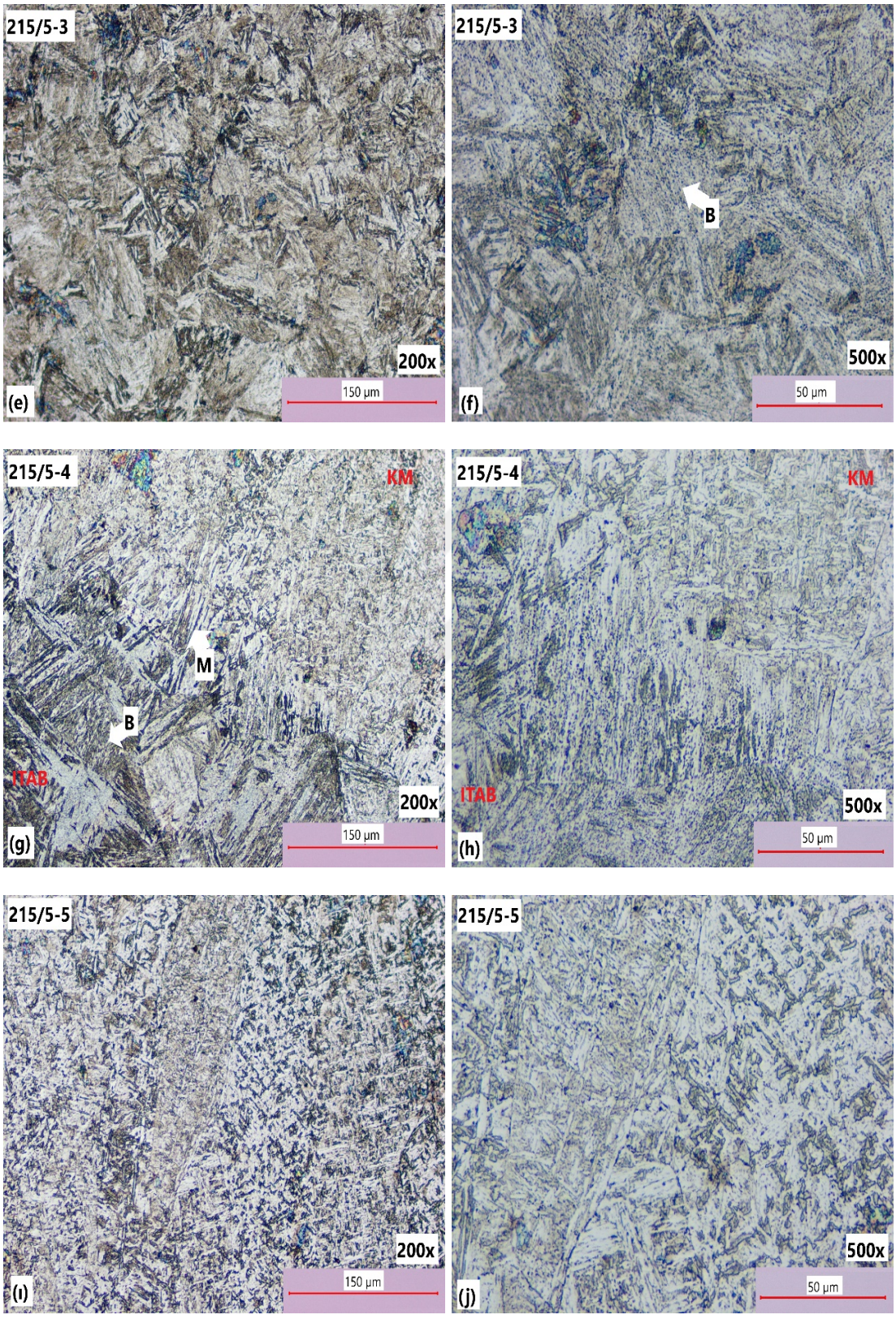
215/5 numunesinin mikroyapı incelemelerine göre KM-ITAB geçiş bölgesinde martenzitik oluşum tespit edilmiştir (Şekil 6.8g, Şekil 6.8h). Artan akım şiddeti ile birlikte 185 A şiddeti ile gerçekleştirilen birleştirmelere göre ITAB'ında taneler daha geniş oluşmuştur (Şekil 6.8c, Şekil 6.8d). Tane irileşmesi ile birlikte martenzit yapının yanında artan akım şiddeti nedeni ile soğuma hızının düşmesi sebepli 185 A'le gerçekleştirilen birleştirmeye göre ITAB'da beynitik yapı oranı artış göstermiştir (Şekil 6.8c, Şekil 6.8d, Şekil 6.8e, Şekil 6.8f).

KM'de ise bazı bölgelerde dentritik yapı oluşumları gözlemlenmiştir. Dentirik yapı ile birlikte yapıda ITAB'da olduğu gibi martenzitik yapının yanında 185 A'de

gerçekleştirilen birleştirmelere göre beynitik yapının arttığı tespit edilmiştir (Şekil 6.8ı, Şekil 6.8j).

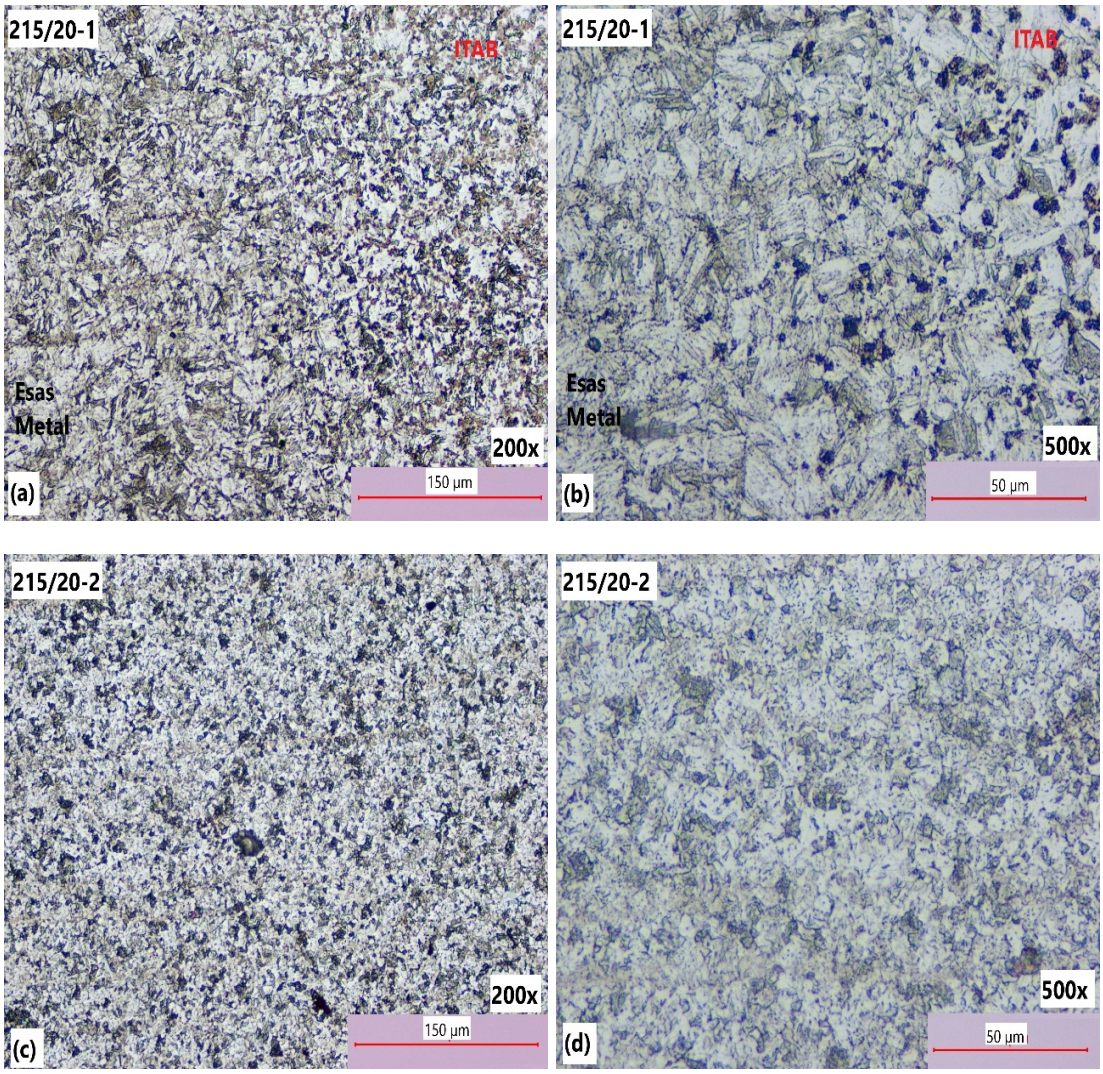


Şekil 6.8: 215/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

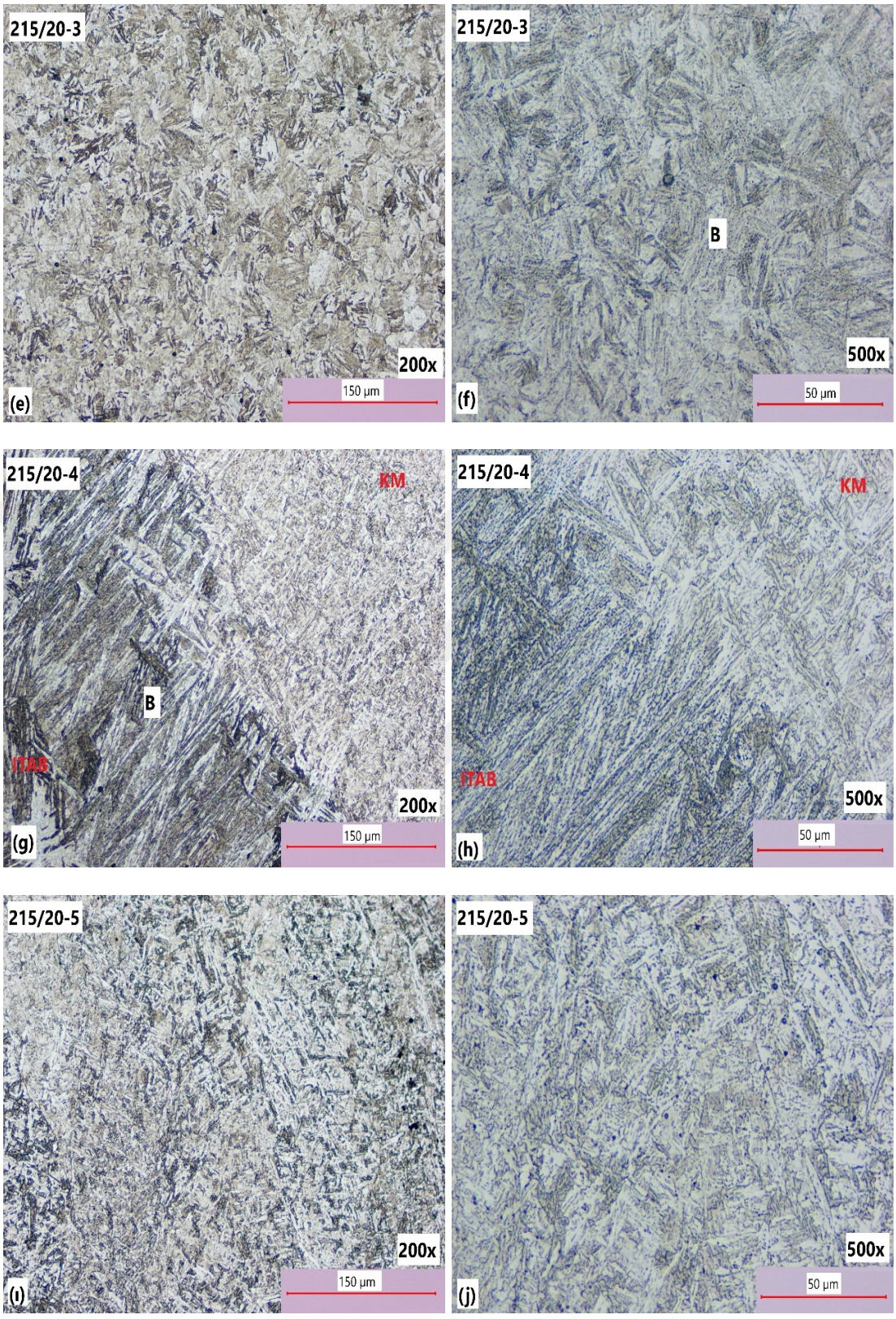


Şekil 6.8 (devam): 215/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

215/20 birleştirmesinin mikroyapı sonuçlarına göre ITAB'da 215/5 birleştirmesine göre tanelerde irileşmeler görülmüştür (Şekil 6.9c, Şekil 6.9d, Şekil 6.9e, Şekil 6.9f). ITAB'da ki 3. bölgedeki yapının 215/5'e göre beynitik yapının daha da arttığı tespit edilmiştir (Şekil 6.9e, Şekil 6.9f). KM-ITAB'da tanelerin soğuma yönüne doğru yöneldiği ve yapının artık martenzitik yerine ağırlıklı olarak beynitik yapının aldığı görülmüştür (Şekil 6.9g, Şekil 6.9h). KM'de artık martenzit fazının neredeyse hiç görülmediği ve yapının ağırlıklı olarak beynitik yapı olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.9ı, Şekil 6.9j).

