

**T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MIG/MAG VE ELEKTRİK ARK KAYNAĞI İLE  
BİRLEŞTİRİLMİŞ MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLERİN  
MEKANİK ÖZELLİKLERİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Tek. Öğrt. Mehmet EKİCİ**

**Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ**

**Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Uğur ÖZSARAÇ**

**Aralık 2009**

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ÖNSÖZ

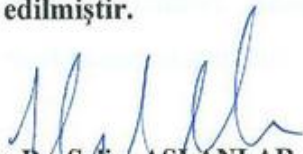
**MIG/MAG VE ELEKTRİK ARK KAYNAĞI İLE  
BİRLEŞTİRİLMİŞ MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLERİN  
MEKANİK ÖZELLİKLERİ**


**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

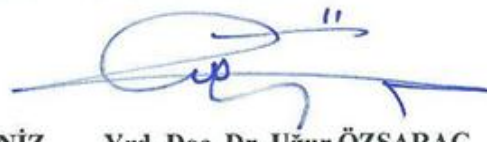
**Tek. Öğrt. Mehmet EKİCİ**

**Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ**

**Bu tez 04/01/2010 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.**

  
**Doç. Dr. Salim ASLANLAR**  
**Jüri Başkanı**

  
**Yrd. Doç. Dr. Erdal KARADENİZ**  
**Üye**

  
**Yrd. Doç. Dr. Uğur ÖZSARAÇ**  
**Üye**

## ÖNSÖZ

Otomotiv endüstrisinin en önemli hedeflerinden birisi, yakıt ve maliyet tasarrufu sağlamak amacıyla taşıt ağırlığının azaltılması ve araç dayanımlarının geliştirilerek, sürücü ve yolcu güvenliğinin artırılmasıdır. Çift-fazlı çelikler süper dayanım-süneklik kombinasyonları ve dolayısıyla iyi şekillendirme kabiliyetine sahip olduklarından, otomotiv endüstrisinde HSLA ve karbon çeliklerinin yerini almaya başlamışlardır. Yapılan bu çalışmanın amacı; elektrik ark kaynağı ve gaz altı kaynağının otomotiv endüstrisinde daha verimli şartlara ulaşılması ve kullanım yerine göre uygun kaynak parametrelerinin tespit edilmesidir.

Tez çalışmalarım sırasında her türlü bilgi birikimini, maddi manevi desteklerini benden esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Uğur ÖZSARAÇ, Yrd. Doç. Dr. Erdal KARADENİZ ve Doç.Dr. Salim ASLANLAR hocalarıma sonsuz teşekkürlerimi sunuyorum. Malzemelerin teminini sağlayan ve yardımlarını esirgemeyen TOBB üniversitesi Doç. Dr. Mustafa ÜBEYLİ' ye teşekkür ederim. Mekanik deneylerin yapılmasın da desteklerini esirgemeyen Gazi Üniversitesi Yrd. Doç. Dr. Abdulkadir GÜLLÜ, Erciyes Üniversitesi Yrd. Doç. Dr. Eyüp GERÇEKÇİOĞLU, Yrd. Doç. Dr. Mustafa TUTAK'a teşekkür ederim. Malzemelerin kaynaklı bağlantılarının yapılmasında desteklerini esirgemeyen NİRVANA METAL AŞ. Ali BÜYÜKZEREN ve GEDİK Kaynak'a teşekkür ederim. Eğitimim süresince bu güne kadar emeği geçen bütün hocalarıma teşekkürlerimi sunarım. Hayatımın her anında yanımda olan benden maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen değerli aileme saygı, sevgi ve teşekkürlerimi borç bilirim. Ayrıca her zaman yanımda olan ve manevi desteğini esirgemeyen Nuket EKİCİ' ye saygı, sevgi ve teşekkürlerimi sunarım.

Mehmet EKİCİ

Aralık 2009

## İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ .....	iii
İÇİNDEKİLER .....	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ .....	ix
ŞEKİLLER LİSTESİ .....	x
TABLolar LİSTESİ .....	xvi
ÖZET.....	xviii
SUMMARY .....	xix
BÖLÜM 1. GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2. DUAL-FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ, YAPI VE ÖZELLİKLERİ ....	5
2.1. Genel.....	5
2.2. Dual-Fazlı Çeliğin Üretimi İçin Uygulanan Isıl İşlemler .....	6
2.2.1. Sürekli tavlama metodu .....	8
2.2.2.Haddeleme metodu .....	8
2.2.3.Kutu tavlama metodu .....	9
2.3. Kritik Sıcaklıklarda Tavlama (Kısmi östenitleme).....	12
2.3.1. Östenitin çekirdeklenmesi .....	12
2.3.2. Östenitin büyümesi .....	13
2.4. Çift Fazlı Çeliğin Mikro Yapısında Oluşabilen Diğer Fazlar.....	16
2.5. Alaşım Elementlerinin Dual-Faz Çeliğinin Yapısına Olan Etkileri .....	18
2.5.1. Karbonun (C) etkisi .....	19
2.5.2. Manganın (Mn) etkisi .....	20



2.5.3. Silisyumun (Si) etkisi .....	20
2.5.4. Niyobyumun (Nb) etkisi .....	20
2.5.5. Vanadyumun (V) etkisi .....	21
2.5.6. Molibdenin (Mo) etkisi.....	21
2.5.7. Alüminyumun (Al) etkisi.....	22
2.4.7. Kromun (Cr) etkisi.....	22
2.6. Çeşitli Alaşım Elementleriyle Alaşımlandırılmış Dual-faz Çeliklerinin Gerilme Değerleri .....	22
2.7. Dual-faz Çeliklerinin Otomotiv Sanayisinde Kullanım Avantajları .....	23
2.8. Dual-Fazlı Çelikte Mukavemet ve Sünekliğin İncelenmesi .....	26
2.8.1. Akma mukavemeti.....	26
2.8.3. Kopma .....	26
2.8.4. Süneklik .....	28
2.8.5. Deformasyon sertleşmesi.....	29
BÖLÜM 3. ELEKTRİK ARK VE GAZ ALTI KAYNAK YÖNTEMLERİ .....	30
3.1. Genel.....	30
3.2. Elektrik Ark Kaynağı.....	30
3.2.1. Örtülü elektrotlar .....	31
3.2.2. Örtü maddesi.....	32
3.2.3. Elektrot örtülerinin sağladığı faydalar .....	32
3.2.4. Örtü çeşitleri .....	33
3.2.5. Bazik elektrot.....	33
3.3. MIG/MAG Ark Kaynağı .....	37
3.3.1. MIG/MAG kaynağı akım üreteçleri .....	38
3.3.2. MIG/MAG kaynağında kullanılan koruyucu gazlar.....	39
3.3.3. Koruyucu gazın görevleri .....	41
3.3.4. MIG-MAG kaynağı tel elektrotları.....	43
3.3.5. MIG/MAG kaynak yönteminde tel seçimi .....	44
3.3.6. MIG-MAG kaynağı kaynak parametreleri .....	46
3.4. Kaynak Kabiliyeti .....	47
3.4.1. Karbon eşdeğeri.....	48

3.5. Kaynak Metali Bölgesi .....	49
3.5.1. Erime bölgesi .....	49
3.5.2. Isının tesiri altında kalan bölge (ITAB).....	49
3.6. Kaynakta Isıl İşlem .....	53
3.6.1. Ön ısıtma ve pasolar arası sıcak tutma .....	53
3.6.2. Son ısıtma .....	55
3.6.3. Gerilim giderme.....	56
3.6.4. Kaynaktaki ısıl işlemin sertliğe etkisi.....	58
3.6.8. Kaynak dikişi ve çevresinde sertlik değişimi .....	58
BÖLÜM 4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	60
4.1. Genel.....	60
4.2. Kullanılan Malzemeler .....	60
4.3. Kaynağa Ön Hazırlık .....	61
4.3. Kaynak Teli Ve Elektrot Seçimi.....	62
4.4. Karbon Eşdeğeri .....	63
4.5. Kaynak İşlemlerinde Kullanılan Makineler.....	65
4.6. Sabit ve Değişken Parametreler .....	66
4.7. Çekme Deneyi .....	66
4.8. Sertlik Deneyi .....	67
4.9. Çentik Darbe Deneyi .....	68
4.10. Optik Mikroskopü.....	69
4.11. Tarama Elektron Mikroskopu İncelemeleri ve EDS Analizleri .....	70
4.12. Martenzit Hacim Oran Hesabı .....	70
BÖLÜM 5. DENEYSEL SONUÇLAR .....	71
5.1. Genel.....	71
5.2. Kullanılan Karışım Gazları.....	71
5.3. Çekme Deneyi Sonuçları .....	72
5.3.1. Akma mukavemeti sonuçları .....	79
5.3.2. Maksimum çekme mukavemeti sonuçları .....	83

5.3.3. Kopma mukavemet sonuçları .....	87
5.3.4. % Uzama Sonuçları .....	90
5.4. Çentik Darbe Deney Sonuçları .....	93
5.5. Sertlik Deneyi .....	98
5.6. Mikroyapı İncelemesi .....	103
5.6.1. Optik mikroskop incelemeleri .....	103
5.6.2. Makro-yapı görüntüleri.....	112
5.6.3. Tarama elektron mikroskopu (SEM) görüntüleri .....	114
5.6.4. Martenzit hacim oranı.....	124
BÖLÜM 6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	128
6.1 Sonuçlar .....	128
6.2. Öneriler .....	130
KAYNAKLAR .....	132
ÖZGEÇMİŞ .....	141

## SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

$\alpha$	: Ferrit
$\gamma$	: Östenit
M	: Martenzit
KÇF	: Kritik Çift Fazlı
ÖÇF	: Östenit Çift Fazlı
KTS	: Kritik Tavlama Sıcaklık
MIG	: Metal Asal Gaz
MAG	: Metal Aktif Gaz
E.A	: Elektrik Ark

## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Dual-faz mikroyapısı.....	5
Şekil 2.2 Fe-C-Mn-Si denge diyagramında kritik tavlama sıcaklık (KTS) bölgesi .....	6
Şekil 2.3 Dual- faz ısıl işlemleri için sıcaklık aralıkları .....	7
Şekil 2.4. Dual faz mikroyapısının elde edilişinin şematik gösterimi .....	10
Şekil 2.5. Sürekli tavlama hattında HSLA çeliğinde dual-fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıl işlem .....	11
Şekil 2.6. Ferit+perlit mikroyapının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında kısmi östenitin oluşumu .....	13
Şekil 2.7. Ferrit+perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşmasının şematik gösterimi .....	14
Şekil 2.8. %0.12C, %1.5Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı .....	15
Şekil 2.9. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerin 725°C'de tavlama sırasındaki östenit oluşum kinetikleri .....	16
Şekil 2.10. Deformasyon miktarı ile değişen kalıntı östenit hacim oranı.....	17
Şekil 2.11. KTS'nin değişiminin kalıntı östenit miktarına etkisi.....	17
Şekil 2.12. Değişen tavlama sıcaklıklarında oluşabilen fazların hacim oranları .....	18
Şekil 2.13 . Çeşitli alaşım elementlerinin düşük C'lu ferrit'in akma gerilmesine etkisi.....	19
Şekil 2.14. Vanadyumlu dual-faz çeliğin % martenzitin fonksiyonu olarak $\sigma$ 0,2 akma gerilmesindeki değişimi.....	21
Şekil 2.15. Taşıtlı ağırlığının yakıt tasarrufuna etkisi.....	24
Şekil 2.16. Yıllara göre yüksek mukavemetli çeliklerde mukavemet artışı ve bunun sonucu taşıtlı ağırlığında yapılan tasarruf.....	24
Şekil 2.17. Çekme deneyi ile deformasyon sertleşmesi (D.S) ve fırınlama sertleşmesinin (F.S) belirlenmesi .....	25
Şekil 3.1. Elektrik ark kaynağının şematik gösterimi.....	31

Şekil 3.2. MIG-MAG kaynak donanımı şeması.....	37
Şekil 3.3. Yatay karakteristiğe sahip bir makinenin I-V ilişkisi .....	38
Şekil 3.4. Ark boyu uzadığı zaman akım şiddetindeki değişimi.....	39
Şekil 3.5. Gazaltı kaynağında gaz ve karışımlarına ait dikiş formları.....	42
Şekil 3.6. Isıdan etkilenen bölgenin sınırları.....	50
Şekil 3.7. Çeliklerde sıcaklığın ITAB'da mikroyapıya etkisi .....	51
Şekil 3.8. Temperlenmiş martenzitin mikroskop altında şematik görünümü .....	57
Şekil 3.9. İç gerilmelerin sıcaklıkla azalması.....	57
Şekil 4.1. Spektrometre Cihazı ( BAIRD ) .....	60
Şekil 4.2. V-Alın kaynak ağzı açılmış malzemenin görünüşü .....	61
Şekil 4.3. Plakanın görünüşü.....	62
Şekil 4.4. Ön tavlama görünüşü .....	64
Şekil 4.5. MIG/MAG kaynağında kullanılan GKM 420-G kaynak makinesi .....	65
Şekil 4.6. Elektirik ark kaynak makinesi .....	65
Şekil 4.7. DARTEC M100/RF2+600 kN kapasiteli çekme cihazı.....	67
Şekil 4.8. Numune üzerinden sertliği alınan bölgeler.....	67
Şekil 4.10 . DIN 50115 e göre ve ISO-V çentik darbe numunesi (kırılma alanı A=0,8 cm <sup>2</sup> ).....	68
Şekil 4.11. a) Çentik darbe cihazı b) Numunenin cihaza bağlanması .....	68
Şekil 4.12. Mikroyapı tespitlerinde kullanılan optik mikroskopi(Olympus PME3)..	69
Şekil 4.13. X ışınları çekiminde ve EDS analizinde kullanılan JEOL marka SEM cihazı.....	70
Şekil 5.1. Tez çalışmaları sırasında uygulanan yöntemler.....	71
Şekil 5.2. Farklı yöntemlerle elde edilen a) Akma mukavemeti, b) Çekme mukavemeti, c)Kopma mukavemetlerinin hata çubuklarında gösterimi.....	74
Şekil 5.3. SG 3 teli ile 150 A, 22 V sabit kaynak parametresinde bulunan mukavemet değerleri .....	75
Şekil 5.4. ER100 SG teli ile farklı kaynak yöntemleriyle elde edilen a) Akma mukavemeti, b) Çekme mukavemeti, c)Kopma mukavemetlerinin hata çubuklarında gösterimi .....	76
Şekil 5.5. 150 A, 22 V sabit parametrelerinde ER100 SG kaynak teli kullanılarak elde edilen gerilme değerlerinin toplu gösterimi.....	77
Şekil 5.6. Her iki teldeki a) Akma mukavemeti, b) Çekme mukavemeti,	

c)Kopma mukavemeti değerleri .....	78
Şekil 5.7. ER100 SG ve SG 3 ile 130 Amper, 20 Voltta elde edilen akma mukavemetleri .....	80
Şekil 5.8. ER100 SG ve SG 3 ile 170 Amper, 24 Voltta elde edilen akma mukavemetleri .....	81
Şekil 5.9. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin akma mukavemet değerleri .....	82
Şekil 5.10. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin akma mukavemet değerleri .....	82
Şekil 5.11. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen maksimum çekme mukavemetleri .....	84
Şekil 5.12. ER100 SG ve SG 3 ile 170 A, 24 Voltta elde edilen maksimum çekme mukavemetleri .....	85
Şekil 5.13. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin $\sigma_{UTS}$ değerleri ....	86
Şekil 5.14. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin $\sigma_{UTS}$ değerleri .....	86
Şekil 5.15. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen kopma mukavemetleri .....	87
Şekil 5.16. ER100 SG ve SG 3 ile 170 A, 24 Voltta elde edilen kopma mukavemetleri .....	88
Şekil 5.17. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin kopma mukavemeti değerleri .....	89
Şekil 5.18. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin kopma mukavemeti değerleri .....	89
Şekil 5.19. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen % uzama değerleri .....	91
Şekil 5.20. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen % uzama değerleri .....	91
Şekil 5.21. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin % Uzama değerleri .....	92
Şekil 5.22. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin % Uzama değerleri .....	92
Şekil 5.23. Esas metalin farklı sıcaklıklarda çentik darbe hata bar çubukları değerleri .....	93
Şekil 5.24. Esas metalin çentik darbe deneyi grafiği .....	94

Şekil 5.25. MAG-1 kaynağıyla SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş numunelerin hata bar çubukları .....	94
Şekil 5.26. MAG-1 kaynaklı yönteminde SG 3 kaynak telli numunelerin çentik darbe grafiği .....	95
Şekil 5.27. MAG-2 kaynaklı yönteminde SG 3 kaynak telli numunelerin çentik darbe grafiği .....	95
Şekil 5.28. MAG-2 kaynaklı SG 3 kaynak teli kullanılmış numunelerin çentik darbe grafiği .....	96
Şekil 5.29. Elektrik Ark kaynaklı bazik kaynak elektrotu kullanılmış numunelerin hata bar çubukları .....	96
Şekil 5.30. Elektrik Ark kaynaklı bazik kaynak elektrot kullanılmış numunelerin çentik darbe grafiği.....	97
Şekil 5.31. Uygulanan farklı kaynak yöntemlerindeki çentik darbe dayanım grafiği.....	97
Şekil 5.32. Esas malzemenin sertlik grafiği.....	98
Şekil 5.33. MAG-1 kompozisyonunda sertlik alınan noktalar ve bulunan değerleri .....	99
Şekil 5.34. MIG/MAG-2 kompozisyonunda sertlik alınan noktalar ve bulunan değerler .....	100
Şekil 5.35. Elektrik Ark kaynaklı numunelerde sertlik alınan noktalar ve bulunan değerler .....	101
Şekil 5.36. Sertlik alınan noktalar ve bulunan değerlerin toplu gösterimi .....	102
Şekil 5.37 (a) – (j). Esas Metal malzemenin değişik büyütmelelerdeki mikroyapı fotoğrafları .....	105
Şekil 5.38. ER100 SG teli ile MAG-1 ve MAG-2 kompozisyonunda esas metal/ITAB geçişi, ITAB/kaynak bölgesi geçişi, ITAB bölgesi ve kaynak bölgesi Mikroyapı görüntüleri.....	107
Şekil 5.39. SG 3 tel ile MAG-1 ve MAG-2 kompozisyonunda kaynak yapılan numunelerin esas metal/ITAB geçiş bölgesi, ITAB bölgesi, ITAB/kaynak geçişi ve kaynak bölgesi .....	110
Şekil 5.40. Elektrik Ark kaynaklı numunenin esas metal bölgesi, esas metal/ITAB bölgesi, ITAB/kaynak geçiş bölgesi, kaynak bölgesi mikroyapı görüntüleri.....	110



Şekil 5.41. ER100 SG teli ile MAG-1 kompozisyonunda kaynak/ITAB bölgesi....	112
Şekil 5.42. ER100 SG teli ile MAG-2 kompozisyonunda kaynak/ITAB bölgesi....	112
Şekil 5.43. Elektrik Ark kaynaklı numunede kaynak/ITAB geçiş bölgesi.....	112
Şekil 5.44. Elektrik Ark kaynaklı numunede kaynak/ITAB geçiş bölgesi.....	112
Şekil 5.45. SG 3 teli ile MAG-1kompozisyonun da kaynak/ITAB bölgesi. Siyah nokta cüruf kalıntısı.....	113
Şekil 5.46. SG 3 teli ile MAG-2kompozisyonun da kaynak/ITAB bölgesi. Siyah nokta cüruf kalıntısı.....	113
Şekil 5.47. SG 3 teli ile MAG-2 kompozisyonunda çok geniş kaynak bölgesi. Birleşme yerinde gözenek oluşmuş.....	113
Şekil 5.48. ER100 SG teli ile MAG-2 kompozisyonunda kaynak/ITAB bölgesi....	113
Şekil 5.49. Elektrik Ark kaynaklı numunede yine kök pasonun yetersiz atılması, diğer pasolara hemen geçilmesi sonucu açığa çıkan birleşme problemi. ....	113
Şekil 5.50. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi.....	114
Şekil 5.51. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi.....	114
Şekil 5.52. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi.....	115
Şekil 5.53. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi.....	115
Şekil 5.54. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi.....	116
Şekil 5.55. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi.....	116
Şekil 5.56. FOX EV 85 Elektrot ile kaynak yapılmış malzemenin SEM mikrografi.....	117
Şekil 5.57. Şekil 5.45'te görülen yapının EDS analizi. Manganca zengin bir bölge göze çarpmaktadır. ....	117
Şekil 5.58. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM mikrografi. ....	118
Şekil 5.59. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM mikrografi.....	118

Şekil 5.60. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kopma yüzeyinin üstten görünüşü .....	119
Şekil 5.61. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kopma yüzeyinin üstten görünüşü.....	119
Şekil 5.62. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kaynak yüzeyi. ....	120
Şekil 5.63. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kaynak yüzeyi. ....	120
Şekil 5.64.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı. ....	121
Şekil 5.65.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı. ....	121
Şekil 5.66.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı. ....	122
Şekil 5.67.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı. Kırık yüzeyi.....	122
Şekil 5.68. Yukarıdaki SG3 kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin sem mikrografı .....	123
Şekil 5.69. Yukarıda Şekil 5.57'deki yapının EDS analizi.....	123
Şekil 5.70. Esas metalin martenzit hacim oranı .....	124
Şekil 5.71. MAG-1 kompozisyonun da SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesin de oluşan faz oranları.....	125
Şekil 5.72. MAG-1 kompozisyonun da SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin ITAB/Kaynak geçiş bölgesin de oluşan faz oranları.....	125
Şekil 5.73. MAG-2 kompozisyonun da ER100 SG kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesin de oluşan faz oranları.....	126
Şekil 5.74. MAG-2 kompozisyonun da ER100 SG kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin ITAB/Kaynak geçiş bölgesin de oluşan faz oranları.....	126
Şekil 5.75. Elektrik Ark kaynak ile bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesin de oluşan faz oranları.....	127
Şekil 5.76. Elektrik Ark kaynak ile bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılarak birleştirilmiş numunelerin ITAB/Kaynak geçiş bölgesin de oluşan faz oranları.....	127

## TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1. Yavaş soğutma metodu ile üretilen dual-fazlı çeliklerin kimyasal bileşimi.....	11
Tablo 2.2. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış dual-faz numunelerinin kimyasal analizi.....	23
Tablo 2.3. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış dual-faz çeliklerin gerilme değerleri .....	23
Tablo 2.4. Kopma davranışının tanımlanması .....	27
Tablo 3.1. Özsüz tel elektrotların kimyasal bileşimi .....	44
Tablo 3.2. Kaynak Banyosunun Soğuma Hızı Üzerindeki Etkisi .....	55
Tablo 3.3. Çeliğe uygulanan ısı işlemler .....	56
Tablo 4.1 D25M6 mikro alaşımlı dual-fazlı çeliğin spektro analiz değerleri.....	61
Tablo 4.2. Deneylerde kullanılan EN 440'a (DIN 8559) göre imal edilmiş SG 3 kaynak telinin özellikleri.....	62
Tablo 4.3. Deneylerde kullanılan EN 12534'e göre imal edilmiş ER100 SG kaynak telinin özellikleri.....	63
Tablo 4.4. Deneylerde kullanılan DIN 8529'a göre imal edilmiş bazik elektrotunun (Fox EV 85) özellikleri.....	63
Tablo 4.5. D25M6 mikro alaşımlı çift fazlı çeliğin kimyasal bileşimi.....	64
Tablo 4.6. Ceş'ne göre uygulanması gereken öntav sıcaklıkları.....	64
Tablo 4.7. MIG, MAG-1 ve MAG-2 kaynak parametreleri .....	66
Tablo 5.1. MIG, MAG ve Elektrik Ark Kaynak Parametreleri .....	71
Tablo 5.2. Deneylerde kullanılan karışım gazlarının oranları.....	72
Tablo 5.3. Uygulanan farklı yöntemlerde kullanılan kaynak teli, elektrotu ve koruyucu gazlar .....	72
Tablo 5.4. Uygulanan kaynak yöntemlerinde SG 3 kaynak teli ile 150 A ve 22 V sabit kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin mukavemet sonuçları.....	73

Tablo 5.5. Uygulanan kaynak yöntemlerinde ER100 SG kaynak teli ile 150 A ve 22 V sabit kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin mukavemet değerleri .....	75
Tablo 5.6. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 Volttaki akma mukavemet sonuçları.....	79
Tablo 5.7. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki akma mukavemeti sonuçları.....	80
Tablo 5.8. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 Volttaki maksimum çekme mukavemeti sonuçları.....	83
Tablo 5.9. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki maksimum çekme mukavemeti sonuçları.....	84
Tablo 5.10. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 Volttaki kopma mukavemeti sonuçları.....	87
Tablo 5.11. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki kopma mukavemeti sonuçları.....	88
Tablo 5.12. Kaynak akım şiddeti 150 A ve 22 V olan malzemelerin % Uzama değerleri .....	90
Tablo 5.13. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 V'taki % uzama sonuçları....	90
Tablo 5.14. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki % Uzama sonuçları.....	91
Tablo 5.15. Esas malzemenin çentik darbe deneyi sonuçları.....	93
Tablo 5.16. MAG-1kaynağıyla SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş çentik darbe sonuçları.....	94
Tablo 5.17. MAG-2 kaynağı ile SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş çentik darbe sonuçları.....	95
Tablo 5.18. Elektrik Ark kaynağıyla SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş çentik darbe sonuçları .....	96
Tablo 5.19. Esas malzemenin sertlik değeri sonuçları .....	98
Tablo 5.20. MAG-1 kaynaklı malzemelerin sertlik değerleri.....	99
Tablo 5.21. MAG-2 kaynaklı malzemelerin sertlik değerleri.....	100
Tablo 5.22. Elektrik ark kaynaklı malzemelerin sertlik değerleri.....	101

## ÖZET

Anahtar Kelimeler: Dual-Fazlı çelik, MIG/MAG kaynağı, Elektrik ark kaynağı.

Dual-fazlı çelikler, yüksek mukavemetli çelikler olup hem ferrit hem de martenzit mikroyapısı sağlamaları için ısıtılma tabii tutulurlar. Şekillendirilebilirlikleri yüksektir, az alaşım içeriğine sahiptirler ve mukavemetleri yüksektir.

Bu çalışmada D25M6 kodlu, dual-fazlı, mikro-alaşımli çelik malzemeler, ER100 SG ve SG 3 olmak üzere iki farklı kaynak teli ile gaz-altı kaynağı yöntemi ile birleştirilmişlerdir. Koruyucu gaz olarak %100 Argon, %15 CO<sub>2</sub> + %85 Argon (MAG-1) ve %25 CO<sub>2</sub> + %75 Argon (MAG-2) kompozisyonları seçilmiş, CO<sub>2</sub> içeriğinin mekanik özellikler etkisi araştırılmıştır. Ayrıca, bu tür çeliklerin kaynağında kullanılan Fox EV 85 kodlu bir örtülü elektrot seçilerek Elektrik Ark kaynağı ile numuneler birleştirilmiş, mekanik özelliklere kaynak yönteminin etkisi incelenmiştir. Kaynaklı birleştirmeler 130 Amper, 20 Volt; 150 Amper, 22 Volt ve 170 Amper, 24 Volt kaynak akım şiddeti ve kaynak gerilimi parametrelerinde gerçekleştirilmiştir.

Bütün kaynaklı bağlantılar çekme ve çentik darbe deneylerine tabii tutulmuş, numunelerin akma dayanımı, maksimum çekme gerilmesi, kopma gerilmesi, % uzama değerleri, süneklikten-gevrekliğe geçiş sıcaklıkları tespit edilmiştir. Mikro ve makro-yapı fotoğrafları, Tarama Elektron Mikroskopu (SEM) görüntüleri alınmıştır. Kullanıcılara bu tip çeliklerin kaynağında en ideal kombinasyonlar önerilmiştir.

# **INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF GMAW AND ELECTRICAL ARC WELDED MICROALLOYED STEELS**

## **SUMMARY**

Keywords: Dual-phase steel, GMAW welding, Electric Arc welding.

Dual-phase steels have high strength steels exposed to heat treatment to gain both ferrite and martensite microstructure. They have high formability, low alloying elements and high strength.

In this thesis study, dual-phases, microalloyed D25M6 coded steel samples were exposed to Gas Metal Arc Welding (GMAW) process by two welding wires coded ER100 SG and SG 3. Protection gases compositions were selected as 100 % Argon (Ar), 15 % CO<sub>2</sub> + 85 % Argon (MAG-1) and 25 % CO<sub>2</sub>+ 75 % Argon (MAG-2) in three different types in order to investigate the CO<sub>2</sub> effect on mechanical properties. In addition, an Electric Arc welding electrode coded Fox EV 85 was selected for arc welding applications to research the effect of welding method in mechanical properties. Welded joint were prepared at 130 Ampere, 20 Volt; 150 Ampere, 22 Volt and 170 Ampere, 24 Volt welding parameters.

All welded joint specimens were exposed to tensile tests, Charpy impact tests to evaluate the yields strength, maximum tensile stress, fracture stress, % elongation values and ductile-to-brittle transition temperatures values. Micro and macrostructure photos and SEM micrographs of specimens were obtained. The optimum parameters were advised to users at the end of this study.

## BÖLÜM 1. GİRİŞ

“Dual-faz” deyimini iki faz anlamında kullanılmaktadır. Yapıları ferrit ve martenzit karışımından ibaret olan çeliklere “**dual-faz çelik**” denir. Birçok çelik çift-fazlı olmasına rağmen uygulanan özel işlemler sebebiyle dual-faz çeliklerini diğer çift-fazlı çeliklerden ayıtmak için bu terim kullanılmaktadır.

Dual-fazlı çelik, 1937 yılında Grabe'nin yeni bir yatak malzemesinin üretimi için %0,25 karbonlu çeliğin kritik sıcaklıklar arasındaki bölgeden soğutması sonucunda çift-fazlı yapıyı elde etmesi ve patent almasıyla tanınmıştır. Grabe'nin ardından Herres ve Lorig çift-fazlı çelik üretimini kısmi östenitleştirme olarak nitelendirmiş ve bu işlemin yüksek alaşımlı östenit adalarının oluşumuna ardından martenzit oluşumuna yol açtığını 1947 yılında söylemişlerdir[1]. 1960 yıllarında ise Davies[2,3] tarafından yapılan kalay kaplamalarda çift fazlı şerit yapının geliştirilmesi bu alandaki ilk ciddi çalışmalar sayılmaktadır. 1970 yıllarına kadar çok az sayıda araştırmacının ilgisini çeken çift-fazlı çelikler, bu yıldan sonra özellikle ekonomik sıkıntılardan dolayı bilim adamlarının otomobil endüstrisine sunduğu alternatif çözümler olarak üzerinde etraflıca çalışılan bir alan olmuştur.

Dual-fazlı çelikler yüksek dayanımlı düşük alaşımlı (YDDA) çeliklerin yeni bir türüdür. Dual-fazlı çelikler, yüksek mukavemetli çelikler olup hem ferrit hem de martenzit mikroyapısı sağlamaları için ısıl işleme tabii tutulurlar. Mikro yapıları, yumuşak ferrit matris içerisinde sert martenzit parçacıklarının dağılımından oluşmaktadır[4]. Mikro yapılarında çok az miktarda beynit, perlit ve kalıntı östenit de bulunur. Ferrit fazı martenzit adacıklarını çevrelemiştir ve martenzit miktarının artmasıyla çekme mukavemeti de artmaktadır. Bunun yanında düşük akma oranı (Akma mukavemeti/Çekme mukavemeti), yüksek çekme mukavemeti ve yüksek pekleşme oranı gösterirler. Dual-fazlı çelikler düşük alaşım içeriğine sahiptirler, şekillendirilebilirlikleri ve mukavemetleri yüksektir. Çelik, bir konverter içinde

oksijenin yukarıdan üflendiği bir prosesle ergitilir. Daha sonra ikincil metalürjik işlemler kapsamında alaşımlama işlemine tabii tutulurlar. Elde edilen üründe alüminyum giderilmiştir. Mangane, krom ve silisyum elementlerinden dolayı yüksek çekme mukavemeti değerlerine erişilmiştir. Soğuk haddelenmiş sıcak çelik malzeme, içi çinko dolu potalardan oluşan sıcak-daldırmalı galvanizleme ünitesine girmeden önce sıcak halde iken ani soğutma yapılarak “martenzit” mikroyapısı elde edilir. Bunların avantajları şöyle sıralanabilir[4,5]:

1. Düşük akma mukavemeti/Çekme mukavemeti oranı
2. Yüksek başlangıç pekleşme oranı
3. Sürekli akma
4. İyi üniform uzama
5. Çekme mukavemeti, süneklik ve tokluğun mükemmel bileşimi
6. Yüksek çarpışma enerjisini absorbe edebilme kapasitesi
7. Yorulma dayanımı

Dual-fazlı çelikler, hızlı ve popüler bir biçimde günümüz otomobil endüstrisinin vazgeçilmez malzemelerinden biri olma yolundadırlar. Yaygın olarak yapısal uygulamalarda ve geleneksel HSLA çeliklerinin yerini alarak kullanılmaktadırlar. Parça ağırlığında azalış gibi bir fırsat da sunmaktadırlar. Şekillendirilebilirliklerinin iyileştirilmesi, darbe sönümlenme yetenekleri, yorulma dayanımları gibi hususlar bu değişimde etkili olmuşlardır. Tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri, şasi gibi presle biçimlendirilebilen otomobil parçaları ve bazı bağlantı elemanları yapımında kullanılan dual-fazlı çelikler, 1980 yıllarından sonra ticari olarak da büyük tonajlarda üretilmeye başlanmıştır. Günümüzde ticari olarak dual-fazlı çelik üreten ülkeler üretimlerini genellikle sürekli tavlama hatların da yapmaktadır.

Dual-fazlı çelikler ve bunların birleştirilmeleri ile ilgili de pek çok çalışma yapılmıştır. Gündüz[6], dual-fazlı çeliklerin gerinim yaşlandırması davranışını araştırmıştır. Huh ve Kim[7], DP-tipindeki çeliklerin otomobil şasesi olarak kullanımlarında dinamik çekme karakteristiklerini incelemişlerdir. Wang[8], çok ince taneli dual-faz çeliklerinin süneklik değerlerinin iyileştirilmesi için çalışmalar yapmıştır. Abounei[9], % 0.2 C’lu dual-faz çeliklerinin aşınma davranışını



incelemiştir. Okayasu ve Sato[10] ise Wang gibi ultra-ince taneli ferritik/martenzitik düşük karbon çeliklerinin yorulma davranışını araştırmıştır. Khondker[11], bu çeliklerin galvanizlenmesinde tavlama atmosferinin etkilerini incelemiştir. Chowdhury[12], soğuk haddelenmiş dual-fazlı çeliklerin tavlanmasında tekstürün ve ısıtma hızının etkisini araştırmıştır. Abouei[13] ve Saghafian[14], dual-fazlı yalın karbon çeliklerinin kuru sürtünme koşullarında oksitleyici aşınma davranışı gösterdiklerini belirtmişlerdir. Benzer şekilde Modi ve Pandit[15] de % 0.2 C içeren dual-fazlı çeliklerin yüksek gerilmelerdeki abrasif aşınma davranışına mikroyapısal özelliklerin etkilerini araştırmışlardır. Mikroyapı özellikleriyle aşınma oranı arasındaki bağlantıyı araştıran bir diğer çalışma da yine Saghafian ve Kheirandish tarafından yapılmıştır[16]. Kang[17] da benzer bir korelasyon çalışmasını bu tür çeliklerin gerinim dağılımı ile hasar mekanizmaları arasında yapmıştır. Delince ve Brechet[18], yine birçok araştırmacı gibi ultra-ince taneli dual-faz çeliklerinin “yapı/özellik” optimizasyonunu sağlamak için pekleşme orijinli bir model geliştirmişlerdir. Yine Al-Abbasi ve Nemes de DP çeliklerinin karakterize edilmesi için mikro-mekanik bir modelleme geliştirmişlerdir[19]. Park[20], çekilerek üretilmiş dual-faz çeliklerinin soğuk şekillendirilebilirliğine ısıtma işlemi dönüsünün etkisini incelemiştir. Thiessen, martenzitik dual-faz çeliklerinin faz dönüşümlerinin modellemesini yapmıştır[21]. Dual-fazlı çeliklerin diğer mekanik özellikleriyle ilgili çeşitli çalışmalar da yapılmıştır. Yoshizawa ve Igarashi, geliştirilmiş ferritik çeliklerin uzun dönemli sürünme deformasyonunu incelemiştir[22]. Tayanç, dual-faz çeliklerinin yorulma dayanımına karbon içeriğinin etkisini araştırmıştır[23]. Chao ve Ward, 590 çeliğinin Charpy darbe deneyini yapmış, kırılma tokluğu değerini bulmuş ve süneklikten gevrekliğe geçiş sıcaklığını tespit etmişlerdir[24]. Tekeli, toz metalurjisi yöntemini kullanarak düşük karbonlu dual-fazlı çelik üretmiş ve bunun kuru sürtünme koşullarında aşınma davranışını incelemiştir[25].

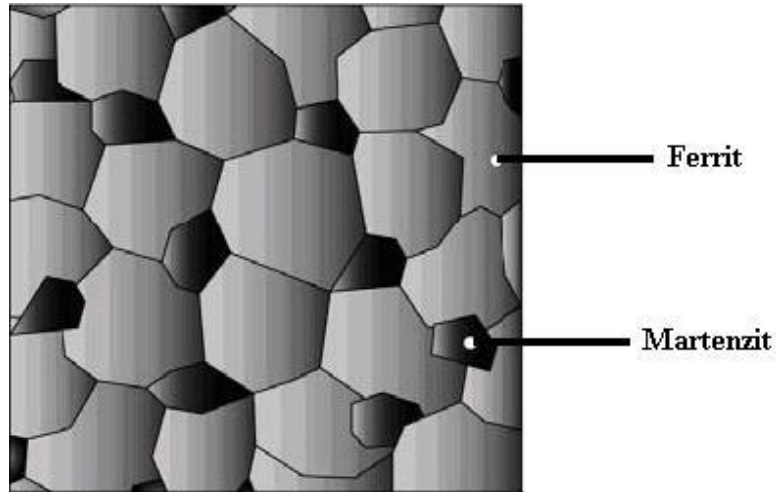
Bu çalışmada da, mikro alaşımlı D25M6 dual-fazlı çelik olarak adlandırılan çelik malzemelerin MIG, MAG ve Elektrik Ark Kaynak yöntemleri ile kaynaklı bağlantıları yapılmış, birleştirmelerin mekanik özellikleri çeşitli deney koşullarında ve proses parametreleri değiştirilerek araştırılmıştır. En ideal kaynak parametreleri tespit edilmeye çalışılmıştır. Böylece otomotiv endüstrisinde yaygın olarak dual-fazlı çelikleri kullanan veya kullanmaya yeni başlayan otomobil üreticilerine en ideal

özüm aralığı önerilmiştir[26]. Sonuçların endüstride de kullanılmasını sağlayarak üniversite-sanayi işbirliğine katkı sağlayabilmek çalışmasının diğer bir hedefidir.

## BÖLÜM 2. DUAL-FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ, YAPI VE ÖZELLİKLERİ

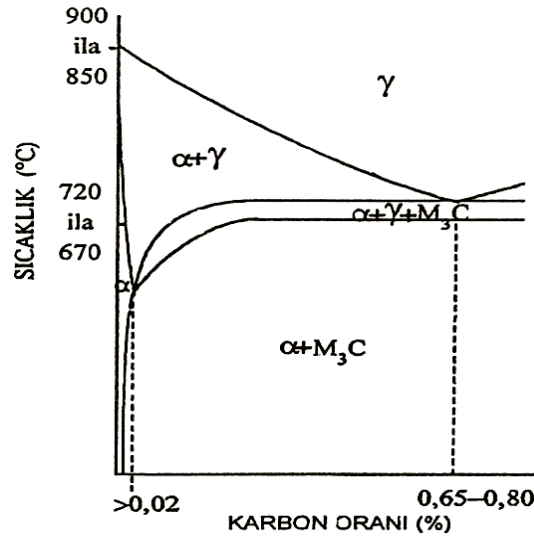
### 2.1. Genel

Dual-fazlı çeliklerin mikro yapılarında çok az miktarlarda kalıntı östenit, perlit ve beynit olabilmesine karşın ana fazları, sünek davranış gösteren Şekil 2.1'de belirtildiği gibi ferritik matris ve matris içinde dağılmış sert martenzit parçacıkları oluşturmaktadır[27,28].



Şekil 2.1. Dual-faz mikroyapısı[27]

Dual-fazlı çelikler demir-karbon-alaşım elementleri denge diyagramında (Şekil 2.2), Kritik Tavlama Sıcaklık (KTS) bölgesinde ( $A_1$  ve  $A_3$  sıcaklıkları arası) ferrit+ östenit ( $\alpha+\gamma$ ) fazlarının oluşumu için yeterli bir süre tavlansak (kısmi östenitleme) ve ardından da östenit fazının martenzit fazına dönüşümünü sağlayabilecek yeterli bir hızda, oda sıcaklığına soğutularak üretilmektedirler [29,30].



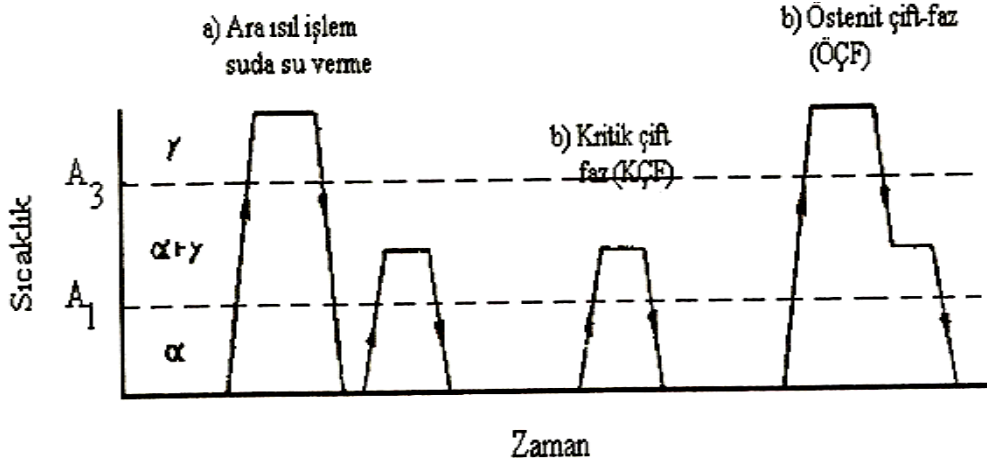
Şekil 2.2 Fe-C-Mn-Si denge diyagramında kritik tavlama sıcaklık (KTS) bölgesi[29]

## 2.2. Dual-Fazlı Çeliğin Üretimi İçin Uygulanan Isıl İşlemler

Dual-fazlı çelik üretimi öncesi gerekli olan, kısmi östenitleme işlemi iki şekilde yapılmaktadır.

Bu yöntemlerden birinde ferrit + perlit ( $\alpha + P$ ) yapısına sahip çelik oda sıcaklığından doğrudan  $A_1$  ve  $A_3$  arasında kalan KTS'na ısıtılır. Bu sıcaklıkla östenit, enerji bakımından uygun yerler olan, perlit ve ferrit-ferrit tane sınırlarında çekirdeklenir ve büyür. Sonuçta, oluşan  $\alpha + \gamma$  yapısı, östenitin martenzite dönüşümü ( $\gamma \rightarrow M$ ) için yeterli bir hızla soğutulurak çift fazlı ( $\alpha + M$ ) yapının üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu işleme, 'kritik çift fazlı (KÇF) çelik ısıl işlemi' adı verilmektedir[31,32].

Diğer ısıl işlem yönteminde ise; çelik doğrudan  $A_3$  sıcaklığı üzerinde tamamen östenitlenir ve ardından  $A_1$  ve  $A_3$  kritik sıcaklıkları arasına soğutulur. Bu sıcaklıkta, östenit tane sınırların da ferritin çekirdeklenip büyümesine izin verilir. Böylece östenit fazı ferrit tarafından kuşatılmış olur. Daha sonra yine  $\gamma \rightarrow M$  dönüşümü için yeterli bir hızda soğutma yapılarak, çift fazlı yapı üretilir. Bu işleme ise 'östenit çift fazlı (ÖÇF) çelik ısıl işlemi' adı verilmektedir[33].



Şekil 2.3 Dual- faz ısıtma işlemleri için sıcaklık aralıkları[34]

Şekil 2.3(a)'da önce östenit bölgesinde tavlama yapılarak hızla soğutulur. Meydana gelen yapı martenzittir. Sonra tekrar  $(\alpha+\gamma)$  bölgesinde tavlınırsa martenzit tane sınırlarında östenit çekirdekleri oluşur. Bu sıcaklıkta su verilirse ferrit matris içerisinde dağılmış ince fiberli martenzit oluşur (Ara su verme)[34].

Şekil 2.3(b)'de, başlangıçta ferrit ve perlitten ibaret olan yapı  $(\alpha+\gamma)$  bölgesinde tavlınır. Ferrit + sementit arayüzeyinde oluşan östenit çekirdekleri zamanla büyür. Su verildikten sonraki mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince küresel martenzitten ibarettir (Direkt su verme)[34].

Şekil 2.3(b)'de önce östenitleme yapılır, sonra  $(\alpha+\gamma)$  bölgesine soğutulur. Östenit tane sınırlarında ferrit çekirdekleri oluşur. Ferrit-östenitten ibaret yapı, hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martenzit partikülleri meydana gelir (Kademeli su verme)[34].

Her üç işlemde elde edilmiş dual-faz çeliklerin mekanik özellikleri birbirinden farklıdır. Örneğin aynı miktarda martenzit hacim oranı için ara su verilmiş yapının üniform ve toplam % uzama değerleri, kademeli su verilmiş yapının üniform ve toplam % uzama değerlerinden daha büyüktür. Kademeli su verme yöntemi ile elde edilen dual-fazlı yapının, diğer metotlarla elde edilen dual-fazlı yapılara nazaran sünekliğin daha düşük olmasına, deformasyonun erken safhalarında çatlak oluşması ve hızla ilerlemesi sebep olmaktadır[34].

Ticari olarak dual-fazlı çeliklerin üretiminde, yukarıdaki ısıl işlemleri içeren genellikle sürekli tavlama ve haddeme metotları kullanılmaktadır. Diğer bir üretim metodu olan ve soğuk haddelenmiş saclara uygulanan kutu tavı metodu ise, henüz gelişme aşamasında olduğundan çok dar bir uygulama alanına sahiptir[35].

### **2.2.1. Sürekli tavlama metodu**

Sürekli tavlama metodunda, sıcak ve soğuk haddelenmiş saclar, rulo olarak sarılmadan önce, sürekli tavlama fırınlarında “ferrit+östenit” bölgesindeki sıcaklıklarda kısa bir süre (1-2 dk) tavllanır ve uygun bir hızla soğutulur. Bu metot ile üretilen dual-fazlı çeliklerin özellikleri, fırın sıcaklığının yanı sıra sacın fırın içindeki hareket hızına da bağlıdır. Sürekli tavlama metodunda sıcak veya soğuk haddelenmiş saclara uygulanan ekstra ısıl işlem kademesi maliyeti arttırıcı bir faktördür. Ancak sürekli tavlama metodu ile üretilen dual-fazlı çeliklerin mekanik özelliklerinin homojen olması, bu metodun avantajlı yanıdır.

Japonya’da 1976 yılında, alaşımsız az karbonlu çeliklere uygulanan yeni bir sürekli tavlama metodu geliştirilmiştir. Bu metot da sac, “ferrit+östenit” faz bölgesinde tavlانیp, özel olarak dizayn edilmiş bir cihazda üzerine su püskürtülerek hızla soğutulduktan sonra, 25-300°C’de temperlenir. Bu sürekli tavlama metodu ile alaşımlama en düşük seviyede tutulabilmekte ve kalın kesitli çeliklerde de çift faz mikroyapısı oluşturulabilmektedir. Ayrıca enerji sarfiyatının azaltılması, ısıl işlem süresinin kısaltılması, personel sayısının azaltılması da söz konusu metodun avantajları arasındadır[36].

### **2.2.2.Haddeleme metodu**

Haddeleme metodunda, malzemeye çift faz mikroyapısı kimyasal bileşimin ve üretim parametrelerinin dikkatli kontrolü ile sıcak haddeleme sonrasında kazandırılmaktadır. Bu metotta, sıcak haddelenmiş çeliğe iki kademeli soğutma uygulanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan haddelemenin son pasosundan sonra, hadde çıkışında çelik mikro yapıda da % 80-90 ferrit oluşacak bir hızda soğutulur. Mikroyapının geriye kalan % 10-12’si ise, rulo sarma işleminden sonraki soğutma ile

martenzite dönüştürülür. Bu işlem alışılagelmiş hadde tezgâhlarının çıkış hızlarını ve çeliğin soğuma hızını kontrol ederek gerçekleştigiinden büyük yatırım masrafı gerektirmez. Ancak haddeleme metodu ile üretilecek çeliklerde, birinci soğuma kademesinde perlit, ikinci soğuma kademesinde beynit oluşumunu engellemek amacıyla ferrit dönüşümü hızlı, perlit ve beynit dönüşümleri yavaş olmalıdır. Sıcak haddelemede deformasyon oranının sınırlı olması ve alaşımlama için ek masrafa gerek duyulması, bu metodun dezavantajlarıdır. Sıcak haddeleme metodu ile 2mm'den ince sacların üretimi mümkün değildir.

Sürekli tavlama ve haddeleme metotları ile üretilmiş aynı mukavemetteki ticari dual-fazlı çelikler ile yapılan çalışmalar, sıcak haddelenmiş dual-fazlı çeliklerin daha az karbon içerdiğini ve mikroyapıdaki martenzit miktarının daha az olduğunu ortaya çıkarmıştır. Bunun sonucu olarak, haddeleme metoduyla üretilen dual-fazlı çeliklerin daha yüksek kaynak mukavemetine sahip oldukları söylenebilir.

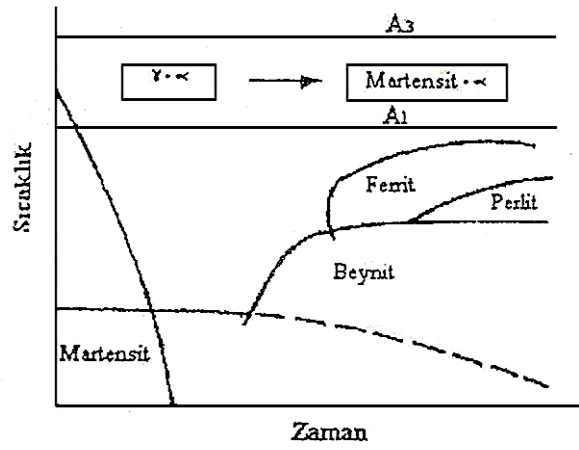
### **2.2.3.Kutu tavı metodu**

Bu metotta, soğuk haddelenmiş ve rulo olarak sarılmış sac, “ferrit+ostenit” faz bölgesindeki sıcaklıklarda uzun süre tavllanır ve çeliğin bileşimine göre havada veya suda soğutulur. Ekstra ısı işlem kademesinin maliyeti çok az etkilemesi bir avantajdır. Yüksek alaşımlama gerektirmesi ve mekanik özelliklerinin homojen olmaması ise bu metodun dezavantajlarıdır[36].

Dual-faz mikroyapısında üretilecek olan sac malzemenin kalınlığına bağlı olarak haddeleme veya kutu tavı yöntemi uygulanır. Kalınlığı 2 mm'den fazla olan sacların sıcak haddelenmesi kritik sıcaklıklar arasında bitirilir ve bu sıcaklıktan itibaren uygun bir hızda soğutma yapılarak dual-faz mikroyapısı elde edilir. Daha ince sacların üretiminde ise malzemeye sıcak haddeleme işlemi sırasında dual-faz mikroyapısı kazandıran haddeleme yöntemi uygulanamaz. İnce sacların üretiminde kullanılan kutu tavı yönteminde; malzeme, soğuk haddelenerek istenilen kalınlığa getirildikten sonra rulo olarak sarılır. Rulo olarak sarılmış sac “ferrit+ostenit” faz bölgesindeki sıcaklıklar arasına ısıtılır ve su verilerek dual-faz mikroyapısı kazandırılır.

