

**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DÜŞÜK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM SICAKLIĞINA SAHİP KAYNAK  
ELEKTRODU GELİŞTİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Okan ÖZDEMİR**

**Anabilim Dalı : Metalurji ve Malzeme Mühendisliği**

**Programı : Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği**

**HAZİRAN 2011**



**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DÜŞÜK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM SICAKLIĞINA SAHİP KAYNAK  
ELEKTRODU GELİŞTİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Okan ÖZDEMİR  
(506081223)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 06 Mayıs 2011**

**Tezin Savunulduğu Tarih : 07 Haziran 2011**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU (İTÜ)  
Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. E. Sabri KAYALI (İTÜ)  
Prof. Dr. Mehmet KOZ (Marmara Ü.)**

**HAZİRAN 2011**



## ÖNSÖZ

Yüksek lisans tezimin yönetimini üstlenen, çalışmalarında bana yol gösteren, her zaman bana destek veren ve çalışmalarımın tamamlanmasında yardımlarını esirgemeyen değerli hocalarım Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU, Prof. Dr. Gürel ÇAM ve Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN’a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneylerimin yapılışı sırasında yardımlarını esirgemeyerek çözümleriyle bana yol gösteren Araş. Gör. Onur MEYDANOĞLU, Araş. Gör. Mert GÜNYÜZ ve Araş. Gör. Özgür ÇELİK’e teşekkürlerimi borç bilirim.

Deneyisel çalışmalarında bana destek veren Prof. Dr. Gültekin GÖLLER’e teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam sırasında bilgi birikimlerini benimle paylaşan, araştırma, üretim ve karakterizasyon çalışmalarım süresince bana yardımcı olan Gedik Kaynak A.Ş. firmasından Dr. Mustafa KOÇAK, Yüksek Mühendis Selçuk KESKİNKILIÇ, Selim CENGİZ ve Cem GÖREN’e teşekkür ederim.

Bu tez çalışmasına “3100694 no’lu ULUSAL DÜŞÜK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM SICAKLIĞINA (DMS) SAHİP KAYNAK ELEKTRODU VE ÖZLÜ TELLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ” 1501 projesi ile destek sağlayan Türkiye Bilimsel Ve Teknolojik Araştırma Kurumu’na teşekkür ederim.

Bugüne kadar her türlü maddi ve manevi fedakârlıktan kaçınmayarak bana destek olan anne ve babama bana hep doğru yolu gösterdikleri ve bugünlere kadar getirdikleri için sonsuz teşekkür ederim.

Haziran 2011

Okan ÖZDEMİR

(Metalurji ve Malzeme Mühendisi)



## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

|                                                                                                           |      |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------|------|
| ÖNSÖZ.....                                                                                                | iii  |
| İÇİNDEKİLER.....                                                                                          | v    |
| KISALTMALAR.....                                                                                          | vii  |
| ÇİZELGE LİSTESİ.....                                                                                      | ix   |
| ŞEKİL LİSTESİ.....                                                                                        | xi   |
| ÖZET.....                                                                                                 | xiii |
| SUMMARY.....                                                                                              | xv   |
| 1. GİRİŞ VE AMAÇ.....                                                                                     | 1    |
| 2. YÜKSEK MUKAVEMETLİ YAPISAL VE YÜKSEK MUKAVEMETLİ<br>DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER.....                       | 3    |
| 2.1 Yapı Çelikleri.....                                                                                   | 5    |
| 2.2 Düşük Alaşımli Çelikler.....                                                                          | 7    |
| 2.3 Alaşımlama Elementlerinin Yapı Çelikleri Üzerindeki Etkileri.....                                     | 7    |
| 2.4 Yüksek Nikel Alaşımli Düşük Sıcaklık Çelikleri.....                                                   | 8    |
| 3. YÜKSEK MUKAVEMETLİ YAPI ÇELİKLERİNİN<br>KAYNAKLANABİLİRLİĞİ, KALINTI GERİLMELER VE<br>DİSTORSİYON..... | 11   |
| 3.1 Yüksek Mukavemetli Yapı Çeliklerinin Kaynaklanabilirliği.....                                         | 11   |
| 3.2 Kalıntı Gerilmeler.....                                                                               | 15   |
| 3.2.1 Kalıntı gerilme oluşmasına neden olan üretim yöntemleri ve yüzey<br>işlemleri.....                  | 16   |
| 3.2.2 Kalıntı gerilme ölçme yöntemleri.....                                                               | 17   |
| 3.2.2.1 Tahribatlı kalıntı gerilme ölçüm yöntemleri.....                                                  | 17   |
| 3.2.2.2 Tahribatsız kalıntı gerilme ölçüm yöntemleri.....                                                 | 21   |
| 3.3 Distorsiyon.....                                                                                      | 22   |
| 4. DÜŞÜK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM SICAKLIĞINA SAHİP KAYNAK<br>DOLGU MALZEMELERİ.....                           | 25   |
| 4.1 Giriş.....                                                                                            | 25   |
| 4.2 Martenzit Dönüşüm Sıcaklığı ve LTT Alaşımları.....                                                    | 26   |
| 4.3 Kalıntı Gerilmeler, Distorsiyon ve LTT.....                                                           | 28   |
| 4.4 Yorulma Dayanımı ve LTT.....                                                                          | 31   |
| 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....                                                                               | 33   |
| 5.1 Kullanılan Hammaddeler.....                                                                           | 33   |
| 5.2 Kullanılan Cihaz ve Ekipmanlar.....                                                                   | 34   |
| 5.3 Karakterizasyon Çalışmaları.....                                                                      | 37   |
| 5.3.1 Distorsiyon ölçümleri.....                                                                          | 37   |
| 5.3.2 Yapısal incelemeler.....                                                                            | 37   |
| 5.3.2.1 Elementel bileşim analizleri.....                                                                 | 37   |
| 5.3.2.2 Makro yapı incelemeleri.....                                                                      | 37   |
| 5.3.2.3 Mikro yapı incelemeleri.....                                                                      | 38   |

|                                                                    |           |
|--------------------------------------------------------------------|-----------|
| 5.3.2.4 Sertlik ölçümleri.....                                     | 38        |
| 5.3.2.5 Dilatometre ölçümleri.....                                 | 39        |
| 5.3.3 Mekanik özelliklerin incelenmesi.....                        | 40        |
| 5.3.3.1 Çekme mukavemeti ölçüm deneyleri.....                      | 40        |
| 5.3.3.2 Eğme mukavemeti ölçüm deneyleri.....                       | 40        |
| 5.3.3.3 Charpy darbe deneyleri.....                                | 41        |
| 5.3.4 Korozyon deneyleri.....                                      | 42        |
| <b>6. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....</b>                      | <b>43</b> |
| 6.1 Distorsiyon Miktarlarının Ölçülmesi ve İrdelenmesi.....        | 43        |
| 6.2 Yapısal İncelemeler.....                                       | 44        |
| 6.2.1 Elementel bileşim analizleri ve analizlerin irdelenmesi..... | 44        |
| 6.2.2 Makro yapıların irdelenmesi.....                             | 45        |
| 6.2.3 XRD analizlerinin irdelenmesi.....                           | 47        |
| 6.2.4 Mikroyapıların irdelenmesi.....                              | 47        |
| 6.2.5 Sertlik ölçümleri ve sonuçların irdelenmesi.....             | 55        |
| 6.2.6 Dilatometre deneyleri ve sonuçların İrdelenmesi.....         | 56        |
| 6.3 Mekanik Özelliklerin İrdelenmesi.....                          | 59        |
| 6.3.1. Çekme mukavemeti ölçümleri ve sonuçların irdelenmesi.....   | 59        |
| 6.3.2 Eğme mukavemeti ölçümleri ve sonuçların irdelenmesi.....     | 61        |
| 6.3.3 Charpy darbe deneyi ve ölçümlerin irdelenmesi.....           | 62        |
| 6.4 Korozyon Deneyleri ve Sonuçların İrdelenmesi.....              | 63        |
| <b>7. SONUÇ VE ÖNERİLER.....</b>                                   | <b>65</b> |
| 7.1 Genel Sonuçlar.....                                            | 65        |
| 7.2 Öneriler.....                                                  | 66        |
| <b>KAYNAKLAR.....</b>                                              | <b>69</b> |
| <b>EKLER.....</b>                                                  | <b>71</b> |
| <b>ÖZGEÇMİŞ.....</b>                                               | <b>77</b> |