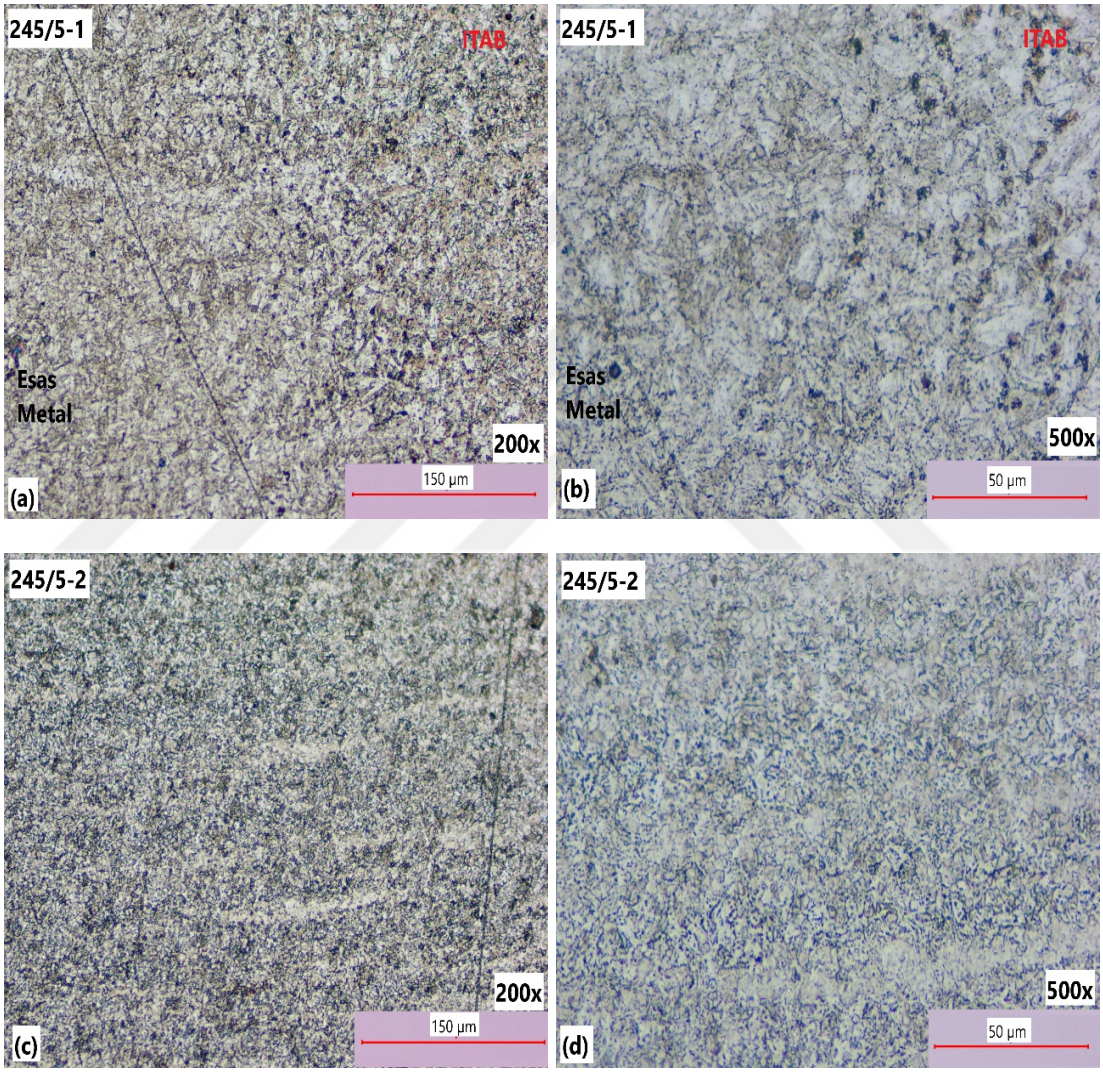


Şekil 6.9: 215/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

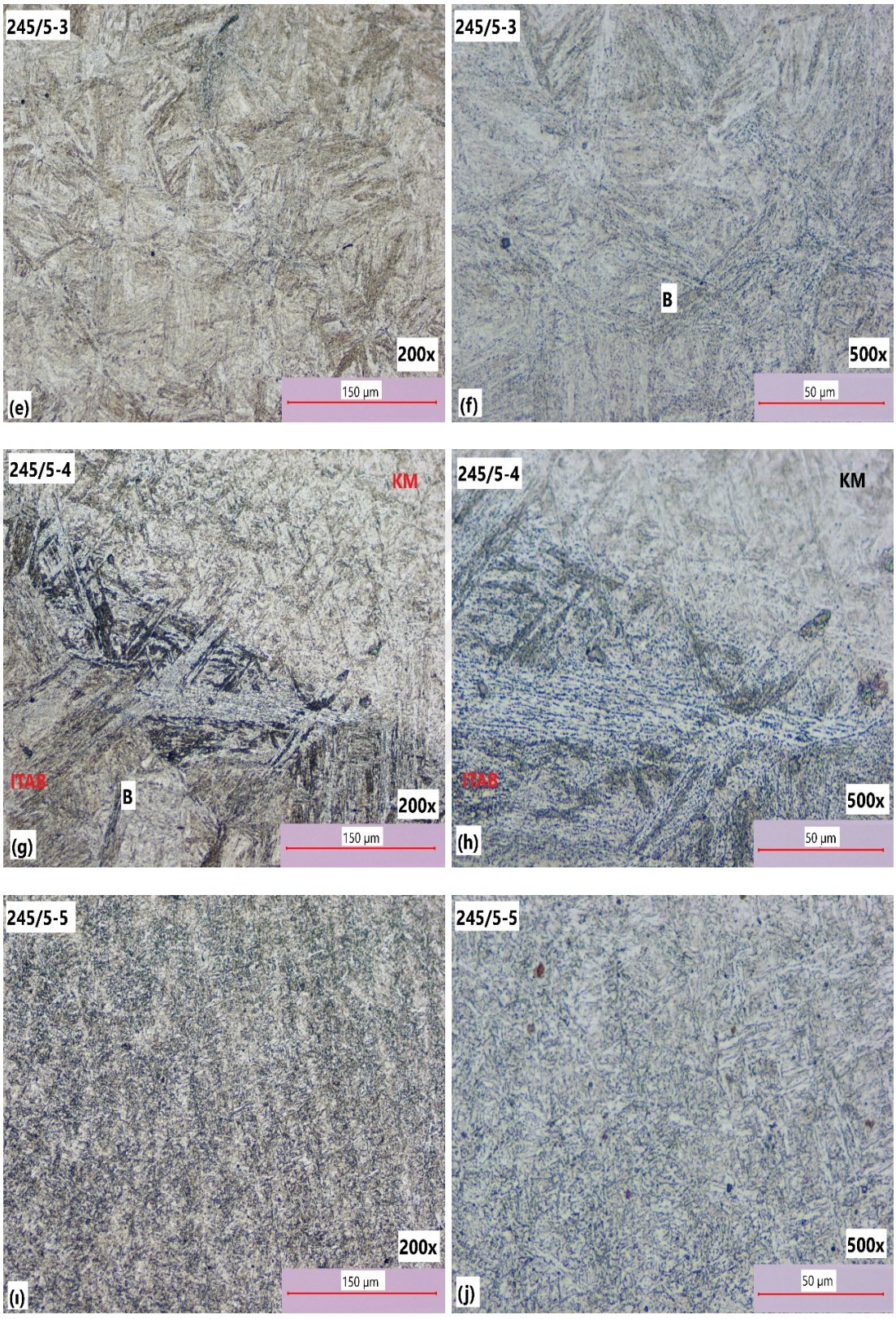


Şekil 6.9 (devam): 215/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

245/5 birleştirmesinin mikroyapı sonuçlarına göre KM-ITAB'da martenzit fazının yerini beynitik yapı almıştır (Şekil 6.10g, Şekil 6.10h). Artan ısı girdisi soğuma hızını düşürerek temper martenzit yapının beynite dönüşmesine neden olmuştur. 215 amper ve 185 amper kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelere göre artan ısı girdisi ile birlikte ITAB'da beynitik yapı hakim olmuştur (Şekil 6.10g, Şekil 6.10h). KM bölgesinde de ITAB'a benzer şekilde 185 amper ile gerçekleştirilen birleştirmelere göre yapıda beynit oranı artış göstermiştir (Şekil 6.10ı, Şekil 6.10j).

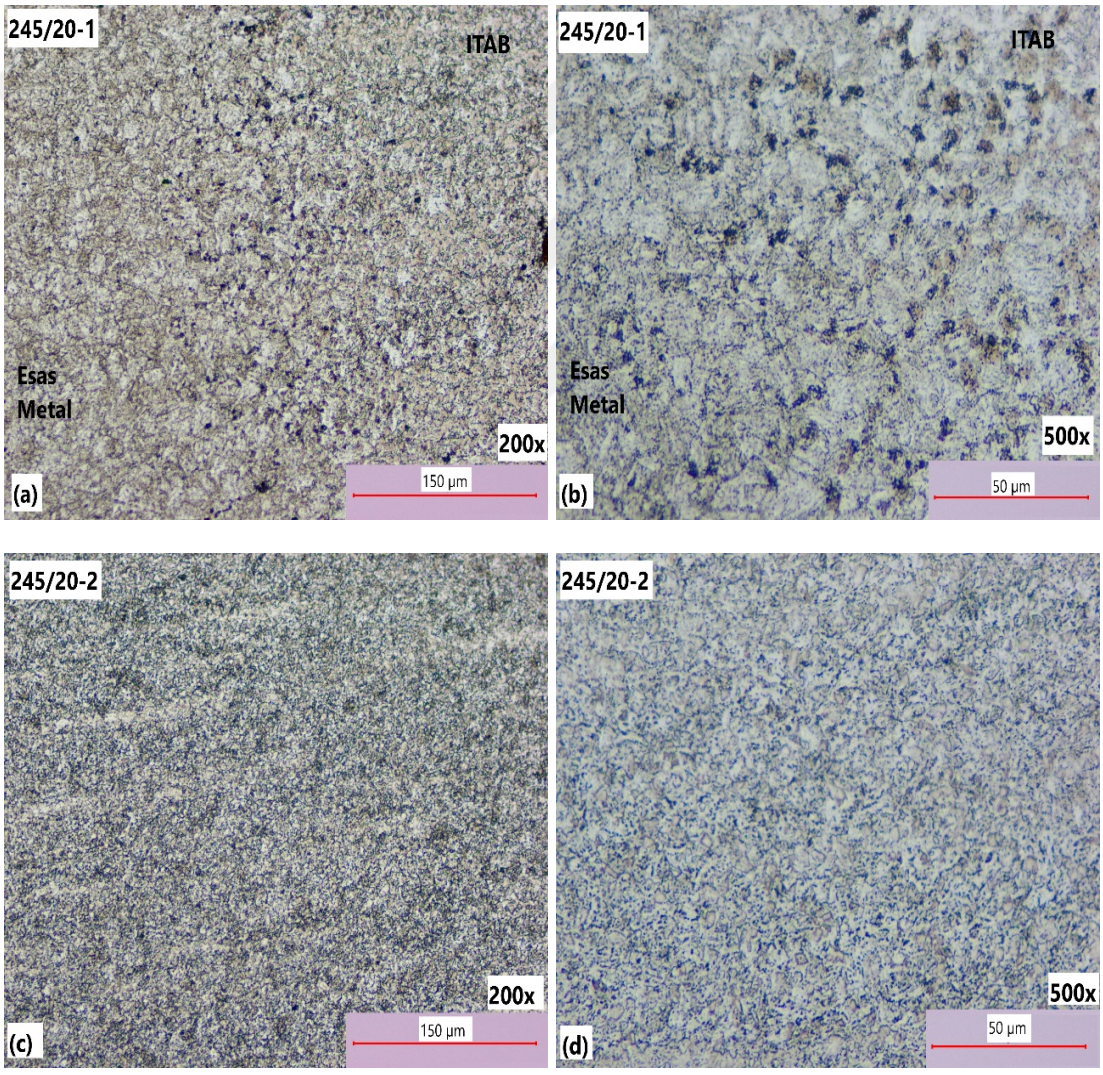


Şekil 6.10: 245/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

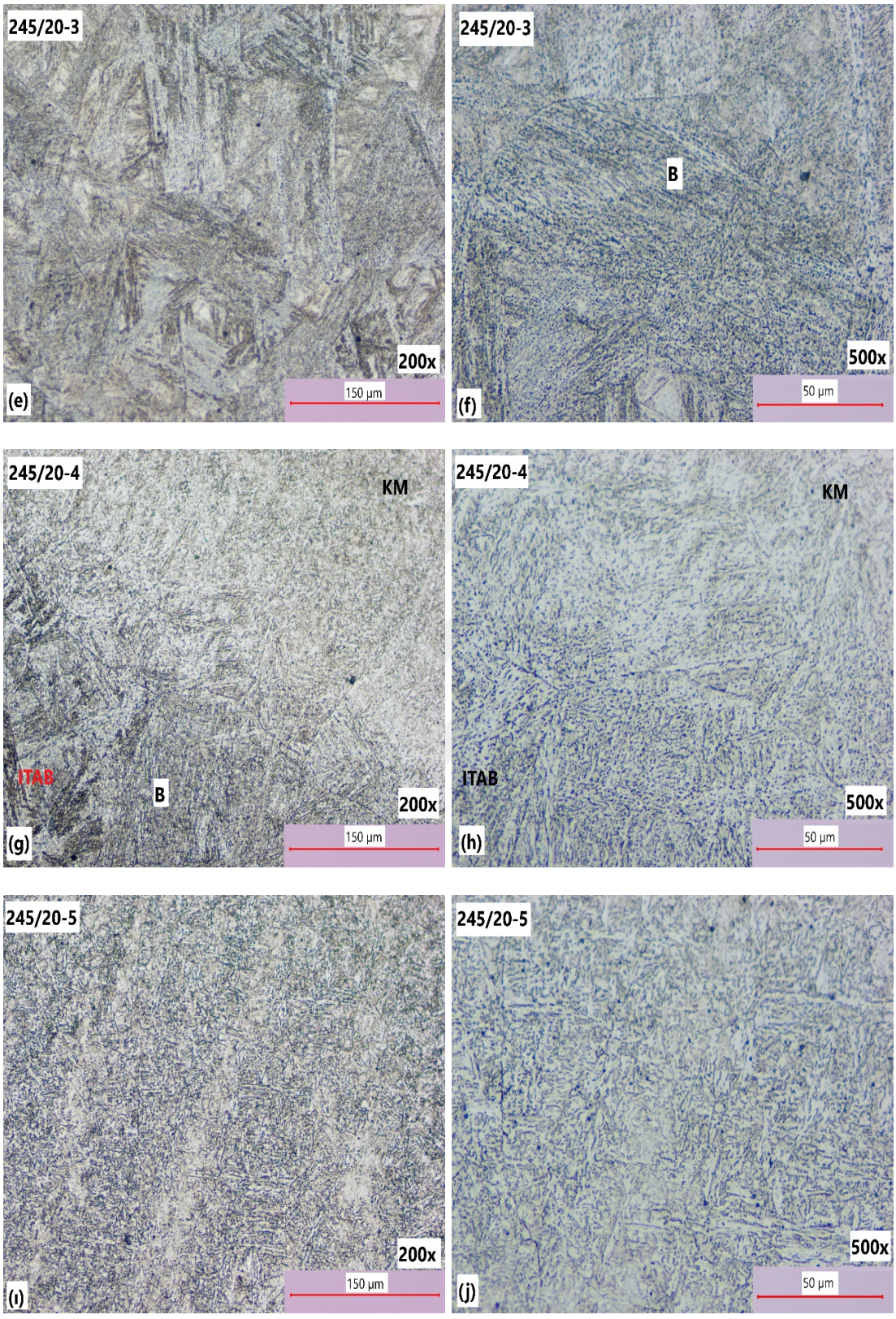


Şekil 6.10 (devam): 245/5 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

245/20 birleştirmesinin mikroyapı sonuçlarına göre KM-ITAB bölgesi ağırlıklı olarak beynitik yapıdadır (Şekil 6.11g, Şekil 6.11h). 245/5 birleştirmesine göre ITAB'da beynit oranı artış göstermiştir ve artık yapı da martenzit fazının varlığı iyice azalmıştır (Şekil 6.11e, Şekil 6.11f). En yüksek akım şiddeti ile gerçekleştirilen 245/5 ve 245/20 numunesinde genel itibari ile soğuma hızının düşmesi sonucu ITAB'da temper martenzitik yapı bozulmuş ve yapı beynitik yapı olmuştur. Bu durum 245/20 numunesinde daha belirgindir. KM'de ise 245/5 birleştirmesine benzer şekilde soğuma hızının düşmesi sonucu yapının beynit oranı daha düşük akım şiddeti ile birleştirilen birleştirmelere göre daha fazladır (Şekil 6.11ı, Şekil 6.11j).