Soğuk haddeme ile istenilen kalınlığa indirilen saclara Şekil 2.4’de gösterilen kritik sıcaklıklar arası bir ısıtma işlemi ile dual faz mikroyapısı kazandırılır. Uygulanan ısıtma işlemleri tavlama hızına göre üç sınıfa ayırmak mümkündür;

1. Çok yavaş soğutma metodu
2. Yavaş soğutma metodu
3. Hızlı soğutma metodu



Şekil 2.4. Dual faz mikroyapısının elde edilmesinin şematik gösterimi[36]

### 2.2.3.1. Çok yavaş soğutma metodu

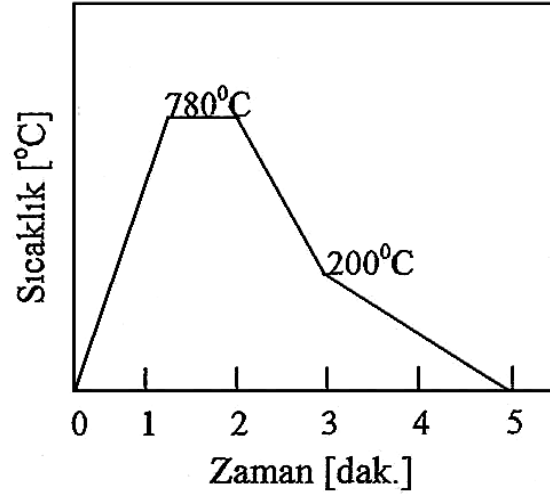
Minimum % 2.5 mangan ihtiva eden düşük karbonlu çelik soğuk haddelendikten sonra kutu tavlama ile “ferrit+östenit” bölgesindeki sıcaklıklara ısıtılır. Rulo halindeki çelik uzun süre sabit sıcaklıkta tutularak “ferrit+östenit” mikroyapısı elde edilir. Daha sonra fırından çıkartılan çelik 20°C/saat gibi çok yavaş bir hızla soğutulur. Mangan çeliğin sertleşme kabiliyetini çok arttırdığı için bu hızda dahi dual-faz mikroyapısı elde edilebilmektedir[37]. Ancak mikroyapıda hemen hemen hiç kalıntı östenit bulunmamakta, bunun yerine az miktarda ince perlit bulunmaktadır[38].

### 2.2.3.2. Yavaş soğutma metodu

Kutu tavlama yönteminde en fazla kullanılan metottur. Çelik fabrikalarında mevcut olan paslanmaz çelik veya galvaniz hatlarından faydalanılarak sürekli halde kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemi yapılmaktadır. Böylece hem kitle halinde, hem de



ekonomik olarak dual-fazlı çelik üretimi mümkün olmaktadır. Yavaş soğutma metodu ile dual-fazlı çelik üretimi için yapılan tipik bir işlem Şekil 2.5’de gösterilmiştir. Soğuk haddelenen çelik 15°C/sn hızla kritik sıcaklıklar arasına ısıtılır ve bu sıcaklıkta 60 saniye tutulduktan sonra 10-20°C/sn hızla soğutulur ve 200°C’nin altında rulo olarak sarılır. Soğutma gaz-jet sistemiyle yapılmaktadır[39].



Şekil 2.5. Sürekli tavlama hattında HSLA çeliğinde dual-fazlı çelik üretimi için uygulanan ısı işlemi[39]

Yavaş soğuma ile dual-faz mikroyapısı kazandırılan çeliklerin kimyasal bileşim sınırları Tablo 2.1’de verilmiştir. A<sub>1</sub>-A<sub>3</sub> sıcaklıkları arasında oluşan östenitin sertleşme kabiliyeti yüksek olduğu için yavaş soğutma hızında (10°C/sn) da dual-faz mikroyapısı elde edilmektedir. Bu çeliklerin sünekliği yeteri kadar yüksek olduğundan sünekliğin artırılması için temperleme işlemi gerekmemektedir.

Tablo 2.1. Yavaş soğutma metodu ile üretilen dual-fazlı çeliklerin kimyasal bileşimi

Element	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Al
% Ağırlık	0.05– 0.15	0.9 – 2	0.5 – 1.5	0 – 0.5	0– 0.1	0 – 0.2	0.04

### 2.2.3.3. Hızlı soğutma metodu

Alaşımli çeliklerin yanı sıra, alaşımsız düşük karbonlu çeliklerde de dual-faz mikroyapısı elde etmek mümkündür. Bu çelikler %0,05-0,15 C ile %0,3-0,6 Mn ihtiva ederler. Isıl işlem sürekli tavlama hattında yapılır. Hızlı soğutma metodunda soğuk haddelenmiş çeliğin kritik sıcaklıklar arasına ısıtılma hızı ve bu sıcaklıkta

tutma süresi yavaş soğutma metodundaki değerlere yakındır. Ancak oluşan östenitin sertleşme kabiliyeti düşük olduğu için soğutma hızı  $1000^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ 'den daha büyük olmaktadır. Su verme işleminden sonra dual-fazlı çeliklerde sünekliğin artırılması için  $500^{\circ}\text{C}$ 'nin altında kısa süreli temperleme yapılır[40].

### 2.3. Kritik Sıcaklıklarda Tavlama (Kısmi östenitleme)

Kritik tavlama sırasında perlitin östenite dönüşümü, normal (tam) östenitleme işlemindekinden iki açıdan farklıdır.

1. Çift-faz ısıtma işleminde, östenit hacim oranı ve östenitin karbon içeriği kritik tavlama sıcaklığıyla (terazi kuralı) belirlenir. Kısa süreli kritik tavlama şartlarında dönüşümü karbon difüzyonu kontrol eder. Dolayısıyla faz oranları ve kompozisyonlarını karbon difüzyonu belirler.

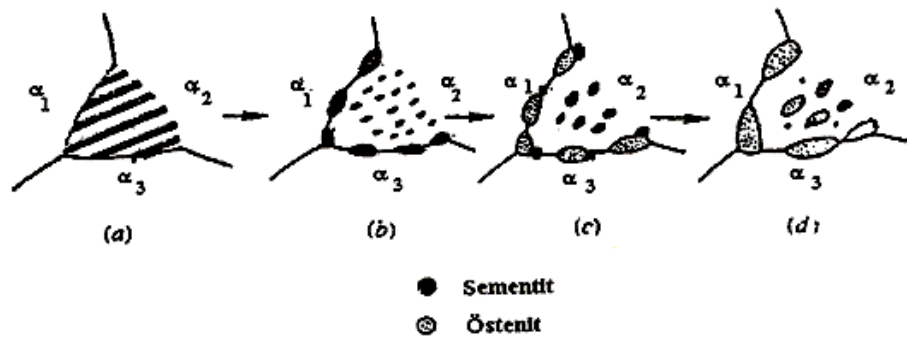
2. KTS'dan soğuma süresince yeni ferritin oluşumu için çekirdeklenme safhası gerekli değildir. Yeni ferrit kritik soğuma hızlarından daha yavaş soğuma hızlarında, genel bir kanaat olarak var olan eski ferrit üzerinde çekirdeklenme olmaksızın oluşarak östenit taneleri içlerine doğru büyüyebilir (epitaksial büyüme).

Kısmi östenitleme sırasındaki mikroyapısal dönüşümler ve sonuç mikroyapısı: kimyasal kompozisyon, tavlama sıcaklığı, süresi ve başlangıç mikroyapısına bağlı olarak değişmektedir. Sonuç mikroyapısına bağlı olarak çekme özellikleri değişmektedir. Kısmi östenitleme iki önemli aşamada östenitin çekirdeklenmesi ve büyümesi olarak incelenebilir.

#### 2.3.1. Östenitin çekirdeklenmesi

Östenitin çekirdeklenmesi östenit ve dolayısıyla martenzit dağılımını etkilemektedir. Bu alanda yapılan çalışmalar gösteriyor ki; östenit çekirdeklenmesinin öncelikli olarak ferrit-ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde başladığı konusundadır. Bu konudaki en önemli çalışmalardan bir tanesi Young [41]'a aittir. Çalışmalarında %0.08 C, %1.45 Mn ve %2 Si bileşimine sahip çelik malzeme

kullanmışlardır. Normalize edilmiş ve soğuk haddelenmiş olmak üzere iki farklı başlangıç numunesi üzerinde çalışmışlardır. Kullandıkları çelikler için kısmi östenitleme işlemini Şekil 2.6'da görüldüğü gibi şematik bir gösterimle açıklamışlardır. Kritik tavlama sırasında östenit; normalize edilmiş numunelerde genel olarak ve öncelikle ferrit tane sınırlarındaki sementit üzerinde çekirdeklenirken soğuk haddelenen numunelerde ferrit tane içlerinde de çekirdeklenmiştir.



Şekil 2.6. Ferrit+perlit mikroyapısının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında kısmi östenitin oluşumu[41]

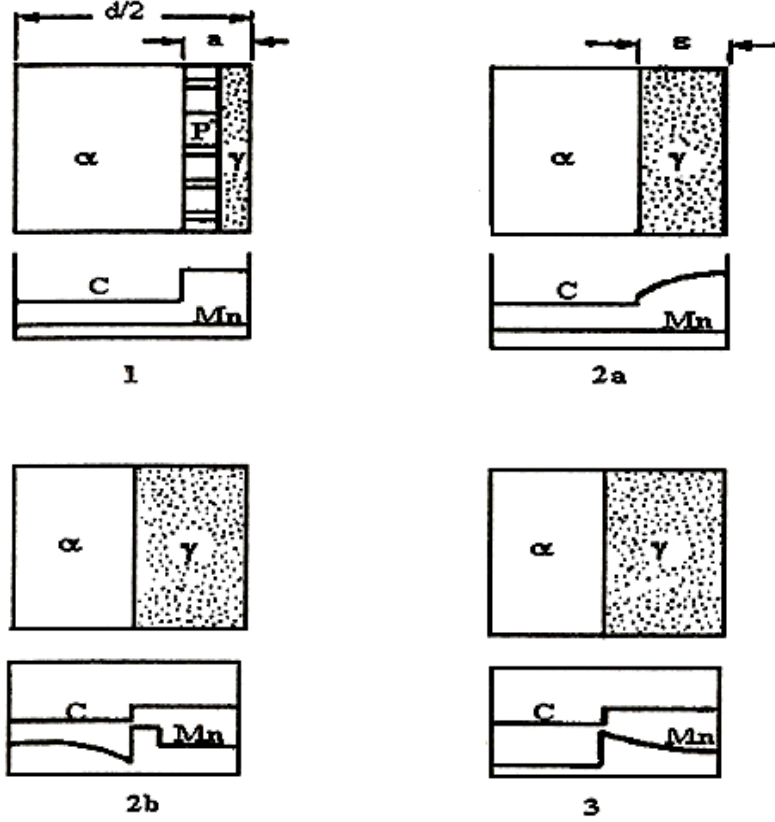
- Ferrit+perlitten oluşan başlangıç mikroyapısı,
- Ferrit-ferrit faz tane sınırında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıklarının büyümesi,
- Ferrit-ferrit faz tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi,
- Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında büyümesi.

### 2.3.2. Östenitin büyümesi

Östenitin çekirdeklenmesi kadar büyüme karakteristiği de önemlidir. Büyüme üzerinde tavlama sıcaklığı ve zamanı etkilidir:

- Büyüme hızı yüksek sıcaklığa bağlıdır.
- Sıcaklık, difüzyon katsayısını ve konsantrasyon gradyanını etkilemektedir.

Speich[42], östenitin büyümesinin 3 aşamada gerçekleştiğini bildirmiştir. %1.5Mn-0.6-12C bileşimine sahip çelikler üzerinde yaptığı çalışmada östenitin oluşum basamaklarını aşağıdaki gibi açıklamıştır (Şekil 2.7).



Şekil 2.7. Ferrit+perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşmasının şematik gösterimi[42]

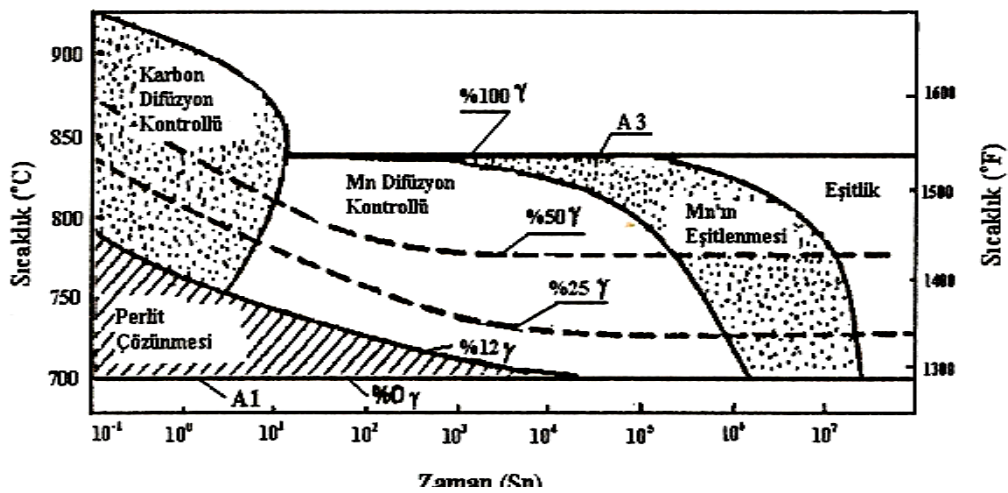
1. Perlitin çözünmesi: Ferrit-perlit ara yüzeyindeki sementit üzerinde östenit çekirdeklenir ve büyür. Östenitin büyümesi perlitin tamamen çözünmesine kadar devam eder. Bu aşama karbon difüzyon kontrollü olarak gerçekleşir, Difüzyon mesafesi (perlit plakaları arası  $\sim 0.2\mu\text{m}$ ) kısa olduğu için difüzyon zamanı ihmal edilecek kadar kısadır. Buna karşın düşük sıcaklıklarda yer alan alaşım element atomlarının difüzyon hızlarının yavaş olmasından dolayı büyüme hızı yavaştır[29,43].

2a. Östenit içine karbon difüzyonu ile östenitin büyümesi: Bu aşama birinci aşama bitlikten sonra veya bitmeden başlayabilir [44]. Mn'nin yeniden paylaşımıyla veya yeniden paylaşılmadan gerçekleşebilir. Mn yeniden paylaşılmaya uğramazsa paradenge kurulur ve büyüme hızı karbon difüzyonu tarafından kontrol edilebilir.

2b. Mn difüzyonu kontrollü: Düşük sıcaklıklarda östenit-ferrit ara yüzeyinin ferrit içlerine doğru ilerlemesi sırasında Mn'nin paylaşımı gerçekleşir. Mn'nin ferrit içerisindeki difüzyon hızı, östenit içindeki difüzyon hızına oranla üç kat daha fazladır. Bundan dolayı östenitin büyüme hızını büyük oranda, Mn'nin ferrit içerisindeki difüzyon hızı kontrol etmektedir[42].

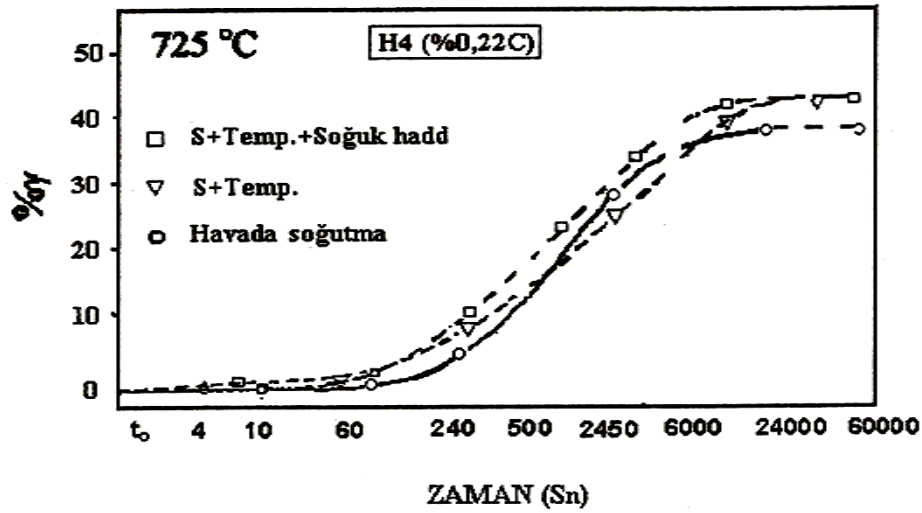
3. Östenit içerisinde Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması: Östenit büyümesinin tamamlandığı bu aşamada terazi kuralına göre son ferrit-östenit dengesi kurulur[42]. Bu durum östenit içerisinde Mn konsantrasyon gradyanının ortadan kalkması ile sağlanır Östenit fazı içerisinde Mn difüzyon hızının çok yavaş olmasından dolayı, bu aşamanın tamamlanması için geçen süre oldukça fazladır.

Kısmi östenitleme sırasındaki östenitin oluşum miktarı ve mikroyapı oluşumu, östenit oluşum diyagramları olarak ifade edilen sıcaklık-tavlama zamanı diyagramları çizilerek şematik olarak gösterilebilir. Östenit oluşum diyagramları kullanılarak östenit oluşumunun her aşamasında östenit oluşumunu kontrol eden östenit oluşum kinetiği de belirlenebilir.



Şekil 2.8. %0.12C, %1.5Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı[41]

Östenitin çekirdeklenme bölgeleri oluşum kinetiklerini etkilemektedir. Garcia and Deardo'nun, yaptıkları çalışmada yeniden kristalleşmiş ferrit yada ferrit-perlit yapılarına oranla, soğuk haddelenmiş ferritik yapıda östenit fazı biraz daha hızlı şekilde oluşmuştur, östenit oluşum kinetiğini Şekil 2.9'da görüldüğü gibi şematik olarak ifade etmişlerdir.



Şekil 2.9. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerin 725°C’de tavlama sırasında östenit oluşum kinetikleri[45]

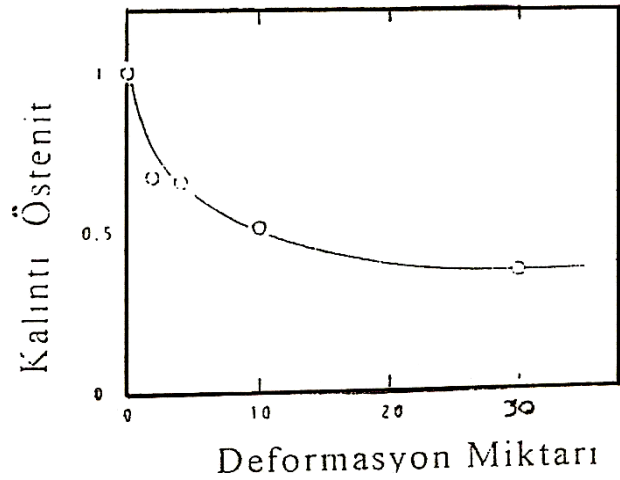
#### 2.4. Çift Fazlı Çeliğin Mikro Yapısında Oluşabilen Diğer Fazlar

Çift fazlı çeliğin yapısında % 2-9 civarında kalıntı östenit bulunabilir. Kalıntı östenit çeliğin sünekliğini artırır. Ancak çift fazlı çelikte kalıntı östenit miktarı düşük olduğundan, çekme özellikleri üzerine etkisi ihmal edilebilir[47]. Kalıntı östenit genellikle ferrit tane sınırlarında sıkışmış olarak bulunabildiği gibi tane içlerinde de oluşabilmektedir.

Kalıntı östenit miktarını östenit tane boyu ve östenit/ferrit ara yüzey alanı etkilemektedir. Yüksek soğuma hızlarında kalıntı östenit miktarı düşmektedir. Bu nedenle -70 C’ye kadar hızlı soğutma ardından temperleme yada deformasyonla kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanabilmektedir[46].

Kritik tavlama ısıl işleminden sonra elde edilen çift fazlı çeliğin mikro yapısında bulunan kalıntı östenit miktarının uygulanan deformasyonla değişimi Şekil 2.10’da gösterilmiştir.

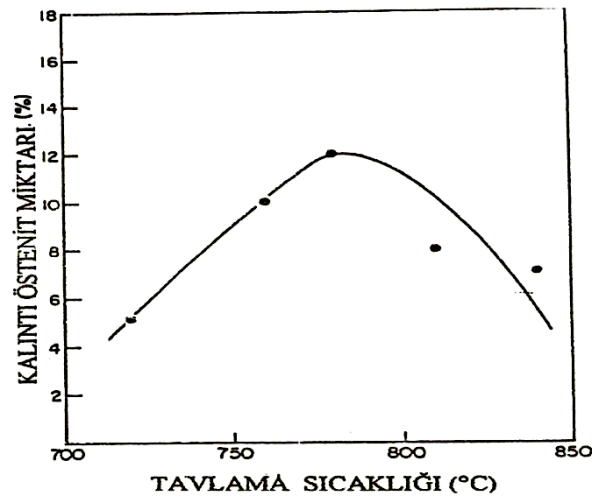
Diğer taraftan kritik tavlama ısıl işleminden önce uygulanacak bir soğuk deformasyon, östenite dönüşüm için çekirdeklenme yerlerini atıracığından böyle bir durumda kalıntı östenit miktarı genel olarak artmaktadır[48].



Şekil 2.10. Deformasyon miktarı ile değişen kalıntı östenit hacim oranı[66]

Long [50] % 0.07 C, % 1.63 Mn'lı bir çelikte 790°C'ye kadar olan KTS'da kalıntı östenit miktarının arttığını ve bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda ise düştüğünü tespit etmişlerdir (Şekil 2.11).

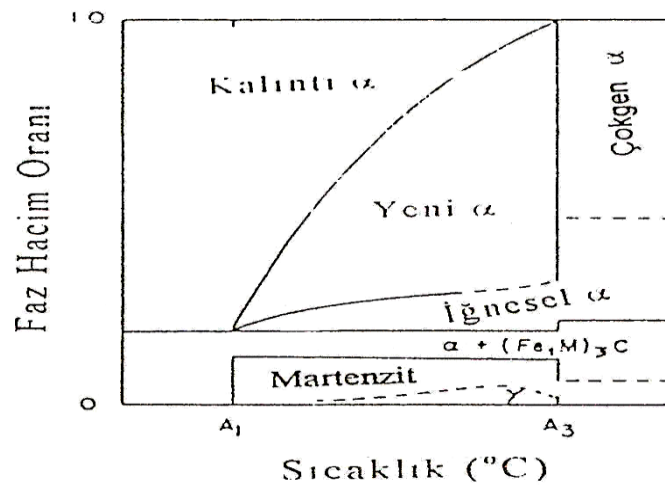
( $\alpha + \gamma$ ) bölgesinde bulunan ferrit fazı hızlı soğutma ile yapısını aynen korumaktadır. Bu ferrite "eski ferrit" de denebilir. Yavaş soğuma hızlarında ise eski ferrit üzerinde tekrar yeni ferrit oluşumu görülebilmektedir. Bu ferrite, "yeni ferrit ve epitaksiyal ferrit" adı verilmektedir [49,50,51].



Şekil 2.11. KTS'nin değişiminin kalıntı östenit miktarına etkisi[50]

Yeni ve eski ferrit arasında tane sınırı yoktur. Yeni ferrit eski ferritin aynı düzlemler yönünde uzantısıdır. Jeong[41] yeni ferritin çekirdeklenecek farklı bir büyüme mekanizması ile oluştuğunu belirtmişlerdir Ancak Huppi[53] ve diğer pek çok araştırmacı[49,52] bu durumun aksini savurmaktadırlar.

Şekil 2.12’de, KTS’nin bir fonksiyonu olarak sabit soğuma hızlarında oluşan fazların hacim oranları gösterilmiştir. Şekilde özellikle  $A_1$  ve  $A_3$  sıcaklıkları arasında yeni ferritin oluştuğu ve artan KTS sıcaklıkları ile de yeni ferrit miktarının arttığı görülmektedir.



Şekil 2.12. Değişen tavlama sıcaklıklarında oluşabilen fazların hacim oranları[54]

## 2.5. Alaşım Elementlerinin Dual-Faz Çeliğinin Yapısına Olan Etkileri

Dual-faz çeliklerinde alaşım elemanlarının çeşitli etkileri vardır. Bunlar;

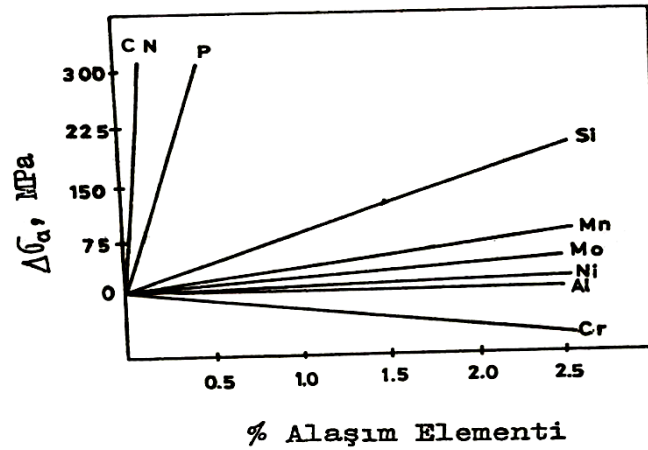
- Isıl işlem sırasında martenzitik dönüşümü kolaylaştırarak sertleşme kabiliyetini artırmak.
- Çökeltme sertleşmesi mekanizması ile sertleştirmek, şeklinde özetlenebilir.

Alaşım elemanlarının yer alan ve arayer halinde bulunur. Yeralan atomunun sağlayacağı mukavemet değeri; alaşım elemanı ile ana metalin atom çapları arasındaki mesafe ve alaşım elemanı ile ana metalin atomları elektron uyuşumu ile bağlantılıdır. Yer alan atomlar büyük bir sertleşme sağlamazlar[55,56]. Ara yer atomları yer alan atomlarına göre daha yüksek sertleştirme sağlarlar.



Ticari olarak üretilen çeliklere alaşım elemanları ancak sınırlı olarak katılmaktadır. Çünkü aşırı katkı süneklik üzerine olumsuz yönde etki etmektedir.

Bu bölümde alaşım elemanlarından bazılarının dual-faz çeliğe olan etkileri üzerinde durulacaktır. Şekil 2.13’de çeşitli yer alan ve ara yer elementlerinin düşük karbonlu ferritik çeliklerin akma gerilmesindeki değişime etkisi görülmektedir.



Şekil 2.13 . Çeşitli alaşım elementlerinin düşük C'lu ferrit'in akma gerilmesine etkisi[57]

### 2.5.1. Karbonun (C) etkisi

Dual-faz çeliklerde ferrit ve martenzitteki karbon miktarını kontrol etmek için karbon oranının % 1 veya daha az olması arzu edilir. Çünkü karbon miktarının düşük olması ferrit ve martenzit fazlarındaki karbonun kontrolünde kolaylık sağlar. Aynı zamanda bu çeliklerde gevrek martenzit yapı görülmemesi için karbon oranının % 0.3'den daha az değerlerde olması gereklidir. Bu çeliklerin sünekliğinin çok olması yapıdaki ferrit oranının % 80 civarında olmasına bağlıdır[58].

Isıl işlem sırasında tavlama sıcaklığı  $A_3$  sıcaklığına yaklaştıkça östenit içindeki C miktarı azalacağından dönüşümün daha dikkatli kontrol edilmesi gerekir. Çünkü C miktarının azalması sertleşme kabiliyetini düşürür.

### 2.5.2. Manganın (Mn) etkisi

Bu element çeliğin  $A_1$  ve  $A_3$  dönüşüm sıcaklıklarını ve oluşan fazların tane boyutunu küçültür. Dolayısıyla mangan miktarındaki artış mukavemeti artırırken sünekliği düşürmez. Mangan miktarındaki artış yapıdaki % martenzit oranını artırır. Dual-faz çeliklerinde mangan, kaynak kabiliyetini düşürmemesi için sınırlı olarak genellikle % 1-1,5 civarında kullanılır. Çeliklerin korozyon ve darbe dirençlerinin artmasına yardımcı olan mangan östeniti kararlı hale getirerek sertleşme kabiliyetini artırır. İşte bütün bu özellikleri ile mangan dual-faz çeliklerinde istenen bir alaşım elementidir[59].

### 2.5.3. Silisyumun (Si) etkisi

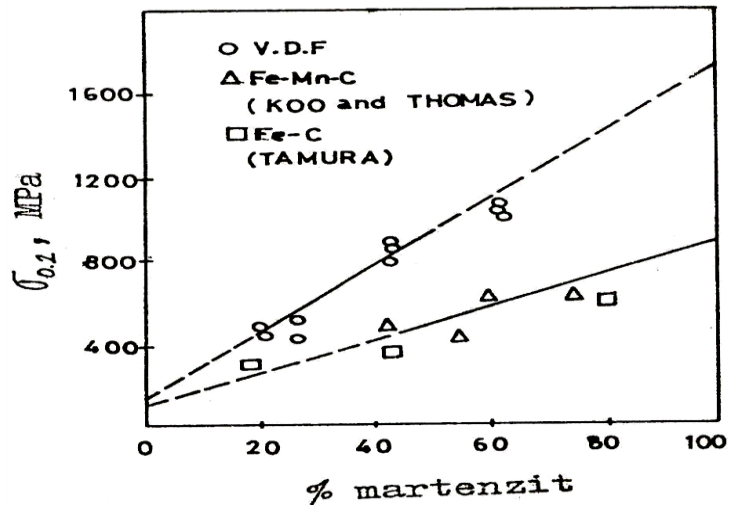
Silisyum elementi ısıtım sırasında da çeliğin dönüşüm sıcaklıklarını artırdığından ferrit tanelerinin irileşmesine sebep olur. Ayrıca çökeltme sertleşmesine yardımcı olarak dayanım-süneklik ilişkisini iyileştirir. Sünekliğin iyileşmesi, silisyum yardımıyla ferrit içindeki karbon miktarının azaltılarak ferrite temiz bir yapı kazandırılmasına bağlıdır.  $A_3$  dönüşüm sıcaklığı eğrisinin eğimini artırarak ( $\alpha+\gamma$ ) bölgesini genişletir ve böylece çalışma alanı da genişlemiş olur. Az miktardaki silisyum katkısı çeliğin ana yapı özelliğini değiştirmez, ancak ferrit-martenzit ara yüzeyinde gevrek karbürler oluşur. Dual-faz çeliklerde silisyum oranı % 0.5-2 kadardır[59,60].

### 2.5.4. Niyobyumun (Nb) etkisi

Niyobyum çeliğin mekanik özelliklerine büyük etkileri olan bir alaşım elementidir. % 0.02 Nb katkısı ile akma dayanımı 7-10 kg/mm<sup>2</sup> artar. Çünkü Nb çelikte önemli derecede tane küçülmesi etkisi yapar. Ayrıca akma dayanımı, katı eriyik sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi ile de artar. Darbe direncinde meydana gelecek azalma, alüminyum ilavesi veya karbon miktarının çok düşük tutulması sayesinde önlenebilir. Nb,  $A_3$  sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak tane küçülmesini sağlar. Bu alaşım elementinin oluşturduğu karbonitrürler tavlama sıcaklığında çözülmeye girmezler[59].

### 2.5.5. Vanadyumun (V) etkisi

Dual-faz çeliklerinde vanadyumun etkisi henüz kesin olarak bilinmemekle beraber ferrit (ikincil) ve perlit oluşumunu engellediği bilinmektedir. Dual-faz çeliklerinde vanadyum, karbonitrür oluşumunu önlemek amacıyla mümkün olduğu kadar az olmalıdır. % 0.03 mertebesindeki vanadyum ilavesi yaşlanmayı engeller. Vanadyum katkısı ile östenitin sertleşme kabiliyeti artar ve ferrit tane boyutunu küçültür. Ferrit içinde ince çökeltilerin oluşmasına ve ferrit martenzit ara yüzeyinde süreksiz çökmeye sebep olur. Vanadyumun östenit içindeki çözünürlüğü titanyum ve niyobyumdan daha fazladır. Şekil 2.14'de vanadyumlu dual-faz çeliği ile vanadyumsuz çeliklerin % martenzit ile 0.2 akma gerilmesi, arasındaki değişim verilmiştir[60,61].



Şekil 2.14. Vanadyumlu dual-faz çeliğin % martenzitin fonksiyonu olarak  $\sigma_{0,2}$  akma gerilmesindeki değişimi[61]

### 2.5.6. Molibdenin (Mo) etkisi

Molibden dual-faz çeliklerinde ( $\alpha+\gamma$ ) bölgesinde tavlama ile oluşan östenitin sertleşme kabiliyetini arttırarak martenzitik dönüşümü tetikler. Aynı zamanda  $A_3$  sıcaklık eğrisi eğimini arttırarak ısıl işlem alanını genişletir. Dual-faz çeliklerinde Mo elementinin tane boyutuna etkisi yoktur. Dual-faz çeliklerinde molibdenin sertlik üzerine çok önemli etkisi olup aynı ısıl işlem koşullarında molibden içeren çelik, V içeren çelikten daha iyi sertleşme kabiliyetine sahiptir. Söz konusu çeliklerde molibden % 0.1-0.5 civarında bulunur[59].

### 2.5.7. Alüminyumun (Al) etkisi

Bu element de  $A_3$  sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısı işlem alanını genişletir ve dönüşüm sıcaklıklarını yükseltir. Alüminyum karbonu aktive ederek ferritin sünekliğini artırır. Tane küçültücü bir element olduğundan darbe direncini artırıp tranzisyon sıcaklığının düşmesini sağlar ve akma gerilmesini artırır. Ancak ferrit içindeki azotu alıp bağlandığından dolayı ferritteki azot atomları azalacak ve ferritin mukavemeti, dolayısıyla akma gerilmesi de azalacaktır. Diğer yandan bu azot çökeltileri dislokasyon hareketlerine engel olarak akma gerilmesinin artmasına sebep olabilirler. Bu olaylardan hangisi daha baskın çıkarsa alüminyumun çeliğe olan etkisi o yönde gelişir[59].

### 2.4.7. Kromun (Cr) etkisi

Östenitin sertleşme kabiliyetini artırarak martenzitik konnektiviteyi yani martenzit tanelerinin birbirine bağlayıcı özelliğini (connectivity of martensite) iyileştirir. Düşük karbonlu çeliklere düşük miktarlarda katılan krom genellikle olumlu yönde etki yapar. Ancak yüksek miktardaki krom katkısı derin çekme özelliğini olumsuz yönde etkiler. Dual-fazlı çeliklerde krom elementi diğer genel çeliklerde olduğu gibi bakır ve fosfor ile kullanıldığında korozyon direncini arttırmaktadır[59].

## 2.6. Çeşitli Alaşım Elementleriyle Alaşımlandırılmış Dual-faz Çeliklerinin Gerilme Değerleri

Değişik miktarlarda alaşım elementi katılarak elde edilmiş dual-faz çeliklerinin içerdiği alaşım elementlerine bağlı olarak mekanik özelliklerinde değişme olmaktadır. Bu değişim Tablo 2.2’de verilmiştir. C miktarı sabit tutulduğunda artan Mn miktarı ile mukavemet değerlerinin arttığı görülür. Ayrıca aynı C değerlerinde içeriğinde Mo bulunmayandan daha yüksek olduğu görülmektedir. Tablo 2.2 ve 2.3 birlikte incelenerek benzer karşılaştırmalar yapılabilir[62].

Tablo 2.2. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış dual-faz numunelerinin kimyasal analizi[62]

% Alaşım Elementi								
No	C	Mn	Si	Mo	P	S	N	Al
1	0.11	1.27	0.57	0.15	0.009	0.005	0.008	0.06
2	0.11	1.49	0.56	0.15	0.010	0.005	0.008	0.06
3	0.08	1.43	0.54	-	0.006	0.006	0.005	0.05
4	0.08	1.44	0.56	0.10	0.006	0.006	0.005	0.04
5	0.11	1.46	0.55	-	0.006	0.006	0.005	0.06
6	0.11	1.46	0.56	0.10	0.006	0.006	0.005	0.05

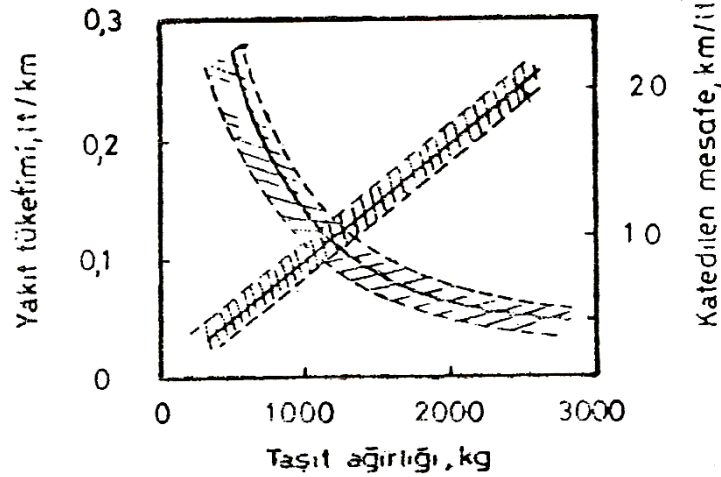
Tablo 2.3. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış dual-faz çeliklerin gerilme değerleri[62]

Numune No	Tavlama süresi (dk)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_2$ (MPa)	$\sigma_c$ (MPa)
1	1	291	431	620
	3	275	440	633
2	1	288	487	671
	3	316	512	686
3	1	438	445	520
	3	384	398	524
4	1	342	402	594
	3	307	405	603
5	1	452	454	549
	3	433	438	545
6	1	331	441	660
	3	353	464	676

## 2.7. Dual-faz Çeliklerinin Otomotiv Sanayisinde Kullanım Avantajları

Özellikle 1970’li yılların ortalarına doğru nükseden petrol krizine paralel olarak artan petrol fiyatları otomobil yapımcılarını daha ekonomik, yani yakıt tüketimi daha az olan taşıtlar üretmeye yöneltmiştir.

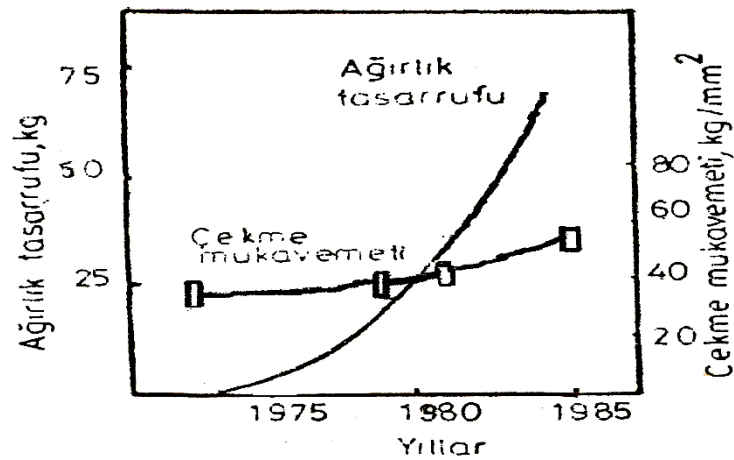
Taşıtlarda yakıt tasarrufu ya motor verimini arttırarak veya taşıt ağırlığını azaltarak yapılabilir. Bugün için motor veriminin iyi bir düzeyde olması, özellikle taşıt ağırlığını azaltıcı yönde yapılan çalışmalara hız kazandırmıştır. Şekil 2.15’de görüldüğü gibi taşıt ağırlığının azalması ile yakıt tüketimi de azalmaktadır[63].



Şekil 2.15. Taşıtların ağırlığının yakıt tasarrufuna etkisi[63]

Taşıtların ağırlığının % 50-60'ını çeliklerin oluşturduğu düşünülürse, yüksek mukavemetli ve şekillenebilirlik özelliği iyi olan sacların kullanılması ile hem taşıtların ağırlığı azaltılarak yakıt tasarrufu sağlanır, hem de çarpışmalara karşı daha iyi bir güvenlik sağlanır. Bu sebeplerle 1970'li yılların ortalarından itibaren taşıtlarda HSLA çelikleri kullanılmaya başlandı. Bu çelikler C içeriği az olan ve katı eriyik ile sertleştirilmiş küçük taneli ferrit içinde karbürlerin bulunduğu perlitik çeliklerdir[63].

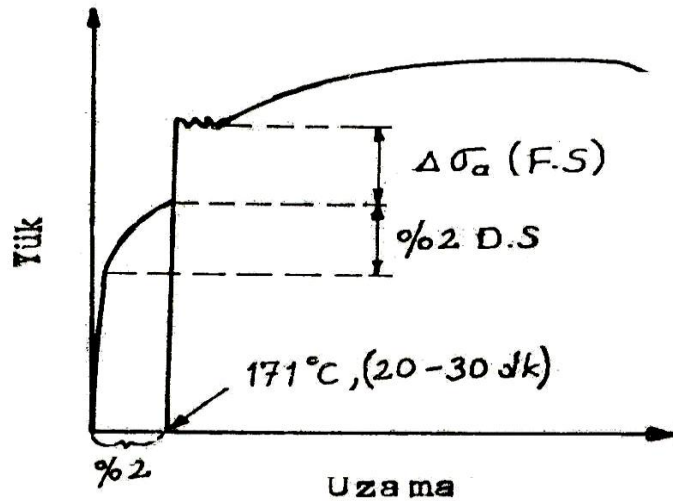
Bunların biçimlenme kabiliyetlerinin düşük olması nedeniyle 1976 yılından itibaren dual-faz çelikleri General Motor tarafından otomotiv endüstrisine tanıtılmış ve kullanılmaya başlanmıştır. Şekil 2.16'de bu çeliklerin kullanılmaya başlanmasıyla elde edilen ağırlık tasarrufu yıllara göre verilmiştir.



Şekil 2.16. Yıllara göre yüksek mukavemetli çeliklerde mukavemet artışı ve bunun sonucu taşıtların ağırlığında yapılan tasarruf[63]

Otomotiv sanayinde kullanılan saçlardan beklenen özelliklerden biriside darbelere karşı direnç göstermeleridir. Darbe direnci saç kalınlığına ve biçimlendirilen parçanın deformasyon sonrasındaki mukavemetine bağlıdır. Saç kalınlığının artırılması taşıtın ağırlığının artması demek olduğundan darbe direncini artırmak için tek yol deformasyon sonundaki mukavemeti artırmaktır. Dual faz çeliklerinin akma mukavemeti, soğuk biçimlendirme sırasında oluşan deformasyon sertleşmesine ilaveten, biçimlendirilen parçaların boyanmasından sonra yapılan boya kurutma işlemi sırasında oluşan fırınlama sertleşmesi nedeniyle de artar. Otomotiv endüstrisinde saçlar boyandıktan sonra  $171^{\circ}\text{C}$  de 20-30 dakika süreyle kurutulurlar. Bu işlem sonucu akma mukavemetinin artması gerçekte bir deformasyon yaşlanması olup, fırınlama sertleşmesi olarak isimlendirilir[63].

Şekil 2.17'den de anlaşılacağı gibi dual-fazlı çeliklerde akma uzamasının tekrar ortaya çıkmasına sebep olan fırınlama sertleşmesi, deformasyon sertleşmesine eklenerek bu çeliklerden yapılmış otomobil parçalarını darbelere daha dirençli yapmaktadır.



Şekil 2.17. Çekme deneyi ile deformasyon sertleşmesi (D.S) ve fırınlama sertleşmesinin (F.S) belirlenmesi[63]

## 2.8. Dual-Fazlı Çelikte Mukavemet ve Sünekliğin İncelenmesi

### 2.8.1. Akma mukavemeti

Dual-fazlı çeliklerin çekme deneylerinde belirgin bir akma noktası görülmemiştir. Dual-fazlı çeliklerde martenzitik dönüşüm sebebiyle ferrit tane sınırlarında meydana gelen hareketli dislokasyonlar sürekli akmaya sebep olurlar. Ancak yüksek tavlama sıcaklığı nedeniyle martenzit partikülleri arasındaki mesafenin büyük olması veya yavaş soğutma nedeniyle yapıda martenzitin yanında perlitin de bulunması süreksiz akmaya sebep olabilir[64].

Dual-fazlı çeliklerde akma mukavemeti nispeten düşüktür. Fakat sadece temperleme veya ön soğuk deformasyon işleminden sonra yapılacak temperleme ile artırılabilir[65]. Böylece bu çeliklerde akma mukavemetinin isteğe göre düşürülüp artırılabilmesi gerçeği ortaya çıkmaktadır. Akma gerilmesi martenzitteki karbon oranına değil, martenzit hacim oranına bağlı olarak değişir. Dual-faz çeliğinin tane iriliği arttıkça martenzit hacim oranının artışına paralel olarak akma gerilmesi de artış göstermektedir[65].

### 2.8.2. Çekme mukavemeti

Dual-faz çeliklerinde çekme mukavemeti, martenzit hacim oranına bağlıdır. Martenzit oranı arttıkça çekme mukavemeti de partikül çapına bağlı kalmadan artmaktadır. Martenzit hacim oranı ise tavlama sıcaklığında başka östenit fazının sertleşme derinliğine bağlıdır.

Östenit fazının sertleşme derinliği yalnız C miktarına bağlıdır. Dolayısıyla  $A_3$  dönüşüm sıcaklığına yaklaştıkça östenit fazındaki karbon miktarı düşeceğinden, martenzitin yanında birtakım fazlar oluşacaktır. Bu durum çekme dayanımında bir düşmeye sebep olacaktır. Bunu önlemek için soğutma hızını ve östenit fazının sertleşme derinliğini artırıcı tedbirlere başvurmak gerekir[66].



### 2.8.3. Kopma

Çekme testinin son aşamasını oluşturan kopma iki aşamadan meydana gelir. Bu aşamaların birincisi çatlak başlangıcı olan mikro boşluk oluşumu ve ikinci aşama olarak da çatlağın ilerlemesiyle kopmanın gerçekleşmesidir. Kopma iki sınıfta incelenir. Bunlar gevrek ve sünek kopmalardır[67].

Tablo 2.4. Kopma davranışının tanımlanması[67]

Davranışın Tanımlanması	Kullanılan Terimler	Kırılma Türü
Kristalografik Şekil	Kayma	Klivaj
Kopma Görünüşü	Lifli	Taneli
Kırılma Deformasyonu	Sünek	Gevrek

Dual-fazlı çeliklerde yüksek bölgesel şekil değişimlerinin olduğu boyun bölgesinde öncelikli olarak görülen mikro boşluk oluşumu çatlak başlangıcını oluşturur. Dual-fazlı çeliklerde boşluklar, metalik olmayan inklüzyonlar ya da martenzit parçacıkları üzerinde oluşur. Mikro boşlukların martenzit üzerinde çekirdeklenmeleri martenzit-ferrit ara yüzelerinin ayrışmasını ya da martenzitin gevrek kırılmasını başlatır. Kopma yüzeyine doğru boşluk yoğunluğu artar. Bölgesel boyun gösteren numunelerde boşluk yoğunluğu fazladır[67].

Kim ve Thomas[64], iri taneli dual-fazlı çeliklerde deformasyonun erken aşamasında kopmanın başladığını belirtmişler ve buna sebep olarak da ilk çatlak başlangıcının martenzit üzerinde oluşmasını ve ferrit anayapı içlerine doğru ilerlemesini göstermişlerdir.

Speich ve Miller[70], düşük martenzit hacim oranında ve yüksek karbon içerikli martenzite sahip dual-fazlı çeliklerin, yüksek martenzit hacim oranı ve düşük karbon içerikli martenzite sahip dual-fazlı çeliklere oranla daha kolay çatladığını belirtmişlerdir. Bundan martenzitin karbon içeriğinin artmasıyla sünekliğinin azalabileceği sonucu çıkarılabilir. Genel olarak karşılaştırıldığında dual-fazlı çelikler HSLA çeliklerine oranla daha sünek bir kopma karakterine sahiptirler[67,71].

#### 2.8.4. Süneklik

Dual-fazlı çelikler, aynı mukavemet değerlerinde HSLA eliklerine göre daha iyi sünekliğe sahiptirler. Bunun sebebini Şöyle açıklamak mümkündür. Dual-fazlı çeliklerde ferrit içinde ince dağılmış karbür ve nitrokarbr parçacıklarının bulunması süneklik açısından bir dezavantajdır. Ayrıca bu çeliklerde perlit fazının yerini martenzit gibi sünekliği perlitten daha iyi olan bir faz almıştır. Bu ise sünekliği artıran bir faktördür[68].

HSLA eliklerinin toplam uzama değerleri %18'e kadar arttırılabilirken dual-fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri %28'e ulaşabilmektedir. Bu Şekilde dual-fazlı çeliklerin süneklik özelliği en seçkin özelliklerinden biridir. Bu durum dual-fazlı çeliklerin ticari olarak da ilgi çekmesini sağlamıştır.

Dual-fazlı çeliklerde süneklik büyük oranda ferrit fazı hacim oranına ve karakterine bağlıdır. İyi süneklik değerleri için ferritin saf ve hacim oranının %80'den fazla olması gereklidir. Dual-fazlı çeliklerde toplam % uzama, artan martenzit hacim oranıyla azalır. Düşük karbonlu martenzit fazı, sünekliğin yüksek olmasına sebep olur. Çünkü düşük karbonlu martenzitin çatlaması veya ferrit/martenzit arayüzeyinin dekohezyonu zordur.

Speich ve Miller [70], toplam ve üniform % uzama arasındaki farkın, ikinci fazın karbon içeriği ve / veya martenzit hacim oranı arttıka azaldığını ileri sürmüşlerdir. Çünkü bu durumda martenzit/ferrit arayüzeyinde boşluklar kolayca oluşur ve aralarındaki mesafe kısa olduğu için kolayca birleşirler. Bu nedenle üniform olmayan % uzama, ikinci faz partikülleri etrafında boşluk oluşumuna ve boyun bölgesindeki hidrostatik gerilmelere bağlıdır. Sabit martenzit hacim oranında yapıda homojen olarak dağılmış kk martenzit partikülleri sünekliği arttırırlar[70].

Ferrit dual-fazlı çeliklerin sünekliğini etkileyen diğer bir fazdır. Ferrit fazındaki karbon ve azot miktarının artması sünekliğin azalmasına sebep olur. Bu nedenle arayer elementi içermeyen ferritin yapıda bulunması arzu edilir[71].

Dual-fazlı çeliklerin yapısında bulunan büyük miktardaki kalıntı östenitin deformasyon esnasında martenzite dönüşümü üniform % uzamanın artmasına sebep olur. Eğer yapıda %20 kalıntı östenit varsa % uzama % 20 oranında artar. Fakat yapıda bulunan kalıntı östenit miktarı az ise veya deformasyon esnasında hemen martenzite dönüşüyorsa, bu fazın üniform % uzama üzerindeki etkisi ihmal edilebilir[69]. Optimum dual-faz özelliği elde edebilmek için optimum süneklik-mukavemet kombinasyonu sağlamak gerekir. Bunun için de martenzit tanelerini irtibatsız, ince taneli ve belirli bir hacim oranında elde etmek lazımdır.

### 2.8.5.Deformasyon sertleşmesi

Malzemelerin deformasyon sırasındaki davranışları, plastik şekil verme yöntemleri açısından çok önemli olup, özellikle plastik kararsızlığın beklendiği durumlarda deformasyon sertleşmesinin önceden bilinmesi gereklidir. Bu amaçla, deformasyon etkisi ile oluşan sertleşmeyi tanımlamak üzere çeşitli ampirik bağıntılar geliştirilmiştir. Bu bağıntılarla deformasyon etkisi ile malzemede meydana gelen değişimlere yani deformasyon altyapısına da yaklaşımda bulunmak mümkündür[71].

Bu ampirik formüllerden Holloman ve Voce denklemlerinin dual-fazlı çeliklere uygulanması sakıncalıdır. Ludwick ile Swift denklemleri ise, dual-fazlı çeliklerde deformasyon sertleşmesini çok iyi karakterize etmekte ve sertleşme olayının açıklanmasında kullanılmaktadır. Ancak Ludwick denklemine göre yapılan “Crussard-Jaoul (C-J) analizi” daha yaygın olarak kullanılmaktadır. Dual-fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler. Metallerde pekleşmenin oluşumunu anlayabilmek için deformasyonun mikroyapıdaki etkisinin anlaşılması gerekir. Dual-fazlı çeliklerin yüksek deformasyon sertleşmesi hızına sebep olarak martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içinde bulunan ve çok sayıdaki hareketli dislokasyonlar gösterilmektedir. Şöyle ki; çekme sırasında deformasyonun başlangıcında, kalıntı gerilmeler yok olurken dislokasyonların kesişmesi veya arayüzeyin engellenmesi sonucu dislokasyonların hareketi önlenir. Deformasyonun devamı için gerekli yeni dislokasyonların oluşumu ve dislokasyonların tırmanması için gerilmenin hızla artması gereklidir. Böylece artan gerilme ile şekil değişimi artar[72].

## **BÖLÜM 3. ELEKTRİK ARK VE GAZ ALTI KAYNAK YÖNTEMLERİ**

### **3.1. Genel**

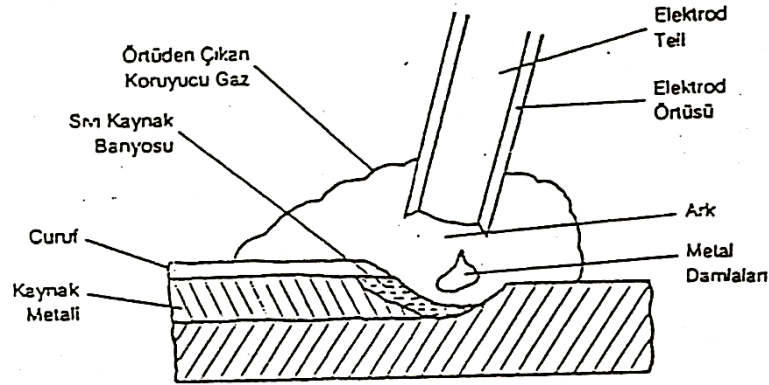
Günümüzde çok değişik kaynak yöntemleri kullanılmakta ve bunlara her geçen gün bir yenisini eklenmektedir. Bu nedenle kaynağın tanımını yapmak her geçen gün daha da zorlaşmaktadır. Bununla birlikte kaynak; birbirinin aynı veya erime aralıkları birbirine yakın iki veya daha fazla metalik veya termoplastik parçayı ısı, basınç veya her ikisini bir arada kullanarak aynı türden bir malzeme katarak veya katmadan birleştirmektir, şeklinde tarif edilebilir[73].