Şekil 6.11: 245/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)



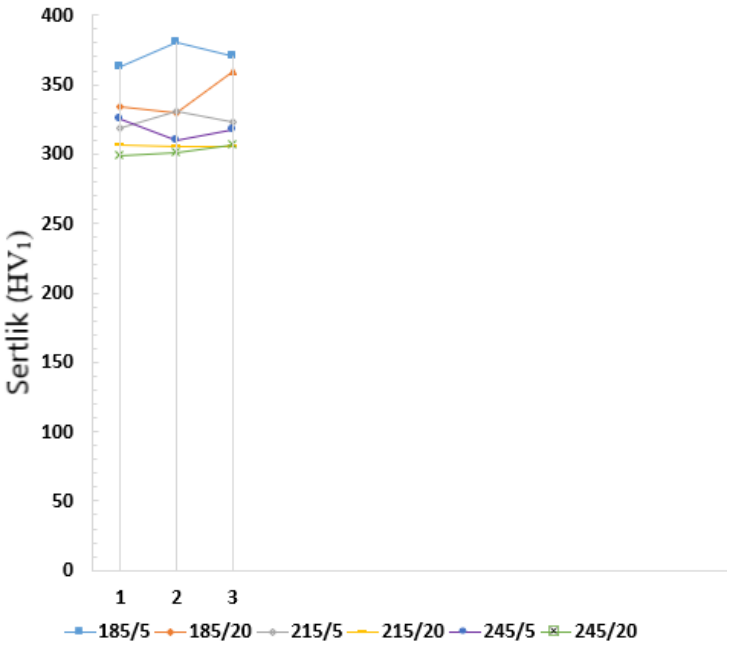
Şekil 6.11 (devam): 245/20 kodlu birleştirme denemesinin mikroyapı fotoğrafları a) EM/ITAB geçiş bölgesi (200×) b) EM/ITAB geçiş bölgesi (500×) c) ITAB (2 no'lu bölge) (200×) d) ITAB (2 no'lu bölge) (500×) e) ITAB (3 no'lu bölge) (200×) f) ITAB (3 no'lu bölge) (500×) g) ITAB-KM geçiş bölgesi (200×) h) ITAB-KM geçiş bölgesi (500×) ı) KM (200×) j) KM (500×)

Sonuç olarak 185/20 numunesinde ergime sınırı civarı ITAB'da 185/5'e göre daha iri taneler ve daha fazla beynit görülmüş ve yine CO_2 miktarındaki artışın neden olduğu ark ısısındaki artışın genel olarak ITAB'da tane irileşmesine yol açtığı anlaşılmıştır. Uygulanan A ve CO_2 oranındaki artışın neden olduğu bu şekildeki yapısal değişim diğer kaynak denemelerine de yansımıştır. 215/5, 215/20, 245/5 ve 245/20 birleştirmelerinin KM'lerindeki ısı girdisinin artışı ve soğuma hızının yavaşlaması beynite kıyasla martenzit oranını düşürürmüştür. Ancak bu durum tahmin edilebileceği üzere, aynı akım değerindeyken %20 CO_2 kullanımında daha fazla olmuştur ki en yüksek akım ve CO_2 kullanılan 245/20 numunesinde hem KM hem de ITAB'da genel olarak beynitik yapının söz konusu olduğu gözlemlenmiştir. Gorka ve Kotarska (2019) S960QL çeliğinin MAG kaynağı ile birleştirilebilirliği çalışmasında, nispeten daha düşük girdisi sağlayacak şekilde düşük akım, düşük CO_2 oranı ve daha fazla paso kullanarak kaynak bölgelerinin daha hızlı soğumasını sağlamış olmaları, başlangıç temper martenzit + beynit yapısının nispeten daha fazla korunmasına yardımcı olmuştur. Bu şekilde yazarlar, KM ve ITAB'ın temper martenzit + beynit yapıda olduğunu belirlemişlerdir. Bu açıdan bakıldığında, S960QL çeliğinin MAG ile birleştirilmesinde başlangıç mikroyapısının korunması sonuç hedef olarak alınırsa, kaynak parametrelerini ısı girdisini minimum seviyede tutacak şekilde seçmek gerektiği sonucuna ulaşılmaktadır. Ayrıca daha kararlı ve daha düşük ark ısısı elde etmek için koruyucu gaz seçiminin önem kazandığı, bu nedenle de S960QL çeliğinin MAG kaynağı birleştirmelerinde koruyucu gazda bulunan CO_2 miktarının belirli bir değeri aşmaması hususunun gözden kaçırılmaması düşünülmektedir, zira literatürde bu değerin %12'yi geçmemesi de tavsiye edilmiştir (Zielinska, 2008).

6.4. Mikrosertlik Testi

Şekil 17'deki noktalardan alınan sertlik sonuçlarına ait grafikler Şekil 6.12, Şekil 6.13, Şekil 6.14 ve Şekil 6.15'te verilmiştir.

Şekil 6.12'daki grafikte verilen dolgu kaynağı bölgesinin üst kısmından alınan sertlik sonuçlarına göre artan akım şiddetine bağlı olarak kaynak kep bölgesi sertliğinde düşüş tespit edilmiştir. Bu bölgelerden alınan sertlik sonuçları ile 2. paso KM'den alınan sertlik sonuçları benzerlik göstermiştir.



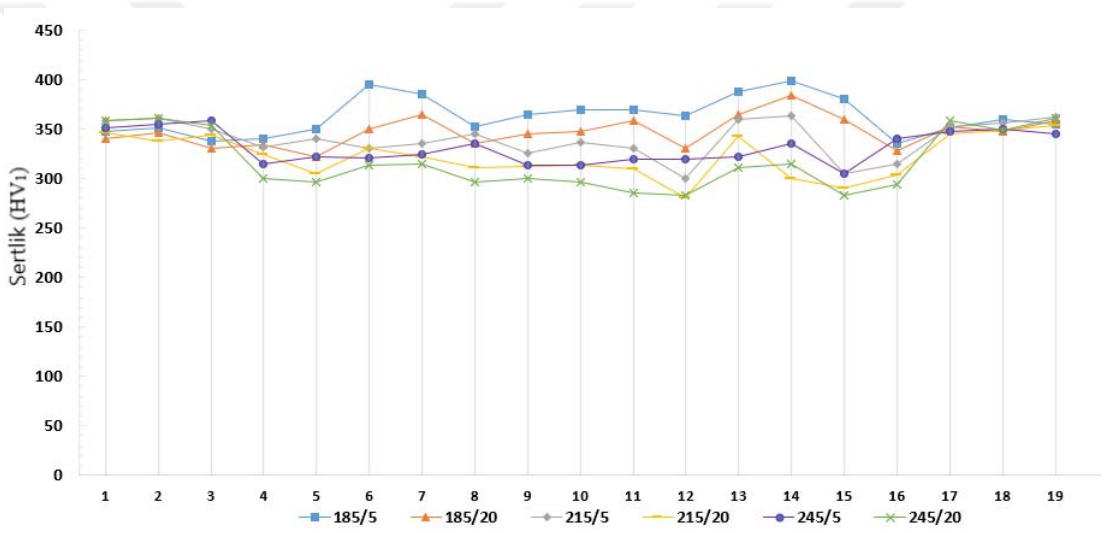
Şekil 6.12: 1. sıra üzerindeki (kaynak kep bölgesi) mikrosertlik sonuçları grafiği.

Şekil 6.13'de verilen 2. sıra üzerinde yer alan 2. pasonun EM, ITAB ve KM'den alınan sertlik sonuçlarına göre ITAB'da en yüksek sertliğin 382 HV ile 185/5 numunesinde olduğu tespit edilmiştir. ITAB'daki sertlikler artan akım şiddeti ile azalmıştır. %20 CO_2 katkılı koruyucu gaz atmosferinde yapılan birleştirmelerin ITAB'ı aynı akım şiddetinde gerçekleştirilen birleştirmelerin ITAB'ına göre daha düşük sertlikler oluşmuştur. Bunun sebebi olarak artan akım şiddeti ve %20 CO_2 katkılı koruyucu gaz atmosferinde yapılan birleştirmelerde mikroyapı incelemelerinde tespit edildiği üzere ITAB'da martenzitik yapının yerini beynitik yapının aldığı ve tanelerin irileştiği gözlemlenmişti. Martenzit fazı, beynit fazından daha sert bir yapıdır.

ITAB'da sertlikler KM'ye doğru gidildikçe artış göstermiş ve ergime sınırına yakın bölgede düşmüştür. ITAB'daki en düşük sertliklerin EM-ITAB geçiş bölgesinde olduğu ve en yüksek sertlik değerlerinin ITAB'daki ince taneli yapıda olan 6. sertlik ve 14. sertlik noktalarıdır. Mikroyapı incelemelerinde EM-ITAB geçiş yerinde ferrit ve perlit oluşumunun olduğu ve sonra yapının ince taneli beynitik veya martenzit yapının oluştuğu ve daha sonra yapı iri taneli martenzite dönüştüğü gözlemlenmişti. S960QL çeliğinde tane sınırlarında bulunan çökelmiş karbür, nitrür gibi bileşikler artan akım şiddeti ve CO_2 oranı ile tanelerin irileşmesi ile birlikte daha geniş bir alana yayılmış olabilir ve sertlik ölçümlerinin KM'ye yakın iri taneli bölgede düşmesinin

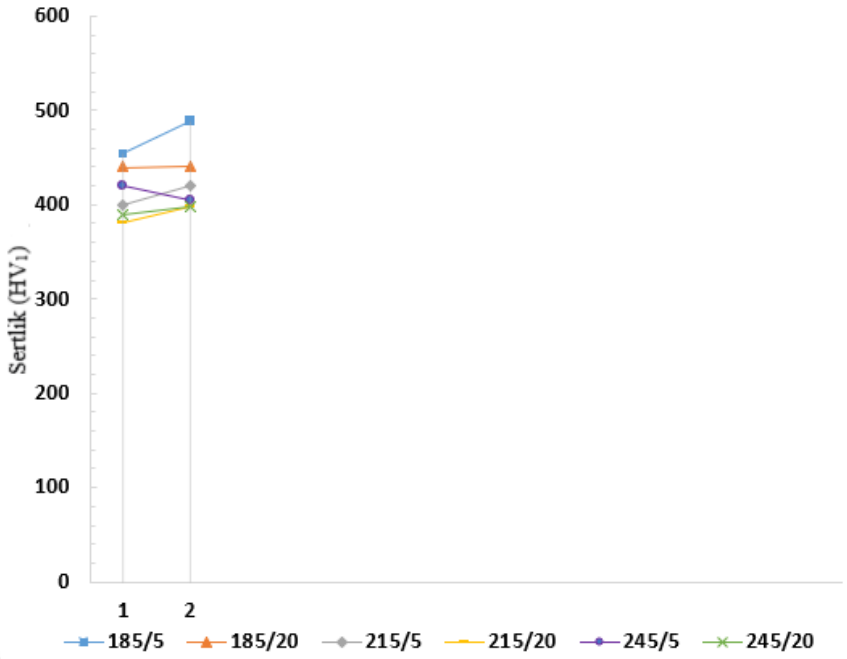
sebebi karbür ve nitrür gibi sert çökeltilerin iri taneli bölgede daha geniş bir alana yayılması olabilir.

KM'nin sertlik sonuçlarına göre en yüksek KM sertliğinin ITAB'da olduğu gibi 185/5 numunesinde olduğu tespit edilmiştir. Artan akım şiddeti KM'nin sertliğini düşürmüştür. Artan akım şiddeti ile beraber aynı akım şiddetinde %20 CO_2 katkılı koruyucu gaz atmosferinde yapılan birleştirmelerde KM'nin sertliklerinde düşüş gözlemlenmiştir. Bunun sebebi olarak CO_2'in aktif gaz olması ve kaynak sırasında C ve O_2'ye ayrışması ve O_2'nin KM'deki mangan ve silisyumla reaksiona girerek oksit oluşturması ve bu oksitleri cürufa çekmesidir. Yapıdaki mangan ve silisyum kaybı sertliğin düşüş göstermesine neden olmuş olabilir.



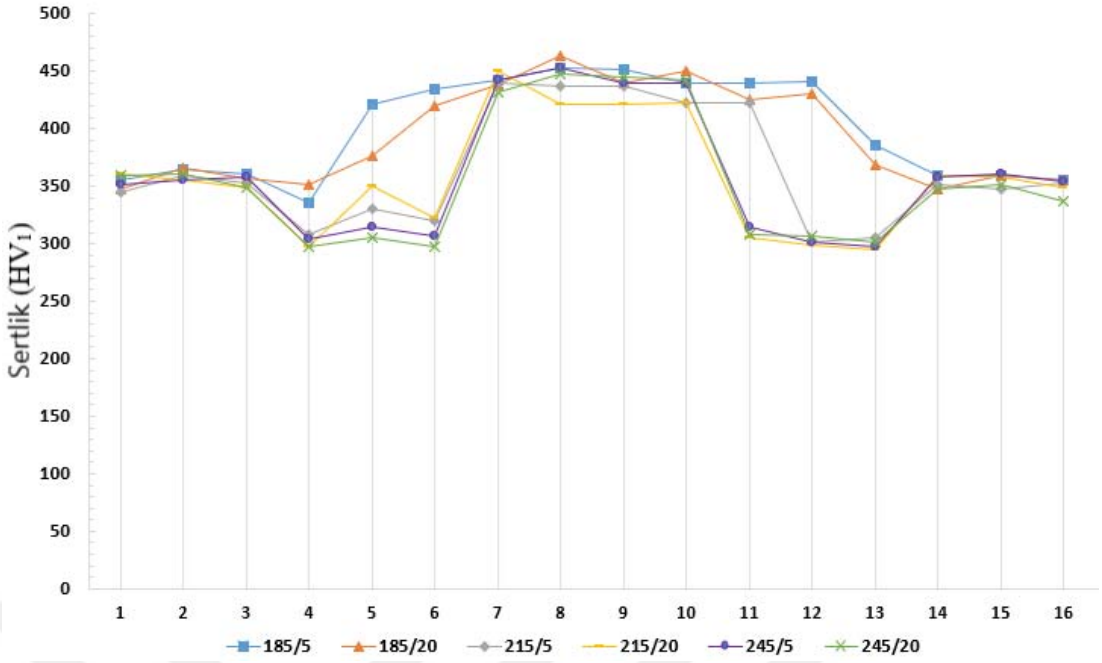
Şekil 6.13: 2.sıra üzerindeki mikrosertlik sonuçları grafiği.

Şekil 6.14'te verilen 3. sıra üzerinde yer alan 1. pasonun (kök paso) KM'den alınan sertlik sonuçlarına göre sertlik sonuçları birbirine yakın çıkmıştır. Sertlik alınan kök paso uygulamasının düşük akım şiddeti ve yüksek kaynak hızı uygulaması sonucu düşük ısı girdisi ile yapıda martenzit fazının oluşmasına bağlı olarak sertliğin yüksek çıktığı düşünülmektedir.



Şekil 6.14: 3. sıra üzerindeki mikrosertlik sonuçları grafiği.

4. çizgi üzerinden alınan sertlik sonuçları diğer bölgelere göre en yüksek değerlere ulaşmıştır. Uygulanan son pasonun ITAB'ını ve KM'yi kapsayan sertlik sonuçlarında sertlik değerleri 450 HV'lere kadar çıkmıştır. 4. çizgi üzerinde yer alan 4, 5, 6, 11, 12 ve 13 noktalarına ait bölgeler 1. ve 2. pasonun ITAB'ını oluşturan bölgelerdir. 7. ve 10. sertlik noktası ise son pasonun ITAB'ından alınan sertlik değeridir. Sertlik değerleri tüm numunelerde birbirine yakın çıkmıştır. Düşük ısı girdisi ve yüksek kaynak uygulaması sebebi ile ITAB'da ve KM'de oluşan martenzit ile birlikte sertlik 450 HV'lere kadar çıkmıştır. 3. pasodan sonra başka bir kaynak işlemi olmaması sonucu bu bölgenin temper etkisi yaratamamasına neden olarak sertlik sonuçları 3. pasonun ITAB ve KM'de yüksek çıkmasına neden olmuştur.



Şekil 6.15: 4. sıra üzerindeki mikrosertlik sonuçları grafiği.