Metallerin kaynak yöntemleri, uygulanan enerjinin şiddeti ve türüne göre ergitmeli ve ergitmesiz kaynak olarak sınıflandırılabilir.

Çalışmalarımızda Elektrik Ark Kaynağı ve MIG/MAG Kaynak yöntemleri kullanıldığından dolayı bu yöntemlerden bahsedilecektir.

### **3.2. Elektrik Ark Kaynağı**

Örtülü elektrot kullanılarak yapılan elektrik ark kaynağında ark, iş parçası ile ergiyen elektrot arasında oluşur ve böylece eriyen elektrot kaynak metali haline geçer. Ark ile birlikte elektrot örtüsü de ısıdan dolayı yanarak ergir ve ergime esnasında açığa çıkan gaz, ark bölgesini atmosferden korur. Ergime sırasında oluşan cüruf da kaynak dikişini örterek kaynak metalinin korunmasını sağlar. Ayrıca elektrotun örtü maddesine katılan alaşım elementleri sayesinde, kaynak dikişini alaşımlandırmak ve istenilen özelliklerde kaynaklı bağlantı elde etmek mümkündür. Örtülü elektrot ile ark kaynağında kaynak bölgesi Şekil 3.1'deki gibi oluşmaktadır [74].



Şekil 3.1. Elektrik ark kaynağının şematik gösterimi[74]

Bu metot, 1904 yılından sonra çıplak tel etrafına kaplanan maddelerin koruyuculuk görevi üstlenmesi ile önem kazanmıştır. Daha sonraki yıllarda örtü maddelerine katılan elemanların sağladığı faydalar ile ark daha kolay oluşmuş ve problemsiz kaynaklar yapılmaya başlanmıştır. Halen en yaygın kullanılan kaynak yöntemlerindedir.

### 3.2.1.Örtülü elektrotlar

Kaynak yöntemlerinin çoğunda elektrik ark yöntemleri için gerekli ısıyı temin ederken bir akıcı dekapan da koruma, temizleme ve çoğu zaman da bunlarla beraber metalürjik kontrol işlemini yerine getirir. Akıcı (cüruf) korumalı ark kaynağının en çok kullanılan ve pratik olanı örtülü elektrot kullanılarak yapılan metal-ark kaynağıdır[73].

Örtülü elektrot, çekirdek ve örtü olmak üzere iki kısımdan oluşur. Çekirdek, kaynak metalinin oluşmasını ve akınım geçişini sağlar. Örtü ise, kaynak metalini havanın olumsuz etkilerinden koruyarak alaşım elementleri sayesinde kaynak dikişini alaşımlandırır ve kaynak dikişinin geç soğumasını ve düzenli görünümünü sağlar[75].

Örtülü elektrotları, örtü kalınlıklarına göre üç ana kısımda toplamak mümkündür.

a) İnce örtülü elektrotlar (Elektrot dış çapı, elektrot çubuğu çapının % 120'sine kadar olan elektrottur)

b) Orta örtülü elektrotlar (Elektrot dış çapı, elektrot çubuğu çapının %120'sinden %155'ine kadar olan elektrottur)

c) Kalın örtülü elektrotlar (Elektrot dış çapı, elektrot çubuğu çapının % 155'inden büyük olan elektrottur)

### 3.2.2.Örtü maddesi

Örtülü elektrotların kaynak özellikleri hemen hemen örtünün bileşimine bağlıdır. Kaynak metali, kaynak dikişinin nüfuziyeti ve belirli bir sınıra kadar dikişin bileşimi, örtü maddesi ile kontrol altına alınabilir. Kaynak dikişinin aldığı formun dış bükey veya iç bükey oluşu, yüzeyin düzgünlüğü gibi bazı özelliklerin de örtü maddesinin çeşidi ve miktarı ile ilgili olduğu bilinmektedir. Kaynak elektrotlarının üretiminde en fazla kullanılan elektrot örtü maddeleri şu şekilde sıralanabilir [76].

- a) Cüruf oluşturan maddeler
- b) Arkı stabilize eden maddeler
- c) Gaz atmosferi oluşturan maddeler
- d) Ekstrüzyon işlemini kolaylaştıran maddeler
- e) Bağlayıcı maddeler
- f) Örtüye dayanım kazandıran maddeler
- g) Deoksidasyon ve alaşımlama yapan maddeler

### 3.2.3. Elektrot örtülerinin sağladığı faydalar

- a) Arkın tutuşmasını ve oluşmasını kolaylaştırır. Bu sayede doğru akım ve alternatif akımda kaynak yapabilme imkânı sağlar.
- b) Ergiyik haldeki metal damlalarının yüzey gerilimlerine etki ederek tavan ve dikine kaynak işlemlerinin yapılmasına imkân sağlar.
- c) Koruyucu bir gaz atmosferi sağlayarak kaynak dikişini atmosferin olumsuz etkilerinden korur
- d) Kaynaktan sonra dikişin üzerini kaplayarak yavaş soğumasını sağlar. Gerektiği hallerde dikişi alaşımlandırır.

e) Erime hızını yükseltip kaynak dikişini deokside eder.

### 3.2.4. Örtü çeşitleri

Elektrot örtüleri hazırlanırken örtü maddeleri belirli oranlarda harmanlanarak ekstrüzyon veya başka bir yöntemle elektrot çekirdeği üzerine kaplanır. Bu maddelerin harmanlanması sırasında bazı önemli hususlar göz ardı edilmemelidir. Her tür elektrot örtüsü için özellikle ana bileşenlerin bazı oranlar dâhilinde kalmaları gerekir. Bu elektrotun ana özelliğini belirler. Aksi takdirde elektrot örtüsü kendinden beklenen özellikleri sağlayamayacaktır. Bu da kaynak dikişinin metalürjik ve mekaniksel özellikleri açısından istenen özellikleri vermemesine yol açacaktır.

Örtülü elektrotlar, örtülerinde bulunan ana bileşenlerin türüne, asitlik ve bazlık durumuna göre çeşitli gruplara ayrılmaktadırlar [76,77]. Bunlar;

- a) Rutil elektrotlar
- b) Asit elektrotlar
- c) Oksit elektrotlar
- d) Bazik elektrotlar
- e) Selülozik elektrotlar
- f) Özel elektrotlar

Bu çalışmada örtülü elektrot olarak sadece bazik elektrotlar kullanıldığı için sadece bazik elektrotun özelliği açıklanacaktır.

### 3.2.5. Bazik elektrot

Bu elektrotlar, genellikle yukarıdan aşağı, dik kaynaklar dışında, bütün pozisyonlarda kullanılır. Mekanik özellikleri diğer elektrot tiplerinkinden daha üstündür. Özellikle kalın asitlerin ve rijit konstrüksiyonlar da Thomas çeliklerinin kaynağına uygundur.

Örtü yüksek miktarda kalsiyum ve diğer toprak alkali karbonatları içerir. Kalın örtülü elektrotlarda ark içinde metal geçişi orta büyüklükte damlalar halinde olur. Cüruf kahverengi ile siyaha kadar renk arz eder ve diğer tiplerdeki kadar kolay kalkmaz. Dikiş hafif bombelidir. En çok doğru akımda (elektrot artı kutupta) kaynak yapılır[77].

Bazik elektrotlar iyi bir aralık doldurma kabiliyetine sahiptirler. Dikiş malzemesine cüruf dâhil olmaz ve bunun sıcak ve soğukta çatlamaya karşı eğilimi yoktur. Bu elektrotlar özellikle düşük alaşımlı çelikler, yüksek karbonlu çelikler ve kükürt fosfor ve azottan geniş ölçüde temizlenmemiş çelikler için uygundur.

Kaynak malzemesinin mekanik özellikleri ve zaman içinde bunları muhafaza etme kabiliyeti (yaşlanmaya mukavemet) ile 0°C'in altında sıcaklıklarda çentik darbe mukavemeti özellikle iyidir. Örtü rutubete hassas olabileceğinden bu elektrotların kuru alanlarda muhafaza edilmeleri gerekir. Rutubet almış olmaları halinde en az yarım saat müddetle 250°C'de kurutulmaları şarttır. Bazik elektrotlar fazlaca yüksek bir akım şiddetine tabi tutulmamalıdır, Çünkü çalışma esnasındaki sıçramalar dışında, dikişin mekanik özellikleri de düşer.

İyice kurutulmuş bazik elektrotlar, düşük hidrojen oranlı dikişler verirler. 100 g dikiş malzemesinde azami 5 cm<sup>3</sup> hidrojen taşırlar. Bu gaz oranının düşük olduğu elektrotlara düşük hidrojenli elektrot (Amerika'da Low-H) adı verilir. Bazik elektrotların başlıca zayıf tarafı, kalsiyum karbonatın örtüyü fazla sıcağa dayanıklı kılmasını önlemek üzere ilave edilen kalsiyum flüorürden kaynaklanan buharların tahriş edici ve zararlı olmasıdır.

Dar alanlarda bazik elektrotlarla yapılacak kaynaklarda ciddi önlemlerin alınması gerekir. Bu elektrotların bir başka sakıncası da rutil gibi iyonlaştırıcı maddelerin az miktarda bulunması sebebiyle arki devam ettirmedeki güçlüktür. Bu nedenle bazik elektrotların yakılmasında özel bir tecrübe veya eğitim gereklidir. Buna karşılık yukarıda bahsedilen üstünlüklerine ek olarak dikiş malzemesinin elektrotun çekirdek malzemesine çok yakın ve çok az karbon ve mangan kaybetmiş olması, röntgen muayenesinde iyi sonuç vermesi de söylenebilir.



Örtü hammaddelerinin kaynak banyosuyla aşağıda gösterilen metalürjik reaksiyonu sonucunda yüksek nitelikli bir kaynak metali elde edilir.

- a) Örtüdeki  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{CaO}$  ve  $\text{CO}_2$ 'ye ayrışır ve  $\text{CO}_2$  kaynak banyosunu atmosferik etkilerden korur.
- b)  $\text{CaO}$ , örtüdeki diğer maddeler ve özellikle kalsiyum flüorürle birleşerek fosfor ve kükürdü cürufa geçirir.
- c) Örtüde bulunan ferrosilisyum gibi desoksidan maddeler banyoya gazı alınmış bir çelik özelliğini kazandırır.

Bazik elektrotların genel olarak kullanım alanları gemi sanayi, kazan ve basınçlı kap, makine, çelik konstrüksiyon gibi ağır makine ve donanım sanayidir.

Ayrıca;

- Bileşimi bilinmeyen karbonlu ve hafif alaşımlı çeliklerin her tür birleştirilmesi,
- Karbon, kükürt, fosfor, azot gibi yüksek miktarda element içeren çeliklerin kaynağı,
- Çatlama hassasiyeti kalın kesitlerin (50 mm'den yukarı) kaynağı,
- Farklı oranda karbon içeren çeliklerin birleştirilmeleri,
- Dökme demir ve çeliklerin kaynağı,
- Tamamen rijit konstrüksiyonlar,
- Dinamik yüklere maruz parçaların kaynağı,
- Sıfırın altındaki sıcaklıklarda çalışacak konstrüksiyonların kaynağı,
- Gazı alınmamış (desokside olmamış) çeliklerin röntgen muayenesine tabi tutulacak kaynakları gibi yüksek nitelikli kaynaklı konstrüksiyonlar için tek seçenek bu bazik elektrotlar olmaktadır.

Kaynak tekniğinde bu denli olumlu sonuç veren bir elektrot tipinin bu sonuçları, ancak belli kurallara uyulması kaydıyla elde edilebilir. Bunun bilinci, kaynakçı açısından son derece önemlidir.

### **3.2.6. Kaynak makineleri**

Örtülü elektrot ile elektrik ark kaynağında akım türüne göre doğru akım ve alternatif akım kullanılarak kaynak yapmak mümkündür. Bundan dolayı kaynak makinelerini temel olarak iki gruba ayırabiliriz.

#### **3.2.6.1. Doğru akım kaynak makineleri**

Kaynak jeneratörleri ve kaynak redresörleri doğru akımla ark oluşturan düzeneklerdir. Kaynak jeneratörleri, elektrik motoru ve kaynak dinamosundan meydana gelir. Bu makineler mekanik enerjiyi kaynak için gerekli olan enerjiye çevirerek kaynak akımını çalışma yerinde üretir. Kaynak jeneratörlerinde akım üreteci olan dinamo tahrik edildiğinde, rotoru manyetik bir alan içinde dönmeye başlar, böylece elektrik akımını üretmiş olur. Elde edilen elektrik, rotor milindeki kollektörden kömür fırçalar yardımıyla çekilir ve kaynak işleminin yapılacağı yere gönderilir [77,78].

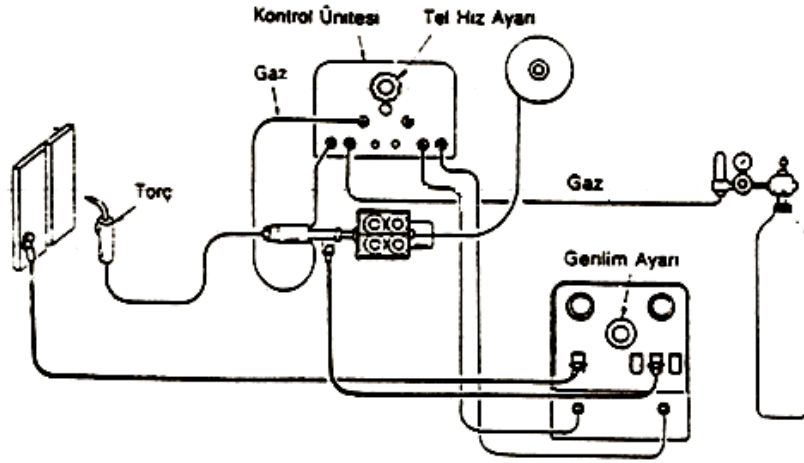
Kaynak redresörleri de jeneratörlere benzerler. Kaynak redresörleri bir transformatör ve bir de redresörden meydana gelirler. Transformatör, şebekeden aldığı akımı kaynak için gerekli olan düşük gerilim, yüksek akım şiddetine çevirir. Redresör de alternatif akımı doğru akıma çevirir.

#### **3.2.6.2. Alternatif akım kaynak makineleri**

Bu grupta ise transformatörler yer almaktadır. Alternatif akım veren kaynak makineleri olan transformatörler, gerilimi yüksek ve akım şiddeti düşük olan şebeke akımını, gerilimi düşük fakat akım şiddeti yüksek olan kaynak akımına çevirirler. Transformatörler, kaynak jeneratörü gibi yeni bir akım üretmezler, sadece mevcut olan akımın gerilimini ve akım şiddetini değiştirirler. Transformatörlerde dönen bir parça olmadığı için aşınma gibi sorunlar söz konusu değildir[79].

### 3.3. MIG/MAG Ark Kaynağı

Metal elektrot kullanılarak yapılan koruyucu gazaltı kaynağında (MIG-MAG); koruyucu bir gaz atmosferi altında kaynak edilecek olan malzemeyle sürekli bir şekilde kaynak bölgesine gelen tel elektrot arasında ark oluşumu esasına dayanan bir kaynak işlemidir. Bu kaynak yöntemi, koruyucu gazın özelliğine bağlı olarak iki ayrı isimle adlandırılır. Kaynak işleminde asal gaz kullanılıyor ise MIG (Metal İnert Gas), aktif gaz kullanılıyor ise MAG (Metal Active Gas) olarak adlandırılır. Sonuç itibariyle iki ayrı isimle adlandırılan kaynak çeşitlerindeki donanım aynıdır. Sadece CO2 korumalı kaynakta tüp çıkışına bir ısıtıcı eklenir.



Şekil 3.2. MIG-MAG kaynak donanımı şeması[80]

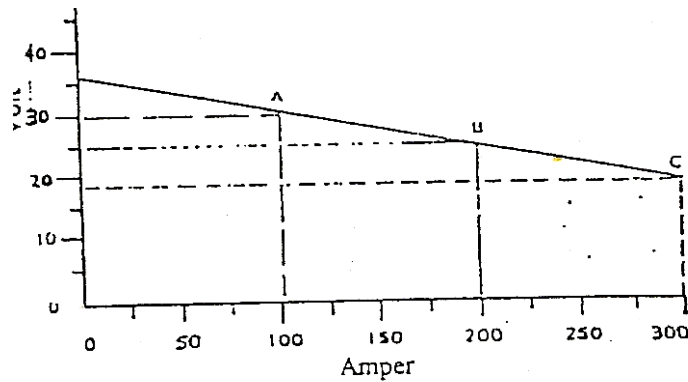
MIG-MAG kaynak tekniğinde kullanılan elektrotların çaplarının ince olması nedeniyle akım yoğunluğu yüksektir ( $100-300 \text{ A/mm}^2$ ). Akım yoğunluğunun yüksekliği; metal transfer formunu, kaynak hızını ve nüfuziyet profilini olumlu yönde etkilemektedir.

MIG-MAG kaynak tekniklerinin çok geniş bir uygulama alanı vardır. Bu yöntem çok ince levhalar hariç olmak üzere, her kalınlıkta demir esaslı ve demir dışı metallerin veya alaşımlarının kaynak işleminde kullanılmaktadır. MIG-MAG kaynak yönteminin uygulanması kolay olduğundan, kaynakçı hiçbir güçlükle karşılaşmaz, toprak kablosunu kaynatılacak malzemeye bağlayıp torcun ucundaki elektrotu da iş parçasına değdirmesi yeterli olacaktır. Çünkü bu sistem, uygun ark boyunu otomatik olarak kendisi sabit tutmaktadır.

### 3.3.1. MIG/MAG kaynağı akım üreteçleri

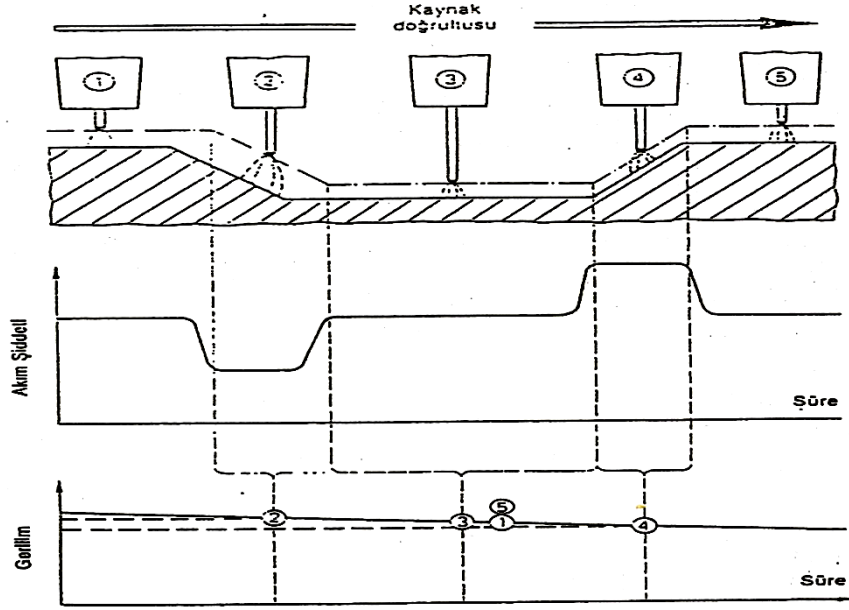
MIG-MAG kaynağında kullanılan akım üreteçleri volt, amper karakteristikleri bakımından örtülü elektrot ile yapılan elektrik ark kaynağında kullanılan akım üreteçlerinden oldukça farklıdır. MIG-MAG kaynak yönteminde kullanılan akım üreteçleri yatay karakteristiklidir. Bu tip makineler de gerilim tamamen sabit tutulmamaktadır. Bunun sebebi ise ani kısa devrelerde arkta patlama ve sıçramaların önüne geçmektir.

Bir güç kaynağının yatay karakteristiğe sahip olup olmadığına şu şekilde karar verilir; akım üreticinin karakteristiğinin eğimi her 100 amperde 1-5 volt arasında bir değişim gösteriyor ise, bu makine yatay karakteristiğe sahiptir. Gerilimdeki küçük değişimlere karşılık akımdaki değişimler oldukça büyüktür.



Şekil 3.3. Yatay karakteristiğe sahip bir makinenin I-V ilişkisi[80]

MIG-MAG kaynağı akım üreteçlerinde içten ayar diye adlandırılan ark boyu ayarı vardır. Bu makinelerde ark gerilimi tel ilerleme hızı ve buna bağlı olarak da akım şiddeti ayarlanır. Tel ilerleme motorunun hızı seçilen bir devirde döneceğinden tel ilerleme hızı sabittir. Kaynak işlemi esnasında herhangi bir sebeple ark boyu uzadığı zaman akım şiddeti büyük miktarda azalır. Bu olay şematik olarak Şekil 3.4'de gösterilmiştir[80].



Şekil 3.4. Ark boyu uzadığı zaman akım şiddetindeki değişim[80]

### 3.3.2. MIG/MAG kaynağında kullanılan koruyucu gazlar

Bütün gazaltı kaynak yöntemlerinin hepsinde olduğu gibi MIG-MAG kaynak yönteminde de koruyucu gazın ark bölgesini tamamen örtmesi ve atmosferik şartlardan kaynak metalini koruması gerekmektedir.

MIG-MAG kaynağında inert (asal) ve aktif gazlar veya bunların çeşitli oranlarda karışımları kullanılır. Genel olarak asal gazlar reaksiyona girmediklerinden dolayı demir dışı metallerin kaynağında, aktif gazlar veya aktif asal gaz karışımları da çeşitli tür çeliklerin kaynağında kullanılmaktadır[80,81].

MIG-MAG kaynağında ticari olarak kullanılan gazlar veya gaz karışımlardan asal olanlar Argon ve Helyum, aktif olanlar ise Karbondioksit, Azot, Oksijen ve Hidrojen gazlarıdır[81]. Bu çalışmada koruyucu gaz olarak CO<sub>2</sub> ve Argon gazı kullanıldığından sadece bu iki gaz hakkında temel bilgiler verilecektir.

#### **Karbondioksit (CO<sub>2</sub>) ve Argon (Ar)**

Karbondioksit gazı; renksiz, kokusuz ve havadan yaklaşık 1.5 kat daha ağır bir gazdır. CO<sub>2</sub> gazı özgül ağırlığı 1.997 kg/cm<sup>3</sup> ve her CO<sub>2</sub> molekülü bir karbon atomu

ile iki oksijen atomunun birleşmesinden meydana gelmektedir. Karbondioksit gazı atmosferi altında yapılan kaynak yöntemine Metal Active Gas kelimelerinin baş harflerinden faydalanılarak MAG adı verilmiştir.

Koruyucu gazlardan olan argon ve helyum gibi asal gazların pahalı ve temin edilmelerinin zor olması nedeniyle bunlara göre daha kolay bulunan ve ucuz olan CO<sub>2</sub> gazının koruyucu gaz olarak kullanımı artmıştır. CO<sub>2</sub> gazı özellikle alaşımsız ve düşük alaşımlı çelik malzemelerin kaynağında ucuzluk, derin nüfuziyet, yüksek kaynak hızı ve iyi mekanik özellikler vermesi nedeniyle ülkemizde geniş bir kullanım alanı bulmaktadır[81].

Karbondioksit gazı kullanım yerlerine genellikle tüp içerisinde getirilir. Tüpün içindeki karbondioksit' in büyük bir bölümü sıvı haldedir ve bu sıvının üst kısmında buharlaşmış karbondioksit, gaz halinde bulunur. Kaynak işlemi anında karbondioksit gazı kullandıkça bu gazın basıncı düşer ve sıvı halden buharlaşarak basıncı normal hale dönüştürür.

Buharlaşma esnasında karbondioksit tüpü sürekli olarak buharlaşma ısısına ihtiyaç gösterir, bu bakımdan bir tüpten bir anda sürekli olarak çok fazla gaz çekme imkânı yoktur. Buharlaşma ısısının çekilmesi sonucunda sıcaklık düşer ve tüp içindeki sıvı karbondioksit zerrecikleri karbondioksit karına dönüşüp, tüpün çıkış borusunu ve dedantörü tıkar. Bu sebepten dolayı bir tüpten devamlı olarak 12 lt/dk' dan daha yüksek debiler çekilmemesi gerekmektedir. Devamlı olmamak koşuluyla bu değer 17 lt/dk'ya kadar çıkabilir. Bu debiden daha fazla gazın gerekli olduğu durumlarda birden fazla karbondioksit tüpünün manifold yardımı ile bağlanarak kullanılması gereklidir. Soğuk ortamlarda ise karbondioksit gazı çıkış yerine bir elektrikli ısıtıcı ilave edilmesi tavsiye edilir[78].

Koruyucu gaz olarak kullanılan argon gazı %99.9 saflıkta olmalıdır. Argon' un diğer asal gazlara göre üstünlüğü sessiz ve düzgün bir ark sağlaması, ince parçaların kaynağı için uygun olacak ark voltajına sahip olması gibi özellikleri sahip olmasıdır. Havadan ağır olması nedeni ile yatay pozisyon kaynaklarında devamlı koruma sağlar, ark kolay başlar farklı metallerin kaynağı için uygun bir gazdır.

### 3.3.3. Koruyucu gazın görevleri

Kaynak işlerinde kullanılan koruyucu gazın görevi sadece kaynak banyosunu korumak değildir aynı zamanda arkın kararlılığına, dikişin mekanik özelliklerine, dolgu biçimine, işlemin verimliliğine, duman oluşumuna ve bunun gibi birçok kaynak parametrelerine de etki etmektedirler[81].

Koruyucu gazların kaynak işlerindeki etkileri başlıca aşağıdaki şekilde sıralanabilir[81].

- a) Kaynak banyosunu atmosferden koruma
- b) Arkın kararlılığı
- c) Metal transfer formu
- d) Nüfuziyet, ıslatma ve kaynak dikiş geometrisi
- e) Isı girdisi
- f) Kaynak metali kimyasal bileşimi
- g) Duman oluşumu
- h) Kaynak metalinin mekanik özellikleri

#### 3.3.3.1. Kaynak banyosunu atmosferden koruma

Kaynak esnasında dikişi, atmosferin olumsuz etkilerinden korumak gereklidir. Koruyucu gaz, erimiş kaynak banyosu ile onu çevreleyen atmosfer arasındaki istenmeyen reaksiyonları engeller. Böylece kaynak dikişinin fiziki ve mekanik özelliklerini iyileştirir.

#### 3.3.3.2. Arkın kararlılığı

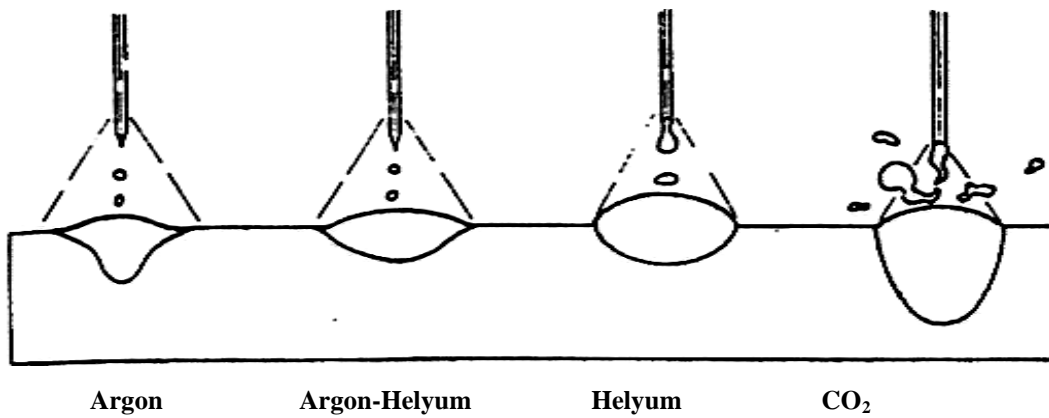
MIG/MAG kaynağında arkın kararlılığı geniş ölçüde metal transferinin geçiş şekli ile kontrol edilir. Bu olay da koruyucu gazın bileşimine bağlıdır. Koruyucu gazın bileşimi, transfer de yer alan yüzey gerilimi güçlerini değiştirir ve ark kökü davranımı etkileyebilir. Çelik malzemelerin kaynağın da Ar+O<sub>2</sub> ve Ar+CO<sub>2</sub> karışımları düzgün bir püskürtme transferi elde edilmesini sağlarlar. Koruyucu gaz olarak CO<sub>2</sub> gazı kullanıldığında da yalnızca damla transferi söz konusu olur.

### 3.3.3.3. Metal transfer formu

Kaynak işlemi esnasında eriyen telden kaynak banyosuna aktarılan metalin davranışdır. Metal transferinin şekli geniş bir oranda koruyucu gazın, kaynak telinin bileşimine ve diğer kaynak parametrelerine bağlıdır [80].

### 3.3.3.4. Nüfuziyet, ıslatma ve kaynak dikiş geometrisi

Bir kaynak dikişinin kalitesi yeterli nüfuziyet, yüksek ıslatma oranı ve düzgün bir kaynak profili ile belirlenir. Koruyucu gazın kaynak dikişi üzerindeki etkisi büyüktür. Saf argon atmosferi alanda kaynak dikişinin şekli şarap kadehi tipinde bir nüfuziyettir ve karbondioksit atmosferi altında ise yüksek derecede nüfuziyetin yanında oldukça şişkin bir dikiş elde edilir. Buna sebep olarak karbondioksit arkının düzensiz oluşu gösterilir [82]. Çeşitli gaz ve karışımlarına ait kaynak profilleri Şekil 3.5’de verilmiştir [81].



Şekil 3.5. Gazaltı kaynağında gaz ve karışımlarına ait dikiş formları[81]

### 3.3.3.5. Isı girdisi

Birim uzunluktaki kaynağı gerçekleştirmek için harcanan ısıyı göstermektedir. Isı girdisi değeri düşük olursa az enerji harcanmış olur. Isı girdisini etkileyen faktörlerden en önemlilerinden birisi de gaz bileşimidir. Ark tarafından oluşturulan ısı, gaz tarafından en iyi şekilde iletilmelidir. Her gazın kendine özgü bir ısı iletkenliği vardır [83].



### **3.3.3.6. Kaynak ilerleme hızı**

Arkın kaynak yönünde aldığı yolun zamana bağlı olarak ifadesidir. Kaynak işlemlerinde bütün parametreler sabitlendiğinde, maksimum nüfuziyet orta ilerleme hızında sağlanır. Koruyucu gazın ısı girdisi de kaynak hızını etkileyen faktörler arasındadır.

### **3.3.3.7. Kaynak metali kimyasal bileşimi**

Alaşım elemanlarının telden banyoya maksimum verimle taşımını, koruyucu gazın oksitlenme gücüne bağlıdır. Oksitlenme potansiyeli ayarlanmış gazlarla yapılan kaynak işlemlerinde oksit kalıntıları mikroyapıya en az biçimde aktarılır[81].

### **3.3.3.8. Duman oluşumu**

Kaynak işleminde arkla birlikte, çalışma çevresini etkileyen duman ve gazlar oluşur. Arkta çıkan ultraviyole radyasyonu, ozon gazının ortaya çıkmasına sebep olur. Ozon gözlerde, burunda ve boğazda yanma gibi sağlık problemleri oluşturur.

### **3.3.3.9. Mekanik özellikler**

Gazaltı kaynağında gazın oksitleyici özelliğine göre bir miktar alaşım elementi kaybı olur. Bu kayıplar, temel bileşenler olan Mn ve Si gibi elementler olduğundan kaynak telinde bu elementlerin yüksek derecede olması gerekir.

Koruyucu gazın kaynak metalinin mekanik özelliklere olumsuz etkisi, gözeneklilik ve oksitlenme şeklinde olmaktadır.

### **3.3.4. MIG-MAG kaynağı tel elektrotları**

Tel elektrotlar, kaynak esnasında üzerinden akım geçerek ergiyen, otomatik olarak beslenen ve MIG-MAG, tozaltı ark kaynağı yöntemlerinde ilave kaynak metali olarak kullanılan ve bir kangala sarılı halde bulunan tellerdir. MIG-MAG kaynağında

tel elektrotlardan başka özlü elektrotlar da kullanılır, bu elektrotların orta kısmında rutil veya bazik özler bulunur[81].

Özsüz olarak kullanılan tel elektrotlar bileşimlerine göre SG 1, SG 2 ve SG 3 olmak üzere üç gruba ayrılırlar. Tablo 3.1’de TS 5618’e göre alaşımsız ve az alaşımlı çeliklerin kaynağında kullanılan tel elektrotların kimyasal bileşimleri verilmiştir.

MIG-MAG kaynağında kullanılan tel elektrotların yüzeyi pürüzsüz ve kaynak işlemi esnasında ark kabiliyetini engelleyecek çapak, çukurluk, katmer gibi yüzey kusurları veya yabancı maddeler bulunmamalıdır.

Tablo 3.1. Özsüz tel elektrotların kimyasal bileşimi[81]

Sembol	Malzeme No	Kimyasal Bileşim %						Diğer
		C	Si	Mn	P<	S>	Ca<	
SG 1	1.5112	0,07-0,12	0,5-0,7	1,0-1,3	0,025	0,025	0,30	Cr 0,15 V 0,05
SG 2	1.5125	0,07-0,14	0,7-1,0	1,3-1,6	0,025	0,025	0,30	Zr+Ti 0,15 Al 0,02
SG 3	1.5130	0,07-0,14	0,8-1,2	1,6-1,9	0,030	0,030	0,30	Ni 0,15 Mo 0,15

### 3.3.5. MIG/MAG kaynak yönteminde tel seçimi

Eriyen elektrot ile gaz altı kaynak yönteminde en önemli problemlerden bir tanesi de tel elektrotun seçimidir. Bu kaynak yönteminde tel ve koruyucu gaz kombinasyonu sonucunda ortaya çıkan kaynak metalinin bileşimi gereken mekanik ve fiziksel özellikleri karşılamak zorundadır, bu bakımdan elektrot seçiminde aşağıda belirtilmiş olan hususlar göz önüne alınmak zorundadır. Elektrot seçimini etkileyen en önemli faktör esas metalin fiziksel ve mekanik özellikleri ile kimyasal bileşimidir. Esas metalin bu özellikleri bilinmediği zaman görünüşü, ağırlığı, magnetik özelliği ile kama testi, kırma ve kıvılcım testi gibi basit atölye testleri ile bu konuda bir fikir edinilebilirse de, özellik gerektiren işlerde, kimyasal bileşimin muhakkak bir analiz ile saptanması gereklidir. Elektrot seçimi aşağıda belirtilmiş olan kriterler göz önünde bulundurularak yapılır;

### **3.3.5.1. Esas metalin mekanik özellikleri**

Bu kritere göre elektrot seçimi, genellikle esas metalin çekme ve akma mukavemeti göz önüne alınarak yapılır; bazı hallerde, özellikle ferritik çelikler halinde malzemenin kırılma tokluğunun da (çentik-darbe mukavemeti) göz önüne alınması gereklidir[84].

### **3.3.5.2. Esas metalin kimyasal bileşimi**

Esas metalin kimyasal bileşiminin bilinmesi, bilhassa renk uyumunun, korozyon direncinin, krip dayanımının, elektriksel ve ısı iletkenliğinin söz konusu olduğu hallerde gereklidir. Bunun yanı sıra çelikler halinde, ısının tesiri altında kalan bölgede, sertleşme oluşup oluşmayacağından önceden belirlenmesi bakımından da esas metalin kimyasal bileşiminin bilinmesi gereklidir. Genel olarak sade karbonlu ve az alaşımlı çelikler halinde elektrot seçiminde, esas metalin kimyasal bileşimi en önemli faktördür.

### **3.3.5.3. Koruyucu gazın türü**

Koruyucu gaz olarak asal veya karışımlarının kullanılması halinde bir yanma kaybı söz konusu değildir; buna karşın bir aktif gaz kullanılması halinde bir takım yanma kayıpları ile karşılaşılır[76].

### **3.3.5.4. Esas metalin kalınlığı ve geometrisi**

Kaynakla birleştirilecek olan parçaların, kalın kesitli veya karışık şekilli olmaları halinde, çatlamanın önlenmesi için kaynak metalinin sünek olması gereklidir; bu durumlarda en iyi sünekliği sağlayan kaynak metalini oluşturacak türde bir elektrot seçilmelidir. Kaynaklı yapının aşırı düşük veya yüksek sıcaklıklarda, korozif ortamlarda çalışmasının gerekli olduğu hallerde, kaynak metalinin her bakımdan esas metalin özelliklerini aksettirmesi gereklidir. Ayrıca şartnamelerde kaynak metalinin bazı ilave özelliklere de sahip olması istenebilir ve bu husus da elektrot seçiminde çok önemli bir rol oynar[84].

### 3.3.6. MIG-MAG kaynağı kaynak parametreleri

Kaynak parametreleri; kaynak işleminin ve daha sonra oluşan kaynaklı bağlantının kalitesini belirleyen önemli unsurlardan birisidir. Bu parametreler; kaynaklanan metal veya alaşımı ile kaynak metalinin türü, kalınlığı, kaynak ağız türü ve geometrisi, kaynak pozisyonu ve kaynaklı bağlantıdan beklenen mekanik özellikler göz önünde bulundurularak belirlenir[80].

Kaynak işlemi için seçilen parametreler, birbirlerine uyum gösterdikleri zaman yumuşak, kararlı ve oldukça rahat bir ark meydana getirirler[85].

Kaynak parametreleri, kaynak öncesi belirlenen ve kaynak süresince sabit kalan, birinci dereceden ayarlanabilir ve ikinci derecede ayarlanabilir parametreler olmak üzere üç ayrı grupta incelenir[80].

Kaynak öncesi belirlenen parametreler, kaynağın uygulanmasından önce koruyucu gaz türü, elektrot çapı ve türü gibi parametrelerdir. Bunların kaynak işlemi esnasında değiştirilmesi mümkün değildir. Bu parametreler, kaynaklarda kullanılan malzemelerin türü, kalınlığı, kaynak pozisyonu ve bağlantıdan beklenen mekanik özelliklere göre belirlenir.

İkinci gruba giren ve birinci derecede ayarlanabilen kaynak parametreleri, kaynak dikişini kontrol altında tutan, akım şiddeti, tel hızı, ark gerilimi ve kaynak hızı gibi etkenlerdir. Bu parametreler arasındaki uyum iyi bir kaynak ile zayıf bir kaynak arasındaki farkı belirgin bir şekilde ortaya koyar[86].

Üçüncü grupta yer alan ve ikinci derecede ayarlanabilir kaynak parametreleri ise, kaynak işlemi süresince sürekli değişen ve kaynak dikişinin biçimini oldukça etkili bir şekilde değiştiren parametrelerdir. Bu parametrelerin önceden seçilip değerlendirilmeleri bir hayli zordur ve bazı durumlarda açık bir şekilde görülemez. Bu parametreler torç eğimi, serbest tel uzunluğu, nozul mesafesi, kaynak yönü, koruyucu gaz miktarı ve kaynak pozisyonu olarak sıralanabilir[80,81].

### 3.4. Kaynak Kabiliyeti

Kaynak edilen metaller uygulamada, istisnalar dışında bütün kaynak usullerinde kaynak yeri erime sınırının üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılmak zorundadır. Burada kaynak tekniğinde kullanılan ısı kaynağının tatbik edilen kaynak usulüne göre değiştiğini de unutmamak gerekir. Diğer taraftan metallerin yüksek sıcaklığa kadar ısıtılması, esas metalde bir içyapı değişikliği meydana getirir ve çevresindeki atmosferle sıcak veya erimiş haldeki metal veya alaşım elementleri arasında bazı kimyasal reaksiyonların meydana gelmesine sebep olur. Bu işlem sırasında, esas metal ve kaynak metali (ilave metal) ile cüruf arasında da bazı reaksiyonlar meydana gelmektedir.

Kimyasal reaksiyonların sıcaklık şartlarında daha kolay oluştuğu bilinmektedir. Buna göre sıcaklık ve sıcaklık hızı, ısının tesiri altında kalan metalde, meydana gelen içyapı değişiklikleri üzerinde büyük bir etkiye sahiptir. Yine ergime kabiliyeti de sıcaklığa bağlı bir faktördür. Elementlerin metaller içerisindeki ergime kabiliyeti, normal olarak artan sıcaklıkla yükselir ve doymuş haldeki solüsyonlar soğutulduğu zaman çökme veya gaz boşlukları meydana getirir ki bu da, metalin özelliklerine önemli derecede etki eder.

Mesela bir metalin çekme mukavemetinin erime noktasında sıfıra düşmesi ve bunun sonucu olarak da o metalin hiçbir çekme mukavemetine karşı koyamaması gibi, artan sıcaklık daima o metalin mekanik özelliklerini düşürür. Kaynak işlemi sırasındaki lokal (bölgesel) ısınmalar dolayısıyla ısınma ve soğuma anında gerilmeler meydana gelir ve ısıtma işlemi esnasında büyük sıcaklık farklarının meydana getirdiği plastik deformasyonlar metalde kalıcı gerilmelerin doğmasına sebep olur[82].

Bütün bu ifade ettiklerimizden şu sonuçları çıkarmak mümkündür. Kaynak işlemi metalin yapısına dolayısıyla özelliklerine belirli bir şekilde tesir eder. Metalde kaynağın sebep olduğu değişiklikleri anlamak için en yüksek sıcaklığa değil aynı zamanda metalin çeşitli noktadaki sıcaklık değişimine de bakmak gerekir[82].

### 3.4.1. Karbon eşdeğeri

Kaynakta çeliğin sertleşme eğilimini belirten bir değer sayısının bulunması buna bağlı olarak uygulanacak ön tav sıcaklığını belirten bir formülün elde edilmesi için birçok teorik ve uygulamalı çalışmalar yapılmıştır. Bütün bu çalışmalara dayanarak uygulama da çok kolay bir biçimde sonuca giden bir çözüm geliştirilmiştir. Karbon eşdeğeri olarak adlandırılan bu çözümden çeliğin bileşiminde var olan alaşım elementlerinin miktarları bir formülde konarak bir değer hesaplanır ve bu değere bağlı olarak da ön tav sıcaklığı seçilir [76].

Uluslararası Kaynak Enstitüsü'nün (I.I.W.) IX No'lu Komisyonuna ( Kaynak Kabiliyeti Komisyonu) göre karbon eşdeğeri formülü;

$$Ceş = C + ( Mn / 6 ) + ( Cr / 5 ) + ( Mo / 5 ) + ( V / 5 ) + ( Ni / 15 ) + ( Cu / 15 )$$

Görüldüğü gibi, karbon ve kısmen mangan haricindeki bütün elementlerin etkinlikleri farklı öngörülmektedir. Bu da yukarıda belirtilmiş olan hususları net bir şekilde açıklamaktadır[76].

Sadece bir yaklaşım olan karbon eşdeğerinin kullanılması halinde riskleri ortadan kaldırmak için, kaynak öncesi yapılması gereken ön tavlamanın sıcaklık derecesi, aşağıda belirtilmiş olan durumlarda verilmiş olan değerlerin üst sınırlarında seçilmeli ve gerekirse özel durumlarda bu sınırlar da aşılmalıdır[76].

- Esas metal bir Thomas çeliği veya gazı alınmamış bir çelik ise,
- Çeliğin yapısı kaba taneli ise,
- Kaynatılan parça büyük ve karışık şekilli ise,
- Parça kalınlığı büyük ise,
- Kaynak yaparken az enerji uygulamak gerekiyorsa; örneğin, ince çaplı elektrot ile kaynak yapılırsa,
- Kullanılan kaynak metali yeteri derecede tok değilse; örneğin, bazik karakterli elektrot kullanılmıyorsa,
- Kaynak işleminin yapıldığı yerin sıcaklığı çok düşük ise,

Görüldüğü gibi karbon eşdeğeri, sadece çeliğin bileşimini kapsamakta, buna karşın soğuma hızını birinci derecede etkileyen kaynak ısı girdisi, ağız formu, parçanın geometrisi ve kalınlığı ile ilgili faktörleri içermemektedir.

### **3.5. Kaynak Metali Bölgesi**

Kaynaklı birleştirmelerde, kaynak sırasında ortaya çıkan sıcaklıktan dolayı, esas metalin kaynak metaline sınır bölgesinde ana metalden farklı bir yapı ve özellikte olan bölge meydana gelir. Bu bölgeye kaynak bölgesi adı verilir. Kaynak bölgesi, erime bölgesi ve ısının tesiri altında kalan bölge (ITAB) olmak üzere iki bölgeden oluşur[87].

#### **3.5.1. Erime bölgesi**

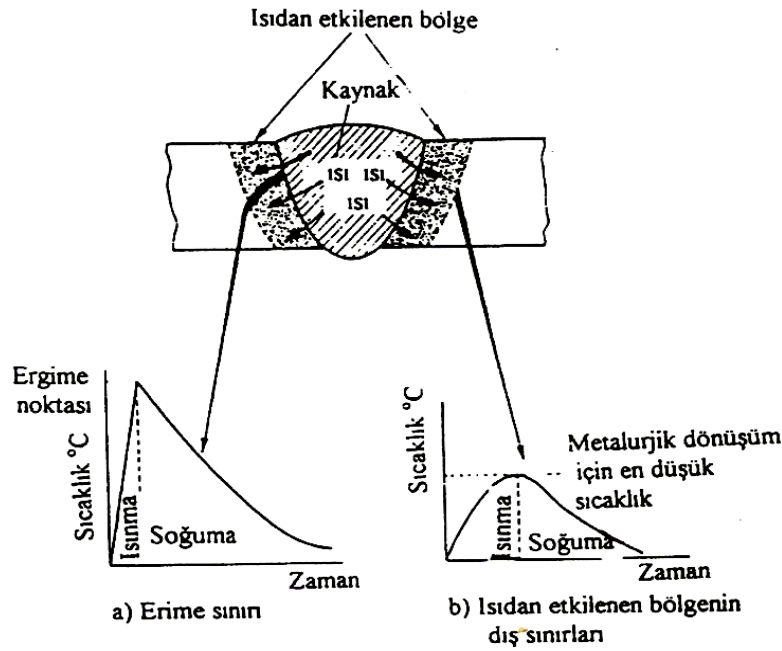
Erime bölgesi, kaynak sırasında yüksek ısının etkisi ile eriyen ve daha sonra katılaştığı bölgedir. Erime bölgesi, ısının tesiri altında kalan bölgeden erime çizgisi adı verilen erimiş ve erimemiş kısımlar arasındaki sınırla ayrılır. Bu sınır, bir kaynaklı bağlantıdan çıkartılarak metalografik yöntemlerle parlatılan ve dağlanan kesit üzerinde çıplak gözle dahi kolayca görülebilir. Kaynak metali, ana metal ve ilave metalin karışımından meydana gelir. Tek pasoda çekilen kaynak dikişlerindeki erime bölgesinde esas metal ve ilave metal, kaynak havuzundaki şiddetli türbülansın dolayısıyla iyice karışmış olup homojen bir bileşim gösterir. Buna karşın çok pasolu kaynaklarda, her pasonun esas metalle karışma oranı farklılık gösterir. Kaim kesitli parçaların çok pasolu kaynak dikişlerinde, dikişin orta kısımlarında esas metale rastlanmayabilir[88].

#### **3.5.2. Isının tesiri altında kalan bölge (ITAB)**

Isının tesiri altında kalan bölge; kaynak metali ile esas metalin birleştiği sınırdan başlayarak, kaynak işlemi esnasında sıcaklığın içyapıyı, dolayısıyla esas metalin özelliklerini etkilediği mesafeye kadar devam eder. Çelik malzemelerin kaynağında, bu bölgedeki sıcaklık 1450°C ile 700°C arasında değişmektedir.

Bu bölgede ulaşılan maksimum sıcaklığa bağlı olarak içyapıda çeşitli değişiklikler ve özellikler gösteren bölgeler ortaya çıkar.

Metalürjik reaksiyonlar bu bölgelerde meydana gelir. Kaynak bölgesinde sıcaklığın artması ile değişen mikroyapı, mekanik özellikleri etkileyerek çentik darbe ve çekme mukavemetinin azalmasına, sertlik artışına veya çatlak oluşumuna sebebiyet verir. Isınma ve soğumaya bağlı olarak ITAB'ın sınırları Şekil 3.6'da gösterilmiştir[85].



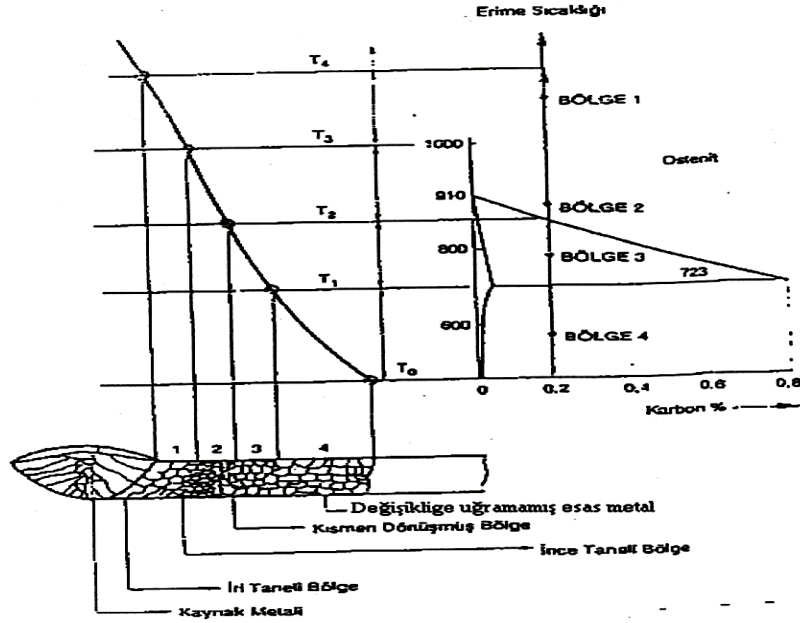
Şekil 3.6. Isıdan etkilenen bölgenin sınırları[86]

Kaynak işlemi sırasında ısının etkisi altında kalan bölge hızlı bir şekilde ısınmakta ve daha sonra kaynak bölgesine verilen ısı enerjisi gibi etmenlere bağlı olarak tekrar hızlı bir şekilde soğumaktadır. Kaynatılacak malzemenin bileşimine göre soğuma hızı, kritik: soğuma hızım aştığında genellikle 900°C nin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınmış bölgelerde sert ve kırılabilir bir yapı elde edilir [88].

Çelik malzemelerin kaynağında ısının etkisi altında kalan bölge, içyapı değişikliği bakımından şu değişik bölgelerle gösterilir.

- İri taneli bölge
- İnce taneli bölge
- Kısmen dönüşüme uğramış bölge
- İçyapı değişikliğine uğramamış bölge





Şekil 3.7. Çeliklerde sıcaklığın ITAB'da mikroyapıya etkisi[88]

### 3.5.2.1. İri taneli bölge

Erime çizgisine bitişik olan ve kaynak işlemi esnasında 1450°C ile 1150°C sıcaklıklara maruz kalan bölgedir. Metaller yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtıldıklarında tane büyümesi ortaya çıkar. Tane büyümesi sonucu ortalama tane boyutu artar. İri taneli yapıların mukavemetleri ince taneli yapılara nazaran daha düşük olduğundan malzemede iri taneler istenmez.

Çelik malzemelerde kaynak anında erime çizgisine bitişik olan esas metalin sıcaklığı, erime sıcaklığına yakın bir dereceye kadar eriştiğinden östenit içinde fazla miktarda tane büyümesine rastlanır. Çeliğin bileşimine ve soğuma şartlarına bağlı olarak iri taneli bölge, martenzitik veya temperlenmiş martenzitik bir içyapıya ve en yüksek sertliğe sahiptir[88].

### 3.5.2.2. İnce taneli bölge

Kaynak esnasında 1150°C ile 900°C arasındaki bir sıcaklığa maruz kalan bölgedir ve bu bölgede tane büyümesine rastlanmaz. İçyapı bakımından birinci bölge olan iri taneli bölgeye benzeyip onun bir devamıdır. Fakat tane ebadı yönünden ince taneli bir bölgedir.

### 3.5.2.3. Kısmen dönüşüme uğramış bölge

İnce taneli bölgenin devamı olup kaynak anında  $A_3$  ile  $A_1$  sıcaklığı aralığına kadar ısınmış ve bölgesel olarak bir östenit dönüşümüne uğramış olan bölgedir. Östenit dönüşümüne uğradığından dolayı yapısındaki östenit miktarına bağlı olarak, ilk iki bölgeyi andıran bir içyapı gösterir[88].

### 3.5.2.4. İçyapı değişikliğine uğramamış bölge

$A_1$  sıcaklığının altına kadar ısınan ve bu ısınma süresince bir içyapı dönüşümüne uğramayan bölgedir.

Kaynak işlemlerinde genellikle metal, önce ergime sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılmakta ve sonra soğutulmaktadır. Bundan dolayı çelik malzemelerin kaynağında, kaynak bölgesinde yukarıda kısaca belirtilen dönüşümler olmaktadır.

Birleştirme esnasındaki ısınmayı takip eden soğuma, yavaş bir şekilde gerçekleşirse veya çeliğin karbon ve alaşım elementi içeriği sertleşmeyi meydana getirecek miktarda değilse elde edilen içyapı tane büyüklüğü hariç olmak şartıyla, ilk normal yapının aynıdır. Buna karşılık sertleşme eğilimi olan çelik malzemelerde ise, soğumanın hızlı olduğu hallerde daha önce bahsedilmiş olan ve genellikle arzu edilmeyen özellikleri taşıyan içyapılar oluşur[88].