Sonuç olarak artan akım şiddeti ile birlikte KM ve ITAB'ın sertliğinin düştüğü tespit edilmiştir. Düşük ısı girdisi ve daha hızlı soğuma şartları altında baskın yapı diğer fazlara göre daha yüksek sertliğe sahip TM iken, yüksek ısı girdisinin sonucu olarak yavaş soğuma şartları daha düşük sertliklerdeki B, tane irileşmesi gibi dönüşümlere neden oluşmuştur. İlaveten bu çalışmada, ısı girdisi artışına bağlı EM haricindeki KM ve ITAB kesit alanlarının genişlemesi de soğuma hızını düşürücü bir faktör olarak dikkati çekmektedir. Isı girdisi-soğuma hızı faktörlerine bağlı olarak ortaya çıkan bir başka sonuç da Mo, V gibi elementlerin alaşımda kullanılmalarının temel sebebi olan karbür ve/veya karbonitrür çökeltilerinin etkilendiğidir. Özellikle yüksek ısı girdisi bu çökeltilerin kabalaşmasına neden olmakta, dolayısıyla sertlikleri azaltıcı yönde bir rol oynamaktadır (Karabulut ve Türkmen, 2016). Ayrıca S960QL çeliğinde kaynak bölgesine yüksek enerji girdisi, sertliğin değerlerinin düşmesine neden olmaktadır (Gorka ve Kotarska, 2019). Ayrıca düşük ısı girdisi ile yapılan 1. (kök paso) ve 3. pasonun (alttan kök) kaynak ve ITAB'ında 450 HV'ye ulaşan sertlikler tespit edilmiştir. EN 15614-1:2017'ye göre maksimum 450 HV sınırı geçilmemiştir ancak kritik sertlik seviyelerine ulaşılmıştır.

6.5. Çekme Testi

Deney sonuçlarında elde edilen geçerli kopma, uzama yüzdesi ve kopma yeri Tablo 6.1'de verilmiştir.

S960QL EM'nin Şekil 6.16'daki akma dayanımı, çekme dayanımı ve % uzama değerlerine bakıldığında TS EN 10025-6 standardına uygun olduğu, gereklilikleri karşıladığı tespit edilmiştir.

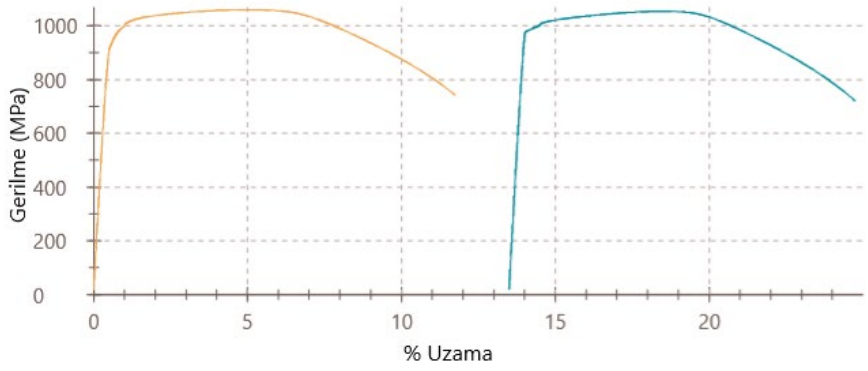
Artan kaynak akımı değeri ve CO_2 miktarının sonucu olarak kaynak bölgesine ısı girdisindeki artışın ve bunun da temelde ortaya çıkardığı kararsız bir ark oluşum eğiliminin, birleştirmelerin çekme testi performanslarının düşmesine neden olduğudur. Türker (2019) de yüksek ısı girdisinin tane irileşmesi, çökeltilerin çözünmesi gibi faktörler sebebiyle mekanik özellikleri azaltıcı etkisi olduğunu rapor etmiştir. Bu nedenle, S960QL EM'ye kıyasla en yüksek akma ve çekme performansları 185 A ile en düşük akım değerinin kullanıldığı uygulamalarda elde edilmiştir ve hatta %5 ile en düşük CO_2 oranında iken esas metalle benzer mukavemet değerlerine ulaşılmıştır. Düşük ısı girdisi sayesinde elde edilen ince taneli temper martenzit ve beynit yapısının birleştirmelerin akma dayanımlarına da katkı sağladığı açıktır (Alabi ve ark., 2018). Ayrıca bu numunede kopma, mikroyapı incelemelerinde tespit edilen ve alaşım çökeltilerinin çözünmesi kaynaklı olarak iri tanelerin, dolayısıyla düşük sertliğin meydana geldiği düşünülen ITAB / KM geçişinde olmuştur. %5 CO_2 oranında akımın 215 ve 245 A'e arttırılması durumunda dayanım ve yüzde uzama değerlerinde hemen hemen benzer bir azalma meydana gelmiştir. Çekme deneyleri sonrası elde edilen değerlerden göze çarpan başka bir husus da CO_2 oranının %5'den %20'ye çıkarılması etkisinin özellikle yüksek akımda daha belirgin olduğudur. Şöyle ki 185/20 kodlu numunenin çekme testi özellikleri yaklaşık olarak %5 CO_2 içerikli birleştirmelerle benzer iken, 215/20 ve 245/20 birleştirmeleri diğerlerine göre daha düşük performanslar sergilemiştir. Bu durumun, görsel muayenede belirlenen yanma oluğu oluşumu eğilimi ve mikroyapı incelemelerinde ortaya konulan mikroyapı gözlemleriyle uyumlu olduğu görülmüştür. Ayrıca, yüksek ısı girdisi ve düşük soğuma hızına bağlı olarak kaynak bölgelerinde görülen TM'den daha düşük sertliklere sahip B miktarlarındaki değişim, perlit, ferrit gibi yapıların ortaya çıkışı ve tane büyümesi gibi faktörlerin dayanım özelliklerini düşüreceği de açıktır. Diğer bir husus ise daha önce makroyapı gözlemlerinde de belirtildiği gibi, artan akım ve CO_2 miktarıyla diğer

bölgelere nazaran sertliği daha düşük olan KM ve ITAB kesit alanlarının da artış gösterdiğidir ki bu durumda azalan çekme testi genel sonuçlarının makroyapı ve mikrosertlik incelemeleriyle de uyumlu olduğunu söylemek mümkün olmaktadır. Bununla birlikte, yüksek CO_2 kullanımıyla kaynak sırasında artan oksijenin, KM içerisindeki elektrottan ve esas metalden gelen özellikle manganın varlığını olumsuz etkilendiği, bu şekilde sünekliği düşürdüğüne, kopmaların bu bölgede meydana gelmesine yol açtığına inanılmaktadır.

Tablo 6.1: S960QL çeliğinin MAG kaynağıyla farklı akım ve CO_2 içerikleri kullanılarak birleştirilmesi sonrası elde edilen çekme testi sonuçları.

Numune Kodu	Akma Dayanımı (MPa)	Akma Performansı (%)	Çekme Dayanımı (MPa)	Çekme Performansı (%)	Uzama (%)	Kopma Yeri
Kaynaksız	952	-	1060	-	11,4	-
185/5	969	101,7	1043	98,3	4,87	ITAB
185/20	945	99,2	1031	97,2	2,52	ITAB
215/5	920	96,6	1018	96	4,08	ITAB
215/20	874	91,8	968	91,3	3,44	KM
245/5	923	96,9	1022	96,4	3,96	ITAB
245/20	865	90,8	980	92,4	2,57	KM

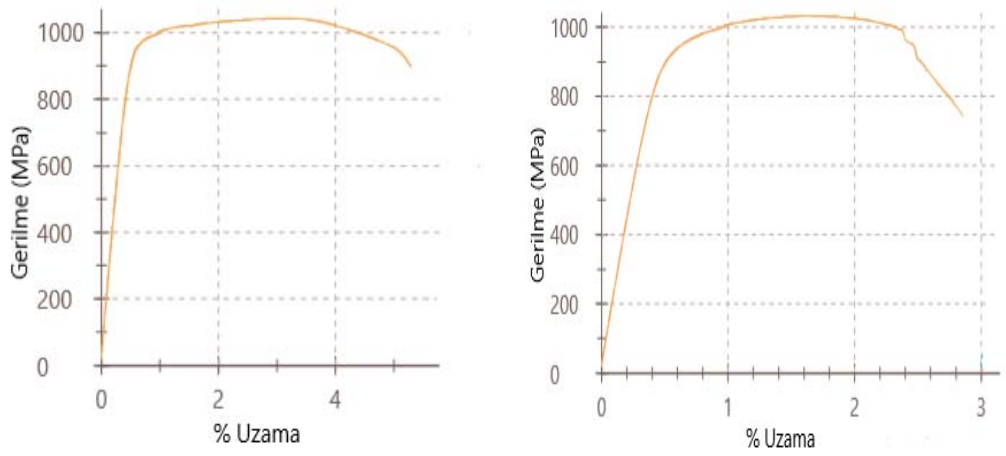
Birleştirilmiş numunelerden elde edilen çekme testine ait sonuçlar Şekil 6.17, Şekil 6.18, Şekil 6.19'daki grafiklerde sunulmuştur. Temin edilen S960QL çeliğinin çekme testi sonuçları ise Şekil 6.16'da verilmektedir.



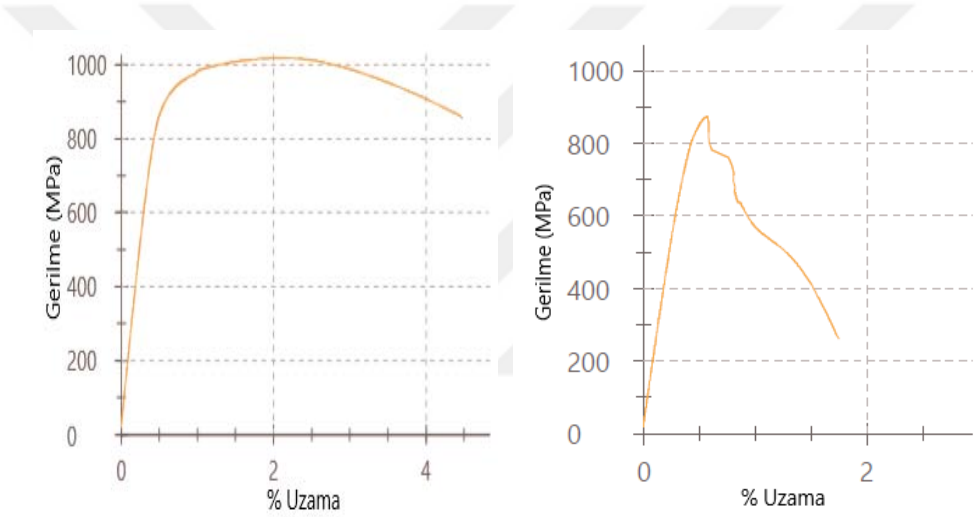
Statistics:

Series	a_0	b_0	S_0	L_0	R_{eL}	R_{eH}	$R_{p0.2}$	R_m	A_{90mm}	E	F_m
n = 2	mm	mm	mm²	mm	MPa	MPa	N/mm²	N/mm²	%	GPa	kN
$\bar{x}$	8	20,05	160,40	90,00	-	-	967,79	1056,77	11,15	206	169,51
s	0,000	0,02828	0,23	0,00	-	-	23,26	4,05	0,35	1,03	0,89
ν [%]	0,00	0,14	0,14	0,00	-	-	2,40	0,38	3,16	0,50	0,52

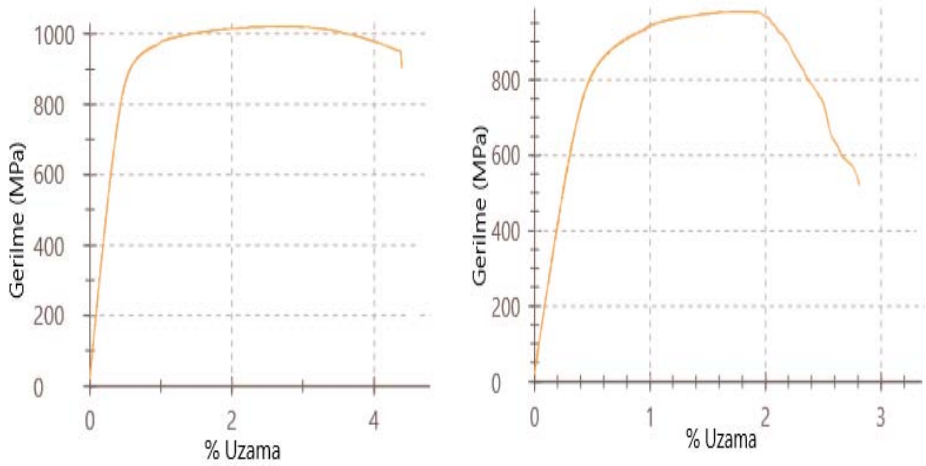
Şekil 6.16: Birleştirmede kullanılan kaynaksız EM S960QL çeliği çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafikleri ve testlerin ortalaması.



Şekil 6.17: Çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafiği a) 185/5 kodlu numune b)185/20 kodlu numune.

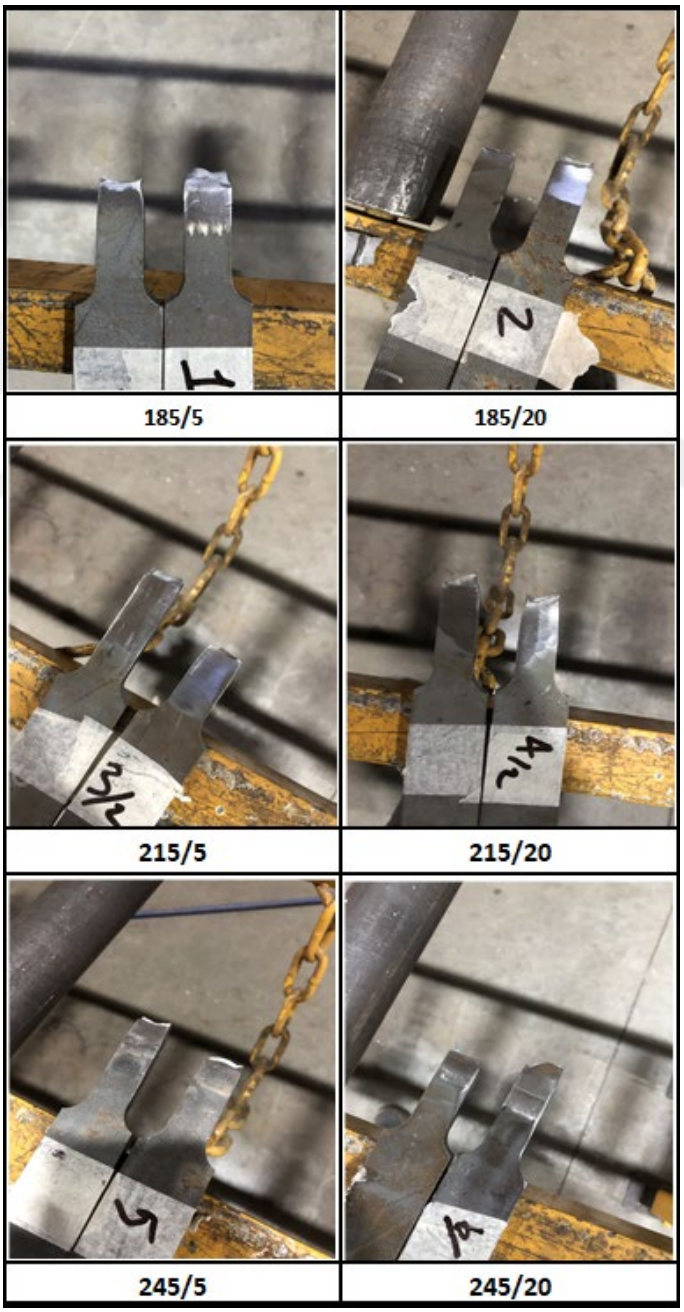


Şekil 6.18: Çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafiği a) 215/5 kodlu numune b) 215/20 kodlu numune.



Şekil 6.19: Çekme numunelerinin çekme deneyi sonuç grafiği a) 245/5 kodlu numune b) 245/20 kodlu numune.

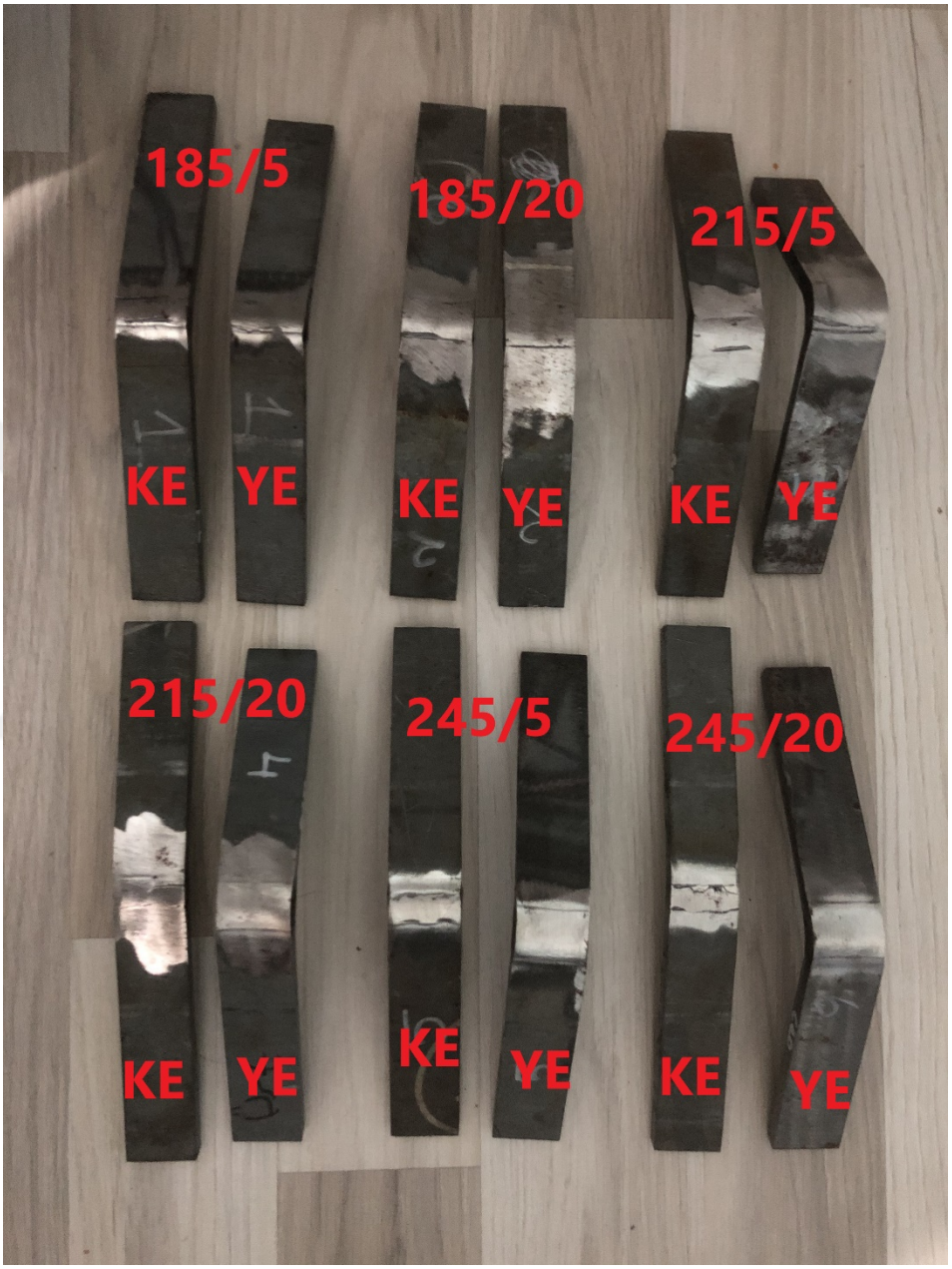
Şekil 6.23'de çekme testi sonrası kırılan numunenin görüntüsü verilmektedir. ITAB'dan kopan numunelerin tamamı KM-ITAB geçiş bölgesine yakın bölgeden kopmuştur. Mikroyapı incelemelerinde bu bölgenin diğer bölgelere göre daha iri taneli olduğu görülmüştür. Kaynak esnasında bu bölge 1200-1450 °C'lere kadar ısınmış ve ince taneli olan yapının iri taneli olmasına neden olmuştur. İri taneli bu bölge gevrek ve çatlaklara karşı en hassas olan bölgedir. Birleştirme sonrası tüm numunelerin % uzama değerlerinde ana malzemenin % uzama değerine göre düşüş tespit edilmiştir. Çekme testi sonrası kopmaların bu bölgeden olması bu sebep dolayısı ile açıklanabilir.



Şekil 6.20: Çekme testi sonrası kırılan numuneler.

6.6. Eğme Testi

Uygulanan eğme testi numuneleri Şekil 6.21'de, yüzey ve kök eğme testi sonuçları Tablo 6.2'de verilmiştir.



Şekil 6.21: Eğme testi gerçekleştirilmiş deney numuneleri (KE:Kök Eğme, YE:Yüzey Eğme).

Gerçekleştirilen yüzey eğme deneyi sonuçlarına göre 185/5, 185/20 ve 215/5 numunelerinde yüzey eğme sonucunda yüzeyde çatlak tespit edilmiştir. 215/20, 245/5 ve 245/20 numunelerinin yüzey eğme testinde ise 57° eğme açısına kadar çatlak tespit edilmemiştir. Birleştirmelerin mikroyapı incelemelerine göre 185/5, 185/20, 215/5

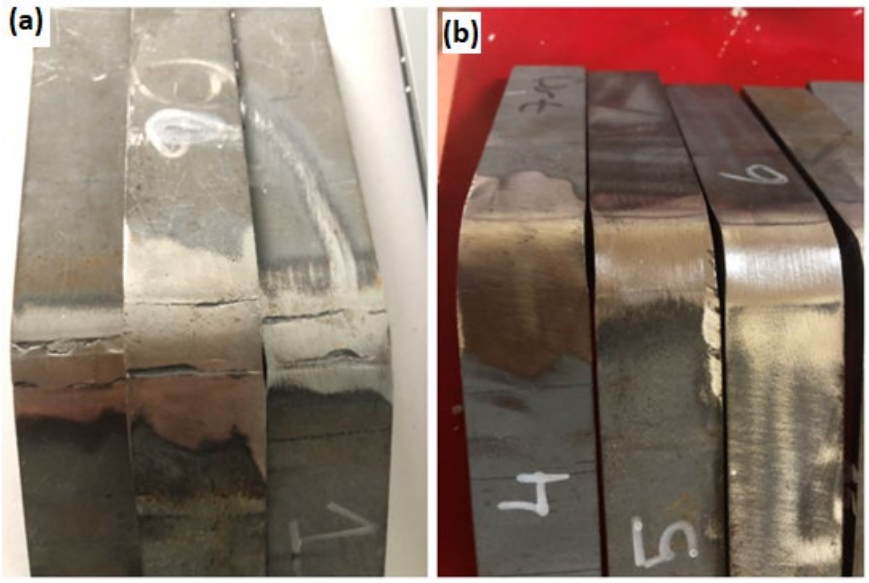
numunelerinde ergime sınırına yakın KM-ITAB geçiş bölgesinde ısı girdisine bağlı olarak yapının ağırlıklı olarak martenzitik olduğu tespit edilmişti. 215/20, 245/5 ve 245/20 numunelerinin mikroyapı incelemelerinde ise KM-ITAB geçiş bölgesinin diğer birleştirmelere göre beynitik yapının ağırlıklı olduğu gözlemlenmişti. Eğme çatlaklarının KM-ITAB geçiş bölgesinden olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.22a). Çekme testi sonuçlarında da kopmaların aynı sebepten dolayı KM-ITAB geçiş bölgesine yakın yerde oluşan iri taneli martenzit fazının oluşmasından dolayı koptuğu bahsedilmişti. Martenzitik yapı; beynitik yapıya göre daha sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir ve eğme çatlaklarına bu bölgelerde martenzitik fazının var olması sebebiyet vermiş olabilir.

Kök eğme testi sonuçlarına göre bütün birleştirmelerde kökte çatlak gözlemlenmiştir. Bunun sebebi olarak mikroyapı incelemelerinde belirtildiği üzere alttan kök uygulaması yapılan ve düşük amper ve yüksek kaynak hızı ile gerçekleştirilen 3. paso uygulamasında mikroyapı incelemelerinde de bahsedilen KM-ITAB geçiş bölgesinin yapısının sert ve kırılgan yapıda olan martenzit fazının varlığı olmuş olabilir.

Tablo 6.2: Yüzey ve kök eğme testi sonuçları.

	Yüzey Eğme		Kök Eğme	
Numune Kodu	Eğme Açısı (°)	Sonuç	Eğme Açısı (°)	Sonuç
185/5	52	Çatlak Görüldü	38	Çatlak Görüldü
185/20	44	Çatlak Görüldü	37	Çatlak Görüldü
215/5	45	Çatlak Görüldü	58	Çatlak Görüldü
215/20	56	Çatlak Görülmedi	21	Çatlak Görüldü
245/5	56	Çatlak Görülmedi	43	Çatlak Görüldü
245/20	57	Çatlak Görülmedi	25	Çatlak Görüldü

.



Şekil 6.22: Eğme testi sonucunda a) Çatlak görünümü b) Çatlak olmayan numunelerin görünümü.

Sonuç olarak A değerinin eğme testi sonuçlarına etki ettiği düşünülmektedir. A değerinin artışına bağlı olarak ITAB-EM'de oluşan martenzit fazının eğme testi sırasında ITAB-EM geçiş bölgesinden kırılmasına sebebiyet verdiği mikroyapı çalışmalarından elde edilen sonuçlarla desteklenmiştir. Artan A değeri ile birlikte soğuma hızının azalması ile mikroyapı analizlerinde de bahsedildiği üzere ITAB-EM geçiş bölgesinde oluşan TM'in yanında B oluşumuna bağlı olarak B fazının daha yumuşak bir faz olması ile eğme testi sonrası çatlak gözlemlenmemesinin nedeni olarak yorumlanabilir.

6.7. Çentik Darbe Testi

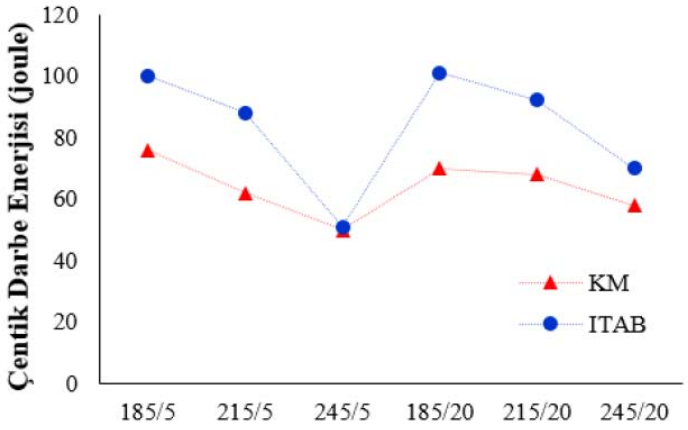
6 numune üzerinden ITAB ve KM olmak üzere 12 adet darbe testi yapılmış, numunelerin 8 mm'lik boyutları 5 mm'e düşürülmüştür. Kalınlığın 5 mm alınması nedeni ile elde edilen sonuçlar iki kat arttırılmıştır. Şekil 6.23'de test sonrasındaki numuneler ve elde edilen verilere ait grafik Şekil 6.24'de gösterilmiştir.



Şekil 6.23: Testi gerçekleşmiş çentik darbe numuneleri.

Birleştirmelerin, oda sıcaklığında (~20 °C) yapılan çentik darbe test sonuçlarında, bütün birleştirmelerin darbe enerjilerinin S960QL EM'den (122 J) düşük olduğu görülmektedir (Şekil 6.24). Dolayısıyla bu çalışmada uygulanan bütün kaynak parametrelerinin kaynak bölgesi mikroyapısında meydana gelen farklılaşma, özellikle de iri tanelerin varlığı sebebiyle tokluğu düşürdüğünü söylemek mümkündür (Gaspar, 2019). Bununla birlikte, bütün birleştirme denemelerine ait sadece ITAB içeren numunelerin darbe enerjileri, sadece KM içerenlerden yüksek çıkmıştır. Kaynak akım

değerindeki artışın, her iki CO_2 değerinde de toklukları düşürdüğü anlaşılmaktadır. Benzer bir çıkarımı, CO_2 oranındaki artış için de yapmak mümkün olsa da kırılma için gerekli darbe enerjisi için belirleyici faktörün, bu çalışmada daha ziyade uygulanan akım değeri olduğu söylenebilir. Çünkü en yüksek darbe enerjileri 185 A değerindeki kaynak denemelerinde elde edilebilmiş, bu akımda CO_2 içeriğinin %5 veya %20 olması belirgin bir farklılığa neden olmamıştır (sırasıyla 100 ve 101 J). Darbe testi sonuçlarının sertlik-mikroyapı ilişkisinde belirlenen özelliklerle uyumlu olduğu anlaşılmaktadır, zira genel olarak darbe numunelerinin ITAB sertliklerinin KM'den yüksek olduğu bilinmektedir. Türker (2019), S960QL EM'ye göre KM'de darbe enerjinin düştüğünü ancak, en düşük çentik darbe enerjisinin ergime sınırında tespit edildiğini bildirirken; Samardzic ve ark. (2017) ise ergime sınırından ITAB'a doğru 0,5 mm mesafelerde uzaklaşıldıkça kırılma enerjinin artış gösterdiğini vurgulamışlardır ki çalışmadan darbe enerjilerinin hemen hemen en yüksek sertliklerin ölçüldüğü yerler olduğu anlaşılmaktadır. KM'de nispeten yüksek ısı girdisi kaynaklı değişen martenzit / beynit oranının yanı sıra mangan varlığının olumsuz yönde etkilenmesi ve iri tane yapısının da darbe tokluğunu düşürdüğüne inanılmaktadır.



Şekil 6.24: Birleştirmelerin KM ve ITAB'larına uygulanan çentik darbe testi sonuç grafiği.

Birleştirmelerde kullanılan dolgu malzemesi, üreticinin belirtmiş olduğu darbe tokluğu S960QL çeliğinin darbe tokluğundan düşük değerdedir. Bu yüzden ITAB'ın darbe tokluğu KM'den yüksek çıkması muhtemeldir.

S960QL çeliği yüksek tokluk değerlerinde üretilen çeliklerdir. Ancak tane yapısının bozulması karbür ve karbonitrür şeklinde çökeltiler oluşturan tane inceltici elemanlar

çökeltilerin şekillerinin değişmesinin etkisi ile tokluğun düşmesi normaldir (Türker, 2017).

Çentik darbe testi sonuçlarına göre minimum darbe enerjisi değeri 50 Joule çıkmıştır ve EN 10025-6 standartının gerekliliklerini karşılamıştır.

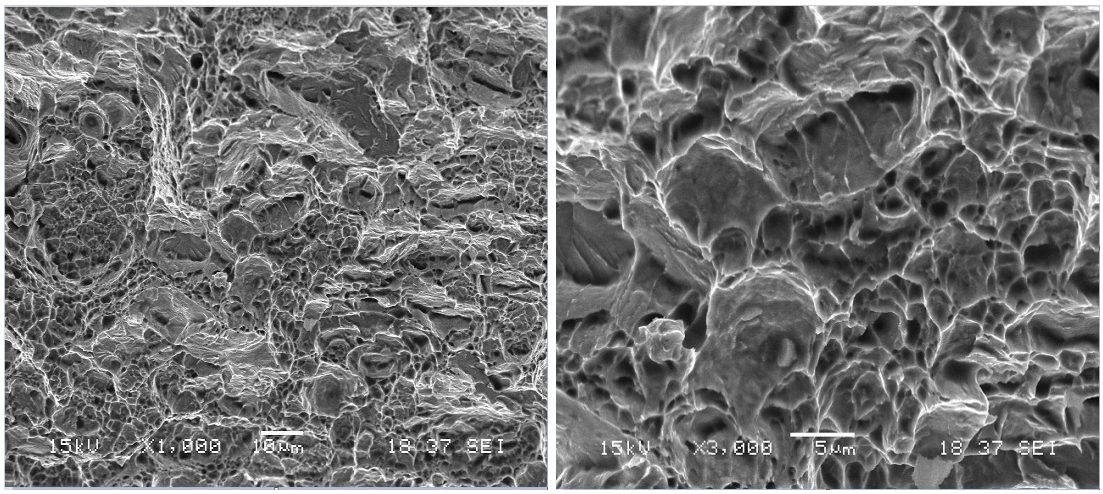
6.8. Çekme Testi ve Çentik Darbe Numunelerinin Kırık Yüzeylerinin SEM Görüntüleri

Çekme testinin sonucunda elde edilen yüzeylerin ×1000 ve ×3000 büyütmede kırılmaların davranışını görmek amacı ile SEM görüntüleri alınmıştır.