Bütün ergitmeli kaynak yöntemlerinde özellikle, elektrik ark kaynağında soğuma hızı, sertleşme eğilimi fazla olan çeliklerde, gereken önlemler alınmadığı zaman, ısının tesiri altında kalan bölge, martenzit adı verilen, çeliğin su verme işleminden sonraki sert halini belirten yapının oluşumunu sağlayacak şiddettedir. Kaynak metali için yani erime bölgesi için böyle bir tehlike yoktur; zira elektrot üreticileri tarafından, kaynak metalinin bileşimi, hızlı soğuma halinde dahi sertleşme oluşturmayacak şekilde ayarlanmıştır.

Isının tesiri altında kalan bölgede sert ve kırılğan bir yapının ortaya çıkması, soğuk çatlakların oluşmasına neden olmaktadır. Kaynaktan sonra ortaya çıkan iç gerilmelerin, çalışma koşullarındaki zorlamaların ve kaynak banyosundan yayılan hidrojenin etkilerinin birbiri üzerine çakışması ve sertleşen bölgenin plastik şekil değiştirme özelliğinin olmaması nedeni ile kılcal çatlaklar oluşmaktadır. Genellikle yüzeyden görülmeyen bu çatlaklar, zamanla kritik büyüklüğe erişince, hiç beklenmeden bir anda ve büyük bir hızla parçanın kaynak dikişine paralel olarak boydan boya kırılmasına neden olur. Bu çatlaklar genellikle erime çizgisine çok yakın olduklarından (esas metal tarafında) bazen bir birleşme hatası gibi değerlendirilir ve kusur kaynakçıya veya kaynak metaline yüklenir. Ancak, bu olayda gerçek neden çeliğin sertleşmeye olan eğilimidir. Sertleşen çelikler ancak özel önlemler alınarak kaynak edilmelidirler.

Bir metal malzeme şayet ısının tesiri altında kalan bölgedeki özellikleri fazla miktarda tahribe uğramamışsa kaynağa uygun olarak kabul edilebilir. Bazı hallerde bu bölgenin özelliklerinin korunması bakımından, özel önlem ve yöntemlere gerek duyulabilir; işte bu gibi durumlar da malzemenin kaynak kabiliyeti özelliğinin incelenmesi gerekir.

### **3.6. Kaynakta Isıl İşlem**

Kaynağın ısıl işlemi ön ısıtma, pasolar arası sıcak tutma, son ısıtma, gerilim giderme tavlama içerir. Bir kaynak işleminde bütün bu ısıl işlem aşamalarının mutlaka uygulanması gerekmez. Şartlar bu aşamalardan bazılarını veya tümünü gerektirebilir veya aksine hiçbirini gerektirmeyebilir[89].

#### **3.6.1. Ön ısıtma ve pasolar arası sıcak tutma**

Ön ısıtma, kaynak dikişi çevresinde sıcaklık dağılımını yumuşatmak ve kaynak dikişinin soğuma hızını azaltmak suretiyle onun sertleşmesini, iç gerilme oluşumunu ve çarpılmayı bir ölçüde önler ve şu etkileri vardır:

a) Kaynak dikişinde ve onun ısı etki alanında oluşabilecek çekme gerilmelerini azaltır. Soğuma sırasında kaynak dikişinin serbestçe çekmesini konstrüksiyonun engellemesi halinde ön ısıtma daha büyük gereklilik kazanır[89].

b) Dikiş sıcaklığının Ms sınırına inmesi geciktirilmek suretiyle ferrit, perlit ve beynit dönüşümlerine zaman kazandırılır. Dolayısıyla, martenzit oluşumu azaltılır. Martenzit mikro gerilmelerle yüklü, sert ve kırılğan bir yapıdır. Bu yüzden yapıda oluşması pek istenmez[89].

c) Sıcaklık, hidrojenin yayınıını için gerekli eşik seviyesinin üzerinde tutularak, hidrojenin kaynağın ısı etki alanını terk etmesi sağlanır. Böylece hidrojen kırılğanlığı eğilimi azaltılır[89].

Anılan yararlarıyla ön ısıtma, daha güç ve pahalı bir işlem olan kaynak sonrası gerilim giderme ihtiyacını hafifletir.

Ön ısıtma sıcaklığı pasolar arasında da muhafaza edilmelidir. Bazı hallerde kaynağın kendi ısı dikiş istenen sıcaklıkta tutmaya yeterlidir; bu durumda pasolar arasında dışarıdan ayrıca ısı vermeye gerek kalmayabilir. Otomatik makinelerle yapılan kaynaklarda, örneğin tozaltı kaynağında durum böyledir. El kaynağında, çok pasolu çalışmak, kaynak ağzını geniş tutmak ve sürekli çalışma gibi önlemler dışarıdan ayrıca ısı vermek ihtiyacını ortadan kaldırabilir.

Hiç ön ısıtma yapılmamış (soğuk) bir metal kütle üzerinde başlatılan kaynağın başlangıç kesimleri çok hızlı soğur. Çünkü kaynak ısı aynı zamanda metal kütleyi ısıtmaya harcanır. En hızlı soğuma kalın cidarlar üzerine atılan kısa punta kaynaklarında olur. Nitekim bunların genellikle çatladıkları malumdur.

Kaynak boyunun soğuma hızı üzerindeki etkisi Tablo 3.4'de görülebilir. Tablo 3.4'de, 19 mm kalınlıkta çelik levha üzerine çekilen tek pasonun muhtelif uzunluklarına ait soğuma süreleri verilmiştir. Kaynak boyu arttıkça soğuma için geçen süre uzamaktadır.

Tablo 3.2. Kaynak Banyosunun Soğuma Hızı Üzerindeki Etkisi[89]

Kaynağın Uzunluğu (mm)	Soğuma Süresi (dk)
Not: 1	Not: 2
63	1.5
100	5
225	33
Not: 1: cidar kalınlığı 19 mm 2: kaynağın 930°C'den 870°C sıcaklığa indiği süredir	

### 3.6.2. Son ısıtma

Dışarıdan verilen ısının kaynak bittikten sonra da devam etmesine son ısıtma adı verilir. Havada soğuma ile sertlik kazanan çelikler (yüksek karbonlu çelikler, Cr-Mo ve Cr-V alaşımlı çelikler) kaynak bittikten sonra hemen soğumaya terk edilirse, sıcaklık ön ısıtma derecesinin altına indiğinde çatlak belirebilir. Çatlamaya mani olmanın iki yolu vardır:

1. Kaynak bittikten hemen sonra, dikişin soğumasına fırsat vermeden gerilim giderme tavlamasına geçilir.
2. Şayet herhangi bir nedenle gerilim giderme tavlaması kaynağın bitimini hemen izlemeyecekse, bu takdirde kaynak dikişi henüz ön ısıtma derecesinin altına düşmeden, bir ara sıcaklığa kadar ısıtılır. Burada bir süre bekletilir ve sonra soğumaya bırakılır. Cr-Mo'li çelikler için çıkılacak sıcaklık aralığı 300-500°C ve burada tutma süresi 15 dakikadır[90].

İşte bu ikinci seçeneğe ard ısıtma adı verilir. Son ısıtmanın amacı, kaynağı Ms sıcaklığının altına düşürmeden yeterli bir süre tutarak hala dönüşmeden kalabilmiş olan östenit kristallerinin beynit'e dönüşmelerini sağlamaktır. Düşük sıcaklıklarda varlığını hala sürdürebilen kalıntı östenit miktarı böylece azaltıldığına göre, bundan sonra yapılacak soğutmada martenzit oluşumu daha da azaltılmış olacaktır. Dikişin sertleşmesi çatlamaya meydan vermeyecek, düzeyde kalacaktır.

### 3.6.3. Gerilim giderme

Tarif olarak gerilim giderme tavlaması, malzemeyi  $A_1$  alt kritik sıcaklığının altında herhangi bir sıcaklığa kadar ısıtmak, o sıcaklıkta bir süre bekletmek ve yavaşça soğutmaktır. Bu işleme temperleme veya menevişleme isimleri de verilir. Bu işlem boyunca mikroyapı değişimi olmaz. Tablo 3.5’de çeliğe uygulanan belli başlı ısıl işlemleri ve bunların amaçlarını topluca göz önüne sermektedir.

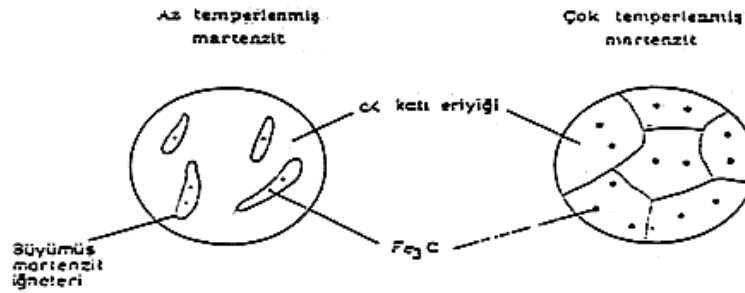
Tablo 3.3. Çeliğe uygulanan ısıl işlemler

İsmi	Tanımı	Amacı
Normalizasyon	Östenitin sahasına ısıtma, havada soğutma	Yapıyı normal hale getirme, taneleri küçültme
Yumuşatma	Östenit sahasına ısıtma, fırında soğutma (en yavaş soğutma şekli)	İç yapıya denge diyagramında görülen şekliyle elde etmek, suretiyle malzemeyi yumuşatma (Haddelme, çekme, dövme gibi işlemleri kolaylaştırmak için yapılır.)
Küreselleştirme	$A_1$ sıcaklığının hemen altına kadar ısıtıp uzun süre ( 10 – 24 saat) tutma	Sementit levhalarına küreselleştirmek suretiyle çeliği yumuşatma (yüksek karbonlu çeliğe süneklik kazandırmak için yapılır.)
Su Verme	Östenit sahasına ısıtma, ani soğutma	Sertleştirme
Temperleme	$A_1$ sıcaklığının altında bir sıcaklığa kadar ısıtma, bu sıcaklıkta bir süre (1-2 saat) tutma ve havada soğutma	Daha önce herhangi bir nedenle sertleşmiş olan malzemeyi, iç gerilmelerini almak suretiyle yumuşatma (kırılganlığı azaltmak için yapılır.)

#### 3.6.3.1. Mikroskopik gerilmelerin giderilmesi

Ön ısıtma, pasolar arası sıcak tutma ve son ısıtma gibi önlemlere rağmen gene de oluşma fırsatını bulabilmiş olan martenzit temperleme işlemiyle yumuşatılır. Kristal kafesi içinde sıkışan C atomları mikroskopik gerilmelere neden olurlar. Yapı bu haliyle yarı karardır. Bu yapı yüksek sıcaklıklara doğru ısıtılırsa içerde sıkışmış C atomları hareketlilik kazanırlar. Demir atomlarıyla kimyasal bağ kurarak  $Fe_3C$  (sementit) molekülleri halinde çökelişirler. Bünyede sıkıntı yaratan C fazlası, böylece kristal kafesini terk ederken Fe atomları denge konumlarını alırlar. Neticede, hacim merkezli kübik kristal kafesine sahip kararlı martenzit doğar.

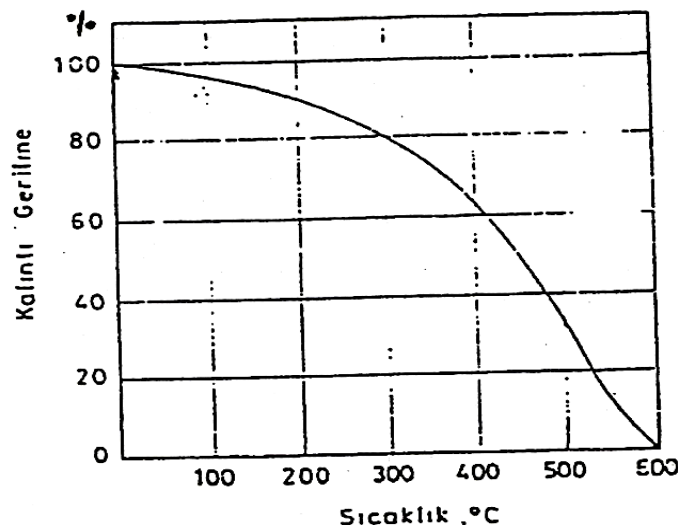
Temperleme devam ettikçe yapısal değişimler artık ışık mikroskopuyla izlenebilecek kadar belirginleşir. Şekil 3.8’de görüldüğü gibi martenzit, önceleri iğneler halinde büyür, sonra iğneler şişmanlar ve temperlemenin ileri aşamalarında martenzit taneleri haline dönüşür. Bu arada ayrışan ve çökelen sementit (karbür) molekülleri de önceleri küçük topluluklar oluşturur. Daha sonraları bunlarda büyür ve küreselleşir[88].



Şekil 3.8. Temperlenmiş martenzitin mikroskop altında şematik görünümü[89]

Şekil 3.9’da kalıntı gerilmelerin sıcaklıkla azalmasının tipik eğrisidir. Bu eğri değişik bir ölçekle, aynı zamanda, sertlik azalmasını da temsil eder.

Eğriden görüldüğü gibi temperlemenin başlangıcında iç gerilmelerdeki azalma gayet yavaş seyreder. Fakat daha sonra sıcaklıkla gerilim boşalması hız kazanır. Temperleme sıcaklığına gelindiğinde, (örneğimizde 600°C’de) iç gerilmeler sıfıra iner. Gerilim giderme tamamlanmıştır.



Şekil 3.9. İç gerilmelerin sıcaklıkla azalması[90]

### 3.6.4. Kaynaktaki ısıtıl işlemin sertliğe etkisi

Kaynak sonrası gerilim giderme ısıtıl işleminin amaçlanan hedefe ulaşıl ulaşmadığı iki şekilde kontrol edilir. Her iki kontrol da olumlu sonuç verirse gerilim gidermenin başarılı olduğuna karar verilir. Söz konusu iki kontrol yöntemi aşağıdadır.

#### 3.6.4.1. Isıtıl işlem grafiğinin kontrolü

Uygulanan ısıtıl çevrim otomatik olarak kayda alınan grafik üzerinden bir değerlendirmeye tabi tutulur. Grafik üzerinde başlıca şu hususlar incelenir:

- a) Isıtılma ve soğutılma hızları
- b) Tav sıcaklığı ve süresi
- c) Grafiğın düzgünlüğü veya bir diğer deyimle ani sıcaklık değışimini gösterir

Grafik bu yönleriyle olumlu izlenim veriyorsa gerilim giderme yönteminin kusursuz uygulandığına karar verilebilir.

#### 3.6.4.2. Sertlik kontrolü

İç gerilmeleri alınmış malzeme yumuşar. Malzemedeki yumuşama iç gerilmelerdeki azalmanın bir ölçüsüdür. Bu nedenle standartlar, gerilim giderme ısıtıl işleminin sertlik ölçmek suretiyle kontrolünü şart koşarlar.

İlke olarak kaynak metali ana malzeme ile aynı sertlik mertebesinde olmalıdır. Bir diğer deyimle, dikişin ve ana malzemenin sertlikleri arasında fazla fark bulunmamalıdır. Dikişin, ana malzemedan fazla sert olması da, fazla yumuşak olması da kusurdur.

### 3.6.8. Kaynak dikişi ve çevresinde sertlik değışimi

Kaynak dikişi ve çevresinde sertlik çok değışkendir. Sertliğin doruğa ulaştığı yer dikişin kendisi değil, fakat ana malzemenin dikişe sınır olan kesimidir. Ergime



sınırından en çok 0.3 mm ötede ve 50 mikron kadar genişlikte bir şerit içinde sertlik en yüksek değerine ulaşır. Kaynak esnasında ana metalin ısıl gerilmesi ergime çizgisine yakın bölgede kaba taneli yapı üretir. Buda tokluk özelliklerini olumsuz yönde etkiler[89].

Her ne kadar, ana metalin kaynaktan en fazla etkilendiği yer ve dolayısıyla en iri taneler tam ergime sınırında ise de, kaynak sırasında burada hafif C kaybı olduğundan martenzit oluşumunun ve dolayısıyla sertliğin doruk noktası biraz içerilere kayar. Kaynak elektrotunun C oranı genellikle ana malzemenin biraz daha düşüktür. Dolayısıyla ana malzemenin sınır tabakalarından karbonca fakir olan ergimiş kaynak banyosu içine, sıcaklığın yüksek değerlerde kaldığı süre içinde belirgin bir C göçü (difüzyon) olur. Neticede, ana metalin sınır tabakaları içinde C oranı azalır. Dolayısıyla bu tabakaların sertleşme kabiliyetinde düşme olur.

a) Sertliğin zirveye ulaştığı yeri malzeme üzerinde bulmak zordur. Kaynağın kenarında yer alan bu daracık şeritten sağa-sola hafif kaçınca sertliğin hızla azaldığını görüyoruz. Bu durumda birbirine yakın iki noktadan alınacak ölçüler arasında büyük fark bulunması doğaldır.

b) Sertliğin doruğa ulaştığı şeritin genişliği sadece 50 mikron kadar olduğuna göre, yüzeyde açılan ölçü çukurunun çapı bundan da küçük olmak zorundadır.

c) Sertliğin doruğa ulaştığı yer kaynak sınırında ve ondan en çok 0.3 mm kadar uzaktadır[91].

## BÖLÜM 4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 4.1. Genel

Bu çalışmada otomotiv sektöründe kullanılan mikro alaşımlı D25M6 kodlu dual-fazlı çelik malzemeleri MIG, MAG ve Elektrik Ark kaynak (EA) yöntemleriyle birleştirilmiştir. Deneyde kullanılan malzemeler 16x16x300 mm boyutlara sahiptir. Malzemelere farklı parametrelerde ve farklı birleştirme yöntemleri uygulanarak ideal değerler tespit edilmeye çalışılmıştır.

Kaynaklı bağlantıların dayanım değerlerini tespit etmek için çekme ve çentik darbe deneylerine tabii tutulmuştur. Ayrıca mikro yapı incelemesi için üretilmiş olan numuneler bakalite alınarak zımparalama, dağlama işleminden sonra mikro sertlik değerleri ölçülmüştür.

### 4.2. Kullanılan Malzemeler

D25M6 kodlu mikro alaşımlı dual-fazlı çeliğin BAIRD marka spektrometre cihazı kullanılarak spektro analiz değerleri Tablo 4.1’de verilmiştir.



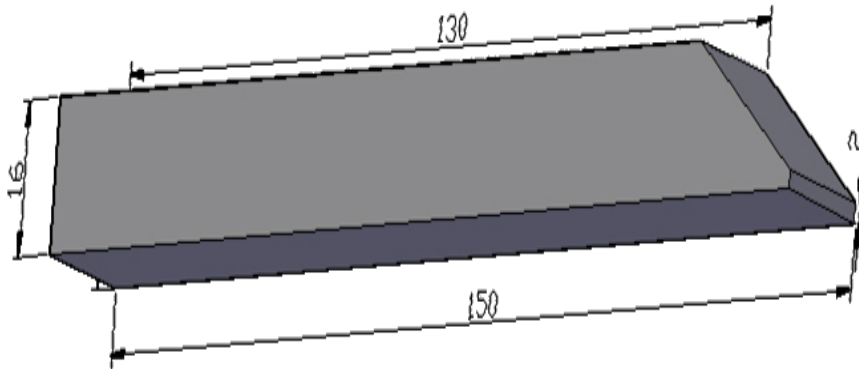
Şekil 4.1. Spektrometre Cihazı ( BAIRD )

Tablo 4.1 D25M6 mikro alaşımlı dual-fazlı çeliğin spektro analiz değerleri

Elementler (ağ %)									
Yakma no	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
1	0.315	0.219	1.39	0.007	0.029	0.208	0.042	0.093	0.030
2	0.308	0.209	1.39	0.011	0.029	0.205	0.050	0.096	0.028
3	0.345	0.208	1.38	0.008	0.024	0.200	0.039	0.095	0.031
<b>Ortalama</b>	<b>0.322</b>	<b>0.212</b>	<b>1.386</b>	<b>0.008</b>	<b>0.027</b>	<b>0.204</b>	<b>0.043</b>	<b>0.094</b>	<b>0.029</b>
Yakma no	Co	Cu	Nb	Ti	V	Sn	Fe	As	Ta
1	0.010	0.126	0.004	0.001	0.127	0.021	97.069	0.017	0.005
2	0.013	0.120	0.005	0.001	0.120	0.029	97.087	0.027	0.005
3	0.014	0.126	0.004	0.002	0.122	0.004	97.089	0.004	0.007
<b>Ortalama</b>	<b>0.012</b>	<b>0.124</b>	<b>0.004</b>	<b>0.001</b>	<b>0.123</b>	<b>0.018</b>	<b>97.081</b>	<b>0.028</b>	<b>0.005</b>

### 4.3. Kaynağa Ön Hazırlık

Mekanik deneyler için hazırlanan 16x16x300 mm lik metal çubuklar tam ortasından iki eşit parçaya kesilerek Şekil 4.2’de gösterildiği gibi kesilen yüzeyin tabandan 2 mm bırakılarak 50°C açı vererek malzemelere V-Alın kaynak ağızları açılmıştır. Kesim yapıldıktan sonra parçada kalan çapak ve diğer kirlilikler giderilmiştir.



Şekil 4.2. V-Alın kaynak ağızı açılmış malzemenin görünüşü

Malzemelerin kolay ve düzgün bir kaynak uygulamasına tabii olabilmesi için Şekil 4.3’deki gibi bir plaka hazırlanmıştır. Plakaya yerleştirilen metal çubuklara MIG, MAG ve elektrik ark kaynağı yapılmıştır.



Şekil 4.3. Plakanın görünüşü

### 4.3. Kaynak Teli Ve Elektrot Seçimi

Bilindiği gibi sağlıklı bir kaynak yapılabilmesi için malzemeye uygun kaynak telinin seçilmesi gerekir. Bunun içinde ana malzemenin kimyasal bileşimi, mekanik özellikleri, koruyucu gazın türü ve ana malzemenin kalınlığı ve geometrisine dikkat edilmesi gerekir. Bu tip faktörler göz önünde bulundurularak ve deneysel çalışmaları zenginleştirmek amacıyla MIG ve MAG kaynaklarının uygulamasında iki farklı SG 3 ve ER100 SG kaynak telleri seçilmiştir. Bu kaynak tellerinin özellikleri Tablo 4.2 ve Tablo 4.3 de gösterilmiştir. Elektrik ark kaynağında ise bazik elektrotları (Fox EV 85) kullanılmıştır. Bu elektrotun özelliği de Tablo 4.4’de verilmiştir.

Tablo 4.2. Deneyselerde kullanılan EN 440’a (DIN 8559) göre imal edilmiş SG 3 kaynak telinin özellikleri

Simge	Kaynak telinin bileşimi % tipik		
	C	Si	Mn
G 4 Si 1 ( SG 3 )	0.10	1.0	1.75
<b>Mekanik değerler</b>			
Akma dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	min. 460		
Çekme dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	540–670		
Çentik dayanımı (ISO-V/30°C)	min. 47 J		
Uzama (Lo=5 do)(%)	min. 22		

Tablo 4.3. Deneylerde kullanılan EN 12534'e göre imal edilmiş ER100 SG kaynak telinin özellikleri

Simge	Kaynak telinin bileşimi % tipik							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu
Mn3Ni1CrMo	0.08	0.44	1.7	1.35	0.23	0.3	0.08	0.25
<b>Mekanik değerler</b>								
Akma dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )			670–760					
Çekme dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )			730–820					
Çentik dayanımı (ISO-V/30°C)			100 J					
Uzama (Lo=5 do)(%)			20–25					

Tablo 4.4. Deneylerde kullanılan DIN 8529'a göre imal edilmiş bazik elektrotunun özellikleri

Simge	Kaynak metalin bileşimi % tipik					
	C	Cr	Si	Mn	Mo	Ni
Mn2NiCrMoB	0.05	0.4	0.4	1.5	0.5	2.0
<b>Mekanik değerler</b>						
Akma dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )			min. 720			
Çekme dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )			790-960			
Çentik dayanımı (ISO-V/+20°C)			110 J			
Çentik dayanımı (ISO-V/-60°C)			60 J			
Uzama (Lo=5 do)(%)			min.16			

#### 4.4. Karbon Eşdeğeri

Kaynakta çeliğin sertleşme meylini belirten bir değer sayısının bulunması, buna bağlı olarak da ön tav sıcaklığını belirten bir formülden elde edilmesi için birçok teorik ve uygulamalı çalışmalar yapılmıştır. Bütün bu çalışmalara dayanarak uygulamada çok kolay bir biçimde sonuca giden bir çözüm geliştirilmiştir. Karbon eşdeğeri olarak adlandırılan bu çözümde çeliğin bileşiminde var olan alaşım elementlerinin miktarları bir formülde yerlerine konarak bir değer hesaplanır ve bu değere bağlı olarak da ön tav sıcaklığı seçilir.

Karbon eşdeğerinin hesaplanması için literatürde çok değişik formüllere rastlanmasına rağmen uygulamada bunların hepsi birbirine yakın ve tatminkâr sonuçlar veren ampirik bağlantılardır. Karbonlu ve az alaşımlı çelikler için Uluslar arası Kaynak Enstitüsü'nün (IIW) önerdiği karbon eşdeğeri formülü aşağıda görüldüğü şekildedir.

$$Ck = C + Mn/6 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 + Ni/15 + Cu/15 \quad (4.1)$$

Tablo 4.5. D25M6 mikro alaşımlı çift fazlı çelik malzemesinin kimyasal bileşimi

C	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu
0.322	1.386	0.204	0.043	0.123	0.094	0.124

$$Ck = 0,639$$

Parça kalınlığı 16 mm olan malzemenin

$$Ceş = Ck \cdot (1 + 0,005 \cdot e)$$

$$= 0,639 \cdot (1 + 0,005 \cdot 16)$$

$$= 0,639 \cdot 1,08$$

$$= 0,69$$

Tablo 4.6. Ceş'ne göre uygulanması gereken öntav sıcaklıkları

Ceş (%)	Öntav Sıcaklığı (°C)
0.45'den küçük	Normal koşullarda gerek yok
0.45 – 0,60	100 – 200
0.60'dan büyük	200 – 350

Yukarıdaki hesaptan da görüldüğü üzere malzemeler kaynak yapılmadan önce 200°C ile 350°C arasındaki sıcaklıklarda ön tavlama yapılmalıdır. Plaka üzerine yerleştirilmiş metal çubuklar Şekil 4.3'te gösterildiği gibi ön tavlama yapılmıştır.



Şekil 4.4. Ön tavlama görünüşü

#### 4.5. Kaynak İşlemlerinde Kullanılan Makineler

MIG/MAG kaynağında metal çubukları kaynak etmek için GKM 420-G olan, orta kalınlıkta paslanmaz ve alüminyumda dâhil olmak üzere tüm metallerin kaynağında tercih edilen basit kullanımlı, verimli ekonomik step kontrollü gaz soğutmalı Şekil 4.4’de gösterilen kaynak makinesi kullanılmıştır. Bu makine 18 kademeli hassas akım ayarı ile 40–420 A akım aralığında 0.6–15.0 mm’ye kadar tüm metallerin kaynak edilmesine olanak sağlar.



Şekil 4.5. MIG/MAG kaynağında kullanılan GKM 420-G kaynak makinesi

Elektrik ark kaynağında kullanılan kaynak makinesi; 400 amperlik yatay karakteristikli, su soğutmalı 2 kaba 5 ince ayar kademeli 30 gerilim basamaklı doğru akım (DC) kaynak makinesi olup transistorlu akım basamağı ayarlayıcısı ile kısa devre akımı en aza indirilmeye çalışılmıştır.



Şekil 4.6. Elektirik ark kaynak makinesi

## 5.6. Sabit ve Değişken Parametreler

Daha önce de belirtildiği gibi kaynak işleminin ve daha sonra oluşan kaynaklı bağlantının kalitesini belirleyen önemli unsurlardan birisi de kaynak parametresidir.

Deneylerde yapılan kaynak işlemleri sırasında ilk olarak kaynak akım şiddeti 150 Amper ve kaynak akım gerilimi ise 22 Volt olarak seçilmiştir. Daha sonra kaynak akım değerleri 130 Amper ve 170 Amper, kaynak akım gerilimleri ise 20 Volt ve 24 Volt olarak ayarlanarak kaynak akım şiddeti ve kaynak akım gerilimlerinin mekanik değerler üzerine etkileri araştırılmıştır. Kaynak işlemleri Tablo 4.6'da belirtildiği gibi yapılmıştır.

Tablo 4.7. MIG, MAG-1 ve MAG-2 kaynak parametreleri

Yöntem	MIG	MAG-1	MAG-2	Elektrik Ark
Koruyucu gazın bileşimi (%)	100 Argon	15 CO <sub>2</sub> + 85Argon	25 CO <sub>2</sub> + 75 Argon	–
Kaynak telleri ve elektrotu	ER 100 SG ve SG 3			Fox EV 85
Tel çapı (Ø)	1.2 mm			3.25 mm
Konfigürasyon	1	2	3	
Akım şiddeti	130 A	150 A	170 A	
Gerilim	20 V	22 V	24 V	

## 4.7. Çekme Deneyi

D25M6 mikro alaşımlı dual-fazlı çelik malzemeler Şekil 4.7'de belirtildiği gibi numuneler hazırlanarak çekme deneyine tabii tutulmuştur. Bizim çekem deneyinde kullandığımız DARTEC M100/RF2+600 kN kapasiteli üniversal yani çekmenin yanında basma, üç nokta eğme deneylerinin de yapıldığı çekme ünitesi ve uzama ölçüm ünitesinin bilgisayar kontrollü olduğu bir çekme deney cihazıdır. Cihazın çalışma prensibi birim zamanda cihazın çeneleri arasındaki mesafenin değişimi sabit olarak artar (veya azalır) ve malzemeye statığe çok yakın bir yük uygular.

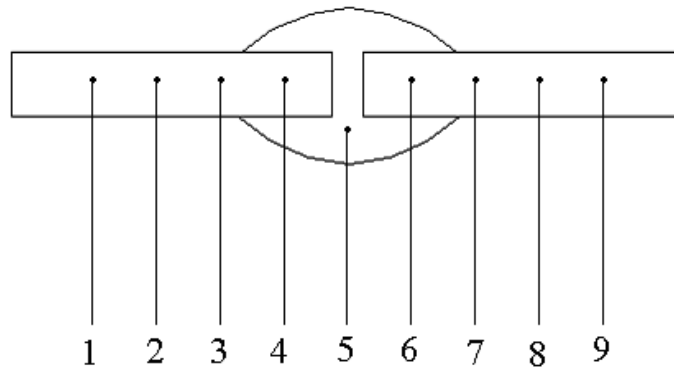




Şekil 4.7. DARTEC M100/RF2+600 kN kapasiteli çekme cihazı

#### 4.8. Sertlik Deneyi

D25M6 mikro alaşımlı dual-fazlı çelikler esas malzeme ve farklı kaynak uygulamaları ile kaynak yapılmış malzemelere Şekil 4.9’da gösterildiği gibi Rockwell sertlik ölçüm çalışmaları yapılmıştır. Bu uygulama da dijital kontrol ünitesi ile düşük karbonlu çelikler, bakır alaşımları, su verme ve menevişleme işlemine uğramış parçalar gibi 230 mm kalınlığına kadar hassas sertlik ölçümleri yapabilen Şekil 4.10’da belirtilen MATSUZAWA DXT-3 Rockwell sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır.



Şekil 4.8. Numune üzerinden sertliği alınan bölgeler

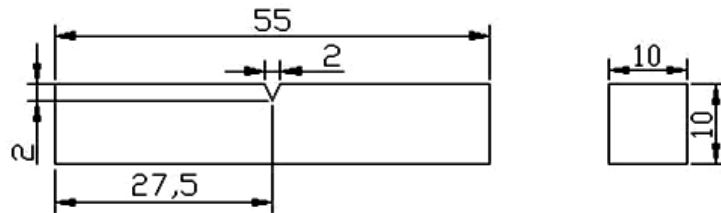


Şekil 4.9. MATSUZAWA DXT-3 Rockwell sertlik ölçüm cihazı

#### 4.9. Çentik Darbe Deneyi

D25M6 mikro alaşımlı dual-fazlı çelik numunelerin dinamik bir zorlanma altında kırılması için gereken enerji miktarının bulunması için çentik darbe deneyleri yapılmıştır. Charp darbe deneyi, yatay ve basit kiriş halinde iki mesnede yaslanan numunenin çentikli tabanına bir sarkacın ucundaki çekiçle darbe yapılması ve çentik tabanın da meydana gelen çok eksenli gerilmeler etkisiyle numunenin kırılması için harcanan enerjiyi tahin işlemidir.

Bu deneysel çalışmada D25M6 kodlu mikro alaşımlı dual-fazlı çelik malzemelerinin farklı iklim şartlarında çalışacağı göz önüne alınarak sıcak ve soğuk hava şartlarına karşılık malzemenin farklı ısılardaki kırılma dayanımı tespit etmek amacıyla,  $-30^{\circ}\text{C}$  ile  $+30^{\circ}\text{C}$  ısılar arasında  $10^{\circ}$  ar derecelik aralıklarla çentik darbe deneyleri yapılmıştır. Bu deneyler için esas ve kaynaklı malzemelerden DIN 50115 standartlarına uygun olarak ISO-V çentik darbe numuneler hazırlanmış ve  $-30$ ,  $-20$ ,  $-10$ ,  $0$ ,  $+10$ ,  $+20$ ,  $+30$  derecelik ısılarda çentik darbe deneylerine tabii tutulmuştur.



Şekil 4.10 . DIN 50115 e göre ve ISO-V çentik darbe numunesi (kırılma alanı  $A=0,8 \text{ cm}^2$ )



Şekil 4.11. a) Çentik darbe cihazı



b) Numunenin cihaza bağlanması

Kaynaklı malzemelerin deney sonuçları esas metal, esas metal/ITAB, ITAB/kaynak bölgesi ve kaynak bölgesi olarak değerlendirilmiştir.

#### 4.10. Optik Mikroskopi

Bu çalışmada farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilmiş D25M6 mikro alaşımlı dual-fazlı çelik malzemelerin metalografik inceleme sonucunda mikroyapıları incelenmiştir. Numuneler sırasıyla 120, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 numaralı zımparalarda zımparalandıktan sonra numuneler % 2 nital çözeltisi ile dağlanmıştır.



Şekil 4.12. Mikroyapı tespitlerinde kullanılan optik mikroskopi (Olympus PME 3)

#### 4.11. Tarama Elektron Mikroskopi İncelemeleri ve EDS Analizleri

MAG-1, MAG-2 ve elektrik ark kaynak yöntemleri ile birleştirilen numuneler Şekil 4.14’de belirtilen JEOL JSM-6390 LA marka SEM cihazı kullanılarak D25M6 mikro alaşımlı dual-fazlı çelik numunelerde esas malzeme ve kaynaklı numunelerin SEM görüntüleri incelenmiştir. Mikro yapı incelemelerinde görülen boşluklar ve görüntülerde dikkat çeken partiküllerden EDS analizleri alınmıştır.



Şekil 4.13. X ışınları çekiminde ve EDS analizinde kullanılan JEOL marka SEM cihazı

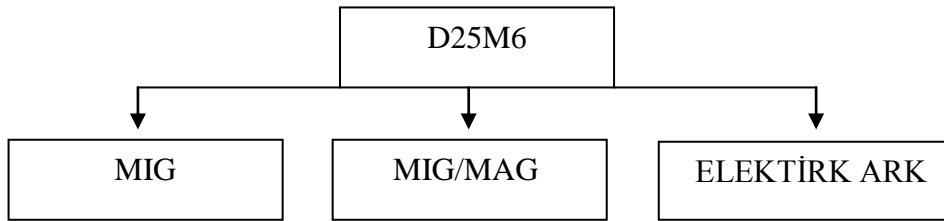
#### 4.12. Martenzit Hacim Oran Hesabı

Mikro alaşımlı D25M6 dual-fazlı çelik malzemelerin mikroyapılarının mukavemet üzerine etkisini tespit etmek amacıyla martenzit hacim oran hesaplaması yapılmıştır. Hesaplamalar Esas metal, MAG-1, MAG-2 ve Elektrik Ark kaynaklı numuneler NIKON SMZ 800 adlı martenzit hacim oranı hesabı yapabilen bir program ile verilere ulaşılmıştır.

## BÖLÜM 5. DENEYSEL SONUÇLAR

### 5.1. Genel

Bu tez çalışmasında D25M6 olarak kodlanan mikro alaşımlı dual-fazlı çelik malzemeler, 16x16x300 mm boyutlarında kesilmişler ve aşağıda Şekil 5.1’de gösterildiği gibi MIG (Metal Inert Gaz), MAG (Metal Aktif Gaz) ve Elektrik Ark Kaynak yöntemleri ile Tablo 5.1’de verilen parametrelere uygun olarak birleştirilmiştir. Tablo 5.1’de verilen kombinasyonlarda mekanik deneylere (çekme, çentik darbe, sertlik) tabii tutulmuş, mikro, makro ve Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) görüntüleri incelenmiştir.



Şekil 5.1. Tez çalışmaları sırasında uygulanan yöntemler

Tablo 5.1. MIG,MAG ve Elektrik Ark Kaynak Parametreleri

No	Amper	Volt
1	130	20
2	150	22
3	170	24

### 5.2. Kullanılan Karışım Gazları

Deneylerde koruyucu gaz olarak karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin kaynağına uygun olabileceği saptanan ve daha önce yapılmış olan araştırmaların sonuçlarına göre Argon ( Ar ) ve Argon + CO<sub>2</sub> gaz karışımları kullanılmıştır. Tablo 5.2’de kullanılan karışım gazlarının oranları verilmiştir.

Tablo 5.2. Deneyselerde kullanılan karışım gazlarının oranları

Karışımın adı	Karışım oranı (%)	
	Ar	CO <sub>2</sub>
<b>1.Grup</b>	100	-
<b>2.Grup</b>	85	15
<b>3.Grup</b>	75	25

Bu deneysel çalışmada MIG kaynağı için % 100 Ar (1.Grup), MAG-1 de % 15 CO<sub>2</sub> + % 85 Ar ve MAG-2 de ise % 25 CO<sub>2</sub>+ % 75 Ar (3.Grup) gazları kullanılmıştır.

### 5.3. Çekme Deneyi Sonuçları

Çekme deneyleri farklı kaynak yöntemlerinde ve farklı parametrelerde standartlara uygun numunelerden 4'er tane hazırlanıp çekme hata grafikleri verilerek ve tablolarda ortalama değerleri alınarak gösterilmiştir. Kaynaklı birleştirme işlemleri, önce sabit 150 Amper ve 22 Volt değerlerinde MIG (% 100 Ar) , MAG-1 (% 15 CO<sub>2</sub> + % 85 Ar) ve MAG-2 (% 25 CO<sub>2</sub> + % 75 Ar)'de SG 3, ER100 SG kaynak telleri ile ve elektrik ark kaynağında ise bazik elektrot (Fox EV 85) ile Tablo 5.3'te gösterildiği gibi yapılmıştır. Gaz-altı kaynak yöntemlerinde kullanılan SG 3 teli yerli bir tel, ER100 SG ise ithal edilen bir teldir. Bu tez çalışmasında her iki telin de mekanik değerlere etkisi incelenmiştir. Burada, ithal tel yerine yerli telin kullanılıp kullanılmayacağı da araştırılmıştır.

Tablo 5.3. Uygulanan farklı yöntemlerde kullanılan kaynak teli, elektrotu ve koruyucu gazlar

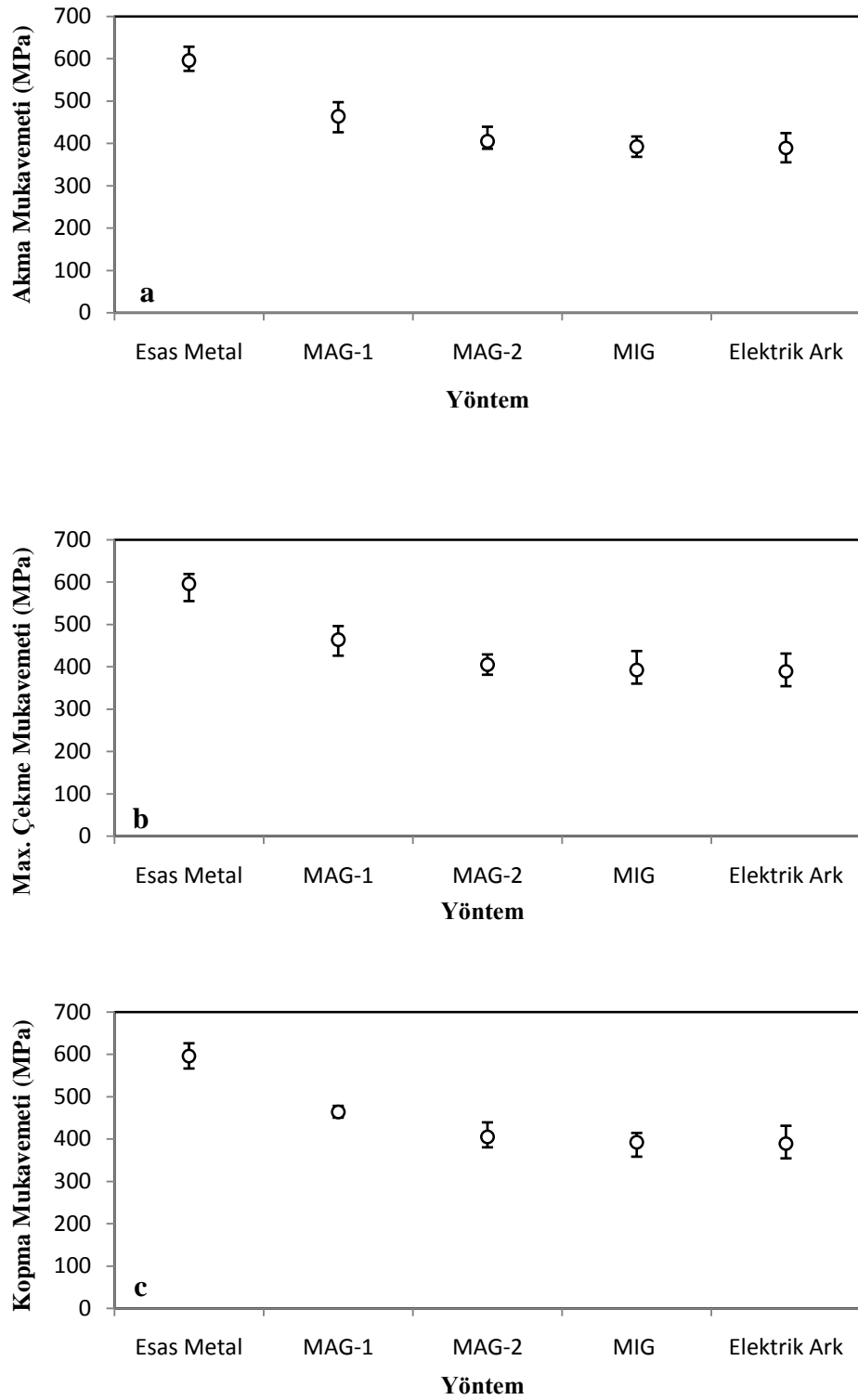
Yöntem	MIG	MAG-1	MAG-2	Elektrik Ark
Kaynak Teli ve Elektrotu	SG 3	SG 3	SG 3	Fox EV 85
	ER100 SG	ER100 SG	ER100 SG	
Koruyucu Gaz (%)	100 Ar	15 CO <sub>2</sub> +85 Ar	25 CO <sub>2</sub> +75 Ar	---

Aşağıda Tablo 5.4'te uygulanan çekme kuvvetleri sonucunda elde edilen Akma gerilmesi, Maksimum çekme gerilmesi ve Kopma gerilmesi değerleri verilmiştir.

Tablo 5.4. Uygulanan kaynak yöntemlerinde SG 3 kaynak teli ile 150 A ve 22 V sabit kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin mukavemet sonuçları

Özellik	Esas Metal	MAG-1	MAG-2	MIG
<b>Akma Gerilmesi</b> ( $\sigma_{akma}$ ), MPa	708	600	570	530
<b>Maksimum Çekme Gerilmesi</b> ( $\sigma_{UTS}$ ), MPa	790	674	651	601
<b>Kopma Gerilmesi</b> ( $\sigma_{kopma}$ ), MPa	596	551	455	397

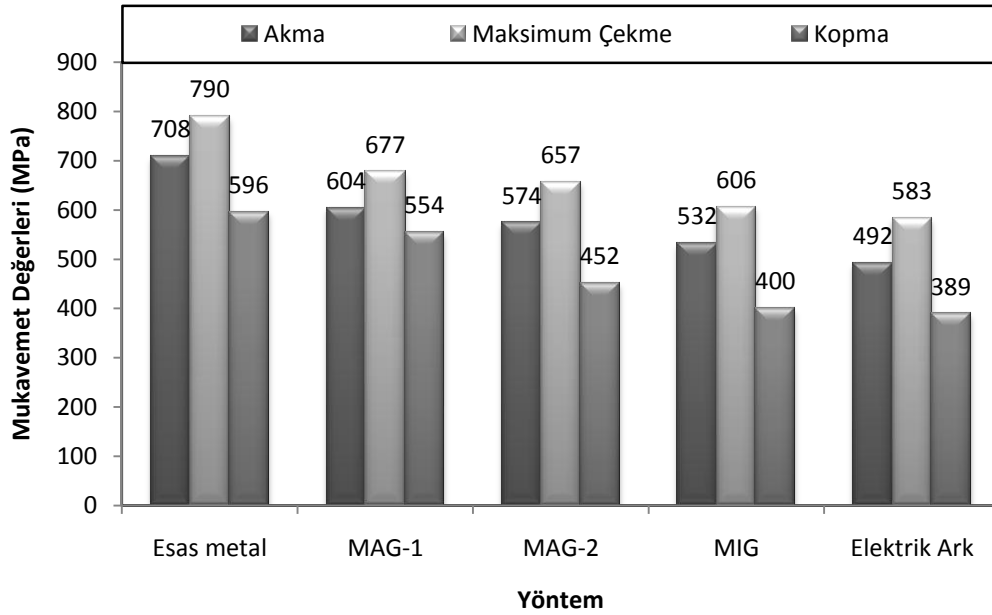
Aşağıda Şekil 5.2-4'te numunelere uygulanan çekme testlerinin sonuçları görülmektedir. Deneyler 4 defa tekrar edildiği için grafiklerde standart sapmaları gösteren hata barları da verilmiştir.



Şekil 5.2. Farklı yöntemlerle elde edilen a) Akma mukavemeti, b) Çekme mukavemeti, c)Kopma mukavemetlerinin hata çubuklarında gösterimi



SG 3 kaynak teli ile yapılan birleştirmelere ait çekme deneyi sonuçları **toplu** halde Şekil 5.3'te verilmektedir.

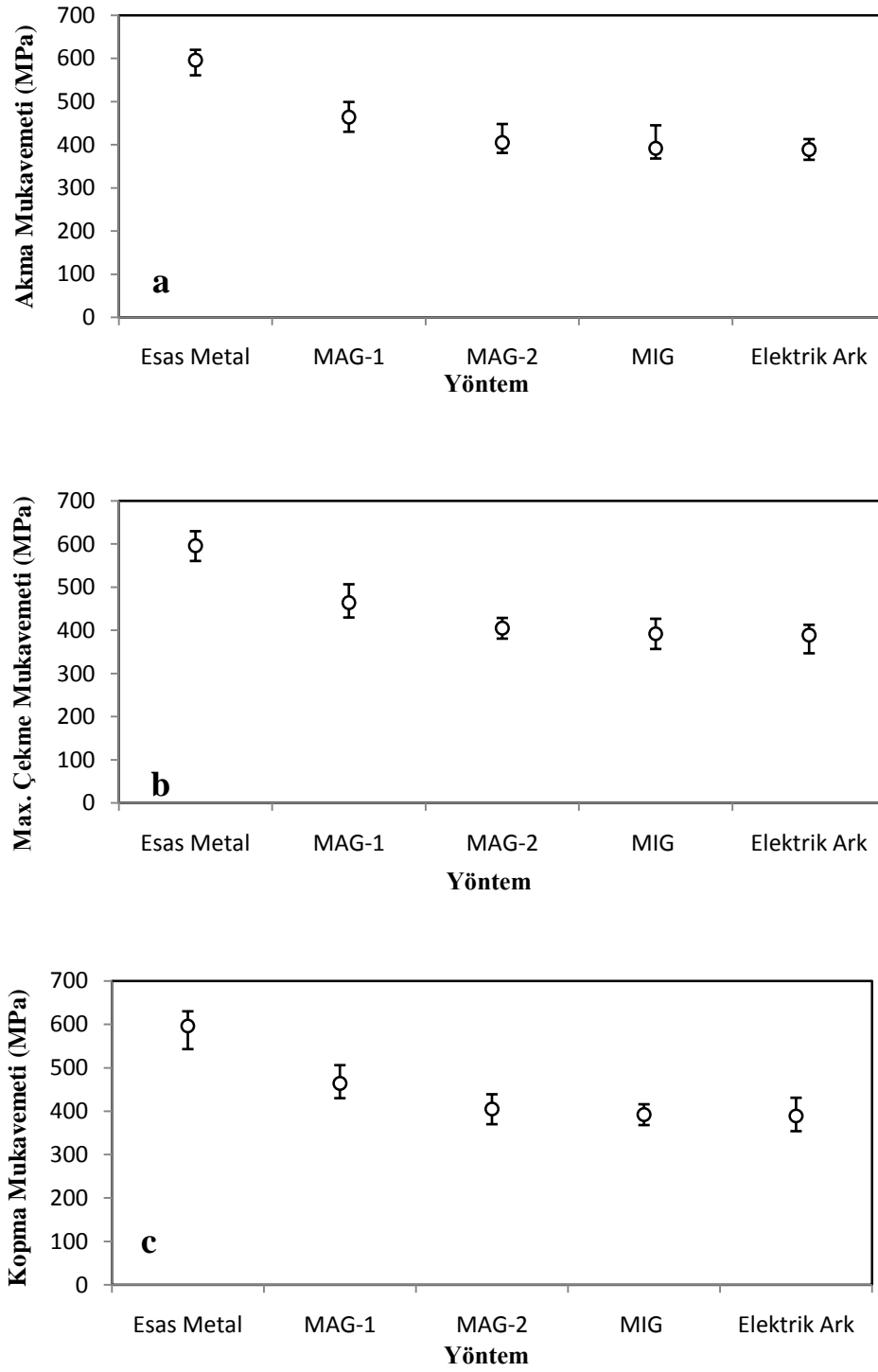


Şekil 5.3. SG 3 teli ile 150 A, 22 V sabit kaynak parametresinde bulunan mukavemet değerleri

ER100 SG, dual-fazlı mikroalaşımli çeliklerin kaynaklı birleştirilmesinde kullanılan bir tel olup yurtdışından ithal edilmektedir. Yerli üretimi yapılabilen SG 3'ün, ER100 SG yerine devamlı kullanılabilirliği araştırılmıştır. Bu amaçla aynı çekme değeri sonuçları 150 A kaynak akım şiddeti ve 22 Volt kaynak geriliminin sabit alındığı kaynak işleminde tekrar hesaplanmış, sonuçlar Tablo 5.5 ve Şekil 5.4'de verilmiştir.