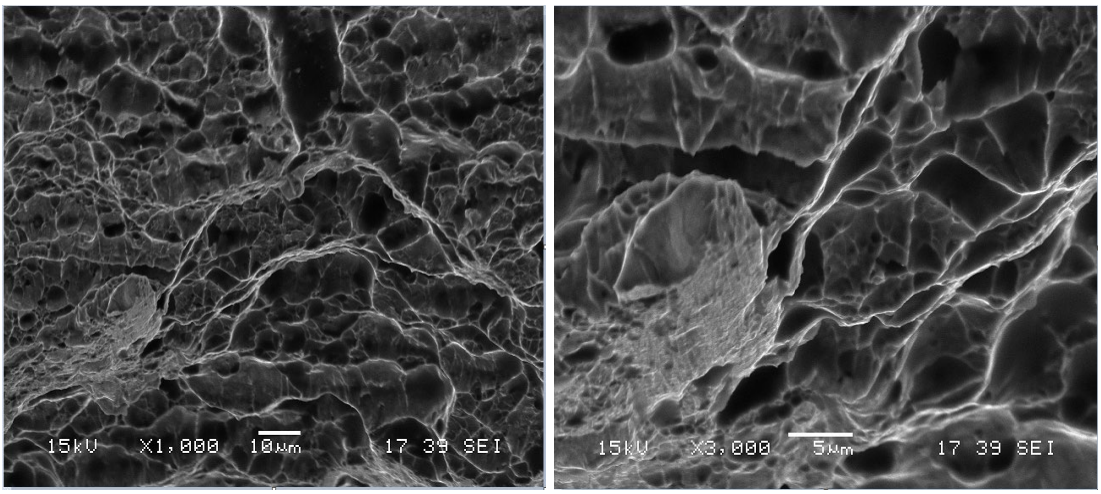
185/5, 185/20, 215/5 ve 245/5 numunelerinde çekme testi sonucunda kopmalar ITAB'da meydana gelmiş, 215/20 ve 245/20 numunelerinde KM'de kopma gerçekleşmiştir.

Çekme testi sonrası kırık yüzeylerin SEM incelemesine ait görüntüler Şekil 6.25- Şekil 6.31'de verilmiştir.

185/5 ve 185/20 numunelerine bakıldığında kırılmanın yüzeylerinde görülen lifli görünümler (çukurcuklar) sünek davranış sergilediği anlaşılmaktadır. Kopma ITAB'da meydana gelmiştir. Isı girdisinin minimum olduğu uygulamadır ve numunenin kırık yüzeyine bakıldığında 2-3 μm boyutundaki çukurcukların yanında 5 μm veya daha büyük çukurcuklar da bulunmaktadır.

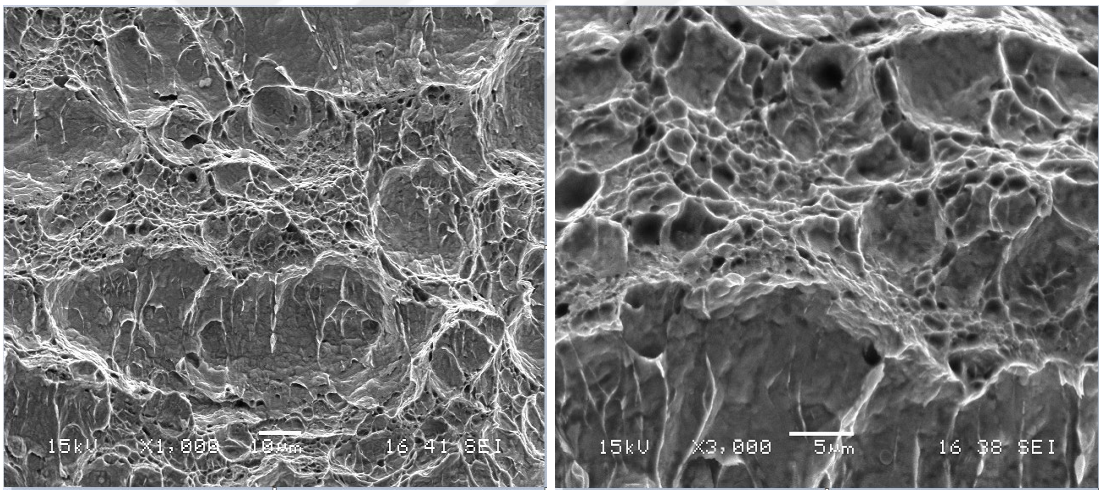


Şekil 6.25: 185/5 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme.



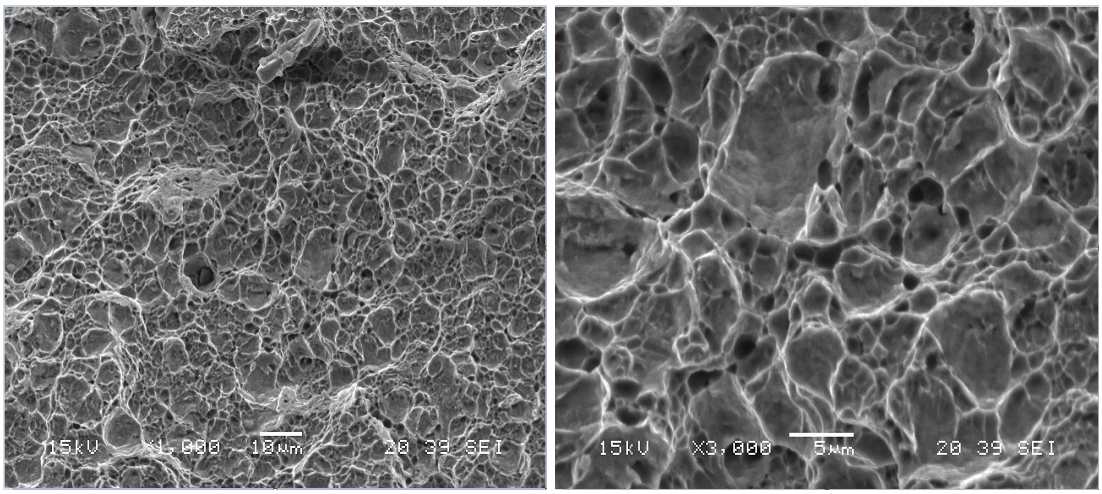
Şekil 6.26: 185/20 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme.

215/5 ve 215/20 numunelerinin kırık yüzeyleri sünek kırılma göstermektedir. 185 amperle gerçekleştirilen birleştirmelere göre daha iri taneler oluşmuştur. 10 µm ulaşan taneler mevcuttur.

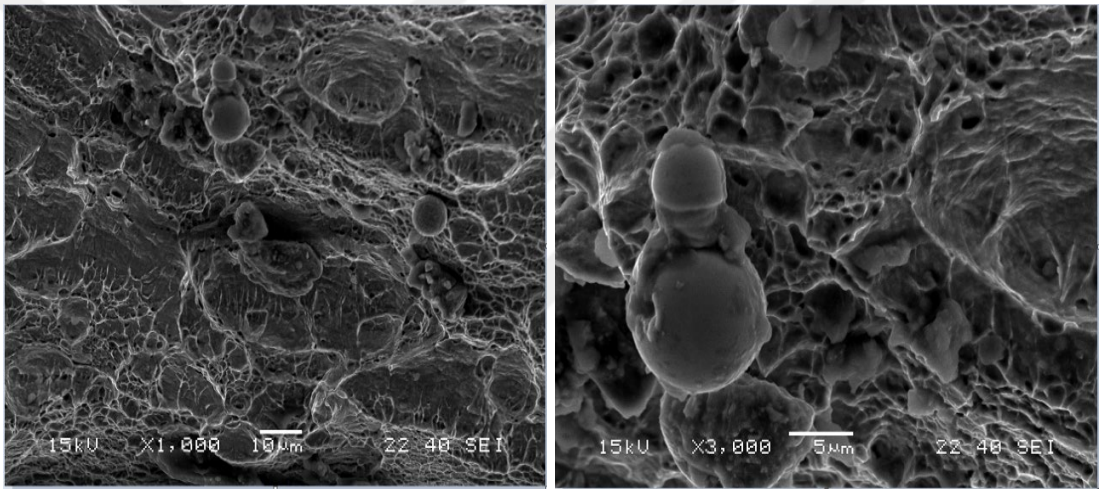


Şekil 6.27: 215/5 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme.

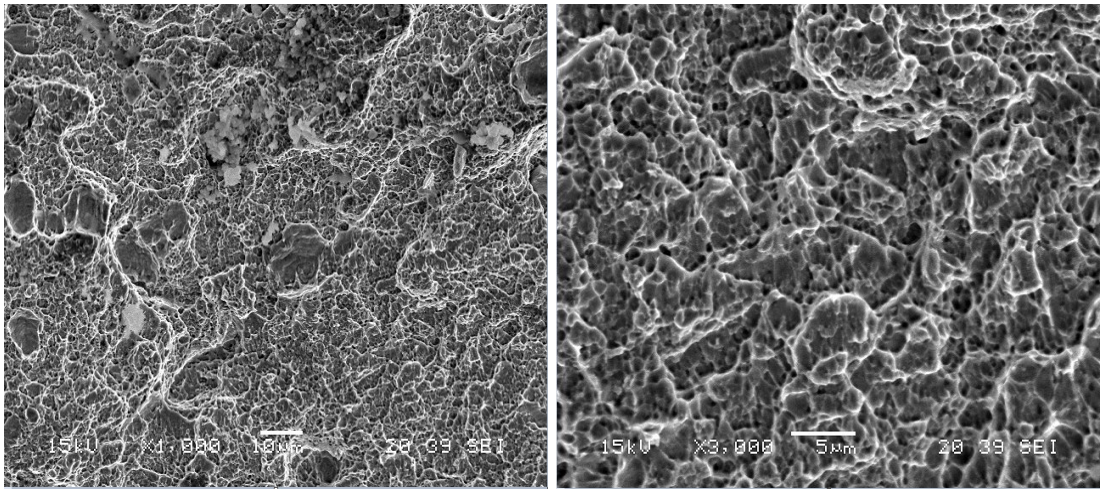
245/5 ve 245/20 çekme numunelerinin kırık yüzeyleri incelendiğinde akım şiddetinin artışıyla beraber ince tanelerin iyice azaldığı ve kaba tanelerin yapıya egemen olduğu görülmektedir. Kırılmalar sünek bir şekilde gerçekleşmiştir.



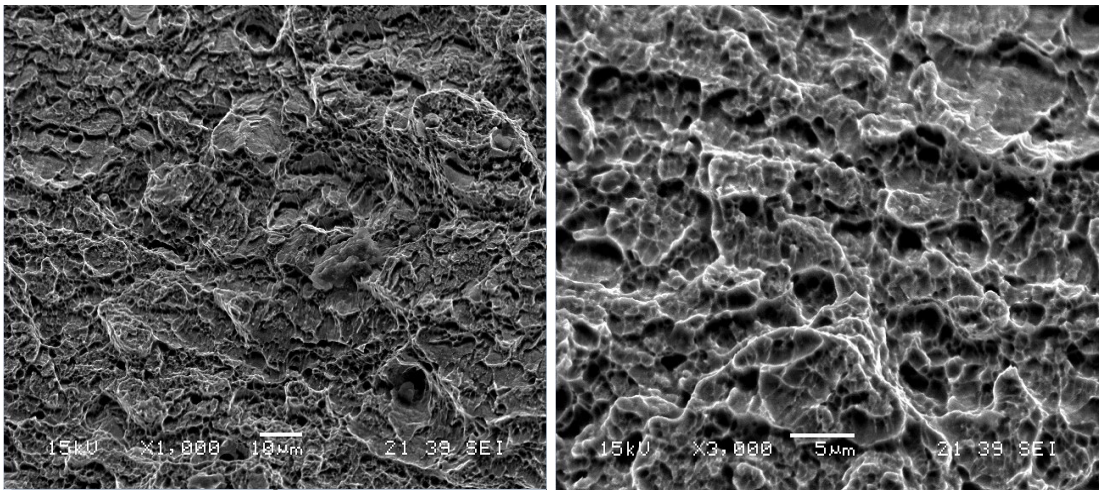
Şekil 6.28: 215/20 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme.



Şekil 6.29: 245/5 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme.

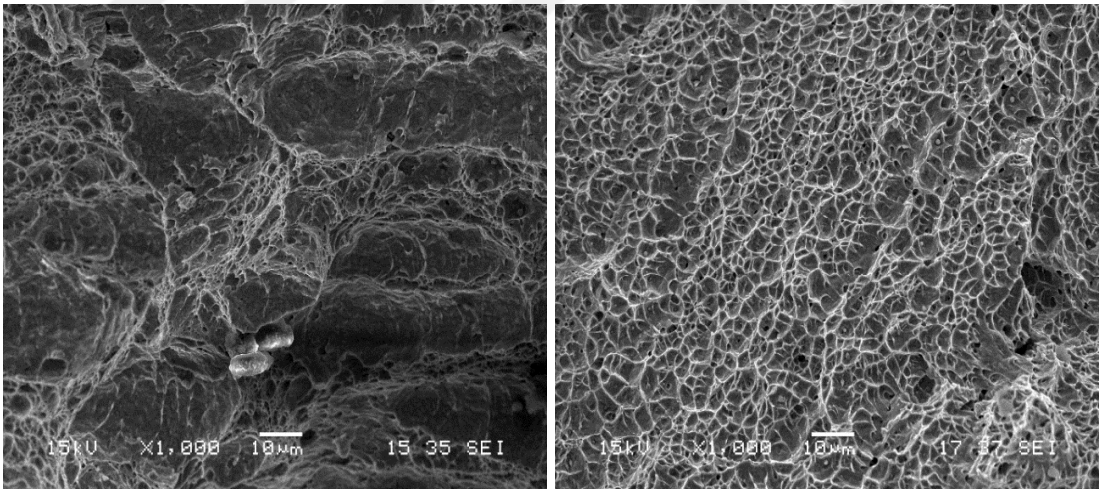


Şekil 6.30: 245/20 numunesinin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme.

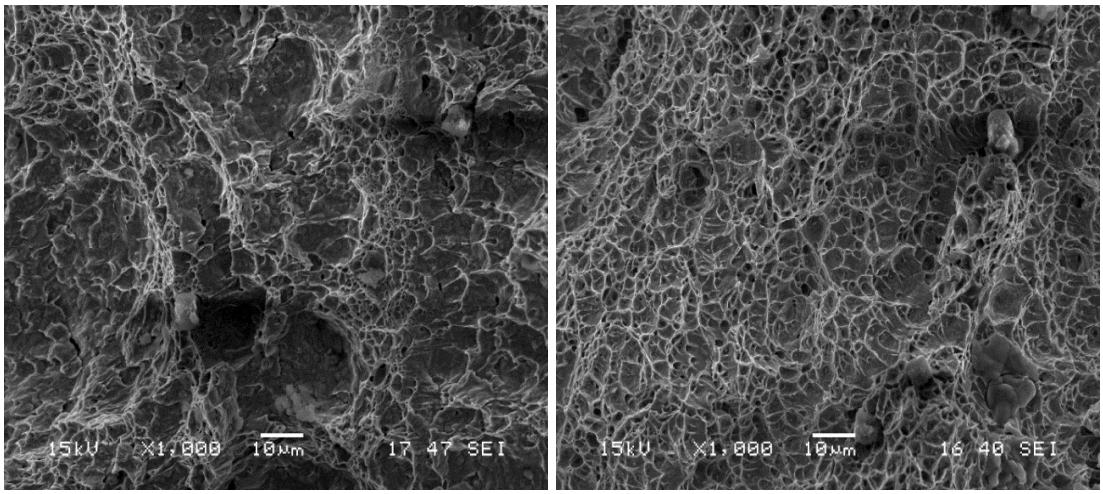


Şekil 6.31: Kaynaksız numunenin çekme testi kırık yüzeylerinin SEM görüntüsü a) 1000× büyütme b) 3000× büyütme.