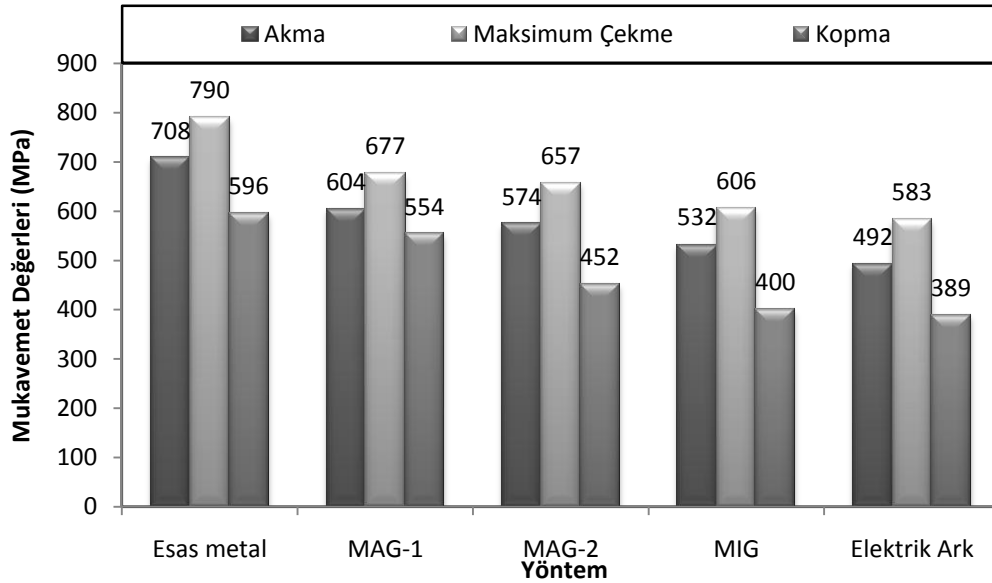
Tablo 5.5. Uygulanan kaynak yöntemlerinde ER100 SG kaynak teli ile 150 A ve 22 V sabit kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin mukavemet değerleri

Özellik	Esas Metal	MAG-1	MAG-2	MIG
<b>Akma Gerilmesi</b> ( $\sigma_{akma}$ ), MPa	708	604	574	532
<b>Maksimum Çekme Gerilmesi</b> ( $\sigma_{UTS}$ ), MPa	790	677	657	606
<b>Kopma Gerilmesi</b> ( $\sigma_{kopma}$ ), MPa	596	554	452	400



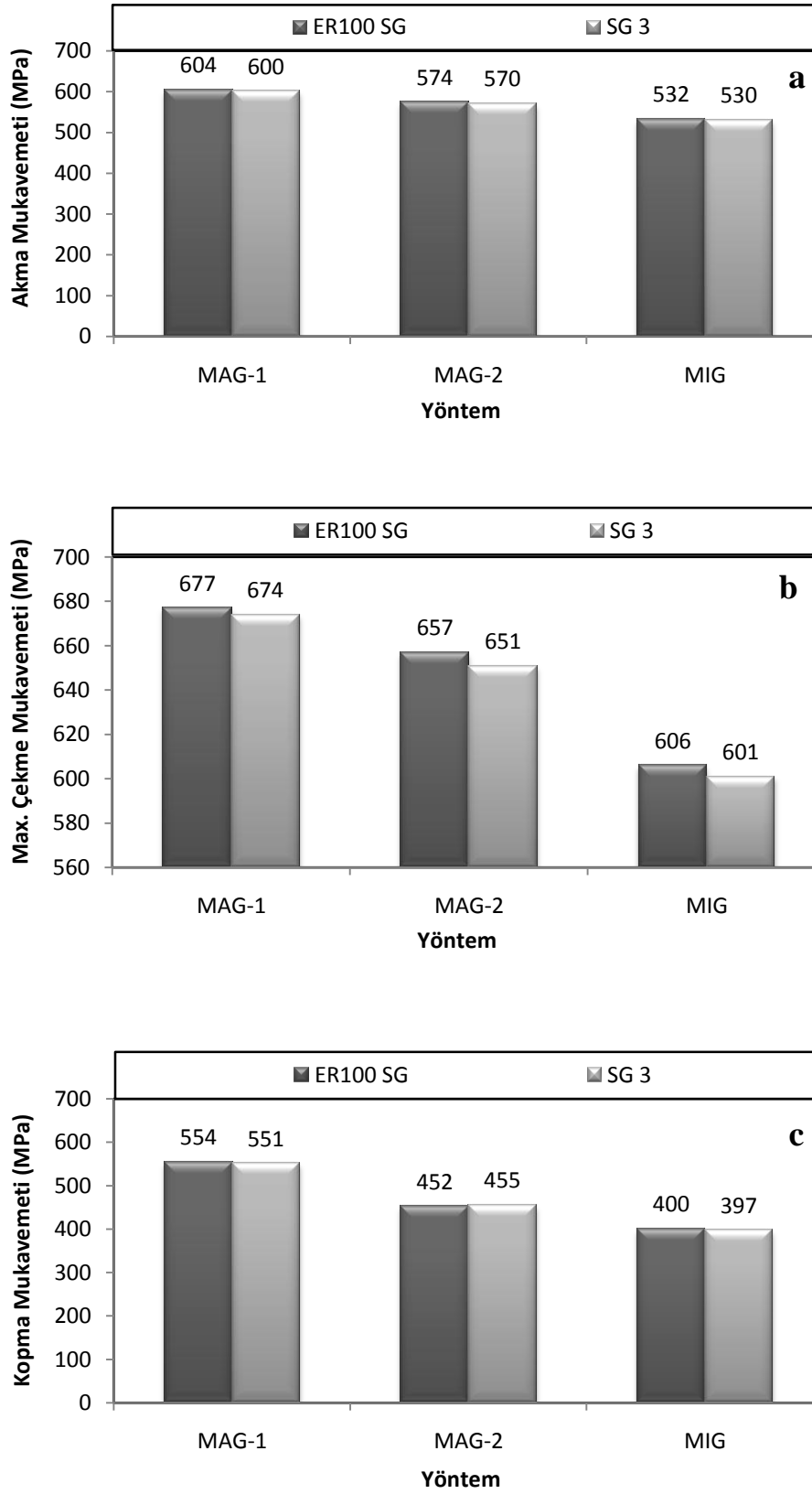
Şekil 5.4. ER100 SG teli ile farklı kaynak yöntemleriyle elde edilen a) Akma mukavemeti, b) Çekme mukavemeti, c)Kopma mukavemetlerinin hata çubuklarında gösterimi

Mikro alaşımlı D25M6 dual-fazlı çelik numuneler; 150 A, 22 V da SG 3 ve ER100 SG kaynak telleri ile farklı kaynak yöntemleri uygulanarak birleştirilen malzemelerden elde edilen gerilme değerlerinden de anlaşılacağı gibi esas metalin mukavemet değerleri en yüksektir. Esas metalin Akma gerilmesi 708 MPa, Maksimum Çekme Gerilmesi 790 MPa ve Kopma gerilmesi değerleri de 596 MPa olarak hesaplanmıştır. Bununla beraber, gaz altı kaynağında MIG kaynağı ile %100 Argon gazı kullanılarak birleştirilen numunelerin gerilme değerleri en küçüktür. Aynı kaynak parametrelerinde elektrik ark kaynağı ile Fox EV 85 kodlu elektrot kullanılarak yapılan birleştirmede ise gaz altı kaynağı ile birleştirilen numunelerle karşılaştırıldığında daha düşük mukavemet değerleri elde edildiği görülmektedir. ER100 SG teli ile elde edilen sonuçlar **toplu** halde Şekil 5.5’de verilmiş ve kaynak yöntemleri arasında bir kıyaslama yapma olanağı sunmuştur.



Şekil 5.5. 150 A, 22 V sabit parametrelerinde ER100 SG kaynak teli kullanılarak elde edilen gerilme değerlerinin toplu gösterimi

Her iki telin ( ER100 SG ve SG 3 ) kendi aralarında kıyaslaması ise aşağıda Şekil 5.6’da bar grafikleri ile yapılmıştır. İthal telin mukavemet değerleri, yerli telin değerlerinden ortalama 3-4 MPa daha yüksektir.



Şekil 5.6. Her iki teldeki a) Akma mukavemeti, b) Çekme mukavemeti, c)Kopma mukavemeti değerleri

### 5.3.1. Akma mukavemeti sonuçları

Mikro alaşımlı D25M6 dual-fazlı çelik malzemelere uygun kaynak parametresinin belirlenmesi için kaynak akım şiddeti ve kaynak gerilimi değerlerinde artı ve eksi değerlerde yeniden kaynak işlemi ve peşinden çekme deneyleri yapılarak mukavemet sonuçları alınmıştır. 130 Amper ve 20 Volt ile 170 Amper ve 24 Volt kaynak parametreleri seçilmiştir. Çıkan sonuçlardan da görüldüğü gibi kaynak akım şiddetinin artması malzemenin mukavemet değerlerinde azalmaya neden olmaktadır.

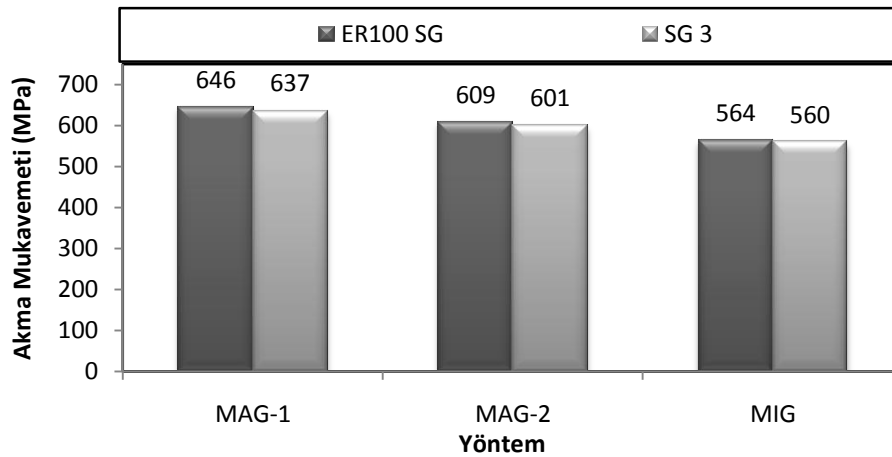
Tablo 5.6’da, farklı koruyucu gaz oranları ve gaz altı kaynak yöntemi ile birleştirilen 130 Amper ve 20 Voltta SG 3 ve ER100 SG kaynak telleri kullanılarak yapılan uygulamalardaki akma mukavemetleri toplu olarak gösterilmiştir.

Tablo 5.6. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 Volttaki akma mukavemet sonuçları

<b>Yöntem</b>	<b>SG 3</b>	<b>ER100 SG</b>	<b>Bazik Elektrot</b>
<b>MIG</b>	560	564	-
<b>MAG-1</b>	637	646	-
<b>MAG-2</b>	601	609	-
<b>Elektrik Ark</b>	-	-	545

Gaz altı kaynağında SG 3 kaynak teli ve elektrik ark kaynağında bazik elektrot kullanılarak birleştirilen numunelerin akma mukavemetleri, akım şiddeti 150 A ve 22 V da MAG-1’de 600 MPa, MAG-2’de 570 MPa, MIG’de 530 MPa ve Elektrik Ark kaynağında 492 MPa olarak gözlemlenirken, akım şiddeti 130 A ve 20 V’a indirildiğinde akma mukavemetlerinde MAG-1’de 637 MPa, MAG-2’de 601 MPa, MIG’de 560 MPa ve Elektrik Ark kaynağında 545 MPa olarak artma gözlemlenmiştir. ER100 SG teli ile yapılan hesaplamalarda ise MAG-1’de 646 MPa, MAG-2’de 609 MPa, MIG’de 564 MPa mukavemet değerleri elde edilmiştir.

Gaz altı kaynağı ile birleştirilen numunelerde Şekil 5.7’ de gösterildiği gibi % 15 CO<sub>2</sub> + % 85 Ar gazı kullanılarak birleştirilen MAG-1 kaynağında en yüksek akma mukavemeti görülmüştür. İthal tel ER100 SG ile 646 MPa ve SG 3 ile 637 MPa Akma Gerilmeleri elde edilmiştir. %100 Ar gazı kullanılarak yapılan MIG kaynağında ise en düşük akma mukavemeti görülmüştür. ER100 SG ve SG 3 için bu değerler sırasıyla 564 ve 560 MPa’dır. Burada da 150 A, 22V parametresinde olduğu gibi ithal telin ortalama 4-6 MPa daha dayanımlı olduğu görülmektedir.



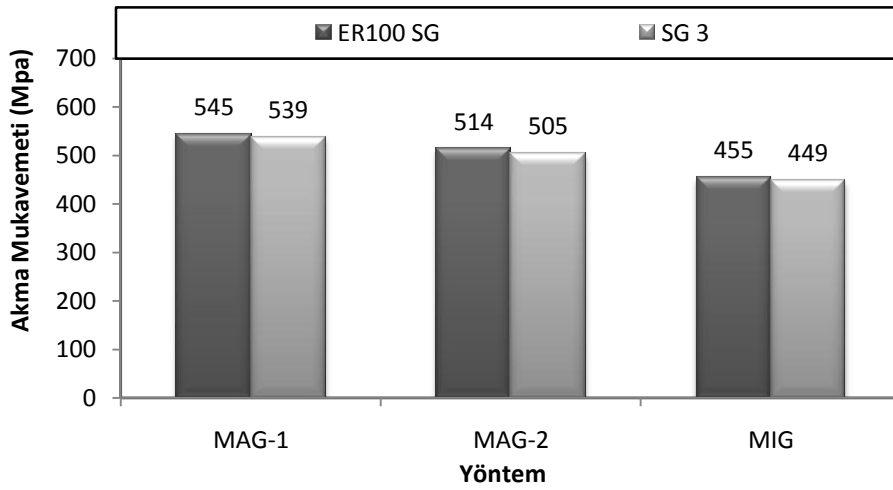
Şekil 5.7. ER100 SG ve SG 3 ile 130 Amper, 20 Voltta elde edilen akma mukavemetleri

Bu çalışmada en yüksek kaynak akım şiddeti olarak 170 Amper ve kaynak gerilimi olarak da 24 Volt değerlerine çıkmıştır. Gaz-altı kaynak yöntemleri ve Elektrik Ark kaynağı yöntemi uygulanarak birleştirilen numunelerin çekme deneyi sonucu bulunan “akma mukavemeti” değerleri Tablo 5.7’de verilmiştir.

Tablo 5.7. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki akma mukavemeti sonuçları

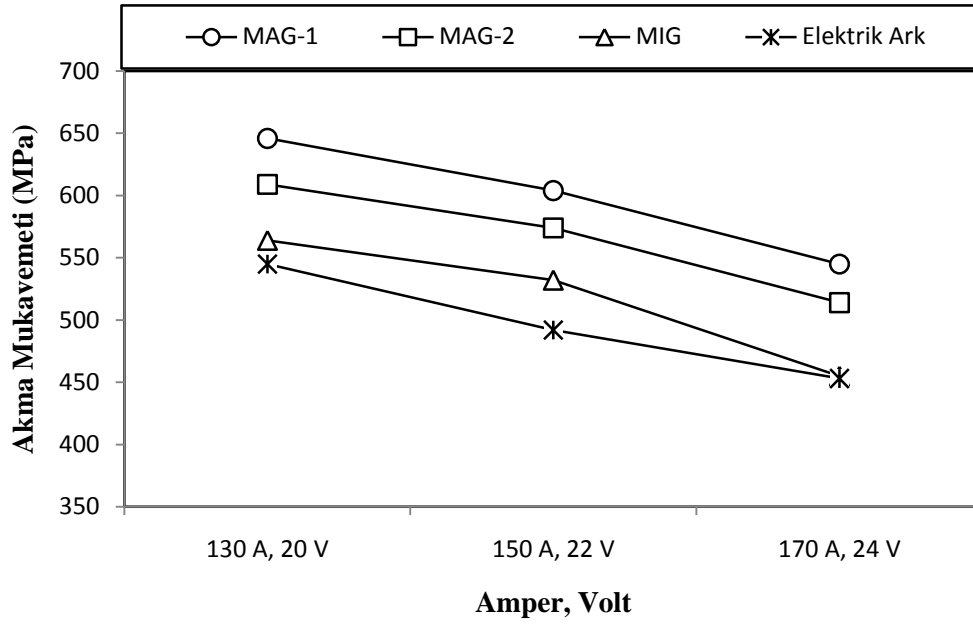
Yöntem	SG 3	ER100 SG	Bazık Elektrot
MIG	449	455	-
MAG-1	539	545	-
MAG-2	505	514	-
Elektrik Ark	-	-	453

Gaz altı kaynağı ile birleştirilen numunelerde Şekil 5.8’ te gösterildiği gibi % 15 CO<sub>2</sub> + % 85 Ar gazı kullanılarak birleştirilen MAG-1 kaynağında en yüksek akma mukavemeti görülmüştür. İthal tel ER100 SG ile 545 MPa ve SG 3 ile 539 MPa Akma Gerilmeleri elde edilmiştir. %100 Ar gazı kullanılarak yapılan MIG kaynağında ise en düşük akma mukavemeti görülmüştür. ER100 SG ve SG 3 için bu değerler sırasıyla 455 ve 449 MPa’dır. Burada da 130 A, 20 V ve 150 A, 22 V parametrelerinde olduğu gibi ithal telin ortalama 6-10 MPa daha dayanımlı olduğu görülmektedir.

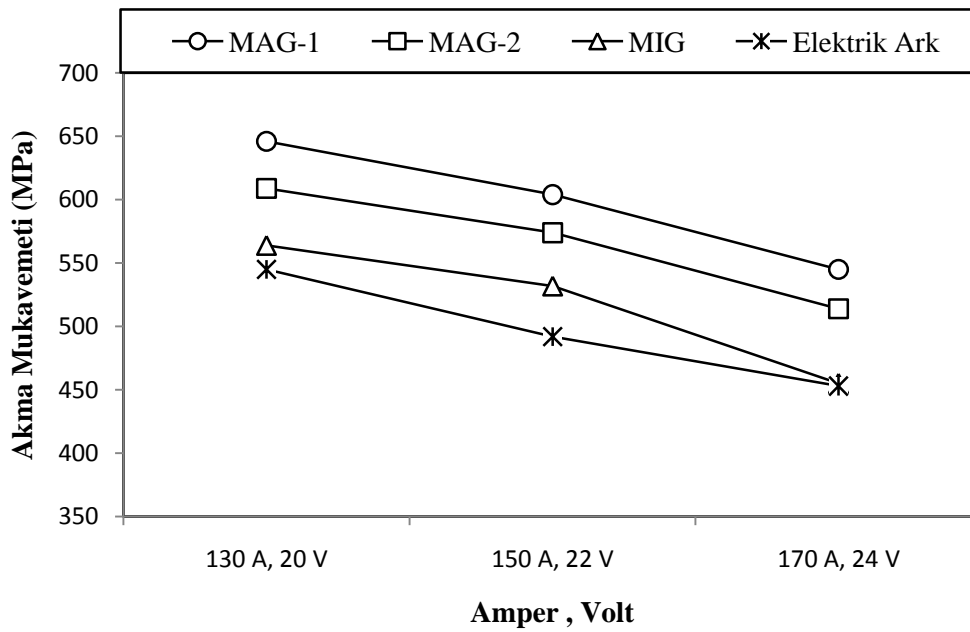


Şekil 5.8. ER100 SG ve SG 3 ile 170 Amper, 24 Voltta elde edilen akma mukavemetleri

Sonuç olarak ER100 SG, SG 3 kaynak telleri ve bazik elektrot ile 130, 150, 170 Amper kaynak akım şiddetleriyle 20, 22 ve 24 Volt kaynak gerilimlerinde yapılan birleştirmelerden çıkarılan çekme numuneleri ile yapılan çekme testleri bulguları toplu olarak aşağıda sunulmuştur. En yüksek mukavemet değerleri elde etmek için MAG-1 olarak isimlendirilen gaz kompozisyonu ve ER100 SG teli kullanmak ideal çözüm olarak gözükmektedir. Amper-Volt değerleri yükseldikçe Mukavemet değerlerinde düşüş olmaktadır. Şekil 5.9’te ER100 SG ile yapılan kaynakların, Şekil 5.10’te ise SG 3 teli ile yapılan kaynakların “akma mukavemeti” değerleri toplu olarak görülmektedir.



Şekil 5.9. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin akma mukavemet değerleri



Şekil 5.10. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin akma mukavemet değerleri



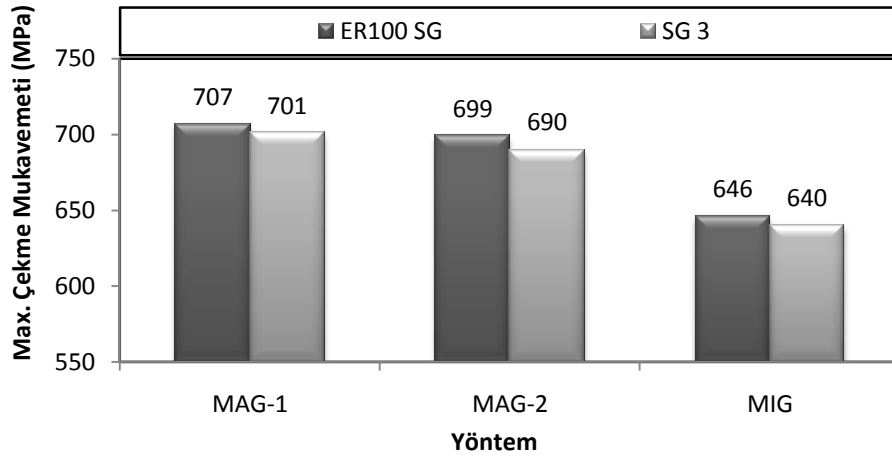
### 5.3.2. Maksimum çekme mukavemeti sonuçları

Tablo 5.8’de, farklı koruyucu gaz oranlarında gaz altı kaynak yöntemi ile birleştirilen 130 Amper ve 20 Volttaki SG 3 ve ER100 SG kaynak telleri kullanılarak yapılan uygulamalardaki maksimum çekme mukavemetleri ( $\sigma_{UTS}$ ), toplu olarak gösterilmiştir.

Tablo 5.8. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 Volttaki maksimum çekme mukavemeti sonuçları

Yöntem	SG 3	ER100 SG	Bazık Elektrot
MIG	640	646	-
MAG-1	701	707	-
MAG-2	690	699	-
Elektrik Ark	-	-	613

Gaz altı kaynağında SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilen numunelerin maksimum çekme mukavemetleri; akım şiddeti 150 Amper ve gerilim 22 Volttaki MAG-1 de 674 MPa, MAG-2 de 651 MPa ve MIG’de 601 MPa olarak bulunmuştur. Akım şiddeti 130 Amper ve gerilim 20 Volttaki indirildiğinde maksimum çekme mukavemetlerinde MAG-1 de 701 MPa, MAG-2 de 690 MPa ve MIG’de 640 MPa olarak artma gözlemlenmiştir. ER100 SG teli ile yapılan hesaplamalarda ise MAG-1’de 707 MPa, MAG-2’de 699 MPa, MIG’de 646 MPa mukavemet değerleri elde edilmiştir. Elektrik Ark kaynağı ile bazık kaynak elektrotu (Fox EV 85 ) kullanılarak 150 Amper ve 22 Volttaki yapılan birleştirmede maksimum çekme mukavemeti 583 MPa olarak tespit edilirken, akım şiddetinin 130 Amper ve 20 Volttaki düşürüldüğünde 613 MPa değerine bir artma gözlemlenmiştir. SG 3 kaynak teli kullanılarak gaz altı kaynağı ile birleştirilen Şekil 5.11’de gösterildiği gibi % 15 CO<sub>2</sub> + % 85 Ar gazı kullanılan parçaların MAG-1 kaynağında en yüksek maksimum çekme mukavemet değerlerine ulaşırken, %100 Ar gazı kullanılarak yapılan MIG kaynağında ise en düşük  $\sigma_{UTS}$  görülmüştür.



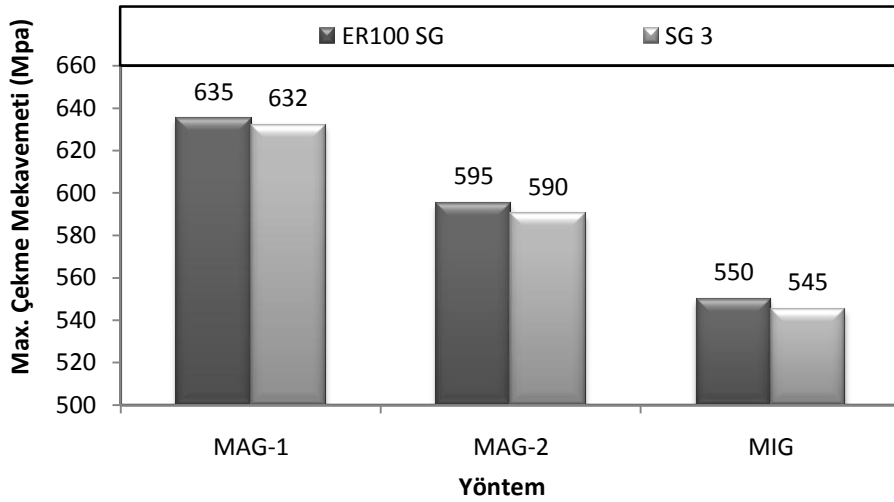
Şekil 5.11. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen maksimum çekme mukavemetleri

Bu çalışmada seçilen en yüksek kaynak akım şiddeti 170 Amper ve 24 Volt kaynak gerilimi için Gaz-altı kaynak yöntemleri ve Elektrik Ark kaynağı yöntemi uygulanarak birleştirilen numunelerin çekme deneyi sonucu hesaplanan “maksimum çekme mukavemeti” değerleri Tablo 5.9’da verilmiştir.

Tablo 5.9. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki maksimum çekme mukavemeti sonuçları

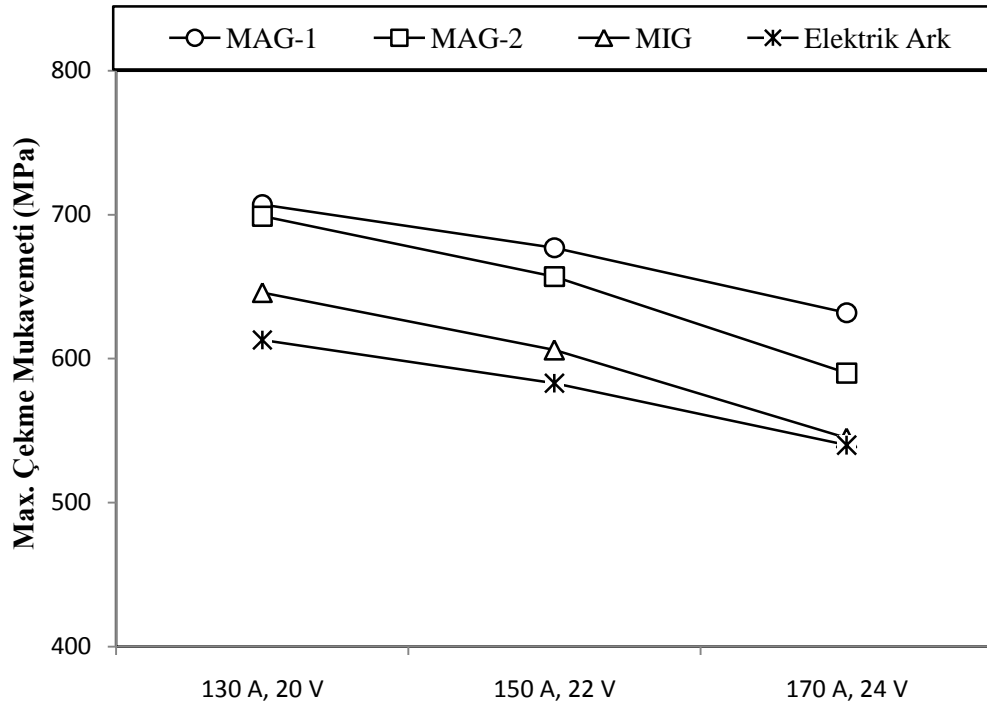
Yöntem	SG 3	ER100 SG	Bazık Elektrot
MIG	545	550	-
MAG-1	632	635	-
MAG-2	590	595	-
Elektrik Ark	-	-	540

Gaz altı kaynağı ile birleştirilen numunelerde Şekil 5.12’ de gösterildiği gibi % 15 CO<sub>2</sub> + % 85 Ar gazı kullanılarak birleştirilen MAG-1 kaynağında en yüksek akma mukavemeti görülmüştür. İthal tel ER100 SG ile 635 MPa ve SG 3 ile 632 MPa Akma Gerilmeleri elde edilmiştir. %100 Ar gazı kullanılarak yapılan MIG kaynağında ise en düşük akma mukavemeti görülmüştür. ER100 SG ve SG 3 için bu değerler sırasıyla 550 ve 545 MPa’dır. Burada da 130 Amper, 20 Volt ve 150 Amper, 22 Volt parametrelerinde olduğu gibi ithal telin ortalama 3-5 MPa daha dayanımlı olduğu görülmektedir.

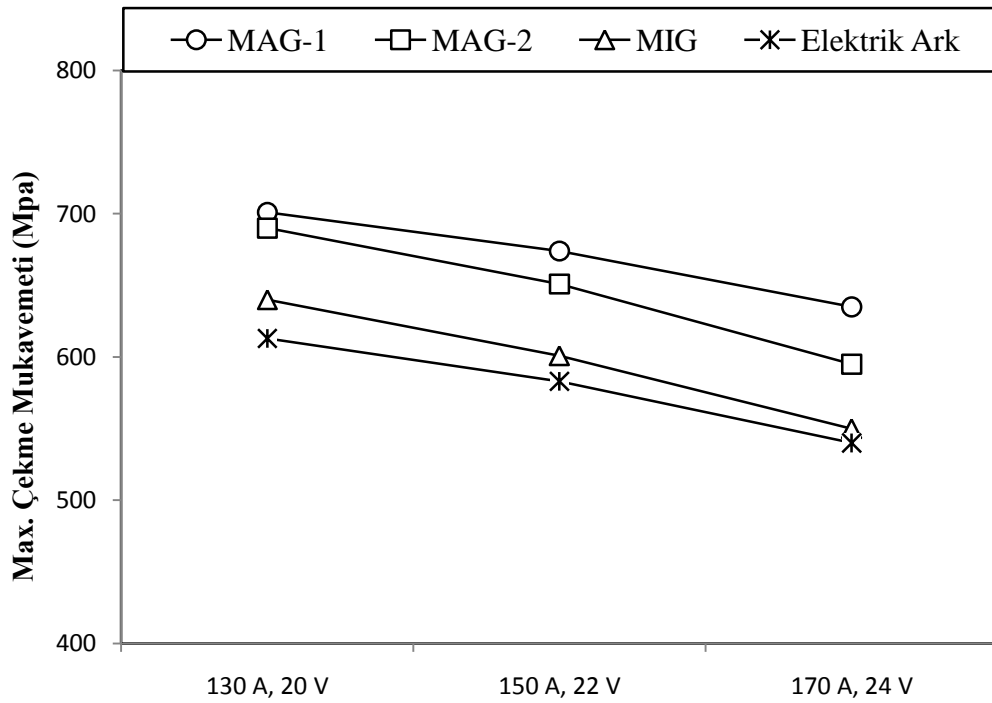


Şekil 5.12. ER100 SG ve SG 3 ile 170 A, 24 Voltta elde edilen maksimum çekme mukavemetleri

Sonuç olarak ER100 SG, SG 3 kaynak telleri ve bazik elektrot (Fox EV 85 ) ile 130, 150, 170 Amper kaynak akım şiddetleriyle 20, 22 ve 24 Volt kaynak gerilimlerinde yapılan birleştirmelerden çıkarılan çekme numuneleri ile yapılan çekme testleri bulguları toplu olarak aşağıda sunulmuştur. En yüksek mukavemet değerleri elde etmek için MAG-1 olarak isimlendirilen gaz kompozisyonu ve ER100 SG teli kullanmak ideal çözüm olarak görülmektedir. Amper-Volt değerleri yükseldikçe Mukavemet değerlerinde düşüş olmaktadır. Şekil 5.13’de ER100 SG ile yapılan kaynakların, Şekil 5.14’da ise SG 3 teli ile yapılan kaynakların “maksimum çekme mukavemeti,  $\sigma_{UTS}$ ” değerleri toplu olarak görülmektedir.



Şekil 5.13. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin  $\sigma_{UTS}$  değerleri



Şekil 5.14. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin  $\sigma_{UTS}$  değerleri

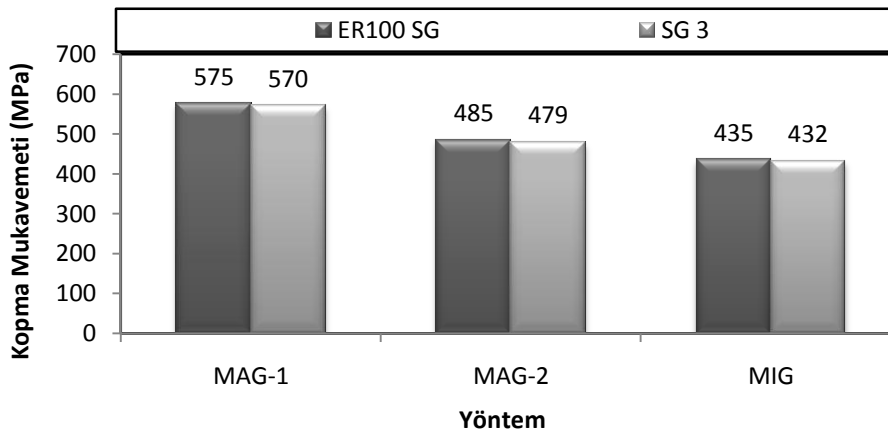
### 5.3.3. Kopma mukavemet sonuçları

Farklı koruyucu gaz oranlarında gaz altı kaynağı ve Elektrik Ark kaynağı ile birleştirilen 130 Amper, 20 Voltta ER100 SG ve SG 3 kaynak telleri kullanılarak yapılan uygulamalardaki kopma mukavemetleri Tablo 5.9’da verilmektedir.

Tablo 5.10. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 Volttaki kopma mukavemeti sonuçları

Yöntem	SG 3	ER100 SG	Bazık Elektrot
MIG	432	435	-
MAG-1	570	575	-
MAG-2	479	485	-
Elektrik Ark	-	-	422

Gaz altı kaynağında SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilen numunelerin kopma mukavemetleri akım şiddeti 150 Amper ve 22 Voltta MAG-1 de 551 MPa, MAG-2 de 455 MPa, MIG’de 397 MPa olarak bulunmuştur. Akım şiddeti 130 Amper ve 20 Voltta indirildiğinde kopma mukavemetlerinde artış meydana gelmekte ve MAG-1’de 570 MPa, MAG-2’de 479 MPa ve son olarak MIG’de 432 MPa olarak hesaplanmıştır. 130 Amper, 20 Voltta ER100 SG teli yapılan kaynaklı numunelerin kopma mukavemeti değerleri MAG-1’de 575 MPa değeriyle en yüksektir. En düşük kopma gerilmeleri MIG ve bazık elektrot (Fox EV 85) ile yapılan Elektrik Ark kaynağında sırasıyla 432 ve 422 MPa olarak bulunmuştur. Şekil 5.15’de kopma mukavemeti değerleri verilmektedir.



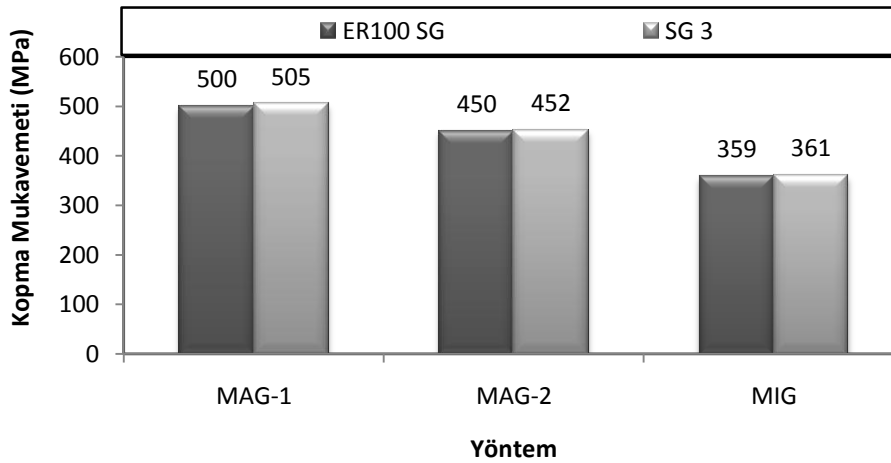
Şekil 5.15. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen kopma mukavemetleri

Akım şiddeti değerlerinin 170 Amper ve 24 Voltta olarak artırılması sonucunda elde edilen kopma mukavemet değerleri Tablo 5.10’da gösterilmiştir.

Tablo 5.11. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki kopma mukavemeti sonuçları

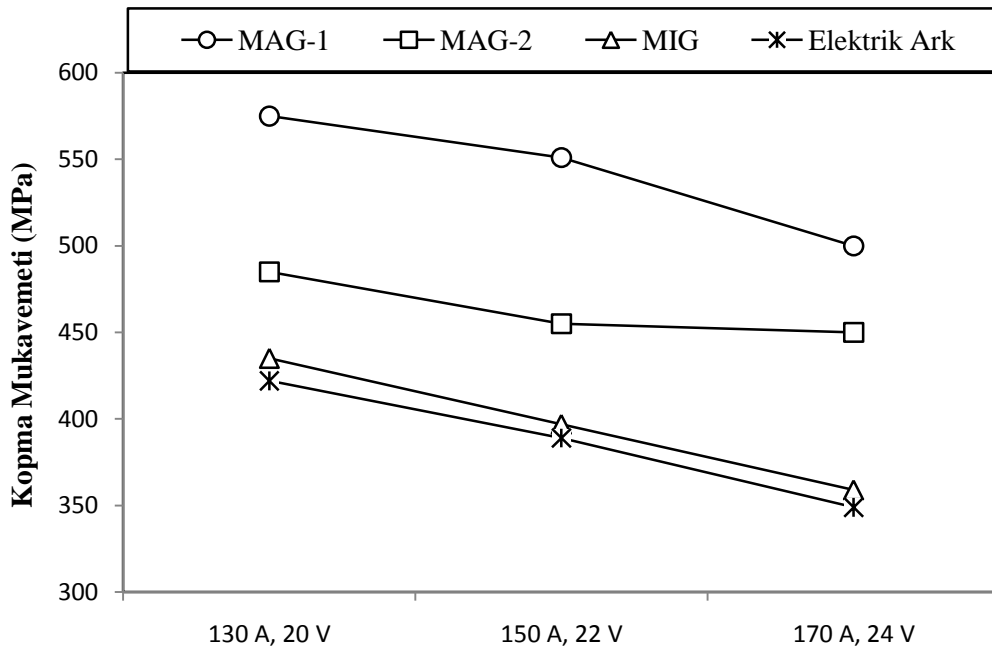
Yöntem	SG 3	ER100 SG	Bazık Elektrot
MIG	361	359	-
MAG-1	505	500	-
MAG-2	452	450	-
Elektrik Ark	-	-	349

SG 3 kaynak teli kullanılarak yapılan gaz altı kaynağında 170 Amper, 24 Voltta; MAG-1’de 505 MPa, MAG-2’de 452 MPa ve MIG’de de 361 MPa olarak tespit edilmiştir. Burada yine akım şiddetinin artması kopma mukavemetinde azalmaya neden olmuştur. Değerler Şekil 5.16’de gösterilmektedir.

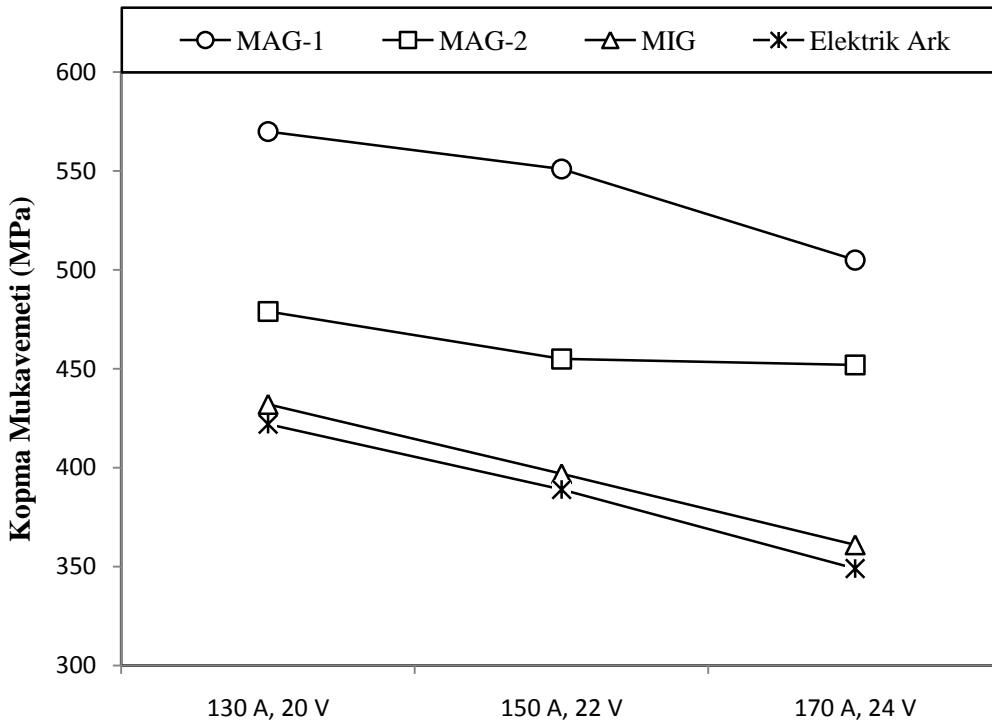


Şekil 5.16. ER100 SG ve SG 3 ile 170 A, 24 Voltta elde edilen kopma mukavemetleri.

Sonuç olarak ER100 SG, SG 3 ve kaynak telleri ve bazık elektrot (Fox EV 85) ile 130, 150, 170 Amper kaynak akım şiddetleriyle 20, 22 ve 24 Volt kaynak gerilimlerinde yapılan birleştirmelerden çıkarılan çekme numuneleri ile yapılan çekme testleri bulguları toplu olarak aşağıda sunulmuştur. En yüksek mukavemet değerleri elde etmek için MAG-1 olarak isimlendirilen gaz kompozisyonu ve ER100 SG teli kullanmak ideal çözüm olarak görülmektedir. Amper-Volt değerleri yükseldikçe Mukavemet değerlerinde düşüş olmaktadır. Şekil 5.17’de ER100 SG ile yapılan kaynakların, Şekil 5.18’te ise SG 3 teli ile yapılan kaynakların “kopma mukavemeti ” değerleri toplu olarak görülmektedir.



Şekil 5.17. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin kopma mukavemeti değerleri



Şekil 5.18. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin kopma mukavemeti değerleri

### 5.3.4. % Uzama Sonuçları

Mikro alaşımlı D25M6 kodlu dual-faz çeliğin farklı koruyucu gaz oranları ve farklı akım şiddeti, gerilimi oranlarında malzemelerin sabit kaynak akım şiddeti 150Amper ve 22 Voltta gerilim altındaki ER100 SG, SG 3 telleri ve bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılan numunelerin % uzama sonuçları Tablo 5.11’de belirtildiği gibidir. Esas metalin % uzama değeri en yüksek çıkarken, Elektirk Ark kaynaklı numunelerin % uzama değerleri en düşük çıkmaktadır. % Uzama değerleri, Mukavemet değerleri ile orantılıdır. Yani mukavemeti yüksek olan malzemenin % uzama değeri yüksektir.

Tablo 5.12. Kaynak akım şiddeti 150 A ve 22 V olan malzemelerin % Uzama değerleri

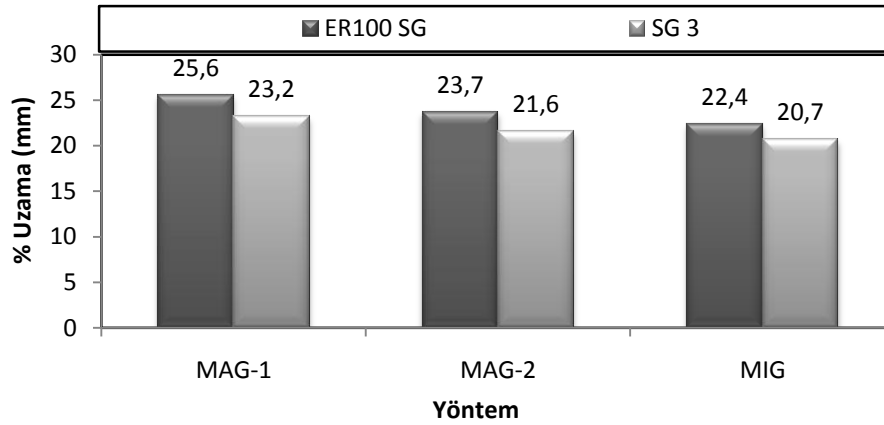
<b>Yöntem</b>	<b>% Uzama (mm)</b>		
<b>Esas Metal</b>	27,8		
	<b>SG 3</b>	<b>ER100 SG</b>	<b>Bazik Elektrot</b>
<b>MIG</b>	17,1	18,3	-
<b>MAG-1</b>	19,8	22,9	-
<b>MAG-2</b>	17,4	19,5	-
<b>Elektrik Ark</b>	-	-	15,5

Kaynak akım şiddetinin 130 Amper ve gerilimin 20 Voltta farklı kaynak tellerinde elde edilen uzama değerleri tablo 5.12’de de gösterildiği gibidir. Burada 150 Amper ve 22 volttaki malzemelerin uzama değerlerinde 3-5 mm değerlerinde artma görülmektedir.

Tablo 5.13. Farklı kaynak yöntemleri ile 130 A ve 20 V’taki % uzama sonuçları

<b>Yöntem</b>	<b>SG 3</b>	<b>ER100 SG</b>	<b>Bazik Elektrot</b>
<b>MIG</b>	20,7	22,4	-
<b>MAG-1</b>	23,2	25,6	-
<b>MAG-2</b>	21,6	23,7	-
<b>Elektrik Ark</b>	-	-	19,6



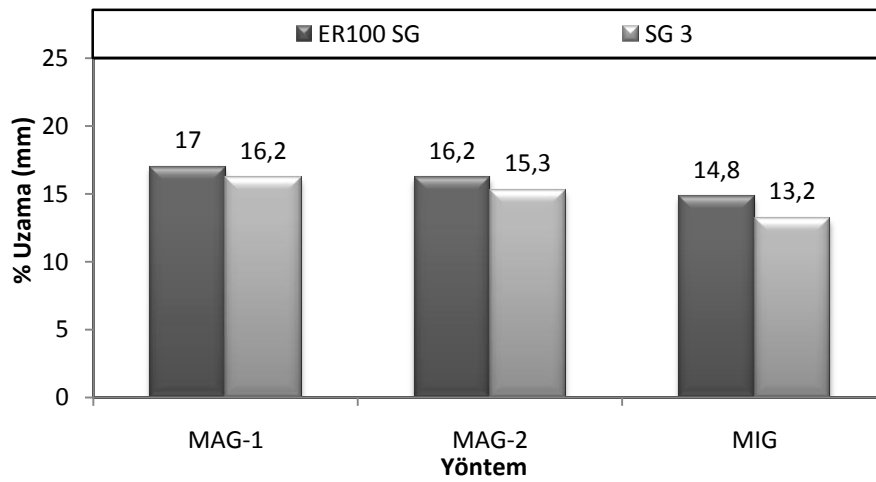


Şekil 5.19. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen % uzama değerleri

Akım şiddeti değerlerinin 170Amper ve 24 Volt olarak artırılması sonucunda elde edilen % uzama değerleri Tablo 5.13’de ve Şekil 5.20’de gösterilmiştir.

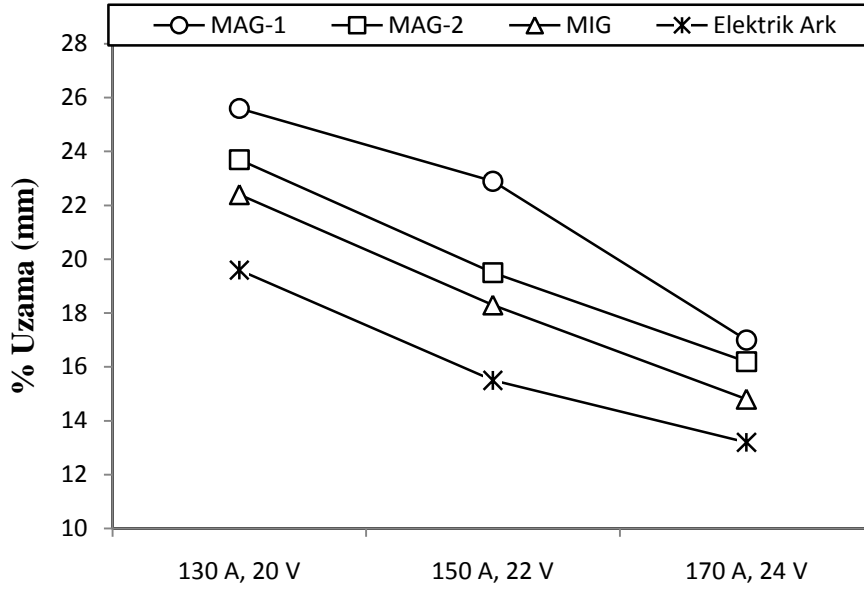
Tablo 5.14. Farklı kaynak yöntemleri ile 170 A ve 24 Volttaki % Uzama sonuçları.

Yöntem	SG 3	ER100 SG	Bazık Elektrot
MIG	13,2	14,8	-
MAG-1	15,5	17	-
MAG-2	15,3	16,2	-
Elektrik Ark	-	-	13,2

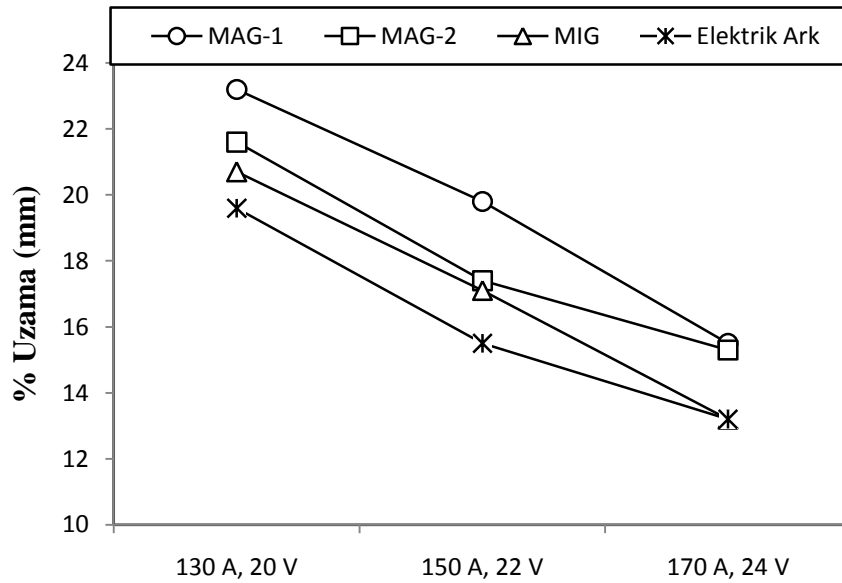


Şekil 5.20. ER100 SG ve SG 3 ile 130 A, 20 Voltta elde edilen % uzama değerleri

Sonuç olarak akım şiddeti ve geriliminin değişimi ile % uzama değerlerinde artma ve azalmanın meydana gelmesi şekil 5.21-22’de gösterilmektedir. Şekiller dikkatlice incelenirse %15 CO<sub>2</sub> + %85 Ar gazı kullanılan MAG-1 kodlu malzemelerin uzama değeri en yüksek iken akım şiddeti ve gerilimine paralel olarak Elektrik ark kaynaklı parçaların uzama değerleri en düşük çıkmaktadır.



Şekil 5.21. ER100 SG tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin % Uzama değerleri



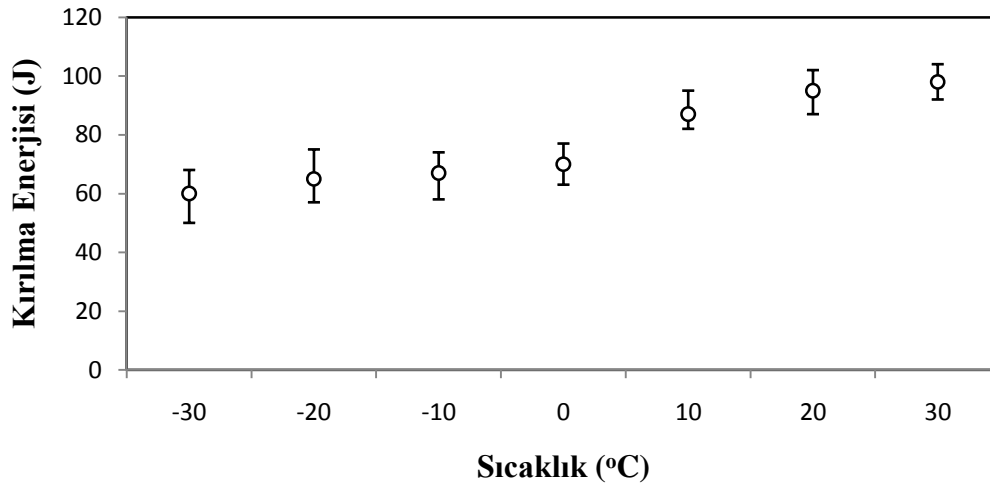
Şekil 5.22. SG 3 tel ve bazik elektrotla yapılan deneylerin % Uzama değerleri

#### 5.4. Çentik Darbe Deney Sonuçları

D25M6 kodlu, mikro alaşımlı dual-fazlı numuneler hem esas malzemeler hem de farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilmiş malzemelerin kırılma dayanımlarını tespit etmek amacıyla -30 °C ve +30 °C sıcaklık aralıklarında Charpy Çentik Darbe deneyine tabii tutulmuşlar ve sonuçları aşağıdaki tablolarda ve şekillerde verilmiştir.

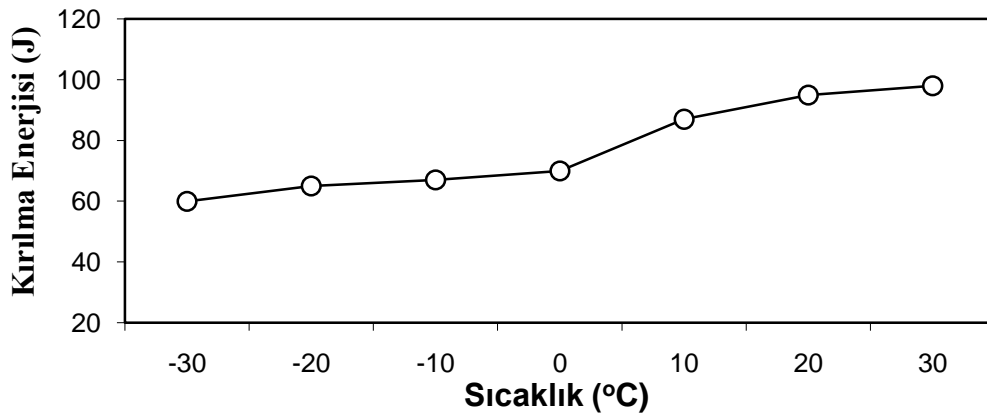
Tablo 5.15. Esas malzemenin çentik darbe deneyi sonuçları

Sıcaklık °C	Darbe Değeri ( J )
-30	60
-20	65
-10	67
0	70
+10	87
+20	95
+30	98



Şekil 5.23. Esas metalin hata bar çubukları

Şekil 5.24’da esas metalin -30, -20, -10, 0, 10, 20 ve 30 °C sıcaklıklarda bulunurken kırılmaları sırasında absorbe ettikleri enerji (Joule) miktarları grafik olarak gösterilmiştir. Sıcaklık düşerken absorbe edilen enerji miktarları (kırılma enerjisi) değerleri de düşmektedir. Bu düşüşün ani, dik ve keskin olduğu sıcaklık (aralıklarına), “süneklikten-gevrekliğe geçiş sıcaklığı” denilir. Esas metal için bu sıcaklık aralığı 0-10 °C olarak görülmektedir.

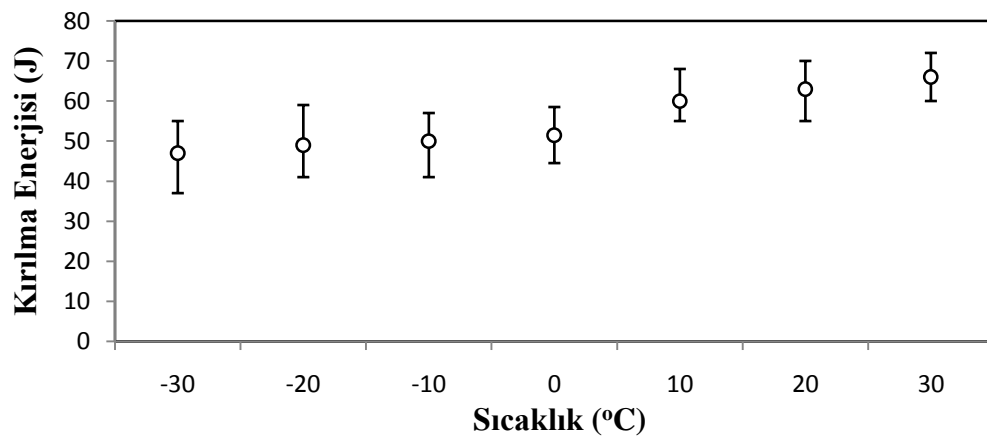


Şekil 5.24. Esas metalin çentik darbe deneyi grafiği

MAG-1 kaynağında % 15CO<sub>2</sub> + %85Argon koruyucu gazı ile SG 3 kaynak teli kullanılarak 150 Amper, 22 Volt sabit kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin Tablo 5.15’de gösterilen çentik darbe sonuçları alınmıştır.

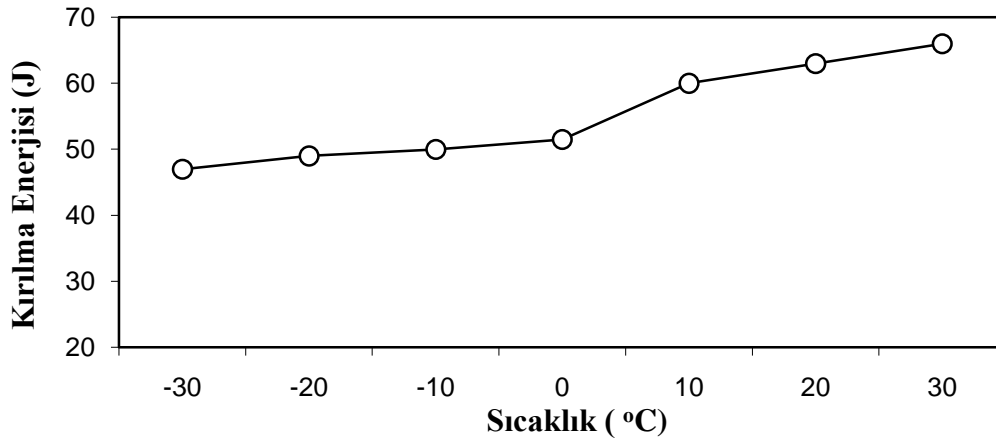
Tablo 5.16. MAG-1kaynağıyla SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş çentik darbe sonuçları

Sıcaklık °C	Darbe Değeri ( J )
-30	47
-20	49
-10	50
0	51,5
+10	60
+20	63
+30	66



Şekil 5.25. MAG-1 kaynağıyla SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş numunelerin hata bar çubukları

Şekil 5.26'e bakıldığında MAG-1 kompozisyonlu numunelerin süneklikten-gevrekliğe geçiş sıcaklık aralığının yine 0-10 °C olduğu görülmüştür.

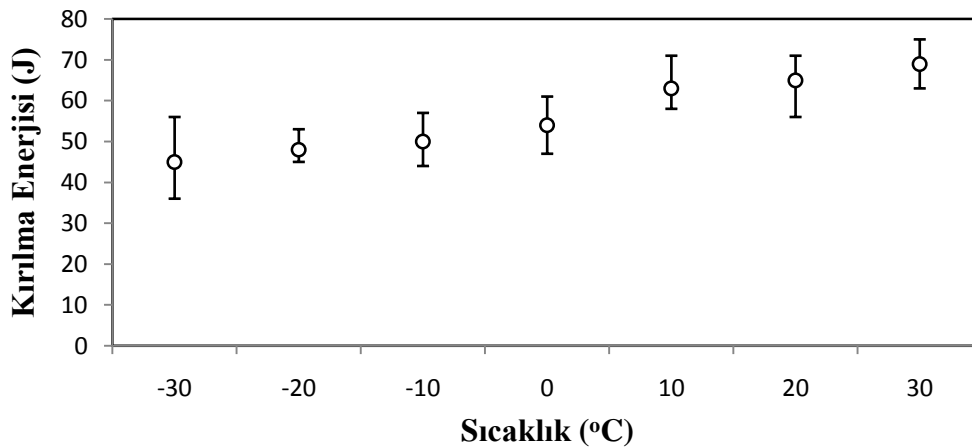


Şekil 5.26. MAG-1 kaynaklı yönteminde SG 3 kaynak telli numunelerin çentik darbe grafiği

MAG-2 kaynağında % 25CO<sub>2</sub> + %75Argon koruyucu gazı ile SG 3 kaynak teli kullanılarak 150 Amper ve 22 Volt parametrelerinde birleştirilen numunelerin Tablo 5.16'da gösterildiği gibi çentik darbe sonuçları alınmıştır.

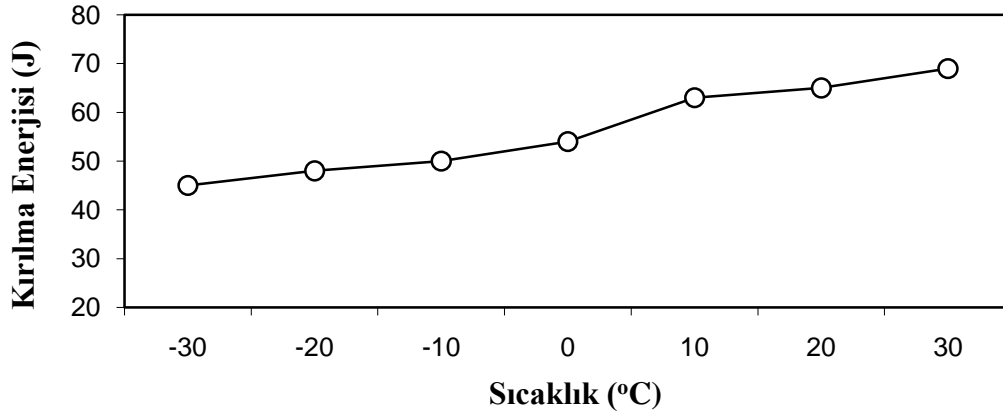
Tablo 5.17. MAG-2 kaynağı ile SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş çentik darbe sonuçları

Sıcaklık °C	Darbe Değeri ( J )
-30	45
-20	48
-10	50
0	54
+10	63
+20	65
+30	69



Şekil 5.27. MAG-2 kaynaklı yönteminde SG 3 kaynak telli numunelerin çentik darbe grafiği

Şekil 5.27'e bakıldığında MAG-2 kompozisyonlu numunelerin süneklikten-gevrekliğe geçiş sıcaklık aralığının yine 0-10 °C olduğu görülmüştür.

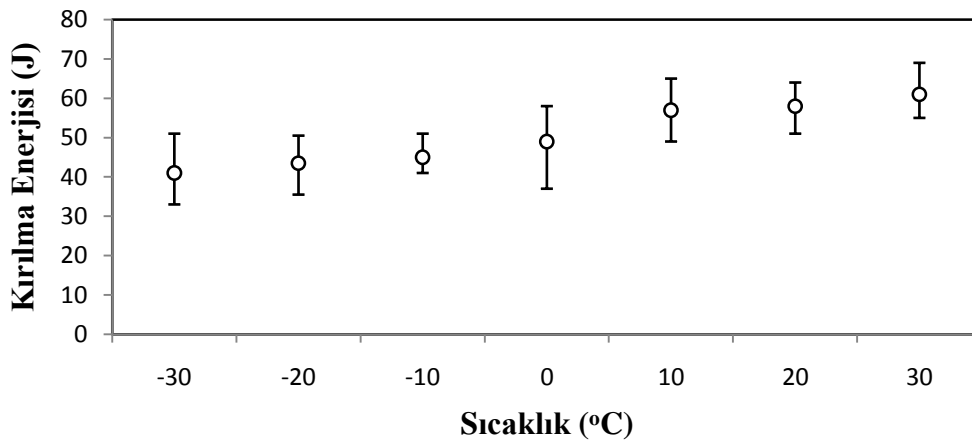


Şekil 5.28. MAG-2 kaynaklı SG 3 kaynak teli kullanılmış numunelerin çentik darbe grafiği

Elektrik Ark kaynağında bazik elektrotu (Fox EV 85) kullanılarak 150 A ve 22 V parametrelerinde birleştirilen numunelerin Tablo 5.17'de gösterildiği gibi çentik darbe sonuçları alınmıştır.

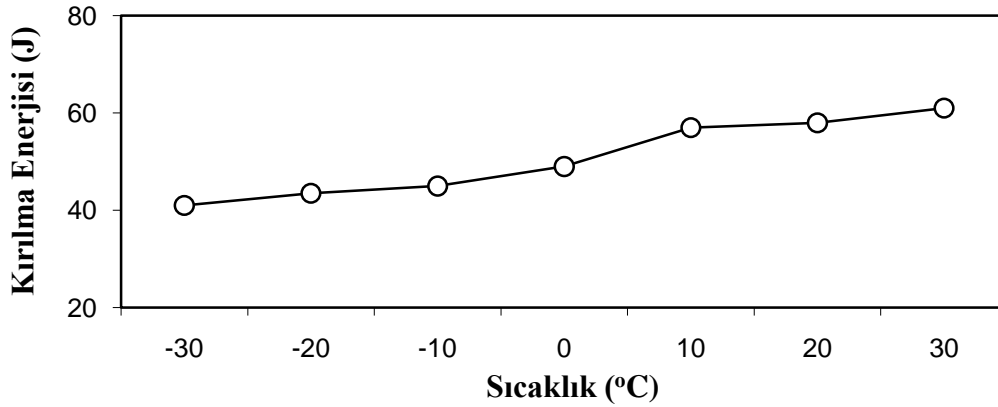
Tablo 5.18. Elektrik Ark kaynağıyla SG 3 kaynak teli ile birleştirilmiş çentik darbe sonuçları

Sıcaklık °C	Darbe Değeri ( J )
-30	41
-20	43,5
-10	45
0	49
+10	57
+20	58
+30	61



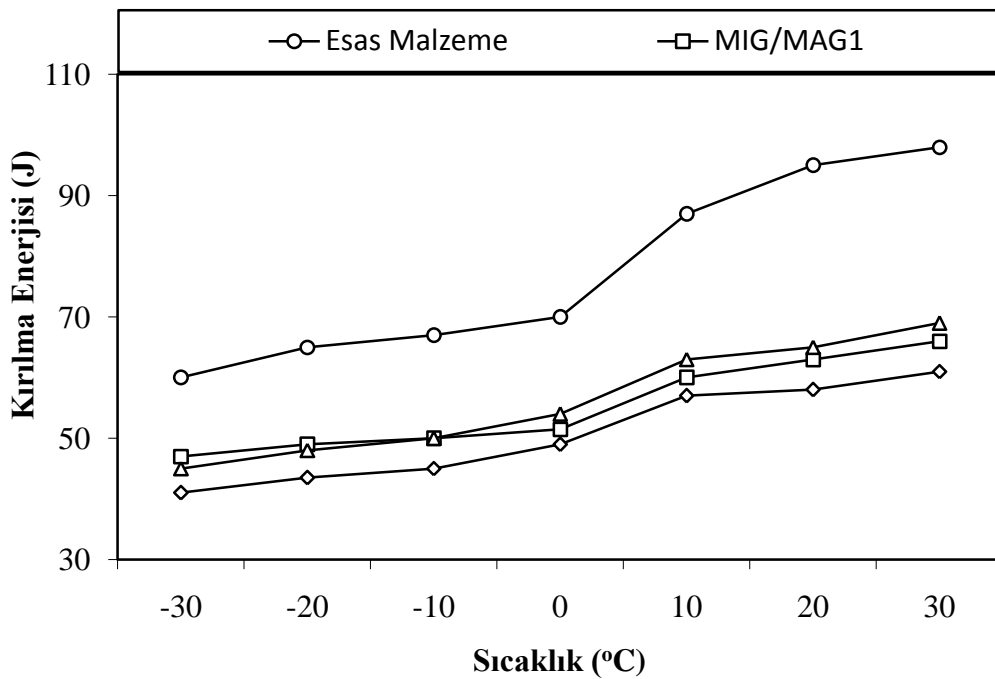
Şekil 5.29. Elektrik Ark kaynaklı bazik kaynak elektrotu kullanılmış numunelerin hata bar çubukları

Şekil 5.30'e bakıldığında Elektrik Ark kaynaklı numunelerin süneklikten-gevrekliğe geçiş sıcaklık aralığının da diğer yöntemlerde olduğu gibi 0-10 °C olduğu görülmüştür.



Şekil 5.30. Elektrik Ark kaynaklı bazik kaynak elektrot kullanılmış numunelerin çentik darbe grafiği

Sonuç olarak; aşağıdaki Şekil 5.31'de toplu halde gösterildiği gibi Esas Malzemenin çentik darbe dayanımı en yüksek olarak görülmektedir. 150 A, 22 V da SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilen aynı standartlar uygulanan numunelerde Elektrik Ark kaynak yöntemi uygulanarak elde edilen sonuçlar ise en düşük değerlerde bulunmuştur.



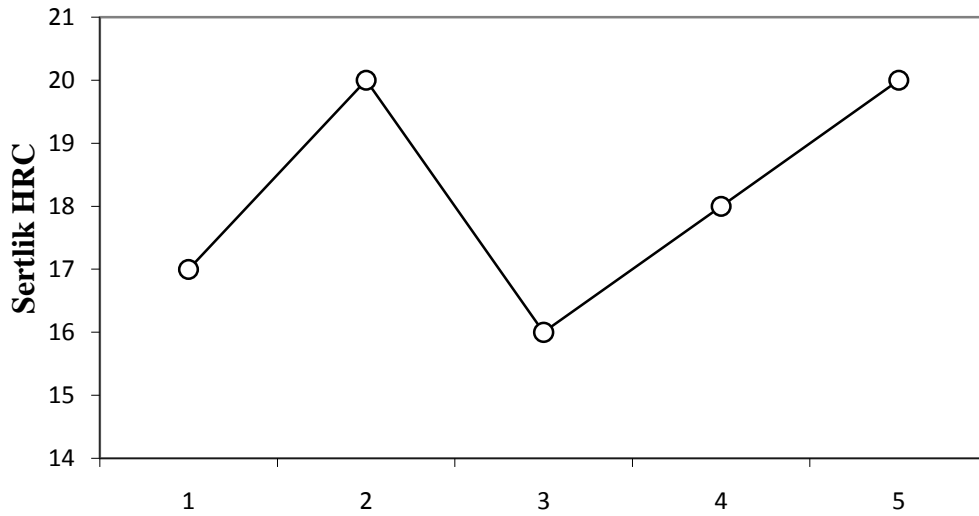
Şekil 5.31. Uygulanan farklı kaynak yöntemlerindeki çentik darbe dayanım grafiği

### 5.5. Sertlik Deneyi

Esas malzemenin sertlik deney sonuçları Tablo 5.18’de görüldüğü gibi Rockwell sertlik cihazında 5 farklı bölgeden alınan HRB ve HRC olarak gösterilmiştir.

Tablo 5.19. Esas malzemenin sertlik değeri sonuçları

<b>HRB</b>	<b>HRC</b>
97,5	17,0
90,5	20,0
99,2	16,0
98,6	18,0
93,7	20,0
<b>Ortalama = 95,5</b>	<b>Ortalama = 18,2</b>



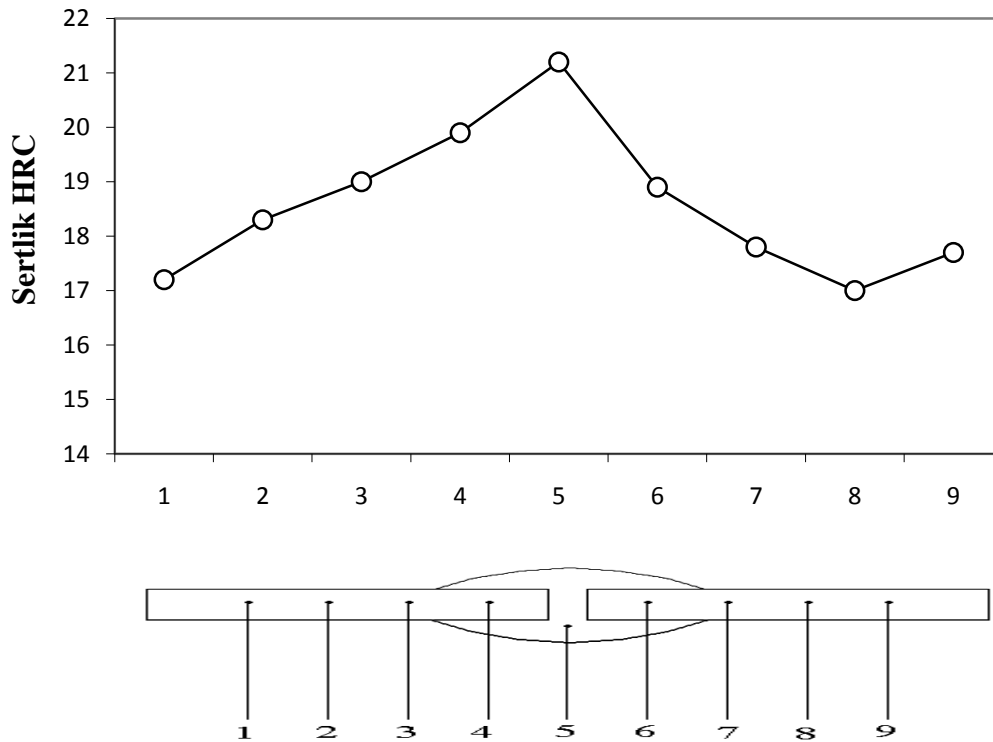
Şekil 5.32. Esas malzemenin sertlik grafiği



MAG-1 kaynağın da % 15CO<sub>2</sub> + % 85Argon koruyucu gazı ile SG 3 kaynak teli kullanılarak 150 Amper ve 22 Volt parametrelerde birleştirilen numunelerin Tablo 5.19'da gösterildiği gibi sertlik sonuçları alınmıştır.

Tablo 5.20. MAG-1 kaynaklı malzemelerin sertlik değerleri

Sertliğin alındığı bölge	Sertlik değeri HRC
1	17,2
2	18,3
3	19
4	19,9
5	21,2
6	18,9
7	17,8
8	17
9	17,7

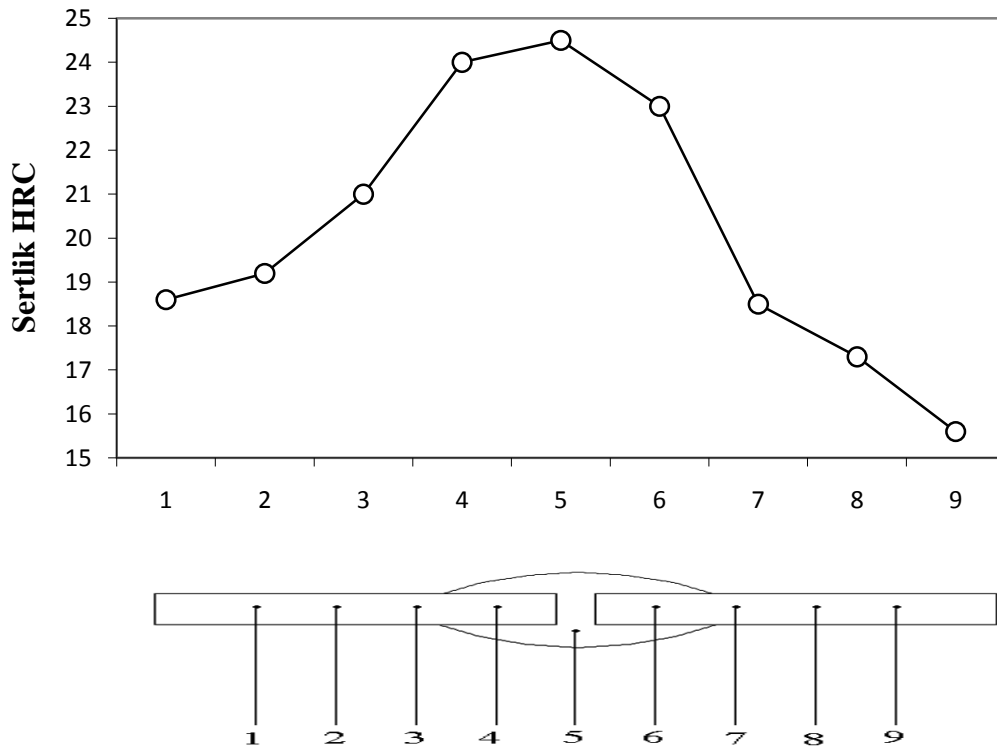


Şekil 5.33. MAG-1 kompozisyonunda sertlik alınan noktalar ve bulunan değerler

MAG-2 kaynağında % 15 CO<sub>2</sub> + % 85 Argon koruyucu gazı ile SG 3 kaynak teli kullanılarak 150 Amper ve 22 Volt parametrelerde birleştirilen numunelerin Tablo 5.20'de gösterildiği gibi sertlik sonuçları alınmıştır.

Tablo 5.21. MAG-2 kaynaklı malzemelerin sertlik değerleri

Sertliğin alındığı bölge	Sertlik değeri HRC
1	18,6
2	19,2
3	21
4	24
5	24,5
6	23
7	18,5
8	17,3
9	15,6

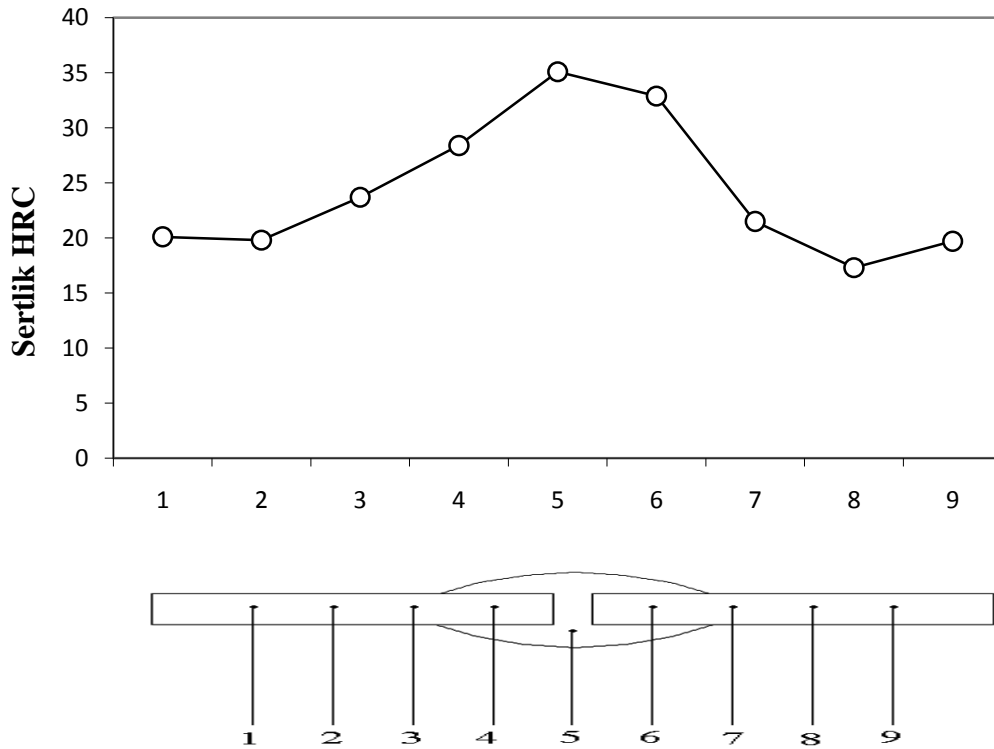


Şekil 5.34. MIG/MAG-2 kompozisyonunda sertlik alınan noktalar ve bulunan değerler

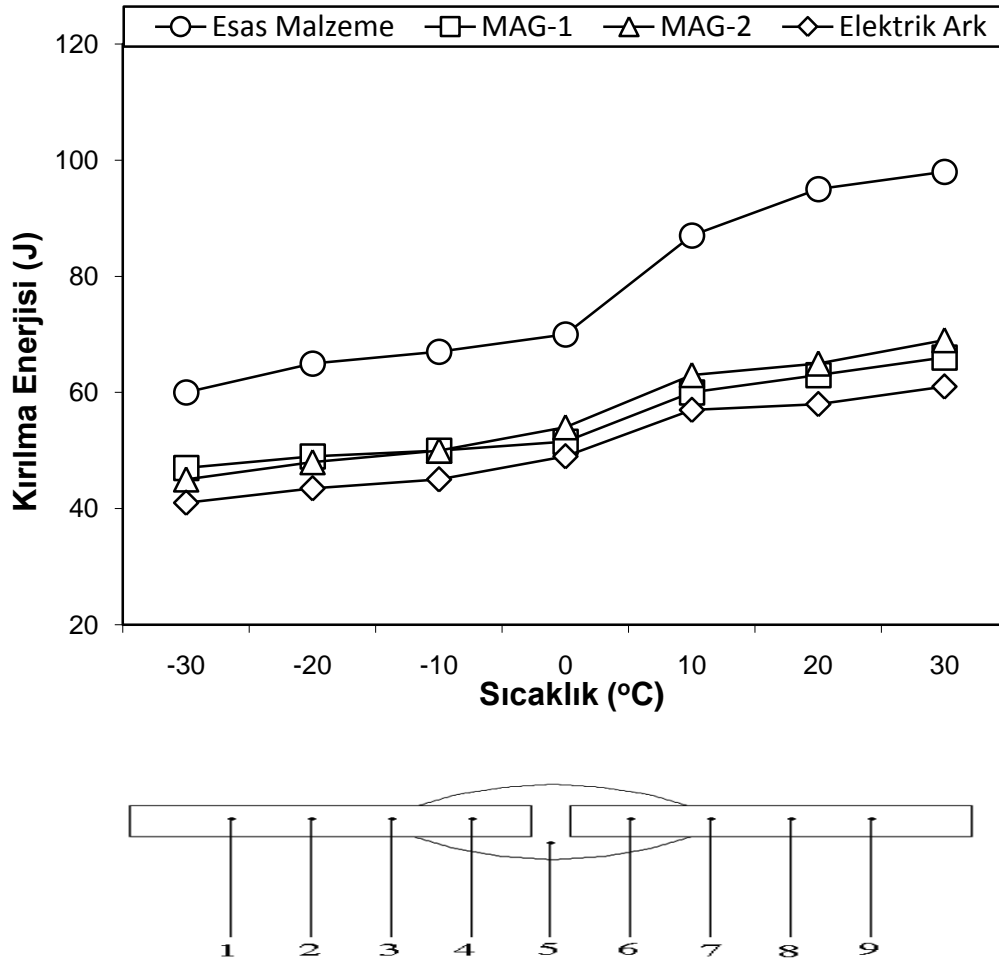
Elektrik ark kaynağında bazik elektrot (Fox EV 85) ile 150 Amper ve 22 Volt parametrelerde birleştirilen numunelerin Tablo 5.21’de gösterildiği gibi sertlik sonuçları alınmıştır.

Tablo 5.22. Elektrik ark kaynaklı malzemelerin sertlik değerleri

Sertliğin alındığı bölge	Sertlik değeri HRC
1	20,1
2	19,8
3	23,7
4	28,4
5	35,1
6	32,9
7	21,5
8	17,3
9	19,7



Şekil 5.35. Elektrik Ark kaynaklı numunelerde sertlik alınan noktalar ve bulunan değerler



Şekil 5.36. Sertlik alınan noktalar ve bulunan değerlerin toplu gösterimi

Şekil 5.36’te Esas metal, MAG-1, MAG-2 ve Elektrik Ark kaynaklı numunelerin gösterilen doğrultu ve işaretlenen noktalarından alınan sertlik değerleri toplu olarak verilmiştir. İlk Esas Metale baktığımızda, Rockwell skalası cinsinden bulunan sertlik değerlerinin 16-20 HRC arasında değiştiği görülür. Kaynak işlemi sırasında malzemeye yüksek ısı girişi olmaktadır. Bu ısı girişi sertlik değerlerini değiştirmektedir. MAG-1 kompozisyonlu numunelerin esas metali-ısının tesiri altındaki bölgesi (ITAB)-kaynak bölgesi-ITAB-esas metali şeklindeki bir sırada alınan (1-9 nolu noktalar arası) sertlik değerlerine bakıldığında, 17 HRC olan ITAB’a yakın bölgedeki sertlik, ITAB içinde 18,3-19 HRC’ye yükselmiş, kaynaklı bölge içinde de en fazla 21,2 HRC olmuştur. Bu değer, hiç kaynak uygulamamış esas metalin sertliğinden sadece 1-2 HRC daha yüksektir. Yani ITAB bölgesinin tane büyüklüğü fazla etkilenmemiş, mukavemet değerleri orijinal haldekine yakın değerlerde kalabilmiştir.

MAG-2 kompozisyonlu numunelerin sertlik değerlerine bakıldığında gerek ITAB gerekse kaynak bölgelerinde daha fazla sertlik artışları ölçülmüştür. ITAB da 19,2-21 HRC olan sertlik, kaynak bölgesi içinde 24,5 HRC'ye kadar yükselmiştir. Tane yapısının özellikle ITAB bölgesinde irileştiği düşünülmektedir. Bu amaçla Mikroyapı, Makroyapı ve Elektron Işını Mikroskopları ile tane yapısı incelemesi de yapılmıştır.

Son olarak, Elektrik Ark kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin sertlik değerlerine bakıldığında en şiddetli sertlik yükselişlerine burada rastlandığı görülmüştür. ITAB'a yakın yerlerde 19,8-20,1 HRC arasında olan sertlik değeri kaynaklı bölgede 35,1 HRC'ye kadar yükselmiştir. Esas metale göre yaklaşık 18 birimlik sertlik artışı ölçülmüştür. Kaynak dikişi katılaştırırken tane değişimlerini tolere edebilir; fakat ITAB bölgesi için bu söyleyebilmek zordur. Burada mukavemet düşmesi beklenir. Nitekim, çekme değerlerinin verildiği Bölüm 5.3'e bakıldığında Elektrik Ark kaynaklı numunelerin en düşük dayanım değerlerine sahip olduğu; akma, maksimum çekme ve kopma mukavemetlerinin diğer MAG-1 ve -2 kompozisyonlu numunelerden daha düşük değerlerde ölçüldüğü görülmüştür. Bunlarla bağlantılı olarak süneklik değerinin bir göstergesi olan “% uzama” değerleri de Elektrik Ark kaynaklı numunelerde en düşüktür.

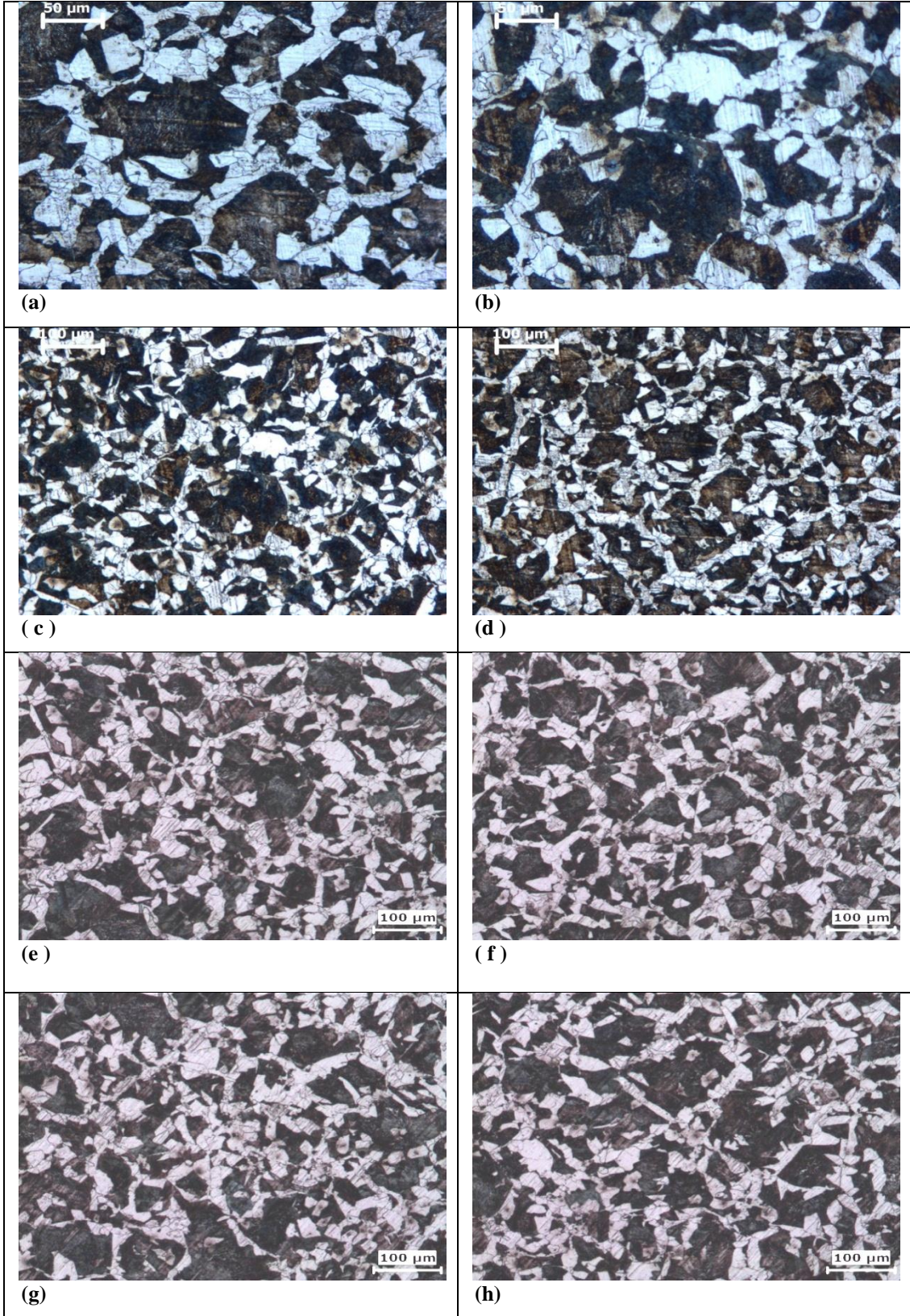
## **5.6. Mikroyapı İncelemesi**

Bu tez çalışmasında uygulanan MAG-1, MAG-2 ve Elektrik Ark kaynaklı numunelerle birlikte kıyaslama amaçlı olarak Esas metal malzemesinin de optik mikroskopta Mikroyapı ve Makroyapı ile Tarama Elektron Mikroskopunda (SEM) iç yapı ve kopma yüzeyi incelemeleri yapılmış, EDS analizleri verilmiştir.

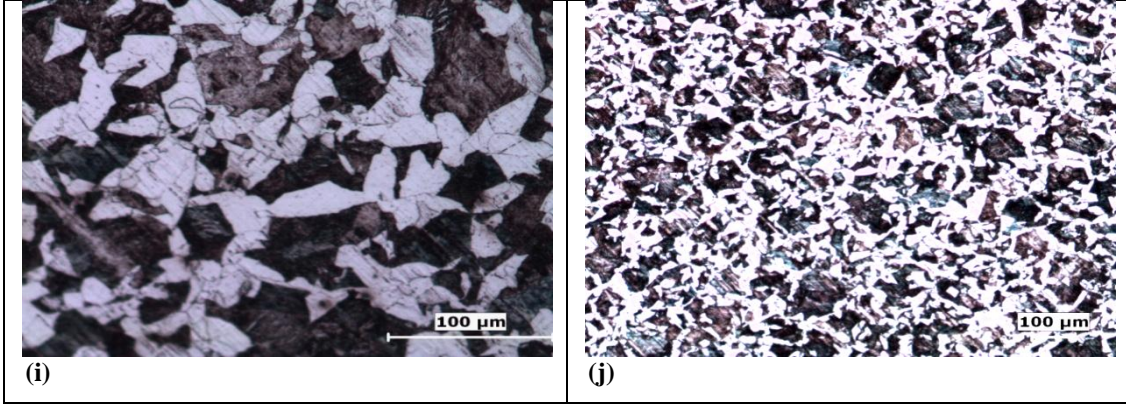
### **5.6.1. Optik mikroskop incelemeleri**

MIG ve MAG kaynak ile SG 3, ER100 SG kaynak telleri ve Elektrik ark kaynak ile bazik elektrot kullanılarak birleştirilmiş numunelerin x50  $\mu\text{m}$ , x100  $\mu\text{m}$  ve x200  $\mu\text{m}$  büyütmelemlerde çekilen mikro yapı görüntüleri incelenmiştir.

Şekil 5.37(a)-(j)'de Esas Metal malzemenin değişik büyütmelerde çekilmiş mikroyapı fotoğrafları görülmektedir.



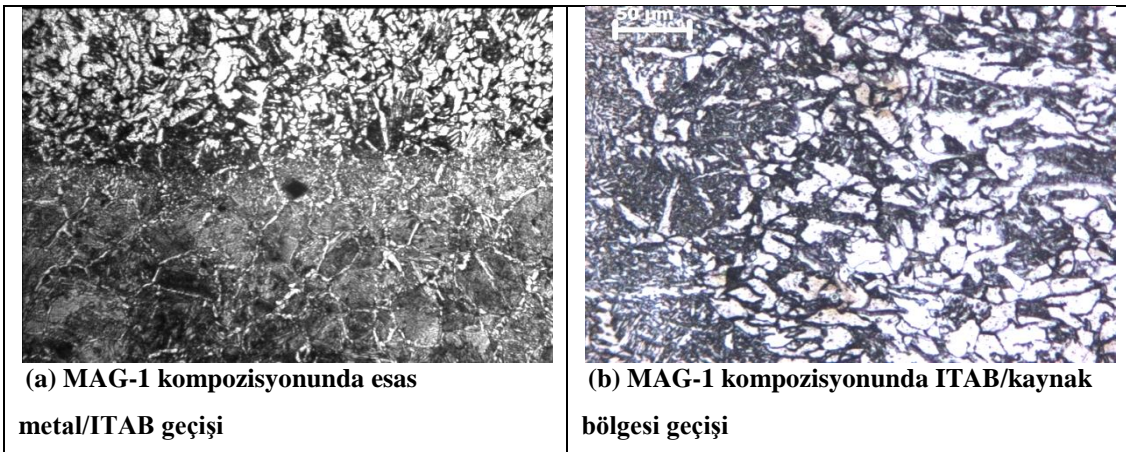




Şekil 5.37 (a) – (j). Esas Metal malzemenin değişik büyütmelerdeki mikroyapı fotoğrafları

Bu çalışmada kullanılan esas malzeme çift faz içeren bir çeliktir. Dual-fazlı kavramı bu durumdan dolayı kullanılmaktadır. Çift fazdan birincisi “ferrit” fazıdır. Yukarıdaki mikro-yapı fotoğraflarında “beyaz bölgeler” olarak görünmektedir. Daha gri ve balıkcı ağı gibi yayılmış olan faz ferrit + sementit fazlarının birlikte oluşturduğu perlit yapısıdır; fakat bu baskın oranda değildir. Perlite nazaran daha baskın miktarda bulunan ikinci faz ise “martenzit”tir. Çeliğin üretimi sırasında suya daldırma ısıl işlemi sonucunda östenitin ( $\gamma$ ) belli oranda martenzit fazına dönüşmesi ve yapıda kalması sonucu elde edilir. Martenzit fazı Şekil 5.37 (a)’dan (j)’ye kadar olan fotoğraflarda “koyu siyah” bölgeler olarak görülmektedir. Matriksi oluşturan ferrit fazı arasında adacıklar biçiminde kalmış, ferrit taneleri arasında (tane sınırı) çökelmiştir.

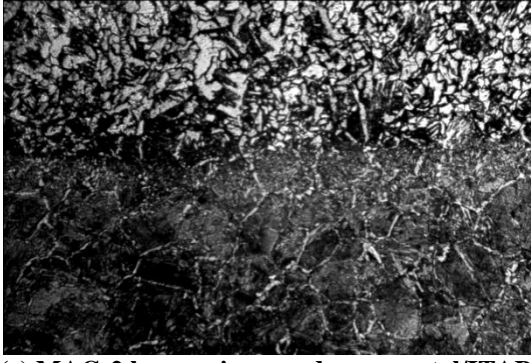
Aşağıda Şekil 5.38(a)-(l)’de ise ER 100 SG kaynak teli ile MAG-1 ve 2 kompozisyonlarında birleştirilmiş numunelerin esas metal/ITAB, ITAB/kaynak bölgesi geçişleri ve yalnızca kaynak bölgesi mikro-yapıları görülmektedir.



(a) MAG-1 kompozisyonunda esas metal/ITAB geçişi

(b) MAG-1 kompozisyonunda ITAB/kaynak bölgesi geçişi

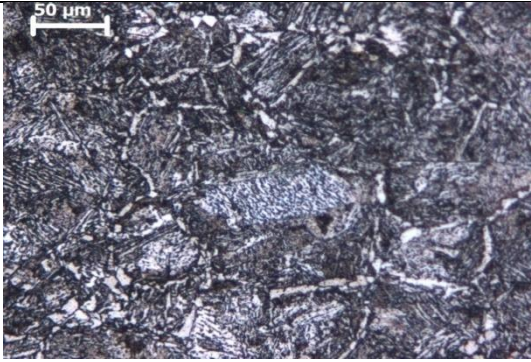




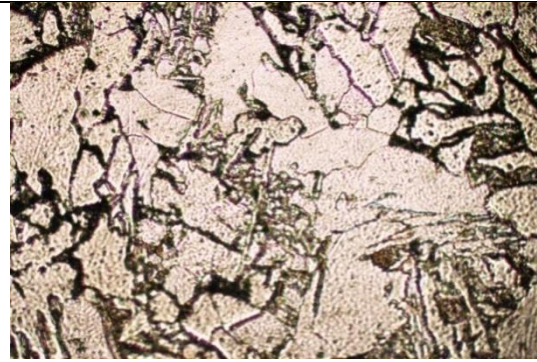
(c) MAG-2 kompozisyonunda esas metal/ITAB geçişi



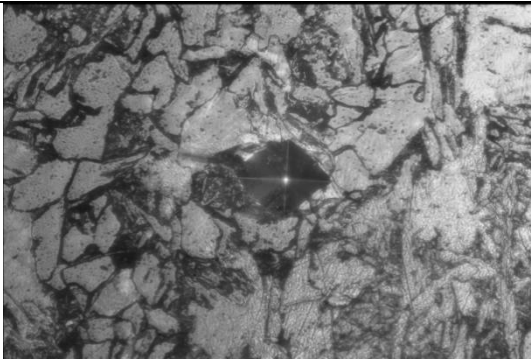
(d) MAG-2 kompozisyonunda ITAB/kaynak geçişi



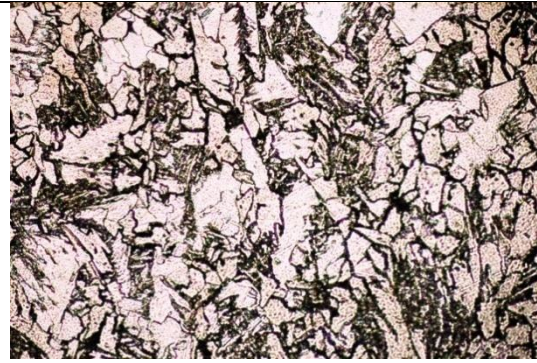
(e) MAG-1 kompozisyonunda ITAB bölgesi



(f) MAG-2 kompozisyonunda ITAB bölgesi



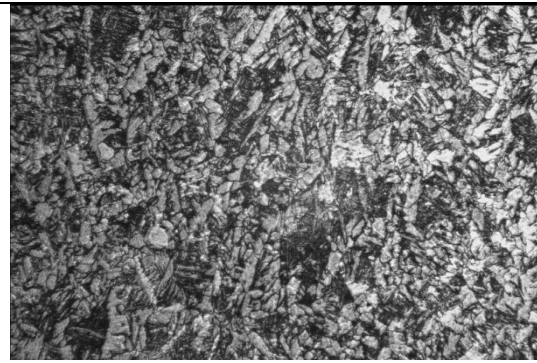
(g) MAG-2 kompozisyonunda ITAB bölgesi



(h) MAG-2 kompozisyonunda kaynak bölgesi

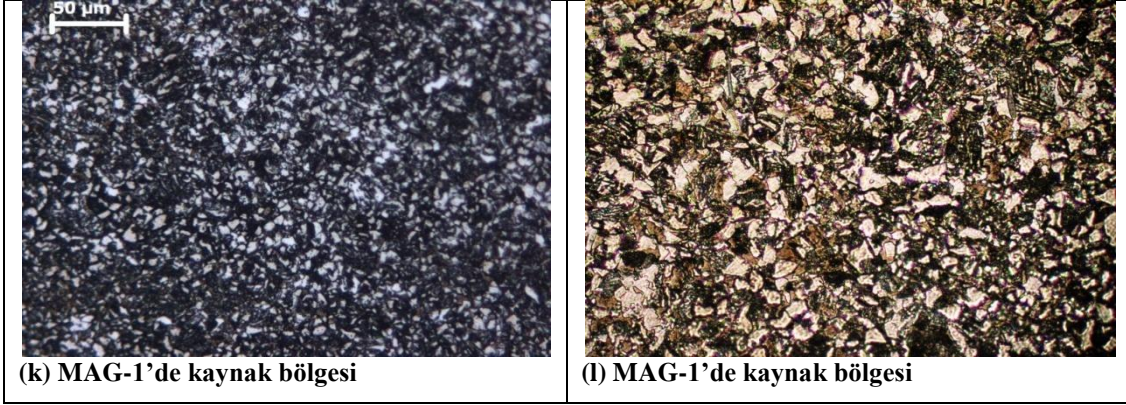


(i) MAG-2 kompozisyonunda kaynak bölgesi



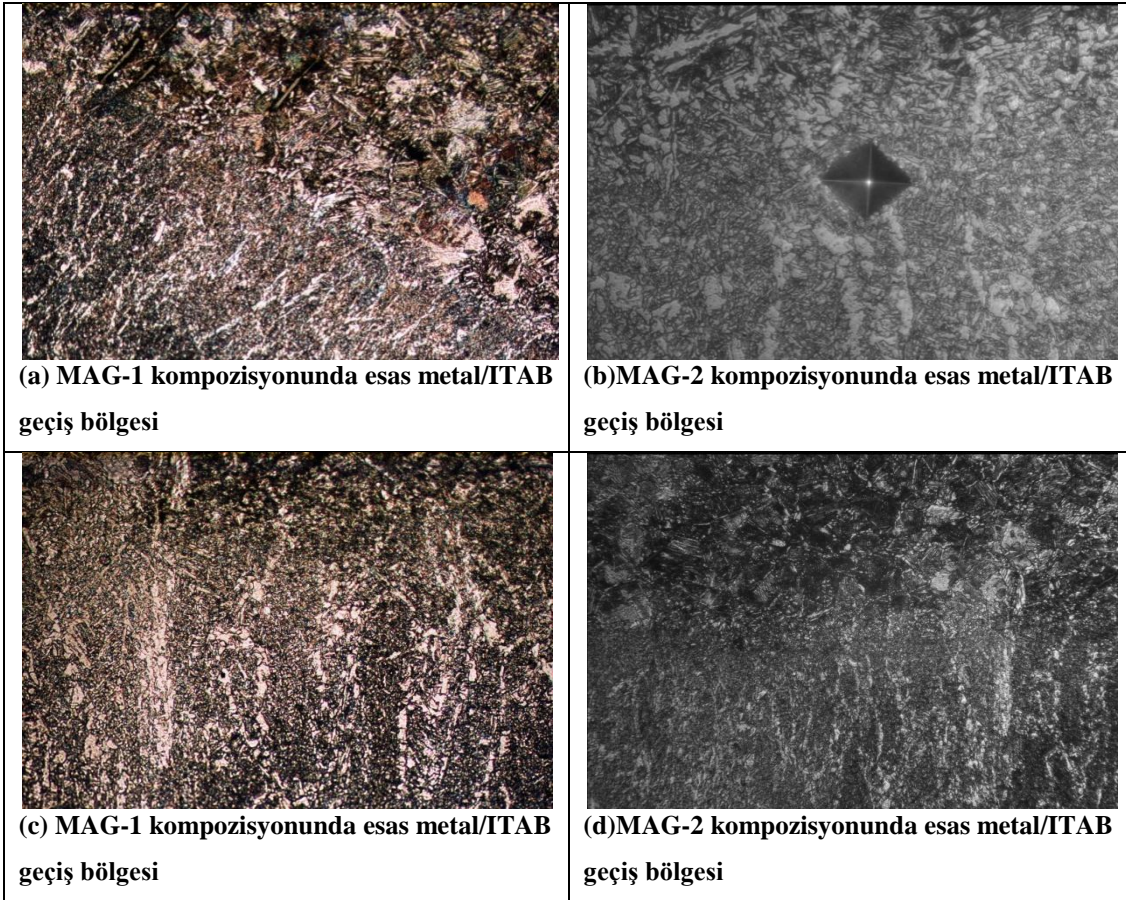
(j) MAG-2 kompozisyonunda kaynak bölgesi



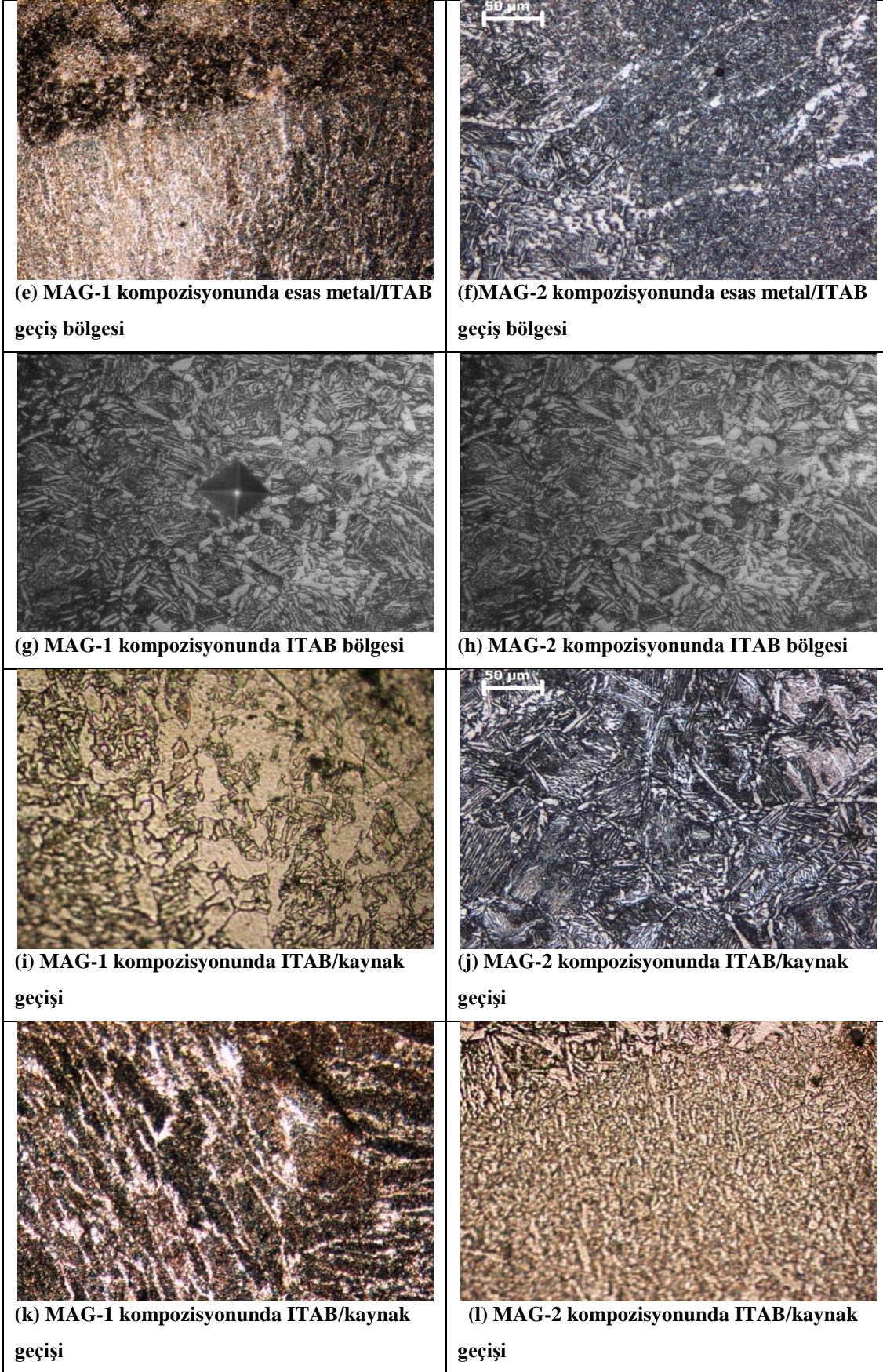


Şekil 5.38. ER100 SG teli ile MAG-1 ve MAG-2 kompozisyonunda esas metal/ITAB geçişi, ITAB/kaynak bölgesi geçişi, ITAB bölgesi ve kaynak bölgesi Mikroyapı görüntüleri

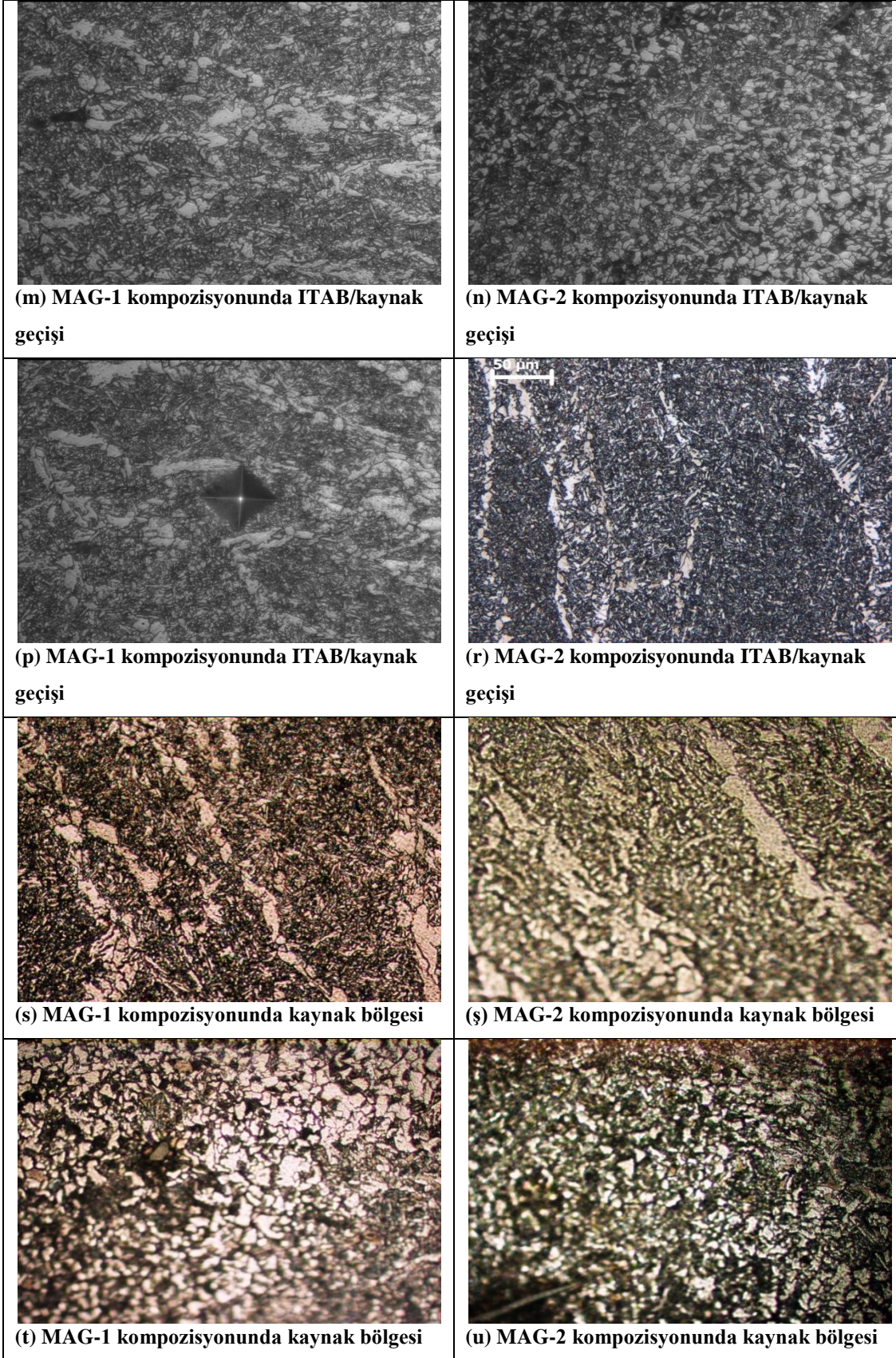
Aşağıda Şekil 5.39 (a)-(z)'de ise SG 3 kaynak teli ile MAG-1 ve 2 kompozisyonlarında birleştirilmiş numunelerin esas metal/ITAB, ITAB/kaynak bölgesi geçişleri ve yalnızca kaynak bölgesi mikro-yapıları görülmektedir.