Çentik darbe testi sonrası kırık yüzeyler ×1000 büyütmede SEM görüntüleri alınmıştır. Çentik darbe testi sonrası kırık yüzeylerin SEM incelemesine ait görüntüler Şekil 6.32-Şekil 6.37'de verilmiştir.185/5 ve 185/20 numunelerinin her iki kırık yüzeyin de lifli görünümler (çukurcuklar) görülmektedir bu sebepten dolayı sünek koptuğu işaret etmektedir. ITAB'da yer yer tane kabalaşması varken KM tamamen ince tanelidir.

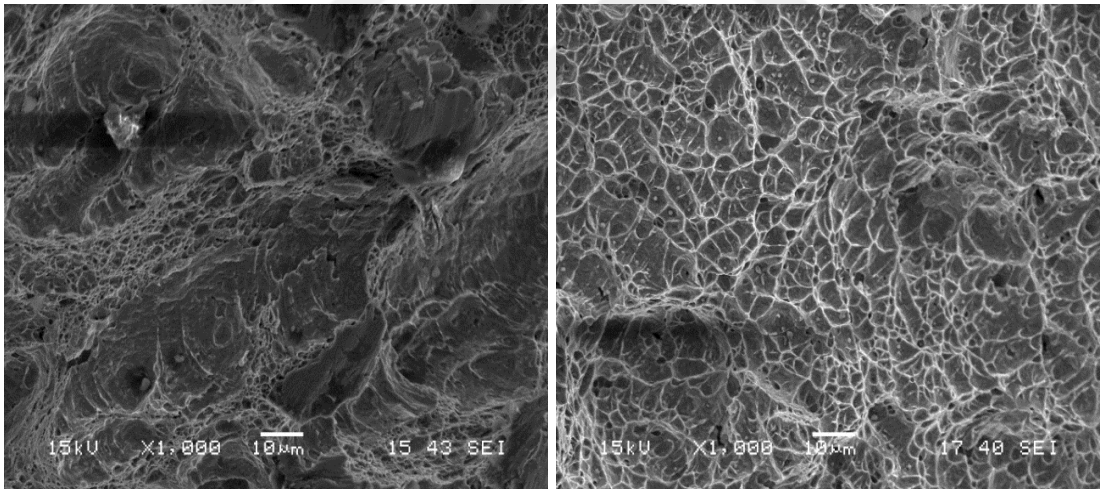


Şekil 6.32: 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 185/5 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 185/5 numunesinin KM kırık yüzeyi.

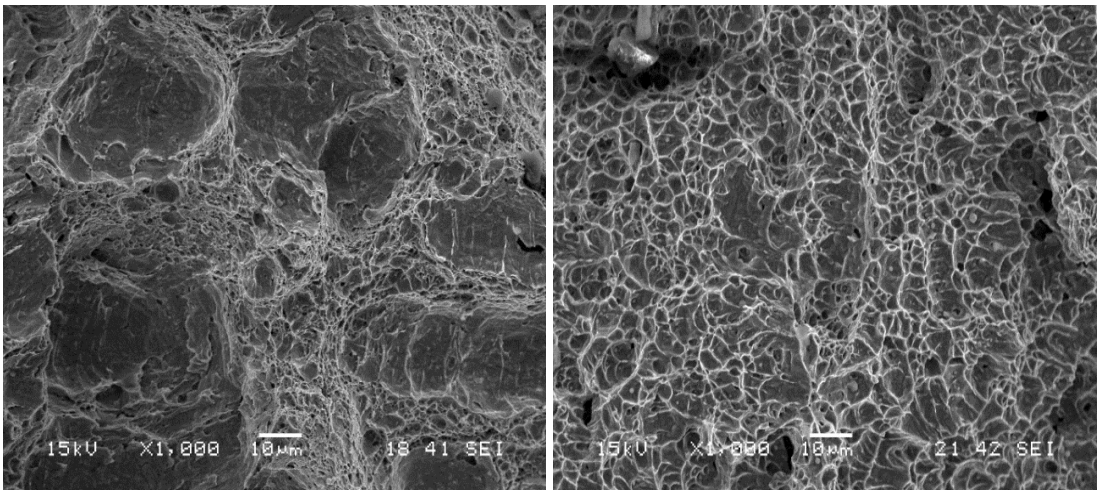


Şekil 6.33: 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 185/20 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 185/20 numunesinin KM kırık yüzeyi.

215/5 ve 215/20 'nin ITAB'da kırık yüzeyinin kaba taneli olmasına karşılık KM ince tanelidir. ITAB'da kaba tane oranı artmıştır, zira ısı girdisi daha yüksek bu kaynak uygulaması tane büyümesini teşvik etmiştir.

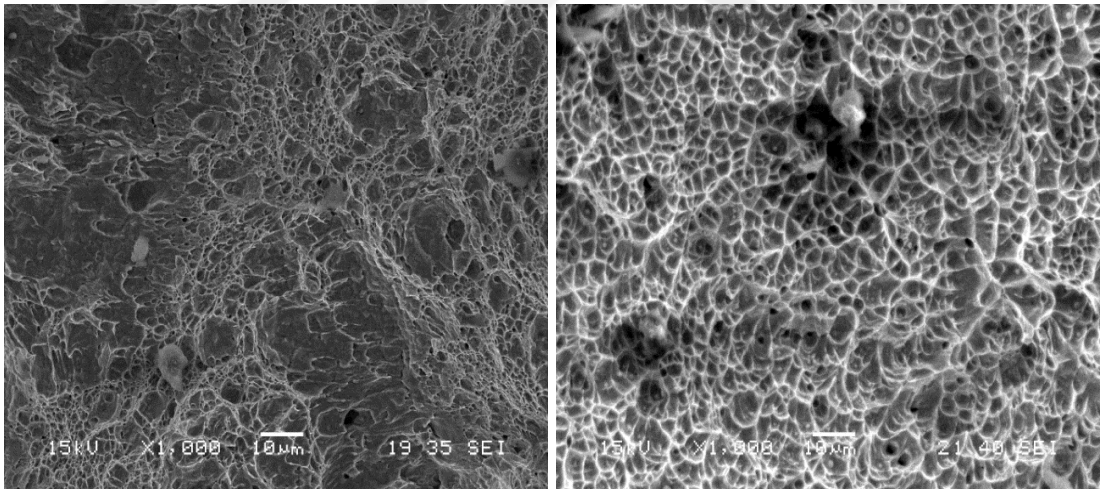


Şekil 6.34: 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 215/5 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 215/5 numunesinin KM kırık yüzeyi.

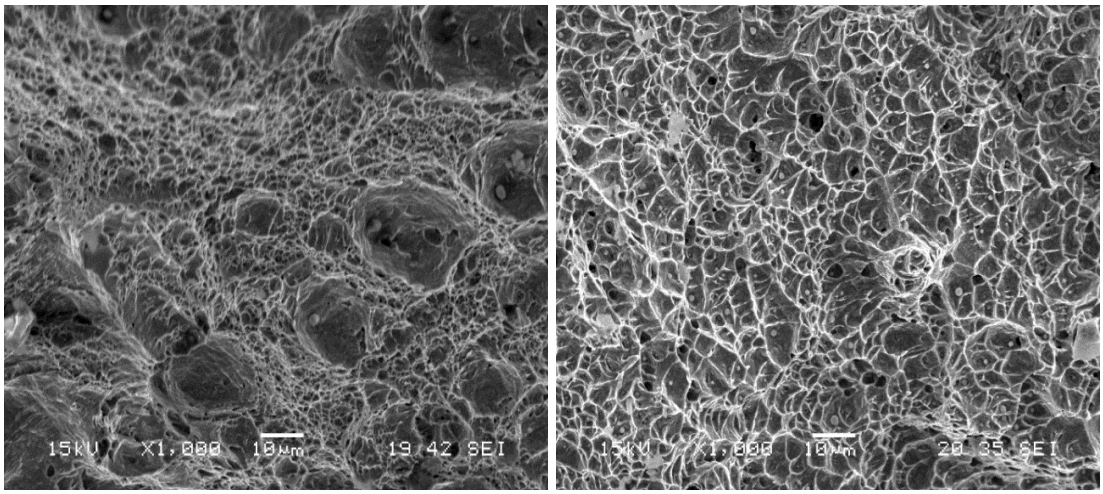


Şekil 6.35: 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 215/20 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b)215/20 numunesinin KM kırık yüzeyi.

245/5 ve 245/20 numunelerinin ITAB ve kaynak bölgelerinin kırık yüzeyleri benzerdir. Sünek kopma gerçekleşmiştir, fakat bariz tane kabalaşması mevcuttur. Çukur bölgelerin içerisinde görülen küçük partiküller inklüzyondur. Özellikle 245/5 numunesinin kırık yüzey görüntüsündeki lifli yapılar sünek kırılmanın gerçekleştiğini göstermektedir.



Şekil 6.36: 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 245/5 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 245/5 numunesinin KM kırık yüzeyi.



Şekil 6.37: 20 °C'de yapılan çentik darbe testi kırık yüzeyi a) 245/20 numunesinin ITAB kırık yüzeyi b) 245/20 numunesinin KM kırık yüzeyi.

Genel olarak yorumlamak gerekirse tüm kırık yüzeylerdeki lifli görünümler sünek şekilde kırılma gerçekleştirdiği ve ısı girdisine bağlı olarak SEM görüntülerinde tane irileşmelerinin görüldüğü gözlemlenmiştir. ITAB'ın KM'ne göre daha iri taneli olduğu görülmüştür. Mikroyapı incelemeleri de SEM analizinden çıkan sonuçları desteklemektedir. Mikroyapı incelemelerinde artan akım şiddeti ile birlikte ITAB'da tane irileşmesinin olduğu tespit edilmiştir. Aynı akım şiddeti %20 CO_2 gazı birleştirmelerinde ise tane irileşmesi SEM görüntülerinde görünmektedir.

BÖLÜM 7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Tez kapsamında MAG kaynak yöntemiyle 185, 215 ve 245 amper değeri kullanılarak ve amper değeri sabit tutulup koruyucu gaz kompozisyonundaki CO_2 oranı %5 ve %20 olarak değiştirilerek gerçekleştirilen birleştirmelerin görsel muayenesi, mikroyapı ve makroyapı karakterizasyonu, çekme, çentik darbe, mikrosertlik, eğme, çekme ve çentik darbe testi sonucu elde edilen numunelerin kırık yüzeylerinin SEM analizi ile elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

1. Akım şiddeti ve koruyucu gazdaki CO_2 oranının artması ile yanma oluğu oluşumu eğilimi artmış ve sıçrantı artmıştır. Artan akım ve CO_2 oranıyla beraber nüfuziyet ve ITAB genişliği artmıştır.
2. Makroyapı incelemelerine göre bütün birleştirmelerin tam nüfuziyetli olarak gerçekleştiği görülmüştür. İnceleme de herhangi bir süreksizlik ve ergime noksanlığı olmadığı tespit edilmiştir.
3. Artan akım ve CO_2 oranıyla beraber ITAB'da tanelerin irileştiği gözlemlenmiştir.
4. Koruyucu gazdaki CO_2 oranının artışı daha iri taneli yapıların oluşmasına ve yapıdaki beynit oranının artmasına neden olduğu tespit edilmiştir.
5. Mikroyapı incelemelerinde artan akım şiddeti ile beraber ITAB ve KM'de temper martenzitin yanında ferrit ve beynitik yapının arttığı gözlemlenmiştir.
6. Sertlik testi sonuçlarına göre en yüksek ITAB ve KM sertlik değerleri 3. paso kaynağının ITAB'ında ve KM'de tespit edilmiştir.
7. Artan akım şiddeti ile birlikte ITAB'ın ve KM'nin sertliği düşmüştür.
8. Korucuyu gaz atmosferindeki CO_2'nin artışı KM'nin sertliğini düşürmüştür.
9. Tüm birleştirmelerde KM'nin sertlikleri EM'nin sertliğinden düşük çıkmıştır.

10. EM'nin sertlik değerlerinin ortalaması alındığında 350 HV çıktığı tespit edilmiştir. Bu sonuçta TS EN 10025-6 standardının gerekliliklerini karşılamaktadır.
11. Sertlik ölçümlerinin tümü 450 HV'yi geçmemektedir. EN ISO 15614-1 standartlarına uygunluk sağlanmıştır.
12. Çekme testinde en yüksek performansı daha az yapısal değişimin göründüğü 185/5 kodlu birleştirmede görülmüştür.
13. Artan akım şiddeti ile birlikte akma ve çekme dayanımları düşmüştür.
14. 215 ve 245 amper değerinde gerçekleştirilen ve %78 Ar-%2 O_2-%20 CO_2 koruyucu gaz atmosferinde yapılan birleştirmelerde kopmaların KM'den olduğu tespit edilmiştir. Bu duruma sebebiyet veren parametrenin koruyucu gazdaki CO_2 oranının olduğu düşünülmektedir.
15. Kök eğme testlerinde tüm numunelerde kökte çatlaklar oluşmuştur. Yüzey eğme testinde ise akım şiddetinin artması ve koruyucu gazdaki CO_2 oranının artmasına bağlı olarak 215/20, 245/5 ve 245/20 numunelerinin yüzeylerinde çatlak oluşmamıştır.
16. KM'nin darbe enerjileri tüm numunelerde ITAB'dan düşük çıkmıştır. Akım şiddetinin artışı darbe enerjisini düşürmüştür. Amper şiddetinin maksimum olduğu 245/5 ve 245/20 numunelerinde ITAB ve KM'nin tokluk değerlerinin minimuma düştüğü görülmüştür. Koruyucu gaz olarak kullanılan CO_2 oranının artması ile ise aynı akımla gerçekleştirilen birleştirmelere göre KM'nin tokluğu nispeten düşmüş, ITAB'da ise kayda değer bir değişim gözlemlenmemiştir.
17. Kırılma yüzeylerinin SEM incelemesi, çekme testi numunelerinin ve çentik darbe testi kırılma modlarının plastik deformasyonla sünek olduğunu ortaya koymuştur. Numuneler tamamen sünek bir kırılma yüzeyi sergilemiştir.

7.2. Öneriler

-Tez çalışması kapsamında uygulanan birleştirmeler 3 paso olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Bu birleştirmelerin aynı zamanda paso sayısı artırılarak artan akım şiddetinin ve koruyucu gaz atmosferindeki CO_2 oranının mekanik özellikleri incelenebilir. Elde edilen bu sonuçlar bu tez çalışması ile kıyaslanabilir.

-S960QL çeliğinin birleştirilmesinde koruyucu gazdaki CO_2 oranının artması ile yorulma dayanımı incelenebilir.

-Kaynak ağzı açısının S960QL çeliğinin mekanik özelliklere etkisi incelenebilir.

KAYNAKLAR

Acarer, M., (1996). *Türkiye'de Üretilen Bazik Elektrodlarla Elde Edilen Kaynak Metalinin Tokluğunun İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kütahya.