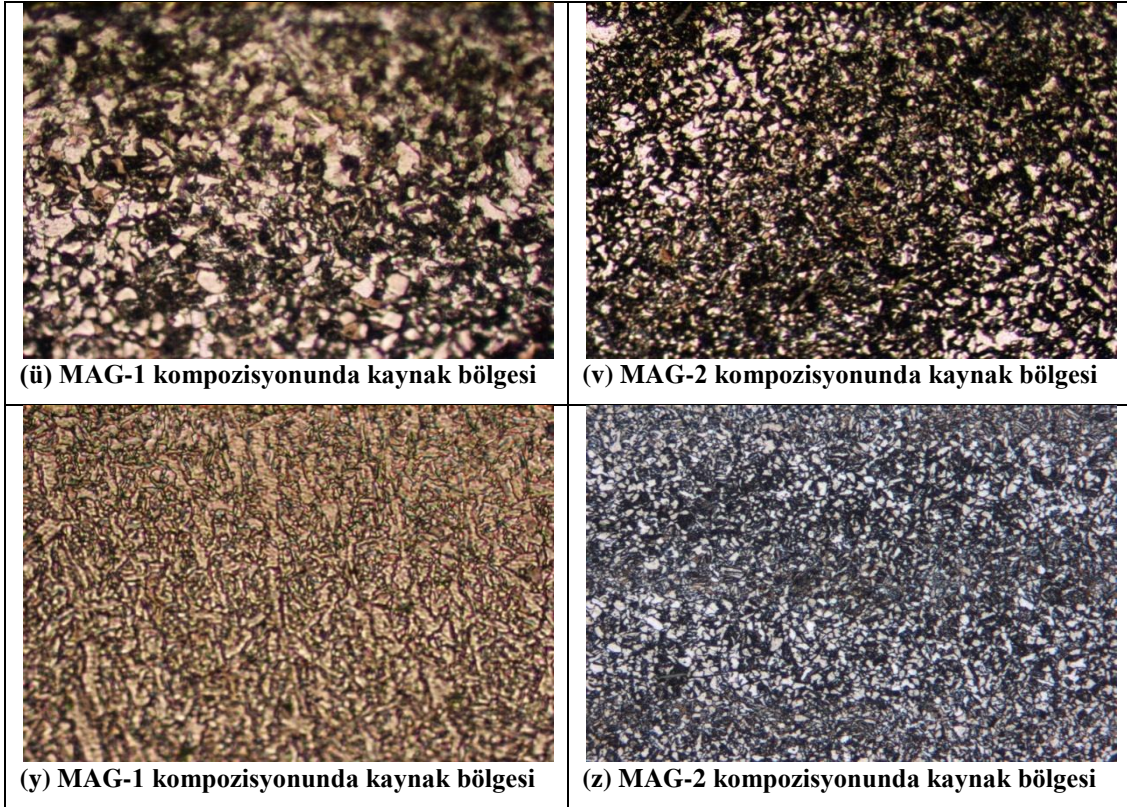






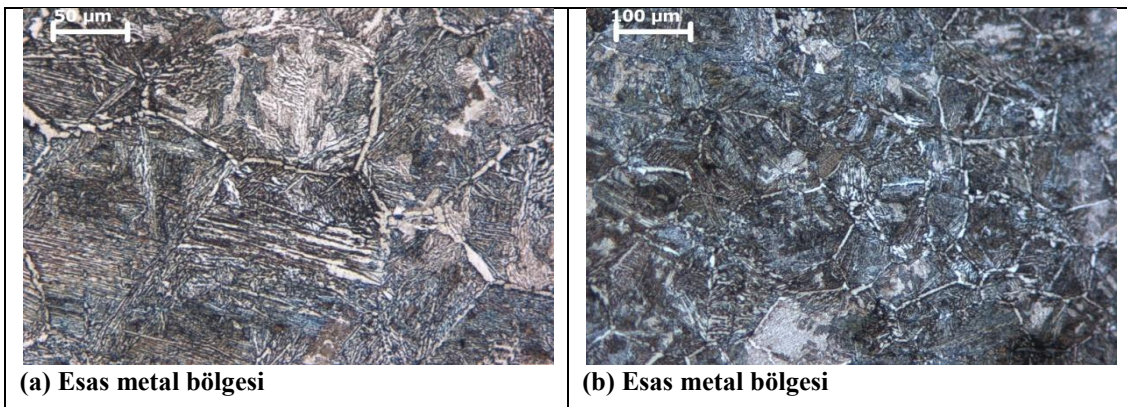




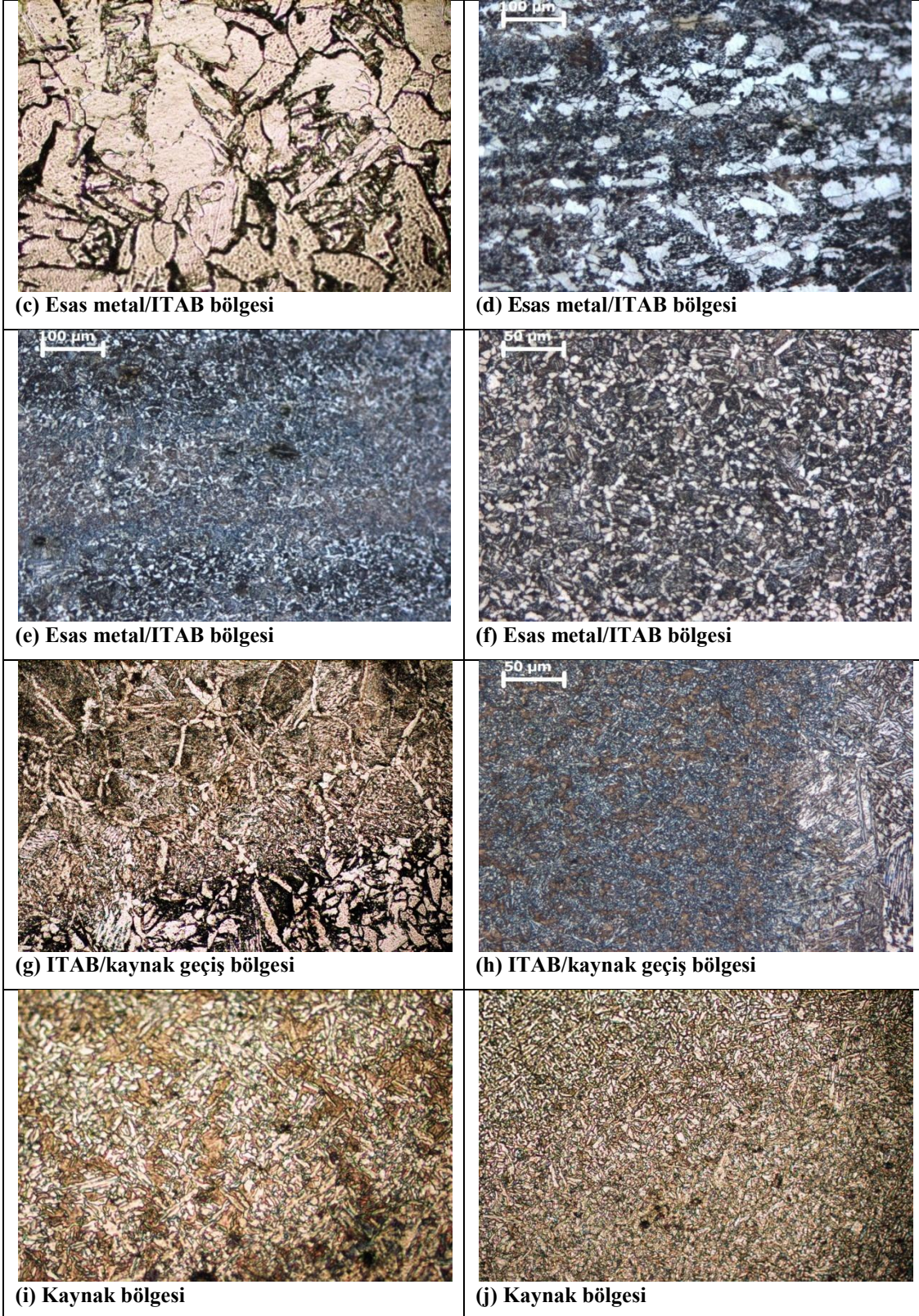


Şekil 5.39. SG 3 tel ile MAG-1 ve MAG-2 kompozisyonunda kaynak yapılan numunelerin esas metal/ITAB geçiş bölgesi, ITAB bölgesi, ITAB/kaynak geçişi ve kaynak bölgesi

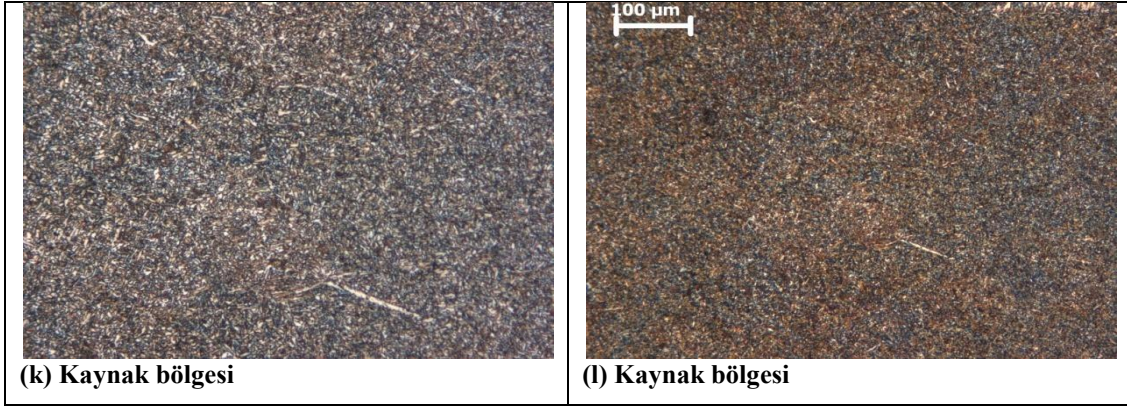
Aşağıda Şekil 5.40(a)-(1)'de ise Fox EV 85 kodlu, 3,25 mm çaplı kaynak elektrotu ile birleştirilmiş numunelerin esas metal/ITAB, ITAB/kaynak bölgesi geçişleri ve yalnızca kaynak bölgesi mikro-yapıları görülmektedir.





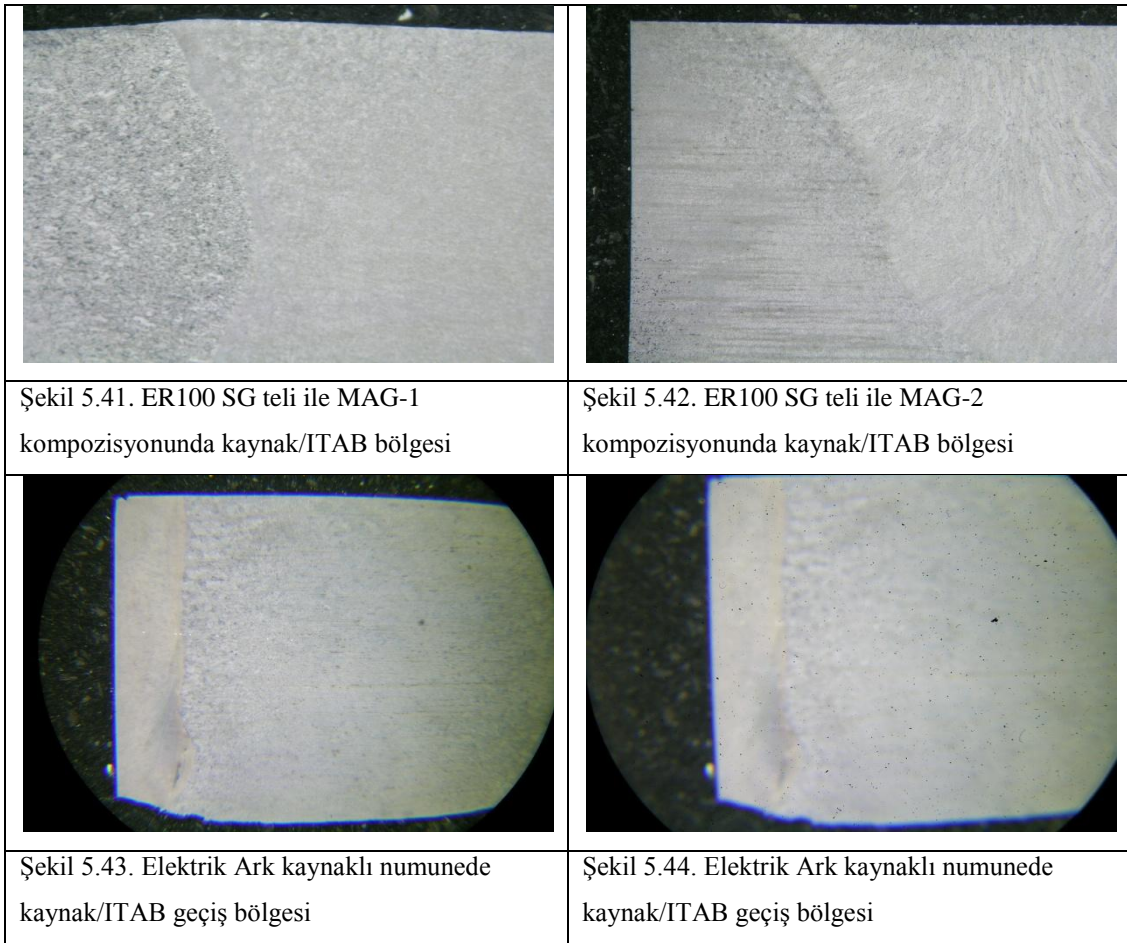






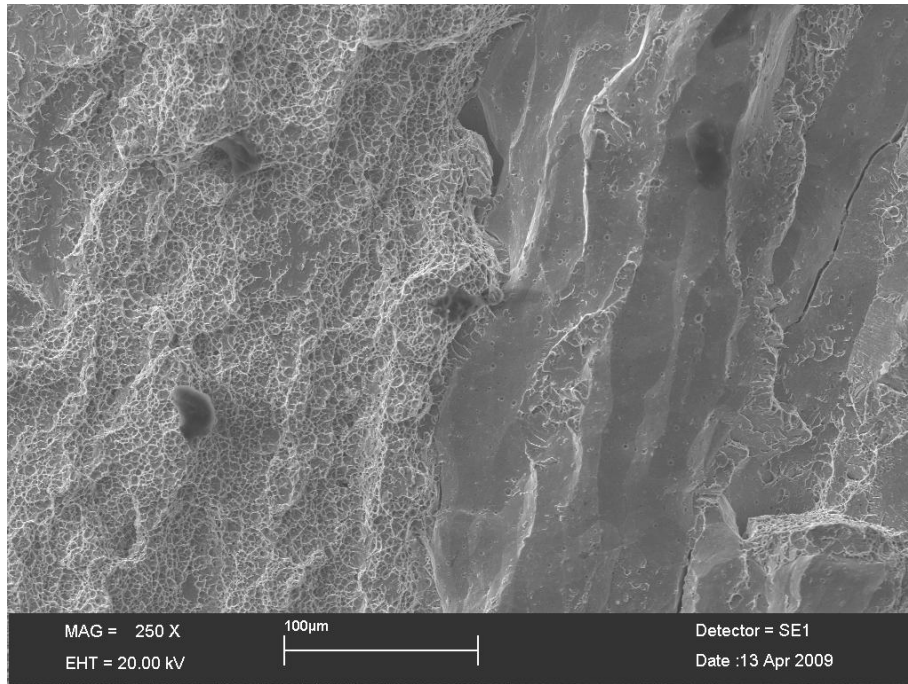
Şekil 5.40. Elektrik Ark kaynaklı numunenin esas metal bölgesi, esas metal/ITAB bölgesi, ITAB/kaynak geçiş bölgesi, kaynak bölgesi mikroyapı görüntüleri

### 5.6.2. Makro-yapı görüntüleri

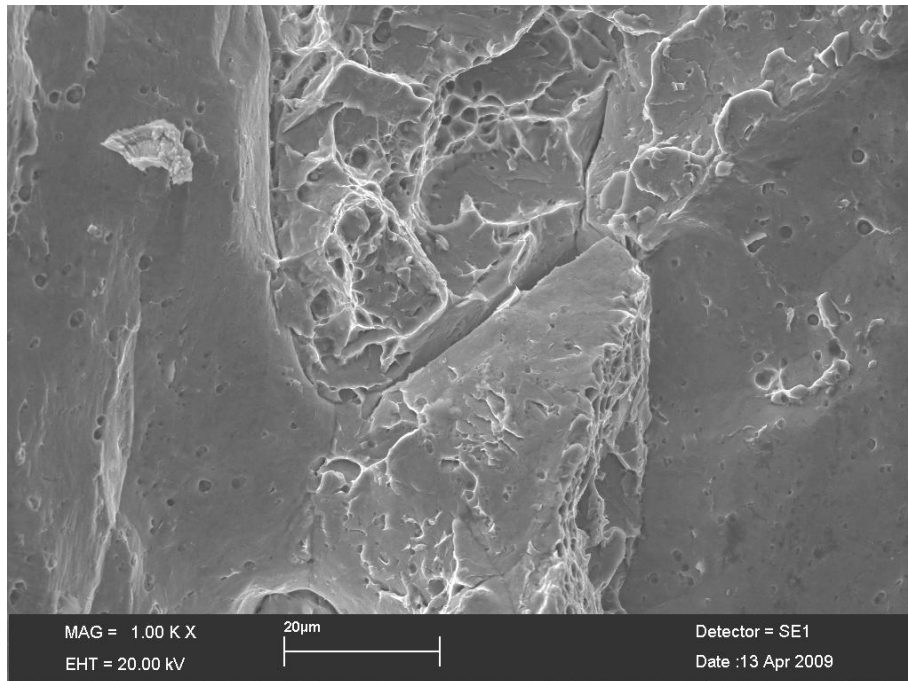


	
<p>Şekil 5.45. SG 3 teli ile MAG-1 kompozisyonunun kaynak/ITAB bölgesi. Siyah nokta cüruf kalıntısı</p>	<p>Şekil 5.46. SG 3 teli ile MAG-2 kompozisyonunun kaynak/ITAB bölgesi. Siyah nokta cüruf kalıntısı</p>
	
<p>Şekil 5.47. SG 3 teli ile MAG-2 kompozisyonunda çok geniş kaynak bölgesi. Birleşme yerinde gözenek oluşmuş</p>	<p>Şekil 5.48. ER100 SG teli ile MAG-2 kompozisyonunda kaynak/ITAB bölgesi. Kök pasoda problem olmuş. Yetersiz ergimeden kaynaklanan birleşme hataları mevcut. Bunlar mukavemette düşüslere yol açmıştır.</p>
	
<p>Şekil 5.49. Elektrik Ark kaynaklı numunede yine kök pasonun yetersiz atılması, diğer pasolara hemen geçilmesi sonucu açığa çıkan birleşme problemi. Kaynak/ITAB arasında cüruf kalıntıları da var (siyah bölgeler). Kökte yanma olukları da var.</p>	

### 5.6.3. Tarama elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri



Şekil 5.50. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi

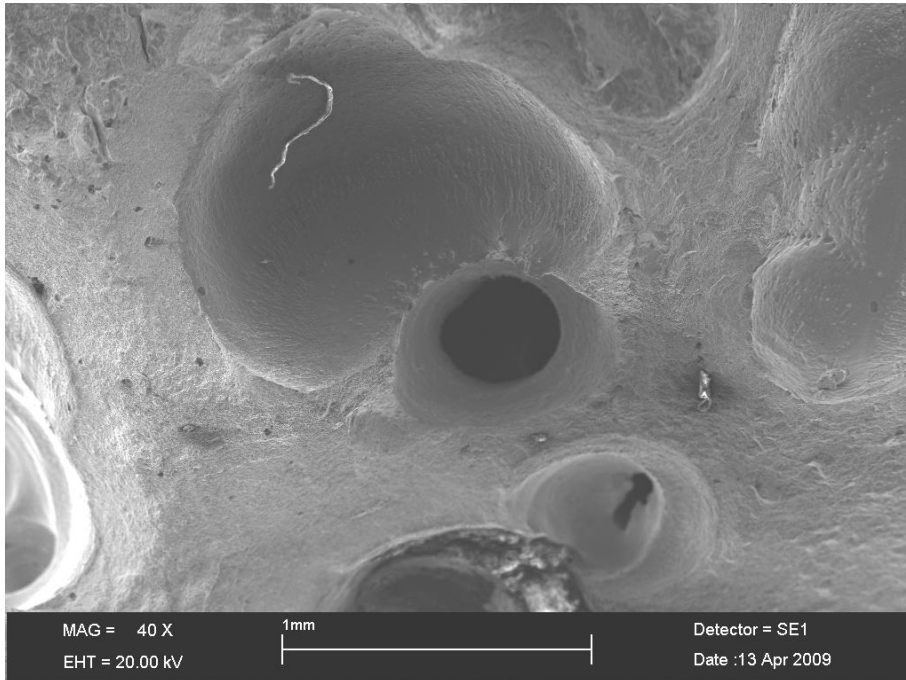


Şekil 5.51. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi. Kaynak hatalarından dolayı düşük mukavemet değerleri bulunmuştur.

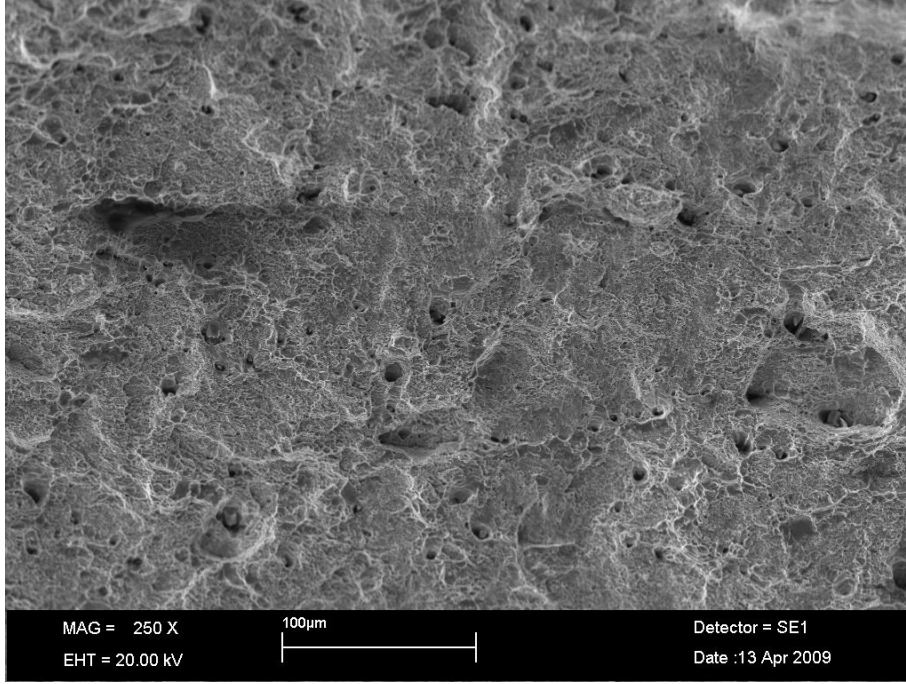




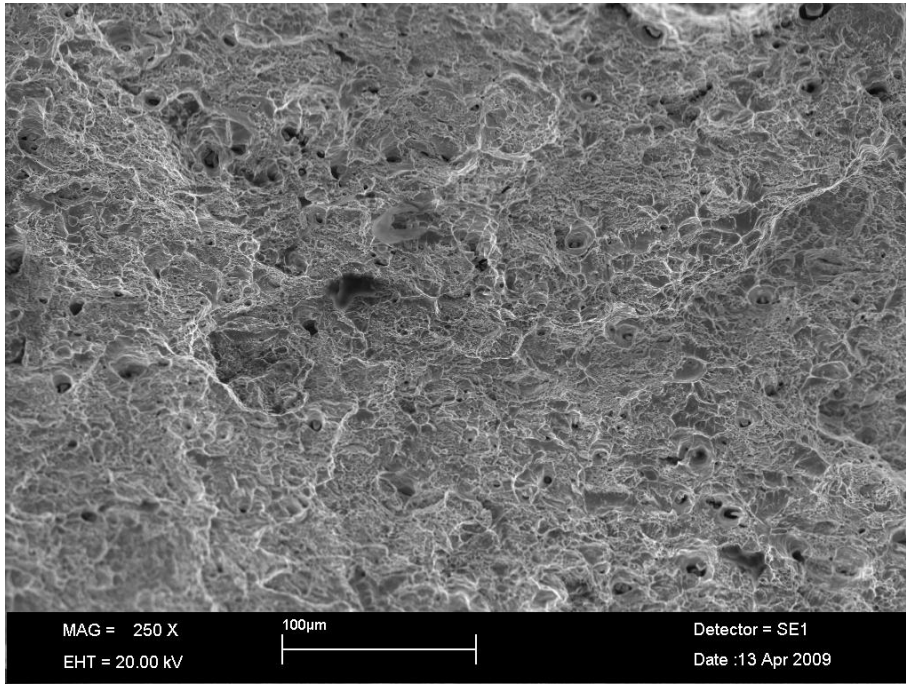
Şekil 5.52. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi. Kaynak hatalarından dolayı düşük mukavemet değerleri bulunmuştur.



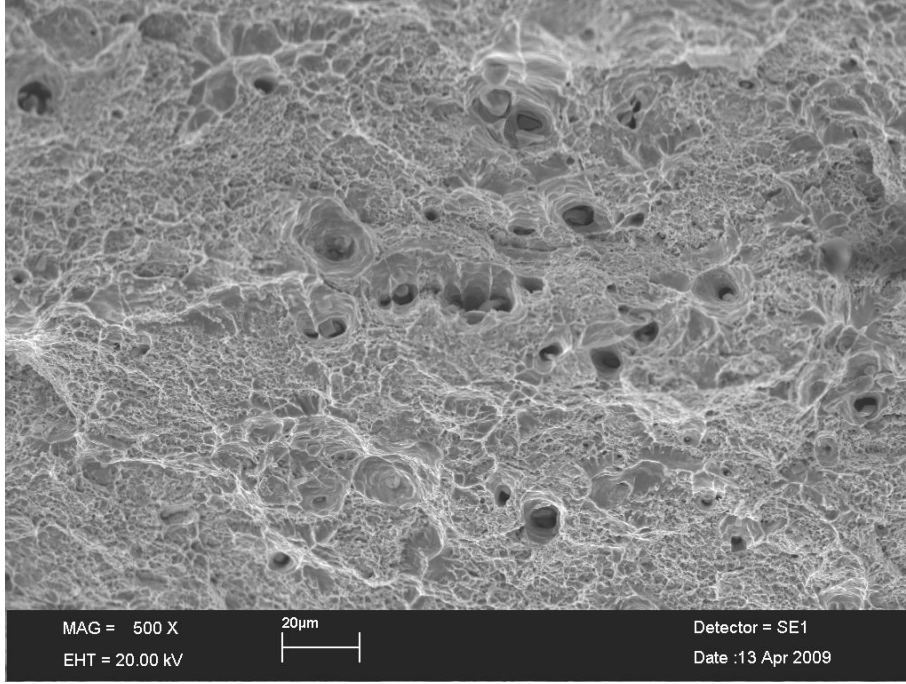
Şekil 5.53. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografi. Kaynak hatalarından dolayı düşük mukavemet değerleri bulunmuştur.



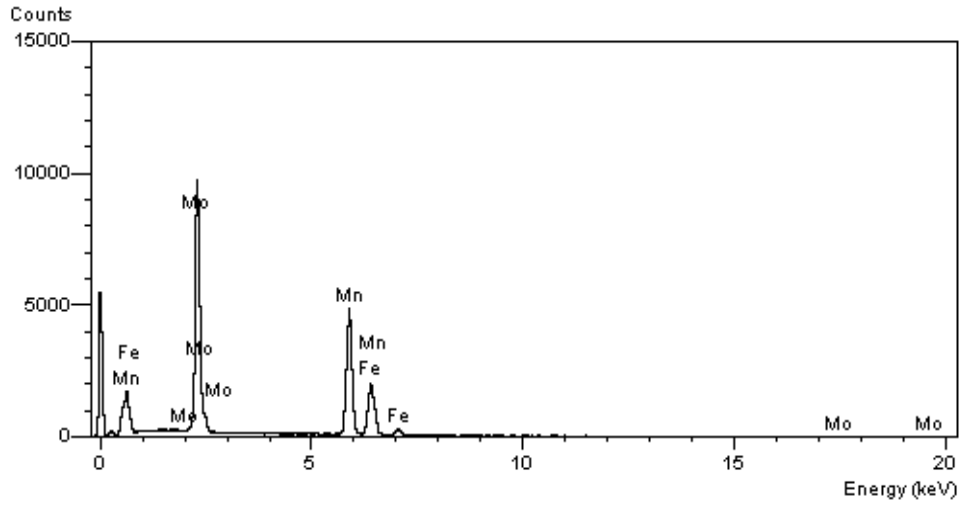
Şekil 5.54. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografı



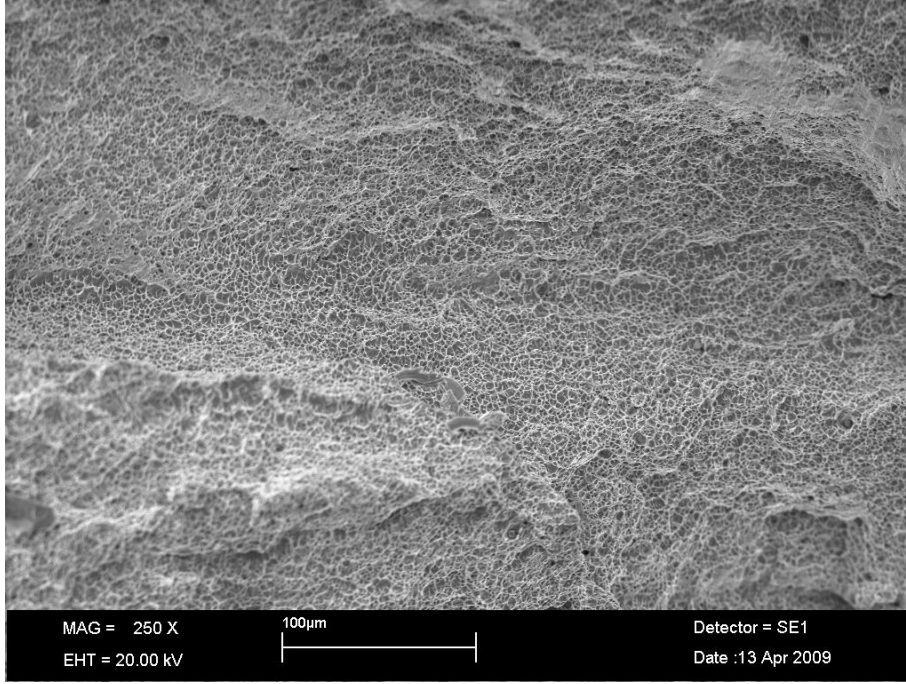
Şekil 5.55. Elektrik Ark kaynaklı numunenin çekme deneyi sonrası kırık yüzeyinin SEM mikrografı



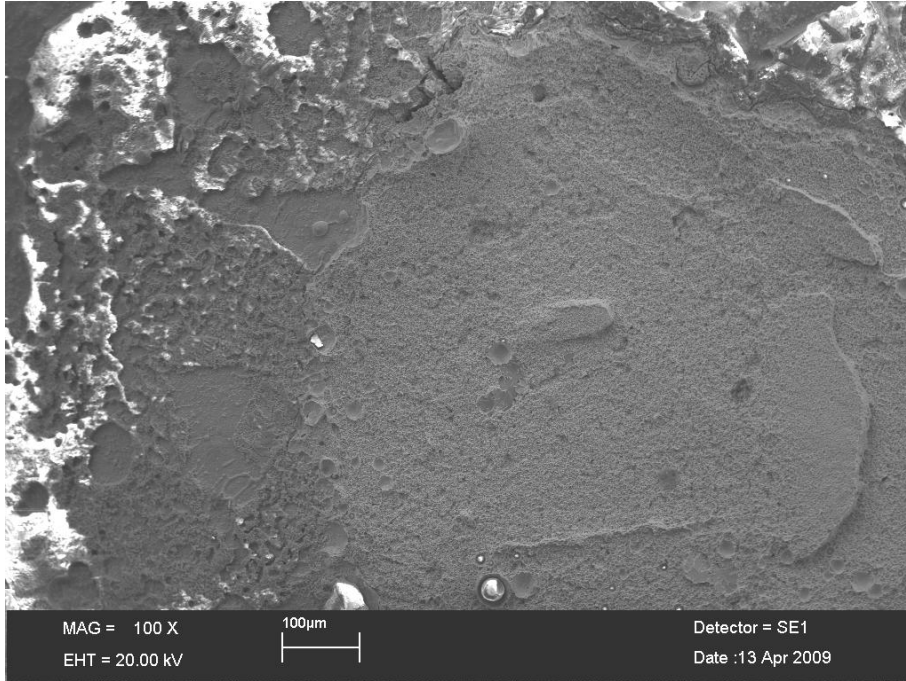
Şekil 5.56. FOX EV 85 Elektrot ile kaynak yapılmış malzemenin SEM fotoğrafının da görülen gözeneklerden birinden alınan analiz sonuçları aşağıda verilmiştir.



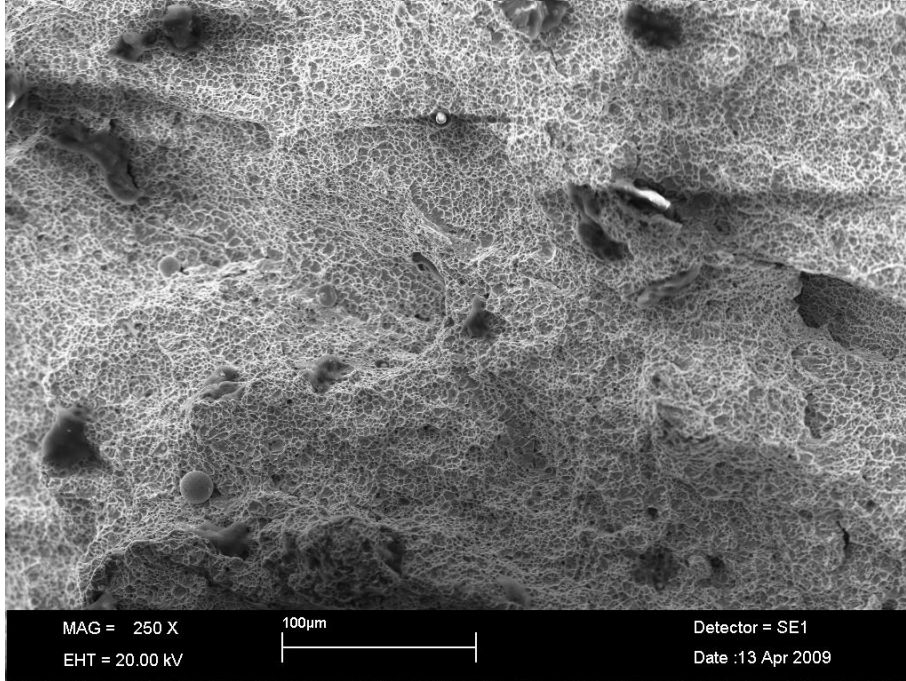
Şekil 5.57. Şekil 5.45'te görülen yapının EDS analizi. Manganca zengin bir bölge göze çarpmaktadır.



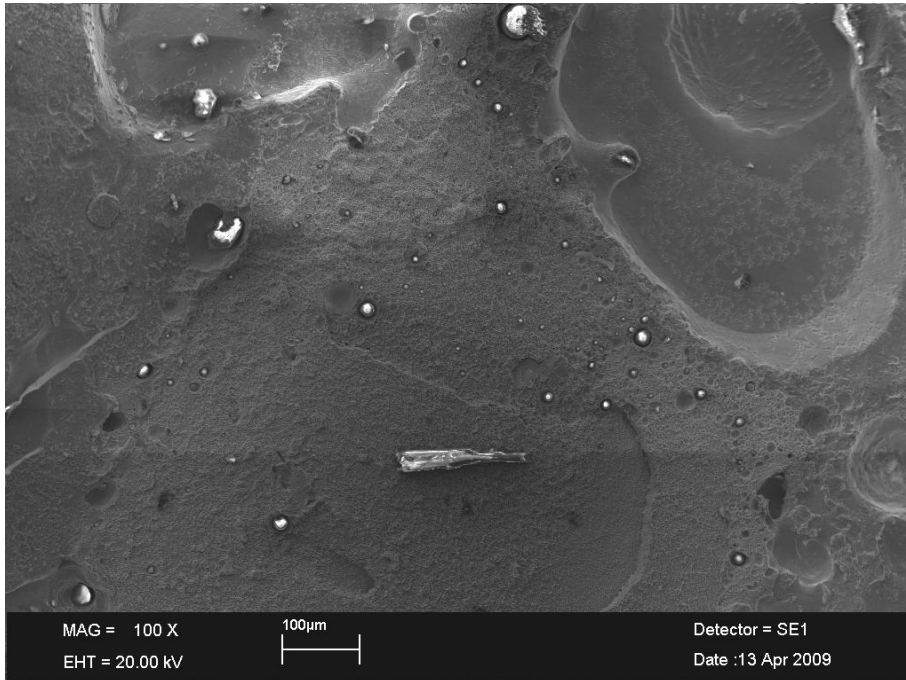
Şekil 5.58. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri.



Şekil 5.59. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri.

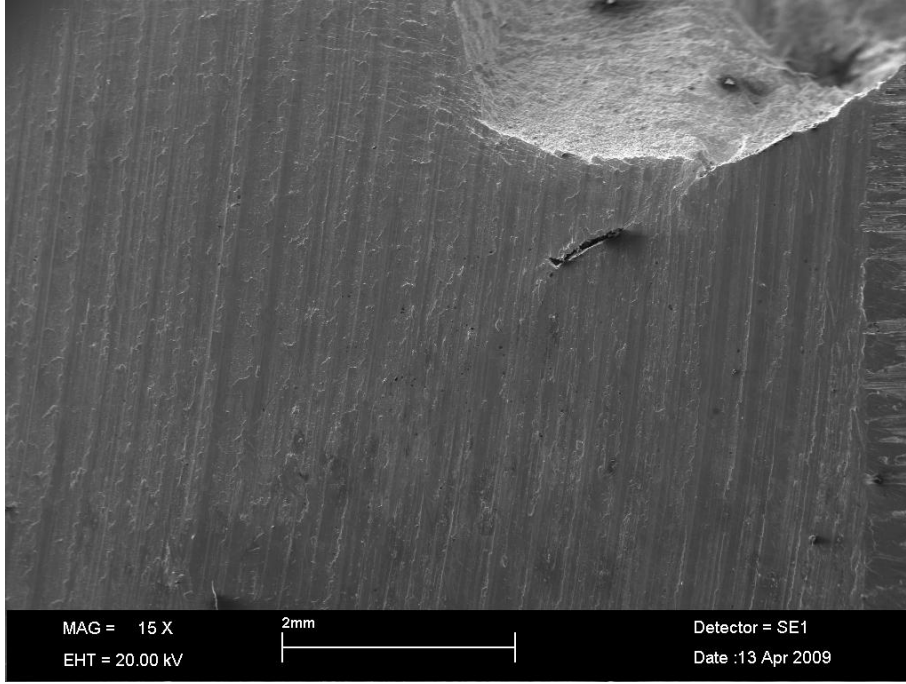


Şekil 5.60. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kopma yüzeyinin üstten görünüşü.

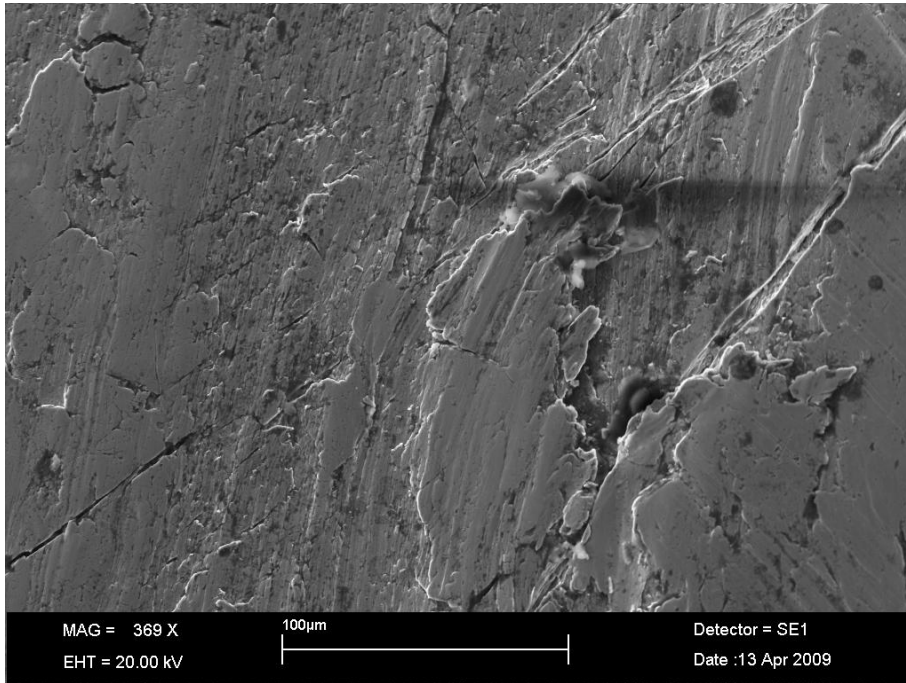


Şekil 5.61. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kopma yüzeyinin üstten görünüşü.

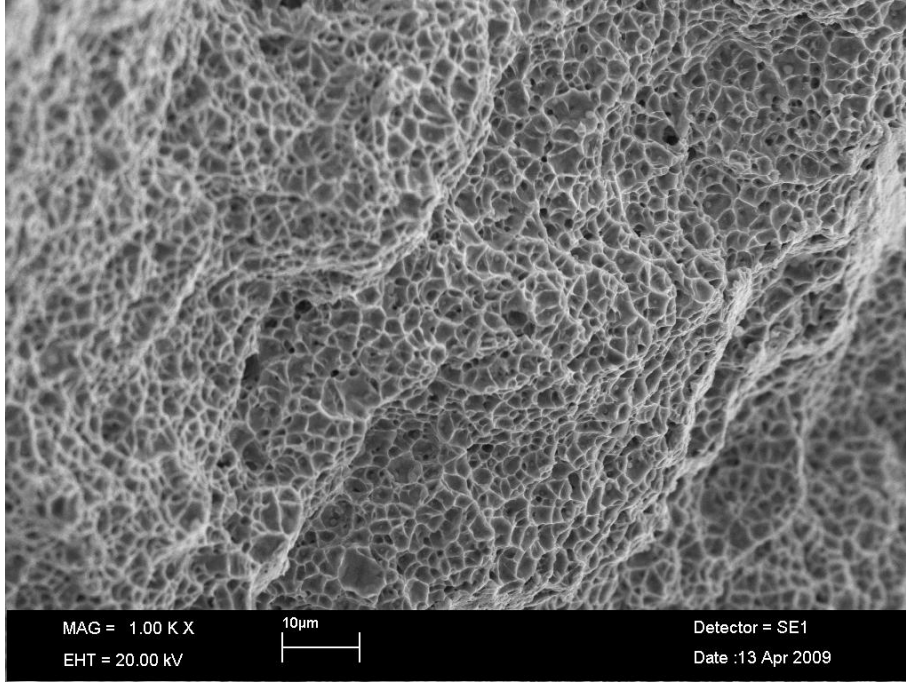




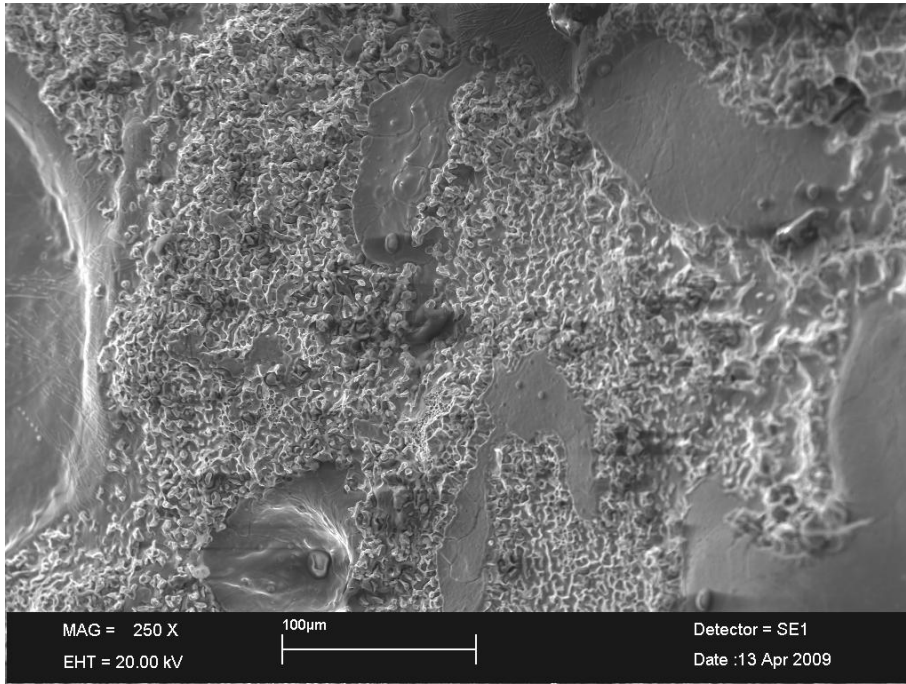
Şekil 5.62. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kaynak yüzeyi.



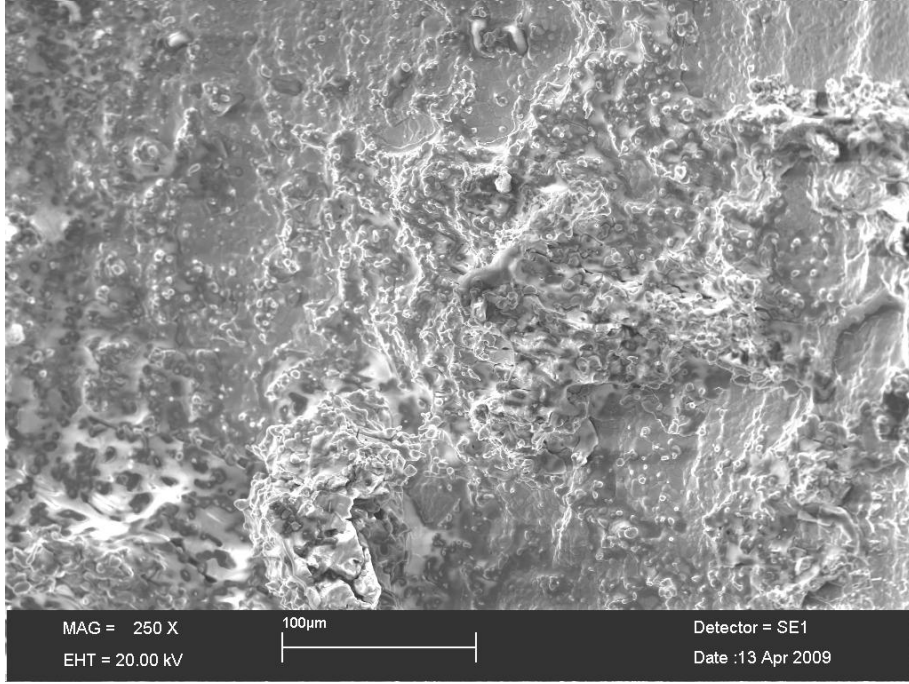
Şekil 5.63. ER100 SG Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM görüntüleri. Kaynak yüzeyi.



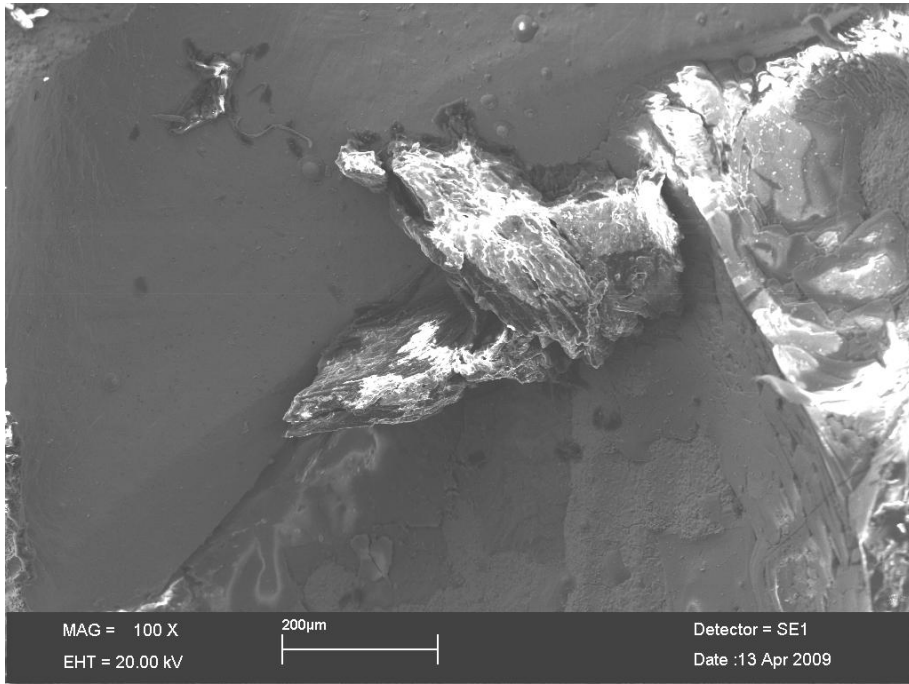
Şekil 5.64.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı.



Şekil 5.65.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-1 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı.

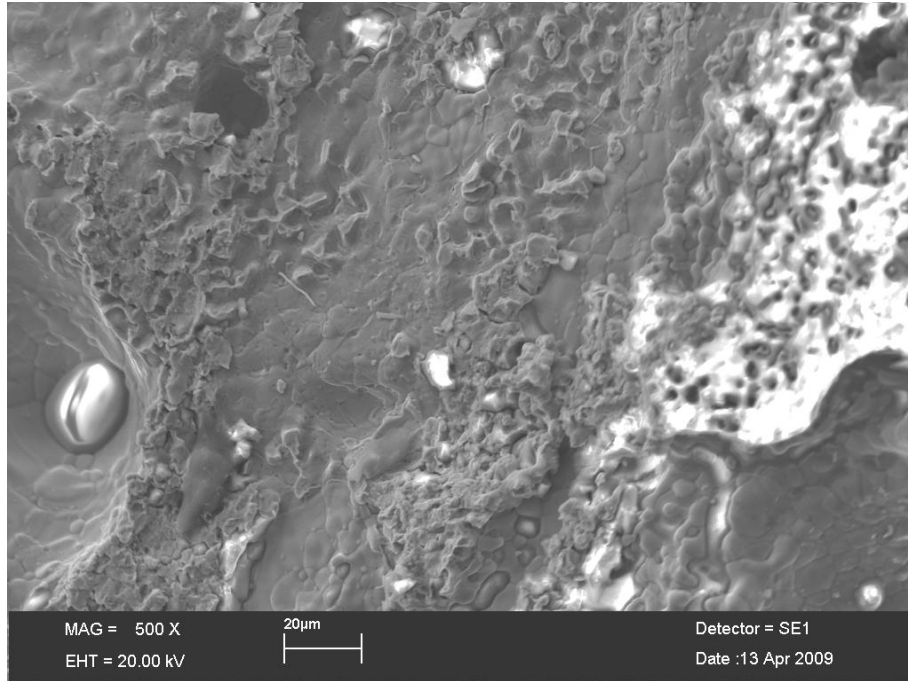


Şekil 5.66.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı.

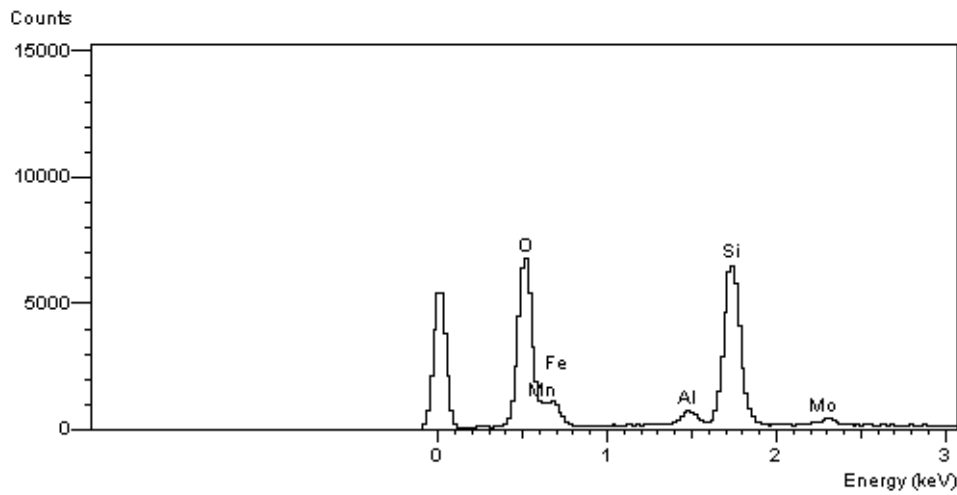


Şekil 5.67.SG 3 Kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin SEM fotoğrafı.  
Kırık yüzeyi.





Şekil 5.68. Yukarıdaki SG3 kaynak teli kullanılarak MIG/MAG-2 kaynağı yapılmış malzemenin sem fotoğrafının sol alt köşesinde bilye şeklinde görülen yapıdan alınan analiz sonuçları aşağıda verilmiştir.

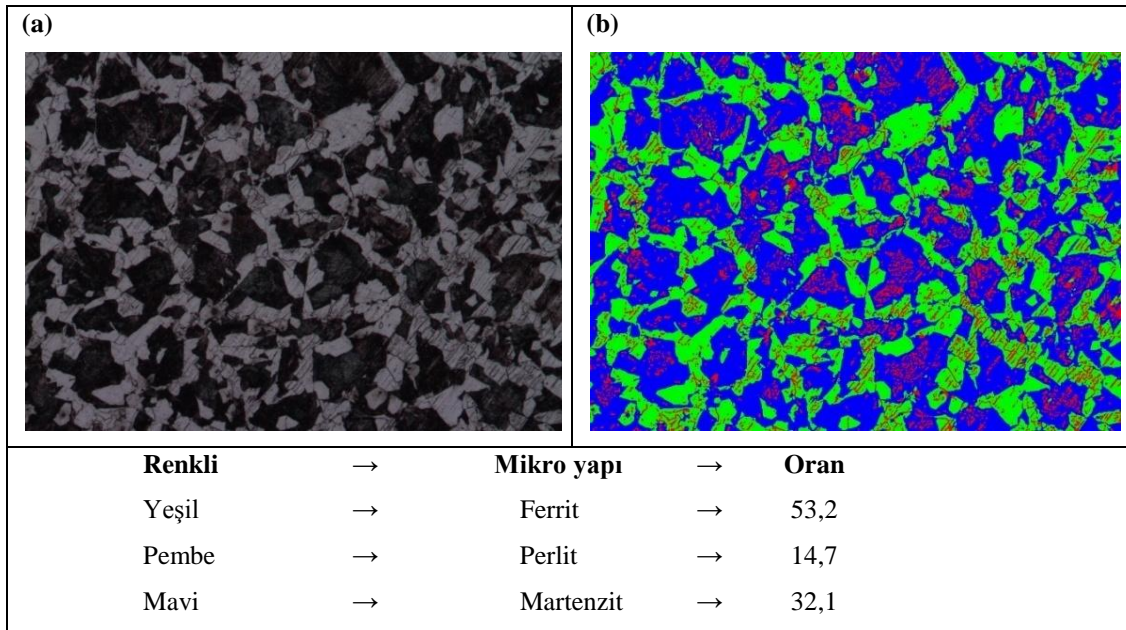


Şekil 5.69. Yukarıda Şekil 5.57'deki yapının EDS analizi. Silisyumca zengin, oksitli bir bölge görülmektedir.

#### 5.6.4. Martenzit hacim oranı

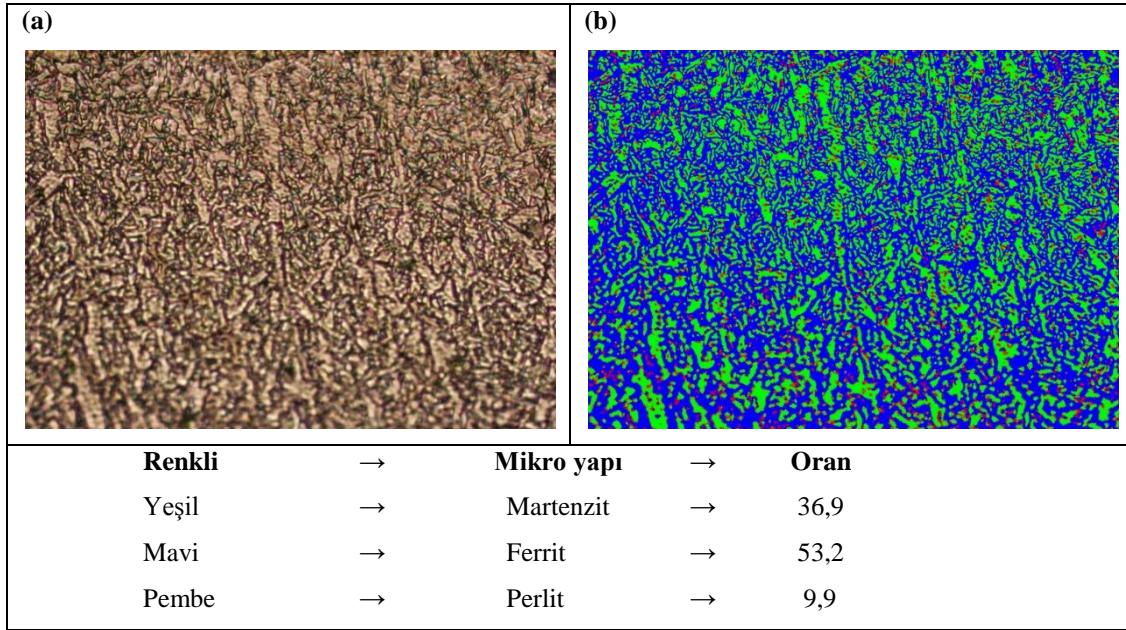
Mikro alaşımlı D25M6 dual-fazlı çelik malzemelerin mikroyapılarında ki faz miktarlarını tesbit etmek ve malzemenin mikroyapısının mukavemet üzerine etkilerini incelemek amacıyla esas metal, SG 3 kaynak teli kullanılmış MAG-1 kompozisyonlu, ER100 SG kaynak teli kullanılmış MAG-2 kompozisyonlu ve bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılmış Elektrik Ark kaynak ile birleştirilmiş numunelerin martenzit hacim oranları hesaplanmıştır.

Esas metalin ısıl işlem gördükten sonra mikroyapısında Şekil 5.60'ta belirtildiği gibi üç farklı faz görülmektedir. Bunlar % 53,2 Ferrit, % 32,1 Martenzit ve % 14,7 de Perlit olarak görülmüştür.

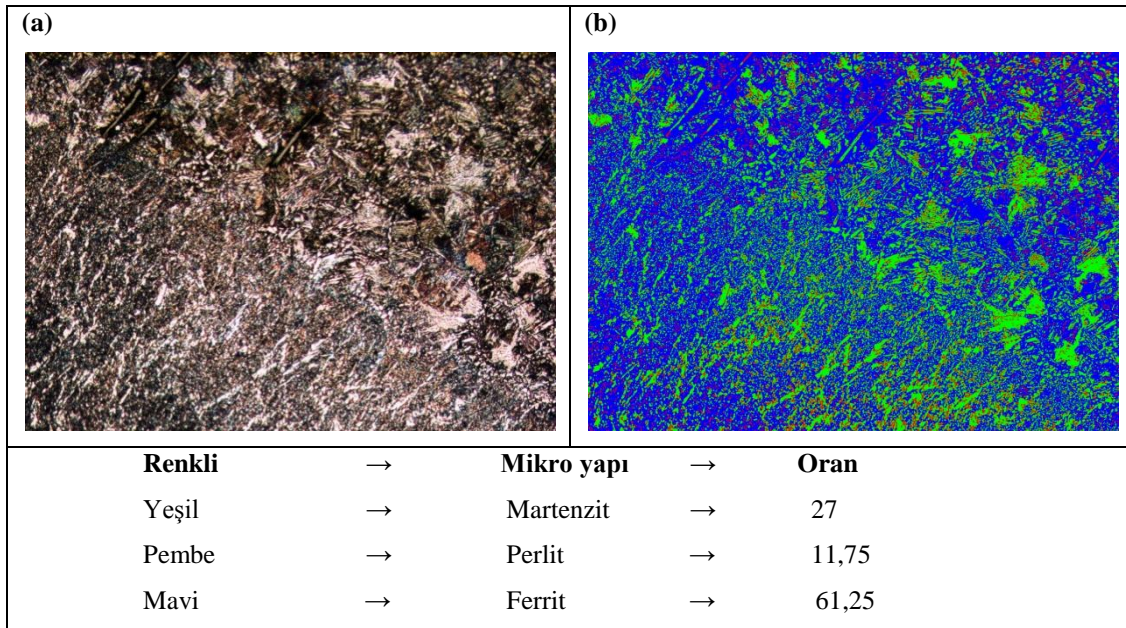


Şekil 5.70. Esas metalin martenzit hacim oranı

MAG-1 kompozisyonunun da SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesi ve ITAB/Kaynak geçiş bölgelerinde mikroyapılarında oluşan martenzit hacim oranları Şekil 5.61 ve Şekil 5.62 de belirtildiği gibi üç farklı faz görülmektedir. Bunlar kaynak bölgesinde % 36,9 Martenzit, % 9,9 Perlit ve % 53,2 de Ferrit olarak görülmüştür. ITAB/Kaynak geçiş bölgesinde ise % 27 Martenzit, % 61,25 Ferrit ve % 11,75 de Perlit olarak görülmüştür.



Şekil 5.71. MAG-1 kompozisyonun da SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesin de oluşan faz oranları

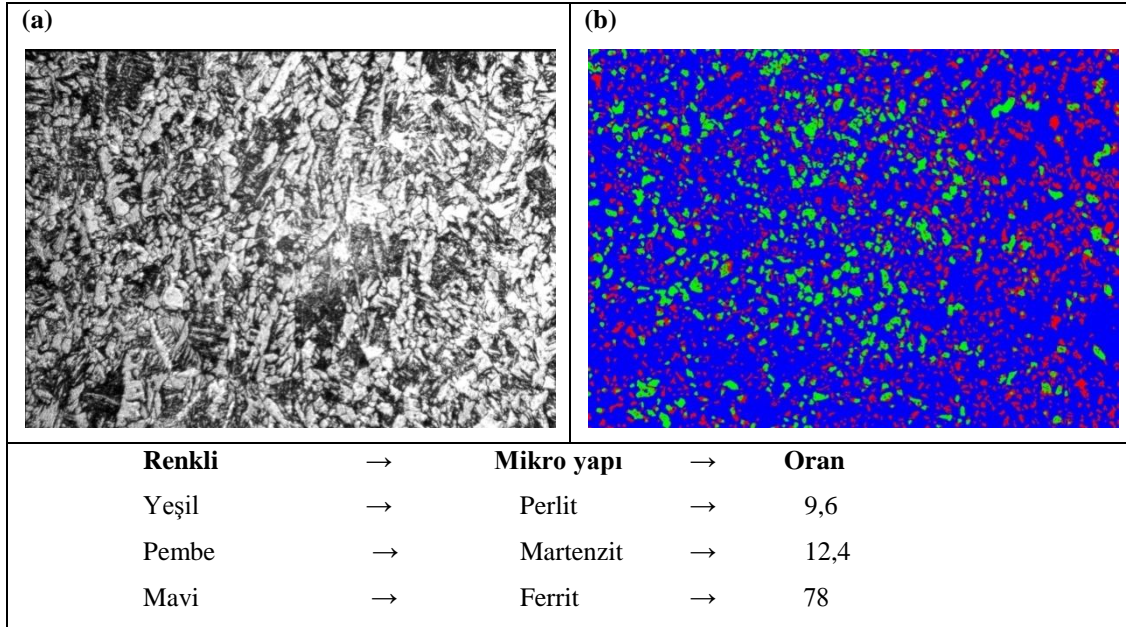


Şekil 5.72. MAG-1 kompozisyonun da SG 3 kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin ITAB/Kaynak geçiş bölgesin de oluşan faz oranları

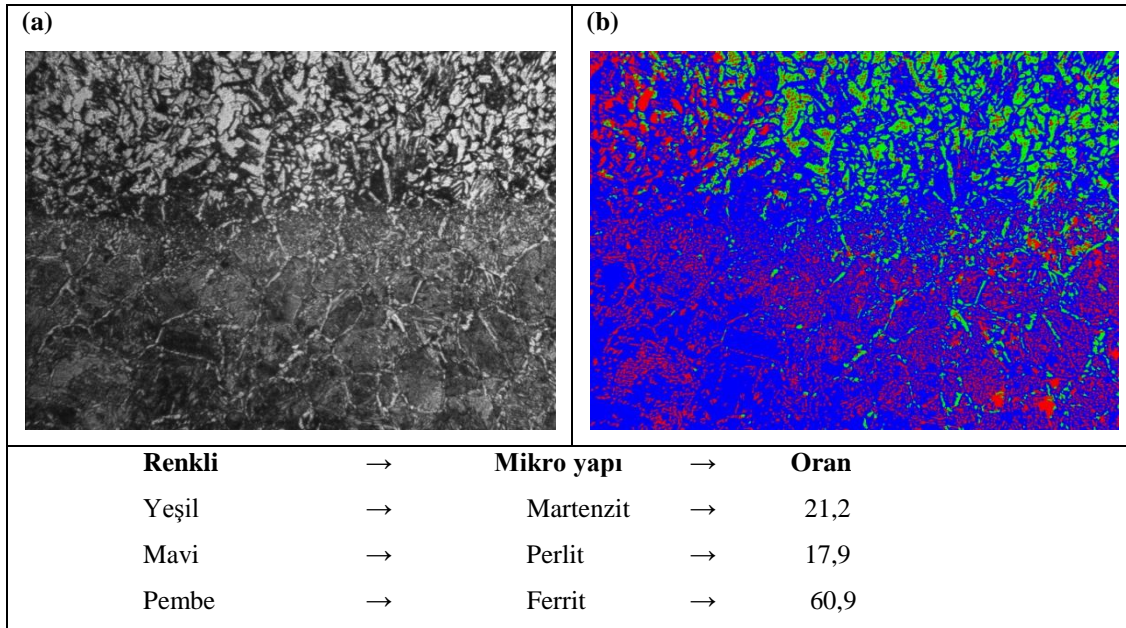
MAG-2 kompozisyonun da ER100 SG kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesi ve ITAB/Kaynak geçiş bölgelerinde mikroyapılarında oluşan martenzit hacim oranları Şekil 5.63 ve Şekil 5.64 de belirtildiği gibi üç farklı faz görülmektedir. Bunlar kaynak bölgesinde % 9,6 Perlit, % 78 Ferrit ve % 12,4 de



Martenzit olarak görülmüştür. ITAB/Kaynak geçiş bölgesinde ise % 21,2 Martenzit, % 60,9 Ferrit ve % 17,9 da Perlit olarak görülmüştür.

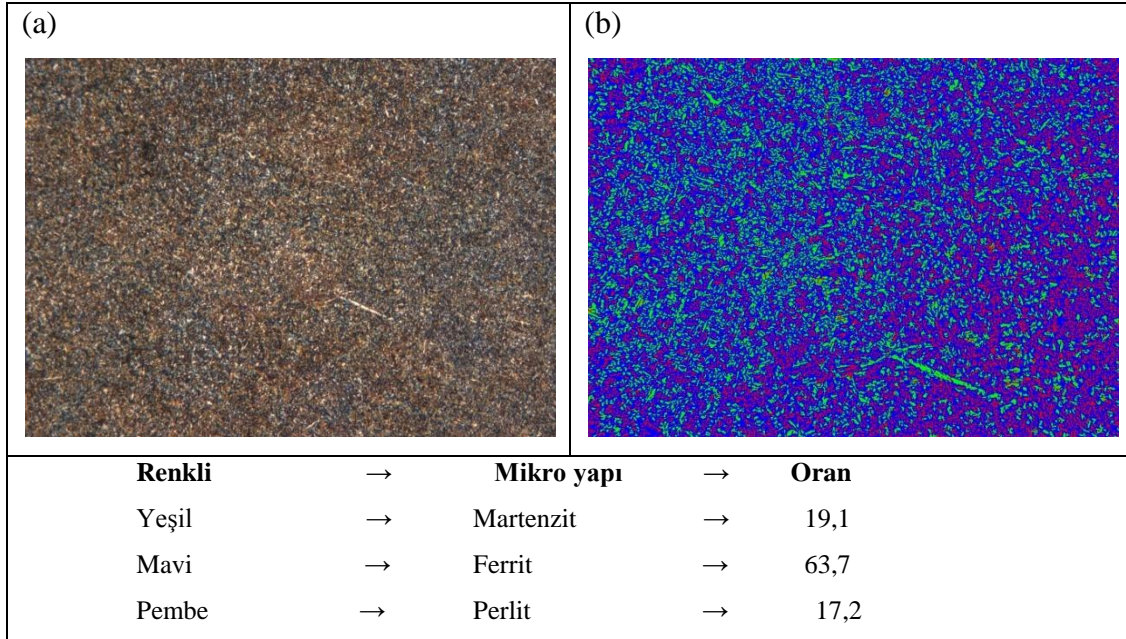


Şekil 5.73. MAG-2 kompozisyonunun da ER100 SG kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesinde oluşan faz oranları

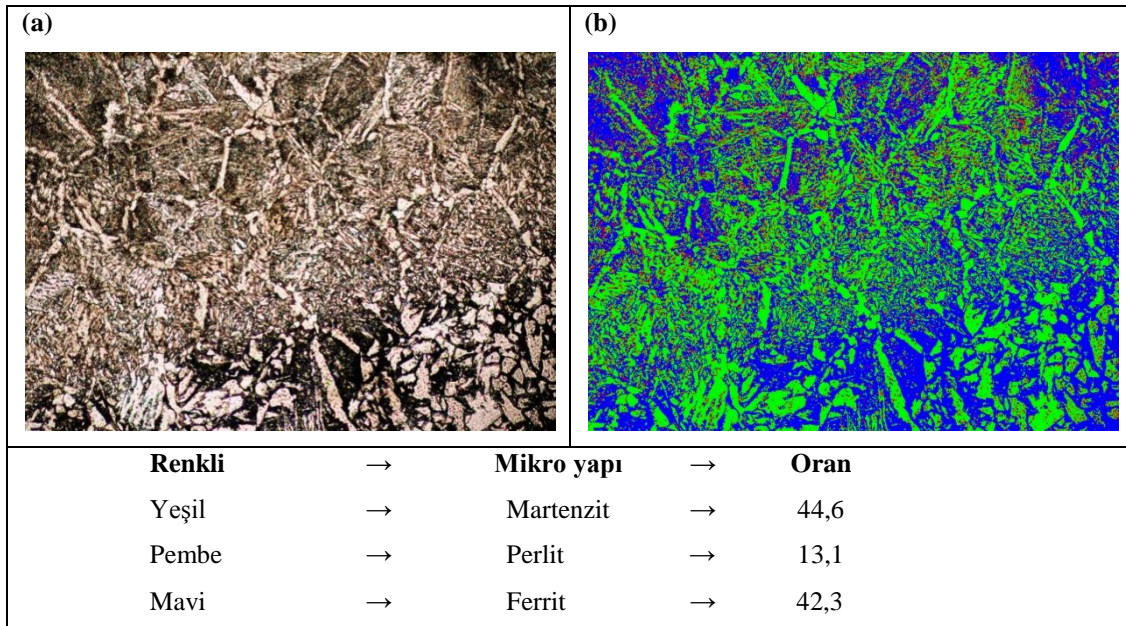


Şekil 5.74. MAG-2 kompozisyonunun da ER100 SG kaynak teli kullanılarak birleştirilmiş numunelerin ITAB/Kaynak geçiş bölgesinde oluşan faz oranları

Elektrik Ark kaynak ile bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesi ve ITAB/Kaynak geçiş bölgelerinde mikroyapılarında oluşan martenzit hacim oranları Şekil 5.65 ve Şekil 5.66 da belirtildiği gibi üç farklı faz görülmektedir. Bunlar kaynak bölgesinde % 19,1 Martenzit, % 63,7 Ferrit ve % 17,2 de Perlit olarak görülmüştür. ITAB/Kaynak geçiş bölgesinde ise % 44,6 Ferrit, % 13,1 Perlit ve % 42,3 de Martenzit olarak görülmüştür.



Şekil 5.75. Elektrik Ark kaynak ile bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılarak birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesinde oluşan faz oranları



Şekil 5.76. Elektrik Ark kaynak ile bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılarak birleştirilmiş numunelerin ITAB/Kaynak geçiş bölgesinde oluşan faz oranları

## BÖLÜM 6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

### 6.1. Sonuçlar

“Dual-faz” deyimini iki faz anlamında kullanılmaktadır. Yapıları ferrit ve martenzit karışımından ibaret olan çeliklere ‘dual-faz çelik’ denir. Birçok çelik çift-fazlı olmasına rağmen uygulanan özel işlemler sebebiyle dual-faz çeliklerini diğer çift-fazlı çeliklerden ayırtmak için bu terim kullanılmaktadır.

- Bu çalışmada D25M6 kodlu, dual-fazlı, mikro-alaşımli çelik malzemeler, ER100 SG ve SG 3 olmak üzere iki farklı kaynak teli ile gaz-altı kaynağı yöntemi ile birleştirilmişlerdir. Koruyucu gaz olarak %100 Argon, %15 CO<sub>2</sub> + % 85 Argon (MAG-1) ve %25 CO<sub>2</sub> + %75 Argon (MAG-2) kompozisyonları seçilmiş, CO<sub>2</sub> içeriğinin mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Ayrıca, bu tür çeliklerin kaynağında kullanılan bazik elektrot (Fox EV 85) seçilerek Elektrik Ark kaynağı ile numuneler birleştirilmiş, mekanik özelliklere kaynak yönteminin etkisi incelenmiştir. Kaynaklı birleştirmeler 130 Amper, 20 Volt; 150 Amper, 22 Volt ve 170 Amper, 24 Volt kaynak akım şiddeti ve kaynak gerilimi parametrelerinde gerçekleştirilmiştir.

- Mikro alaşımli D25M6 dual-fazlı çelik numuneler; 150 A, 22 V da SG 3 ve ER100 SG kaynak telleri ile farklı kaynak yöntemleri uygulanarak birleştirilen malzemelerden elde edilen gerilme değerlerinden de anlaşılacağı gibi esas metalin mukavemet değerleri en yüksektir. Esas metalin Akma gerilmesi 708 MPa, Maksimum Çekme Gerilmesi 790 MPa ve Kopma gerilmesi değerleri de 596 MPa olarak hesaplanmıştır. Bununla beraber, gaz altı kaynağında MIG kaynağı ile %100 Argon gazı kullanılarak birleştirilen numunelerin gerilme değerleri en küçüktür. Aynı kaynak parametrelerinde elektrik ark kaynağı ile bazik elektrot (Fox EV 85) kullanılarak yapılan birleştirmede ise gaz altı kaynağı ile birleştirilen numunelerle karşılaştırıldığında daha düşük mukavemet değerleri elde edildiği görülmektedir.



- ER100 SG, dual-fazlı mikroalaşımli çeliklerin kaynaklı birleştirilmesinde kullanılan bir tel olup yurtdışından ithal edilmektedir. Yerli üretimi yapılabilen SG3'ün, ER100 SG yerine devamlı kullanılabilirliği araştırılmıştır. İthal telin mekanik mukavemet değerlerinin yerli tel SG 3'ten ortalama 3-8 MPa arasında değişen oranlarda daha yüksek olduğu görülmüştür. Bu durumda ithal teli kullanıp kullanmamak konusunda karar kullanıcılara bırakılmıştır.

- ER100 SG, SG 3 kaynak telleri ve bazik elektrot (Fox EV 85) ile 130, 150, 170 Amper kaynak akım şiddetleriyle 20, 22 ve 24 Volt kaynak gerilimlerinde yapılan birleştirmelerden çıkarılan çekme numuneleri ile yapılan çekme testleri bulguları toplu olarak aşağıda sunulmuştur. En yüksek mukavemet değerleri elde etmek için MAG-1 olarak isimlendirilen gaz kompozisyonu ve ER100 SG teli kullanmak ideal çözüm olarak gözükmektedir. Amper-Volt değerleri yükseldikçe Mukavemet değerlerinde düşüş olmaktadır.

- Esas metal, MAG-1, MAG-2 ve Elektrik Ark kaynaklı numunelerin gösterilen doğrultu ve işaretlenen noktalarından alınan sertlik değerleri toplu olarak verilmiştir. İlk Esas Metale baktığımızda, Rockwell skalası cinsinden bulunan sertlik değerlerinin 16-20 HRC arasında değiştiği görülür. Kaynak işlemi sırasında malzemeye yüksek ısı girişi olmaktadır. Bu ısı girişi sertlik değerlerini değiştirmektedir. MAG-1 kompozisyonlu numunelerin esas metali-ısının tesiri altındaki bölgesi (ITAB)-kaynak bölgesi-ITAB-esas metali şeklindeki bir sırada alınan sertlik değerlerine bakıldığında, 17 HRC olan ITABa yakın bölgedeki sertlik, ITAB içinde 18,3-19 HRC'ye yükselmiş, kaynaklı bölge içinde de en fazla 21,2 HRC olmuştur. Bu değer, hiç kaynak uygulamamış esas metalin sertliğinden sadece 1-2 HRC daha yüksektir. Yani ITAB bölgesinin tane büyüklüğü fazla etkilenmemiş, mukavemet değerleri orijinal haldekine yakın değerlerde kalabilmiştir.

- MAG-2 kompozisyonlu numunelerin sertlik değerlerine bakıldığında ITAB ve kaynak bölgelerinde daha fazla sertlik artışları ölçülmüştür. ITAB da 19,2-21 HRC olan sertlik, kaynak bölgesi içinde 24,5 HRC'ye kadar yükselmiştir. Tane yapısının özellikle ITAB bölgesinde irileştiği düşünülmektedir. Bu amaçla Mikroyapı, Makroyapı ve Elektron Işını Mikroskopları ile tane yapısı incelemesi de yapılmıştır.

- Son olarak, Elektrik Ark kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin sertlik değerlerine bakıldığında en şiddetli sertlik yükselişlerine burada rastlandığı görülmüştür. ITAB'a yakın yerlerde 19,8-20,1 HRC arasında olan sertlik değeri kaynaklı bölgede 35,1 HRC'ye kadar yükselmiştir. Esas metale göre yaklaşık 18 birimlik sertlik artışı ölçülmüştür. Kaynak dikişi katılaştırken tane değişimlerini tolere edebilir; fakat ITAB bölgesi için bu söyleyebilmek zordur. Burada mukavemet düşmesi beklenir. Nitekim çekme değerlerinin verildiği Bölüm 5.3'e bakıldığında Elektrik Ark kaynaklı numunelerin en düşük dayanım değerlerine sahip olduğu; akma, maksimum çekme ve kopma mukavemetlerinin diğer MAG-1 ve -2 kompozisyonlu numunelerden daha düşük değerlerde ölçüldüğü görülmüştür. Bunlarla bağlantılı olarak süneklik değerinin bir göstergesi olan “% uzama” değerleri de Elektrik Ark kaynaklı numunelerde en düşüktür.

- Kaynak işlemi uygulanmamış esas metal malzemenin martenzit hacim oranı ortalama % 32'dir. Daha sonra gerek gazaltı gerekse elektrik ark kaynağı yöntemiyle kaynak işlemi yapıldığı da kaynak dikiş bölgesinin martenzit hacim oranı SG 3 teli ile MAG-1 kompozisyonun da yapılan kaynak işlemin de %36,9 değerine, bazik elektrot ile yapılan Elektrik Ark kaynağın da ise % 44,6 değerine kadar çıkmaktadır. Bu durum kaynak bölgesindeki sertlik değeri artışının izah etmektedir. Hatta elektrik ark kaynaklı numunelerde ölçülen 35,1 HRC'lik aşırı yüksek değerin buradaki % 44,6'lık martenzit hacim oranından kaynaklandığı anlaşılmıştır. Martenzit hacim oranı ITAB/Kaynak bölgesi aralığında ise yaklaşık %20 değerine düşmektedir. ITAB bölgelerinde zaten tane irileşmesi görüldüğü belirtilmişti. Bir de mukavemet değerlerin de düşme, martenzit hacim oranının azalması gibi faktörler de eklenince numunelerin çekme deneyi sırasında bu ITAB bölgelerinden kopması kaçınılmaz olmuştur.

## 6.2. Öneriler

- Bu tez konusu içinde irdelenen mikroalaşım, D25M6 kodlu çelik malzeme ısıtılma işlem uygulandığında Ferrit+Martenzitten oluşan bir çift-fazlı Mikroyapı göstermektedir. Kaynak işlemi malzemeye yüksek ısı girdisinin verildiği ve neticesinde katılaşmanın meydana geldiği bir proses olsa da tam kapsamlı bir ısıtılma



işlem değildir. Başka çalışmalarda bu çeliklerin ısıtılma-kaynak ilişkileri incelenebilir. Fakat yinede bu mevcut çalışmada kaynaktan sonra yapıda Ferrit + Martenzitten oluşan bir Mikroyapı görülebilmektedir.

- Diğer bir öneri, farklı kaynak yöntemlerinin bu çeliklerin birleştirilebilirliğe uygulanması şeklinde sunulabilir. Mevcut çalışmada kaynak edilen numunelerin kalınlıkları 16 mm'idi. Eğer daha ince kesitler ile çalışmak mümkün olursa TIG (Tungsten Inert Gaz) kaynağı ile de çalışmalar yapılabilir.

**KAYNAKLAR**

- [1] SPEİCH G.R., DEMAREST V. A., MILLER R.L., “Formation Of Austenite During Intercritical Annealing Of Dual-Phase Steels”, Metallurgical Transactions A, vol:12A, pp.1419-1428, 1981
- [2] DAVİES R.G., “The Deformation Behaviour Of Vanadium Strengthened Dual-Phase Steels”, Metallurgical Transactions, vol:9A, pp. 41-52, 1978
- [3] DAVİES R.G., “Influence Of Martensite Composition And Content On The Properties Of Dual-Phase Steels”, Metallurgical Transactions, vol:18A, pp. 671-679, 1978
- [4] FALLAHI A., “Microstructure-Properties Correlation Of Dual Phase Steels Produced By Controlled Rolling Process”, J. Mater. Sci. Technol, vol:18 No.5, 2002
- [5] CHAKRABORTI P.C., MITRA, M.K., “Microstructure And Tensile Properties Of High Strength Duplex Ferrite-Martensite (Dfm) Steels”, Materials Science and Engineering, 123-133, 2007
- [6] GÜNDÜZ S., “Static Strain Ageing Behaviour Of Dual-Phase Steels, Materials Science and Engineering: A, in-press
- [7] HUH H., KIM S.B., SONG J.H., LIM J.H., “Dynamic Tensile Characteristics Of TRIP-Type And DP-Type Steel Sheets For An Autobody”, International Journal Of Mechanical Sciences, İn-Press
- [8] WANG T.S., ZHANG F.C., ZHANG M., LV, B., “A Novel Process to Obtain Ultra-Fine Grained Low Carbon Steel With Bi-Modal Grain Size Distribution For Potentially Improving Ductility”, Materials Science and Engineering: A, İn-Press

- [9] ABOUEI V., SAGHAFIAN H., KHEIRANDISH S., RANJBAR K., “An Investigation Of The Wear Behaviour Of 0.2 % C Dual-Phase Steels”, J. of Materials Processing Technology, In-Press
- [10] OKAYASU M., SATO K., MIZUNO M., HWANG D.Y., SHIN D.H., “Fatigue Properties Of Ultra-Fine Grained Dual-Phase Ferrite/Martensite Low Carbon Steel” International Journal of Fatigue, In-Press
- [11] KHONDKER R., MERTENS A., McDERMID J.R., “Effect of annealing atmosphere on the galvanizing behavior of a dual-phase steel”, Materials Science and Engineering: A, vol: 463, Issues 1-2, 15, 157-165, 2007
- [12] CHOWDHURY S.G., PERELOMA E.V., SANTOS D.B., “Evolution Of Texture At The Initial Stages Of Continuous Annealing Of Cold Rolled Dual-Phase Steel: Effect Of Heating Rate Materials Science and Engineering, vol: 480, Issues 1-2, 540-548, 2008
- [13] ABOUNEI V., SAGHAFIAN H., KHEIRANDISH S., “Dry Sliding Oxidative Wear In Plain Carbon Dual Phase Steel”, Journal of Iron and Steel Research, International, vol:14, Issue 4, Pages 43-48, 2007
- [14] ABOUNEI V., SAGHAFIAN H., KHEIRANDISH S., “Effect Of Microstructure On The Oxidative Wear Behavior Of Plain Carbon Steel”, Wear, vol: 262, Issues 9-10, 1225-1231, 2007
- [15] MODI O.P., PANDIT P., MONDAL D.P., PRASAD B.K., YEGNESWARAN A.H., CHRYSANTHOU A., “High-Stress Abrasive Wear Response Of 0.2% Carbon Dual Phase Steel, Effects Of Microstructural Features And Experimental Conditions”, Materials Science and Engineering, vol: 458, Issues 1-2, 303-311, 2003
- [16] SAGHAFIAN H., KHEIRANDISH S., “Correlating Microstructural Features With Wear Resistance Of Dual Phase Steel”, Materials Letters, vol:61, Issues 14-15, 2007

- [17] KANG J., OSOSKOV Y., EMBURY D., WILKINSON D.S., "Digital Image Correlation Studies For Microscopic Strain Distribution And Damage In Dual Phase Steels", *Scripta Materialia*, vol:56, Issue 11 ,1999-1002, 2007
- [18] DELINCE M.Y., EMBURY E.D., GEERS M.D., JACQUES P.J., PARDOEN T., "Structure–Property Optimization of Ultrafine-Grained Dual-Phase Steels Using a Microstructure-Based Strain Hardening Model", *Acta Materialia*, vol:55, Issue 7, 2337-2350, 2007
- [19] AL-ABBASI F.M., NEMES J.A., "Characterizing DP-Steels Using Micromechanical Modeling Of Cells", *Computational Materials Science*, vol:39, Issue 2, 402-415, 2007
- [20] PARK K.S., PARK K.T., LEE D.L., LEE C.S., "Effect Of Heat Treatment Path On The Cold Formability Of Drawn Dual-Phase Steels", *Materials Science and Engineering*, vol:449, 1135-1138, 2007
- [21] THIESSEN R.G., SIETSMA J., PALMER T.A., ELMER J.W., RICHARDSON I.M., "Phase-Field Modelling And Synchrotron Validation Of Phase Transformations In Martensitic Dual-Phase Steel", *Acta Materialia*, vol:55, Issue 2, 601-614, 2007
- [22] YOSHIZAWA M., IGARASHI M., "Long-Term Creep Deformation Characteristics Of Advanced Ferritic Steels For USC Power Plants", *Int.J.Of Pressure Vessels And Piping*, vol:84, Issues 1-2, 37-43, 2007
- [23] TAYANÇ M., AYTAÇ A., BAYRAM A., "The Effect Of Carbon Content On Fatigue Strength Of Dual-Phase Steels", *Materials and Design*, 1827-1835, 2007
- [24] CHAO Y.J., WARD J.D., SANDS R.G., "Charpy Impact Energy, Fracture Toughness And Ductile–Brittle Transition Temperature Of Dual-Phase 590 Steel", *Materials and Design*, 551-557, 2007
- [25] TEKELİ S., GÜRAL A., ÖZYÜREK D., "Dry Sliding Wear Behavior Of Low Carbon Dual Phase Powder Metallurgy Steels", *Materials and Design*, 1685-1688, 2007

- [26] AKTAŞ S., “Otomotiv Sektöründe Kullanılan Dual Faz Sacların Direnç Nokta Kaynağında Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi”, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2008
- [27] GARCÍA C.L.,and DE ARDO AJ.,“Fonnation of Austenite İn 1,5 Pet Mn Steels”, Met. Trans.,vol:12, p:521-530, 1981
- [28] JEONG W.C., KIM C.H.,“Formation of Austenite From A Ferrite–Pearlite Microstructure During Intereritical Annealing, Journal of Materials Science”, vol:20, p:4392-4398, 1985
- [29] PRIESTNER AJMAL, M.,“Effect of Carbon Content And Mikroalloying On Martensitie Hardenability of Austenite of Dual-Phase Steel”, Materials Science Technology, vol:3, p:360-364, May, 1937
- [30] PRIESTNER, R., and AJMAL, M.,“Thermomecanically Processed Dual-Phase Steel”, Department of Metallurgy and Materials Science Univercity of Manchester / UMİST, Grosvenor Street, Manchester M1 7HS, U.K.,1987
- [31] RASHİD MS.,“GM 980X-A Unique High Strength Sheet Steel With Superior Formability”, SAE, Preprint 760 206, 1976
- [32] ARAKİ, K.,FUKUNAKA, S., and UCHİDA, K.,“Development of Continuously Annealed High Strength Cold rolled sheel steels”, Transactions of The Iron and Steel Institute of Japan, vol:17, p:701, 1977
- [33] BAUCHER J.H., and HAMBURG, E.G.,“High strength formable sheet steel”, SAE Preprint, p:701, 1977
- [34] KIM N.J., THOMAS, G.,“Effects of morphology on the mechanical behaviour of a dual-phase Fe/2 Si/0,1 C steel”. Met. Trans, vol:12A, p. 483-489, 1981
- [35] COLDREN A.P. , ELDIS G.D.“The journal of molybdenum technology”. p 2-5, 1980
- [36] HAYAMI S. and FURUKAVA T.,“Mikro alloying 75, proc. of on int. symp. on high strength low alloy steels held in Washington”, D.C. in 1975,

Union Carbide Corporation, 39 th floor, 270 Park Avenue, New York, NY., p.311-321, 1977

- [37] MATSUOKA T., YAMOMORI K.,“Metallurgical aspects of cold rolled high strength steel sheets”. Met.Trans., vol: 6A, 1613-1622, 1975
- [38] MOULD P.R., SKENA C.C.,“Structure and properties of cold-rolled ferrite-martensite steels”, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by:Davenport A.T., AIME, p.128-143, 1977
- [39] ASAMURA S.,“Automotive HSLA steels produced by nippon steels”,Paper Presented at Vanitec Dual-Phase Steels Seminars at Berlin, 1978
- [40] YUKLER A.İ., “Alaşimsız dual fazlı çeliklerin mekanik ve nokta kaynağı özellikleri”, Doktora Tezi, İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi Matbaası., 1983
- [41] YONG D.Z., BROWN E.L., MATLOCK D.K., and KRAUSS G.,“The formation of austenite at low intercritical annealing temperatures in a normalized 0.08 C, 1.4 Mn – 0.21 Si steel”, Met. Trans., vol: 8A, p: 1523-1526, 1977
- [42] SPEİCH G.R., DEMAREST S.A., and MİLLER R.L, “Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels”, Met,Trans.A,vol:12A, p:1419-1428, 1981
- [43] SPEİCH G.R., and Szirme A.,“Formation of austenite from ferrite and ferrite-carbide aggregates, TMS-AIME, vol: 245, s:l063-1075, 1969
- [44] ESTAY S., Li Chengji, and PURDY G.R.,“Carbide dissolution and austenite growth in the intercritical annealing of Fe-C-Mn dual-phase steels”, Caodian Metallurgical Quarterly, vol:23,No.1, p:121-130, 1984
- [45] JEONG Yİ J., KİM I.S., and CHOI H.S.,“Austenitization during intercritical annealing of an Fe-C-Si-Mn dual-phasc steel”, Metallurgical Transactions A, vol:l6A, s:1237-1245, 1985

- [46] MATSUMURA N. and TOKIZANE M., "Mikrostructure and mechanical properties of dual-phase produced by intercritical annealing of lath martensite", Transactions ISIJ, vol: 24, p:648-654, 1984
- [47] THOMPSON S.W., FAN G.S., and HOWELL S.R., "Nucleation of austenite during intercritical annealing of a commercial low-alloy steel", Proceedings of an International Conference on Phase Transformations in Ferrous Alloys, Ed. Marder, 1984
- [48] GIORDANO L., MUTTEAZZI S., TIZIANI A. and ZAMBON A., "Retained austenite variation in dual-phase steel after mechanical stressing and heat treatment", Mat. Sci. and Eng., vol:31A,p:215-219, 1991
- [49] JEONG W.C. and KIM C.H., "Ferrite growth on cooling annealing in a dual-phase steel", Scripta Metallurgica, vol: 19, p:37-42, 1985
- [50] THELING K.E., "Çelik ve ısı işleme, Bofors el kitabı", Çeviren: Adnan Tekin, İ.T.Ü., İstanbul, 1984
- [51] GIORDANO L., MUTTEAZZI R., TIZIANI A., and ZAMBON A., "Retained austenite variation in dual-phase steel after mechanical stressing and heat treatment", Mat. Sci and Eng., vol: 31A, p:215-219, 1993
- [52] GEIP M.D, MATLOCK D.K., and KRAUSS G., "The effect of intercritical temperature on the structure of niobium micro alloyed dual-phase steel", Met.Trans., vol:11A, p: 1683-1689 Oct., 1980
- [53] HUPPI G.S., MATLOCK D.K., and KRAUSS G., "An evaluation of the importance of epitaxial ferrite in dual-phase steel microstructures", Scripta Metallurgica, vol: 14, p: 1239-1243, 1980
- [54] MOULD S.R., and SKENA C.C., "Structure and properties of cold rolled ferrite phase martensite (dual-phase) steel sheets", Formable HSLA and Dual/Phase Steels, ed. by A.T. Davenport, AIME, p: 183-203, 1977
- [55] PICKERING F.B., GLADMAN T., "Iron and steel inst.spec. rep", vol: 18, pp.10, 1963

- [56] HAYAMİ S., FURUKAWA T. ,“A family of high-strenght cold rolled steels”, Micro Alloying 75, Union Carbide, N.Y,pp. 311.321, 1977
- [57] ENSARİ C., ve KAYALI E.S., “Yüksek dayanımlı az alaşımlı çeliklerin özellikleri ve kullanılma alanları”, Aralık 1978
- [58] SPEİCH G.R., and MİLLER R.L., “Mechanical properties of ferrite-martensite steels, structure and properties of dual phase steels”, ed. By. R. A. Kot and J.W. Morris, pp. 145-181 AIME, 1979
- [59] DAVİES R.G., “On the ductility of two phase steels” forable HSLA and Dual-Phase steels, DAVENPORT pp. 25-39,AIME,1977
- [60] DAVİES R.G., “the deformation behavior of vanadium strengthed dual-phase steels”, met. Trans., pp. 41-52, vol. 9A, jan. 1978
- [61] Morrow j. And tither g., “molybdenum in intercritically annealad dual-phase steel strip”
- [62] TEKİN E. “demir alaşımlarının uygulamalı metalografisi yayın no: 98,ANKARA 1982
- [63] MOLYBDENUM-MOSAİC “the journal of molybdenum technology” vol:4, number 3, the dual-phase steels
- [64] KIM N.J., THOMAS G.,“Effects of morphology on the mechanical behaviour of a dual-phase Fe/2 Si/0,1 C steel”, Met. Trans, Vol. 12 A, p. 483-489, 1981
- [65] TAMURA I., TOMATA Y., AKAO A., “On The Strength And Ductility Of Two Phase Iron Alloys”, Transactions of ISIJ, 13, p. 283-296, 1973.
- [66] IZAR N.,“Çelik Seçimi ve Sertleşebilme”, M.M.O. Yayın No: 58., 1971.
- [67] DIETER G.E.,“Mechanical Metallurgy”, SI Edition, Me Graw-Hill, Singapure, 1988.



- [68] BERNARD S.J., SMITH G.D.W., SARIKAYA M. "Carbon Atom Distribution In A Dual-Phase Steel An Atom Probe Study", Scripta Metall, p.35-46., 1981
- [69] DAVIES R.G., "On The Ductility Of Two-Phase Steels", Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed.by: Davenport A.T., AIME, p. 25-39., 1977
- [70] SPEICH G.R., MILLER R.L., "Mechanical Properties Of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels", ed. by: R.A. Kot, J.W.Morris, AIME, p145-181, 1979
- [71] ÇİMENOĞLU H., KAYALI E.S., "Çift Fazlı Çeliklerde Deformasyon Davranışı Analizi" İ.T.Ü., Cilt 48, sayı 2., 1990
- [72] CRIBB W.R., RIGSBEE J.M., "Work Hardening Behavior And Its Relationship To The Microstructure And Mechanical Properties Of Dual-Phase Steels", ed. by: R.A. Kot And J.W. Morris, Aime, s. 91-117, 1979
- [73] OĞUZ B., "Ark Kaynağı", Oerlikon, İSTANBUL, 1989
- [74] TS 593, Elektrotlar, "Örtülü, Alaşımız Ve Düşük Alaşımli Çeliklerin Ark Kaynağı İçin", 1989
- [75] DURGUTLU A., "Ark Kaynağında Kaynak Hızının Mikroyapı Ve Nüfuziyete Etkisinin İncelenmesi", Y. Lisans Tezi, G.Ü.F.B.E., ANKARA, 1987
- [76] ANIK S., TÜLBENTCİ K., KALUNÇ E., "Örtülü Elektrot İle Elektrik Ark Kaynağı", Gedik Holding Yayınları, İSTANBUL, 1981
- [77] TÜLBENTCİ K., "MIG/MAG Eriyen Elektrot İle Gaz Altı Kaynağı, Gedik Holdik Yayını
- [78] GÜLENÇ B., "MIG/MAG Kaynağında Koruyucu Gaz Karışımının Kaynak Metalinin Mekanik Özelliklere Etkisi", G.Ü.F.B.E Doktora Tezi, 1995
- [79] ANIK S., "Kaynak Tekniği", Cilt:1.İ.T.Ü. Makine Fakültesi Ofset Atölyesi, İSTANBUL, 1981

- [80] Basic Welding Data , “Shielding Gases” July, Metal Fabrication, P:254-256, 1989
- [81] İSDAŞ O., “Gaz Metal Ark Kaynağı Ve Koruyucu Gazlar” (BOTAŞ)
- [82] ANIK S., “Kaynak Tekniğı” Cilt 3, İSTANBUL, 1981
- [83] OĞUZ B., “Karbonlu Ve Alaşımli Çeliklerin Kaynağı” İSTANBUL, 1985
- [84] GÜLENC B., TÜLBENTÇİ K., “Düşük Karbonlu Ve Az Alaşımli Çeliklerin MIG/MAG Kaynağında Koruyucu Gaz Seçimi, Uluslar Arası Kaynak Teknolojisi Sempozyumu, GEV, 1996
- [85] ANIK S., ANIK E.S., VURAL M., “Malzeme Bilgisi Ve Muayenesi” İSTANBUL, 1993
- [86] ASKELAND D.R., “Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri”, Çeviren: Dr. Mehmet ERDOĞAN, Nobel Yayın Dağıtım, ANKARA, 1998
- [87] ATEŞ H., “MIG/MAG Kaynağında Argon Gazına Karbondioksit ve Oksijen İlavesinin Kaynak Metali Tokluğu ve Mikroyapısına Etkisinin Araştırılması” Yüksek Lisans Tezi, G.Ü.F.B.E., ANKARA, 1996
- [88] TEKİN A., “Çelik ve Isıl İşlem”, İSTANBUL, 1984
- [89] ÖZDEN N., “Kaynağın Isıl İşlemi” Aliğa, 1985
- [90] BAYRAM İ., “Çeş 0,50 Olan Yapı Çeliğinin Kaynak Kabiliyetinin İncelenmesi” Yüksek Lisans Tezi, G.Ü.F.B.E., ANKARA, 2000
- [91] ANIK S., “Kaynak Tekniğı” Cilt 2, İSTANBUL, 1982

## ÖZGEÇMİŞ

21.06.1984 tarihinde K.Maraş/Afşin ilçesinde doğdu. İlköğrenimini 1991-1996 yılları arasında Kayseri-Ahmet Eskiyapan İlköğretim okulunda tamamladıktan sonra ortaöğrenimini 1996-1999 yılları arasında Kayseri-Sümer İlköğretim okulun da tamamladı. Kayseri-Kocasinan Atatürk Lise'sinde 2000-2003 yılları arasında da lise eğitimini tamamladı. 2003 yılında başladığı Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Döküm Öğretmenliği bölümünden 2007 yılında mezun oldu.