Alabi AA, Moore PL, Wrobel LC, Campbell JC, He W, 2018. *Tensile behaviour of S690QL and S960QL under high strain rate. Journal of Constructional Steel Research*, 150: 570-580. doi:10.1016/j.jcsr.2018.08.009

Altuntaş, M., (2015). *AISI 304L Paslanmaz Çeliğin MIG ve TIG Kaynak Yöntemleriyle Birleştirilmesinde Kaynak Parametrelerinin Etkilerinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Anık, S., & Vural, M. (1993). *1000 Soruda Kaynak Teknolojisi* (Cilt 2, s353-356). İstanbul: Birsen Yayınevi.

Anık, S., Dikicioğlu, A., & Vural., M. (2006). *İmal Usulleri*. (1. Baskı), İstanbul: Birsen Yayınevi.

Anık, S., Kutsal, T., (1972). *Kaynak Teknolojisi II*. İstanbul Teknik Üniversitesi Kütüphanesi, 883.

Anık, S., Tülbentçi, K., & Kaluç, E. (1991). *Örtülü Elektrod Ile Elektrik Ark Kaynağı.* İstanbul: Gedik Eğitim Vakfı Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü.

Aydın, K., & Karaağaç, İ. (2018). Lazer Kaynağı ve Lazer Kaynağının Başlıca Uygulamaları. *El-Cezerî Fen ve Mühendislik Dergisi, 5*(2), 693-705.

Aytan, G. (2015). *Farklı Kalitedeki Galvanizli Çeliklerde Fırın Sertleştirmesi Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Beersiek, J. (1999). On-line Monitoring of Keyhole İnstabilities During Laser Beam Welding. *Lazer Materials Processing Conference*, 49-58.

Beriş, B. (2012). *Effects Of Gas Shielding Flow Rate On Weld Quality Of TIG Welding In TI6AL4V Alloy* (M.Sc. Thesis). Istanbul Technıcal Universıty Graduate School of Scıence Engıneering and Technology, Istanbul.

Black, S., Weglowski, M., Dymek, S., & Kopysciankski, M. (2017). Microstructural and Mechanical Characterization of Electron Beam Welded Joints of High

Strength S960QL and Weldox 1300 Steel Grades". *Archives of Metallurgy an Materials 62(2)*, 627-634.

Can, A., (2020). *Tasarımcı Mühendisler için Malzeme Bilgisi,* Birsen Yayınevi, İstanbul.

Celasun, E. (2012). S355J2 *Çeliğinin Isıl İşlem ve Farklı Tozaltı Kaynak Tellerinin Kaynak Kabiliyetine Etkisinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.

Çiğdem, M.,2006, *İmal Usulleri*, İstanbul: Çağlayan Kitapevi,2. Baskı.

DIN (17102). *Weldable Normalized Fine Grain Structural Steels*.

Duley W. W., Mao Y. L., Kinsman G. (1991). *Laser and Electron Beam, Proceedings Conference*, Columbia University, New York, USA, 206 s.

Durgutlu, A., Kahraman, N., & Gülenç, B. (2008). Al - Si Alaşımının TIG Kaynağında Darbeli Akımın Mikroyapı, Sertlik, Eğme ve Çekme Dayanımına Etkisi. *Politeknik Dergisi, 11*(4), 339-344.

Durmuşoğlu, Ş. (2006). *Gazaltı Kaynağında Kaynak Kalitesine Tesir Eden Parametrelerin Mekanik Özelliklere Etkisi* (Yüksek Lisans Tezi). Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.

Ebrahimnia, M., Goodarzi, M., Nouri, M., Sheikhi, M. (2009). Study of the Effect of Shielding Gas Composition on the Mechanical Weld Properties of Steel St 37-2 in Gas Metal Arc Welding. *Materials and Design*, 30:3891-3895.

Ekici, M., (2009), *MIG/MAG ve Elektrik Ark Kaynağı ile Birleştirilmiş Mikro Alaşımlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri* (Yüksek Lisans Tezi). Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.

Ekinci, Ö., Balaban, Z., (2019). Microhardness And Microstructure Of Fiber Laser Welded S960 And S700 Steels. *International Journal of Innovative Engineering Applications* 3, 1, 15-21.

ElRakayby, H., (2011). *A Study of Mechanical Properties and Microstructure of HSLA Steel Welded Joints* (Master Thesis). Helwan University Faculty of Engineering Mechanical Engineering Department, Cairo.

Ertürk, İ., Durukan, T., & Şentürk, B. (2017). Çeliklerin Kaynağinda Isidan Etkilenen Bölgenin Mikro Yapi Ve Özelliklerinin Tahmini. *X. Kaynak Teknolojisi Ulusal Kongre ve Sergisi*(681).

Farhat, H. (2007). *Effects of Multiple Wires and Welding Speed on the Microstructures and Properties of Submerged Arc Welded X80 Steel* (Master Thesis). In the Department of Mechanical Engineering University of Saskatchewan Saskatoon.

Gaspar, M. (2019). Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Areas in S960QL High Strength Steel. *Metals*, 9(11), 1226-1239.

Gedik, (2009), *Uluslararası Kaynak Mühendisliği Eğitim Notları*. 2-9, Gedik Eğitim Vakfı, İstanbul.

Gedik, (2013). *Uluslararası Kaynak Mühendisliği Eğitim Notları*. Gedik Eğitim Vakfı, 2(13), İstanbul.

Gorka, J., & Kotarska, A. (2019). MAG Welding Of 960QL Quenched And Tempered Steel. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 591 012017*.

Goss, C., & Marecki, P. (2012). Fatigue Test Welded Joints Steel S960QL. *Materials Science Forum*, 93-99.

Gourd, L.M. (1996). *Kaynak Teknolojisinin Esasları*. (Çev. Eryürek), İstanbul: Birsen Yayınevi.

Gözütok, E. (2009). *Paslanmaz Çeliklerin TIG Kaynağında Argon-Hidrojen Gaz Karışımının Birleştirmelerin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerine Etkisi* (Yüksek Lisans Tezi). Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.

Gres, M., Vinas, J., Mulidran, P., Sleziak, T., & Brezina, J. (2018). Analysis of Shielding Welding Gas Composition Effects on the Final Microhardness of the Fillet Joints Made With Use of MAG Technology. *The International Journal of Engineering and Science(IJES), 7*(7-1), 63-70.

Gunaraj V and Murugan N, 2002. *Prediction of Heat-Affected Zone Characteristics in Submerged Arc Welding of Structural Steel Pipes*. Welding Journal 81(3): 45/S-53/S.

Güner, M. (2007). *MAG Kaynağında Elektrod Tipinin (Çıplak Tel-Özlü Tel) Kaynak Dikişi Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Harman, M. (2019). *Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Farklı Kaynak Yöntemleri Kullanılarak Kaynak Edilebilirliğinin İncelenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi), Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

Harman, M., Ada, H., & Çetinkaya, C. (2019). Qste 420 TM Çeliğinin MAG Kaynak Yöntemiyle Kaynaklanmasında Dolgu Metali Türünün Metalürjik Ve Mekanik Özelliklere Etkisinin Belirlenmesi. *Politeknik Dergisi, 23*(2).

High-Strength Low-Alloy Steels. (2001). A. I. Reserved. içinde Ohio, USA. www.asminternational.org adresinden alındı.

İçer, H. S., (2014). *ANSI/AWS A5.1-91 E6013 Rutil Elektrodlarda SiO_2 İçeren Farklı Hammaddelerin Örtü Özelliklerine ve Uygulama Performansına Etkisi*

(Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

İmdat, K., Kaya, Y., & Kahraman, N. (2018). Grade A Gemi Sacının Örtülü Elektrod Ark Kaynak Yöntemi İle Sualtı Ve Atmosferik Şartlarda Birleştirilebilirliğinin Araştırılması. *Politeknik Dergisi, 21*(3), 543-552.

Karabulut H, Türkmen M, 2016. Temperleme İşleminin Tozaltı Kaynak Yöntemi ile Birleştirilen Mikroalaşımlı Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Etkisi. *Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi*, 7(3): 587-594.

Komaç, E., (2014). *Teknik Eğitim El Kitabı*. Askaynak, İstanbul.

Kumanan, S., Dhas, R. E., & Gowthaman, K. (2007). Determination Of Submerged Arc Welding Process Parameters Using Taguchi Method And Regression Analysis. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences, 14*, 177-183.

Külahlı, E. (1988). *Kaynak Bilimi*, Oerlikon Yayını, Sayı 2.

Linnert GE, 1994. *Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels*. AWS. S. 801. Miami, Florida.

MEB, (2011). *Selülozik ve Bazik Elektrotla Kaynak*. 521MMI236, Ankara.

Meneses, V. A., Leal, V. S., & Scotti, A. (2016). Influence of Metal Transfer Stability and Shielding Gas Composition on CO and CO_2 Emissions during Short-circuiting MIG/MAG Welding. *Soldagem Inspecao, 21*(3), 253-268.

Mukhopadhyay, S., Pal, T. K. 2006. Effect of Shielding Gas Mixture on Gas Metal Arc Welding of HSLA Steel Using Solid and Flux-Cored Wires. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 29: 262-268.

Musawel, R. K. (2013). *Design And Construction Of Virtual Welding Training System For The Shielded Metal Arc Welding (SMAW)* (Doktoral Thesis). University of Basrah.

Muzafferoğlu, H. F., (2008). *Darbeli Akımla MIG/MAG Kaynağında Darbe Parametrelerinin Dikiş Geometrisine Etkisi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

ODTÜ, (2013). *Uluslararası Kaynak Mühendisliği Eğitim Notları*. ODTÜ KTM, 1(09), Ankara.

Pakdil, M., Çam, G. ve Erim, S. (2005). *Lazer kaynağının avantajları*. Makinatek, 95:116-119 s.

Püskülcü, G., Koçlular, F., (2009). Lazer kaynak yöntemi ve uygulamaları. *Mühendis ve Makina*, 50 (599): 8-17 s.

Samardzic, I., Dunder, M., Katinic, M., & Krnic, N. (2017). Weldability Investigatıin on Real Welded Plates of Fine-Grained High-Strength Steel S960QL. *Metalurgija 56*, 207-210.

Siltanen, J., Tihinen, S., Kömi, J. (2015). Laser and laser gas-metal-arc hybrid welding of 960 MPa direct-quenched structural steel in a butt joint configuration. *Journal of Laser Applications*, *27*(S2), S29007.

Slezak, T., & Sniezek, L. (2016). Fatigue Life of Welded Joints of High-Strength Structural Steel S960QL. *Solid State Phenomena*, 169-174.

Speich, G. R. (1997). Dual-phase steels. *Heat Treating, 5th Ed, ASM Handbook*, 424429.

SSAB, Strenx Welding, https://ssabwebsitecdn.azureedge.net/-/media/files/tr/strenx/strenx-welding_tr_print.pdf?m=20181114125734 , 2-12

Şık, A. (2007). MIG/MAG Kaynak Yöntemi İle Birleştirilen Çelik Malzemelerde İlave Tel Türleri Ve Koruyucu Gaz Karışımlarının Eğmeli Yorulma Ömürlerine Etkilerinin Araştırılması. *Gazi Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Dergisi, 22*(4), 769-777.

Taş, Z. (2012). Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımlı Çeliklerde Metalürjik Mukavemet Artırma Mekanizmaları. *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 28*(2), 97-101.

Taş, Z., (2006). Çeliklerde Termomekanik İşlem Uygulamaları, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 22(1-2), 171-178.

Tokdemir, M., Ünlü, B.S., Yılmaz, S.S., Meriç, C. (2010). Lazer kaynağı ve uygulamaları. *Makinatek*, 152: 122-128 s.

TS EN (2007). *Çeliklerin kısa gösteriliş sistemleri*- Bölüm 1: Çelik adları.

Türk Standardı (2010). *Kaynak- Metalik Malzemelerin Kaynağı İçin Tavsiyeler*- Bölüm 1: Ark Kaynağı İçin Genel Kılavuz (EN 1011-1).

Türk Standardı (2004). *Kaynak-Metalik Malzemelerin Kaynağı İçin Tavsiyeler*- Bölüm 2: Ferritik Çeliklerin Ark Kaynağı (EN 1011-2).

Türker, M. (2017). The Effect of Welding Parameters on Microstructural and Mechanical Properties of HSLA S960QL Type Steel with Submerged Arc Welding. *Süleyman Demirel Üniversitesi, 21*(3), 673-682.

Ulaştı, E., (2018). *Termomekanik Haddeleme ile S700MC Kalite Çeliklerin Üretimi ve Üretim Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Uzunonat, Y., (2012). *TIG Kaynağı Uygulanmış Inconel 718 Malzemenin Darbe Dayanımının İncelenmesi* (Doktora Tezi). Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.

Vural, M., Piroğlu, F., Çağlayan, Ö. B., & Uzgider, E. (2003). Yapı Çeliklerinin Kaynaklanabilirliği. *Türkiye Mühendislik Haberleri*(426), 47-51.

Wang, J., Yang, L., Sun, M., Liu, T., Li, H. (2016). Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding. *Materials and Design*, 90: 642– 649 pp.

Yavuz, H., Çam, G., (2005). Lazer-ark hibrit kaynak yöntemi. *Mühendis ve Makina*, 46 (543): 14-19 s.

Yılmaz, R., & Barlas, Z. (2005). Paslanmaz Çeliklerin Gazaltı Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmesinde Koruyucu Gaz Kompozisyonunun Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi. *Mühendislik Bilimleri Dergisi, 11*(3), 391-400.

YTÜ, (2020). *Yıldız Teknik Üniversitesi Demir Esaslı Malzemeler Ders Notları*, 3. Hafta

Zielinska, S., Pellerin, S., Valensi, F., Dzierzega, K., Musiol, K., Izarra, C., & Briand, F. (2008). Gas Influence on the Arc Shape İn MIG–MAG Welding. *The European Physical Journal- Applied Physics, 43*(1), 111-122.

URL-1:<*http://turkish.metalsteels.com/quality-12505384-s960ql-durable-structural-steel-plate-fine-grained-low-alloy-steel-material.html*>, erişim tarihi 03.01.2020

URL-2*:*<*https://www.omurcelik.com/urunlerimiz/mikro-alasimli-celikler/84*>, erişim tarihi 10.12.2020

URL-3*:* <*https://borsenboru.com/dogru-kaynak-yontemi*>, erişim tarihi 6.11.2019

URL-5*:*<*http://www.hascometal.com/teknik-bilgiler.aspx?ID=89*>, erişim tarihi 03.06.2020

URL-6*:*<*https://sametprofil.com/diger-urunler/kaynak-elektrodu/*>, erişim tarihi 3.01.2021

URL-7*:*<*http://www.b2bmetal.eu/en/pages/index/index/id/239/*>, erişim tarihi 03.06.2020

ÖZGEÇMİŞ

Esen ORMANLI; [redacted] doğdu. İlköğretimini Hendek Yeni Mahalle İlköğretim Okulu'nda, ortaöğretimini Hendek Şehit Ali Gaffar Okkan İlköğretim Okulu'nda, lise eğitimini ise Hendek Teknik ve Endüstri Meslek Lisesi'nde 2011 yılında tamamlayarak mezun oldu. 2012 yılında Karabük Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği'ni kazanıp oradan 2014 yılında Sakarya Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği'ne yatay geçiş yapıp bu bölümden 2017 yılında mezun oldu. 2017 yılında Sakarya Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde yüksek lisans eğitimine başladı. Aynı yıl içinde Gedik Üniversitesi Kaynak Mühendisliği'ni bitirdi. 2018'de askerlik görevini bitirdikten sonra Seyit Usta Treyler Sanayi ve Ticaret Ltd. Şti. firmasında kaynak mühendisi olarak çalıştı. Şu an da İmkosan Mühendislik Ltd. Şti. şirketinde kaynak mühendisi olarak çalışmaktadır. Aday bekardır.