## KISALTMALAR

|             |                                                                   |
|-------------|-------------------------------------------------------------------|
| <b>ITAB</b> | : Isı Tesiri Altındaki Bölge                                      |
| <b>LTT</b>  | : Düşük Sıcaklık Dönüşümlü (Low Temperature Transformation)       |
| <b>UHSS</b> | : Ultra Yüksek Mukavemet Çelikleri (Ultra High Strength Steels)   |
| <b>HSS</b>  | : Yüksek Mukavemet Çelikleri (High Strength Steels)               |
| <b>LSS</b>  | : Düşük Mukavemet Çelikleri (Low Strength Steels)                 |
| <b>HSLA</b> | : Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı (High Strength Low Alloyed)   |
| <b>PVD</b>  | : Fiziksel Buharlaştırarak Biriktirme (Physical Vapor Deposition) |
| <b>CVD</b>  | : Kimyasal Buharlaştırarak Biriktirme (Chemical Vapor Deposition) |
| <b>XRD</b>  | : X Işını Kırınımı (X-Ray Diffraction)                            |
| <b>DTA</b>  | : Diferansiyel Termal Analiz (Differential Thermal Analysis)      |



## ÇİZELGE LİSTESİ

### Sayfa

|             |                                                                                                                              |    |
|-------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Çizelge 3.1 | : Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler.....                                                                               | 12 |
| Çizelge 3.2 | : Karbon eşdeğeri – ön tavlama sıcaklığı ilişkisi.....                                                                       | 13 |
| Çizelge 4.1 | : Literatürde bulunan değişken LTT alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve martenzit dönüşüm sıcaklıkları.....                 | 28 |
| Çizelge 5.1 | : Kaynak işlemi parametreleri.....                                                                                           | 35 |
| Çizelge 6.1 | : Kaynak dolgu metali- açısıl distorsiyon ilişkisi.....                                                                      | 43 |
| Çizelge 6.2 | : $Cr_{eş}$ ve $Ni_{eş}$ değerleriyle birlikte, kaynak dolgu metallerine ve kaynak ana metaline ait kimyasal bileşimler..... | 44 |
| Çizelge 6.3 | : Kaynak metallerine ait kalıntı östenit miktarları.....                                                                     | 48 |
| Çizelge 6.4 | : Kaynak malzemelerinin Steven - Haynes denklemine göre $M_s$ sıcaklıkları.....                                              | 50 |
| Çizelge 6.5 | : Kaynaklı numunelere ve kaynak ana metaline ait çekme testi sonuçları.....                                                  | 59 |
| Çizelge 6.6 | : Kaynaklı numunelerin eğme testi sonuçları.....                                                                             | 62 |
| Çizelge 6.7 | : Kaynaklı numunelerin Charpy darbe enerjisi değerleri.....                                                                  | 63 |
| Çizelge A.1 | : Kaynaklı numunelere ait sertlik değerleri.....                                                                             | 76 |



## ŞEKİL LİSTESİ

### Sayfa

|                                                                                                                                                            |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Şekil 2.1 : UHSS saclar, düşük mukavemetli saclar ve konvansiyonel yüksek mukavemetli saclar (HSS) arasındaki mukavemet - % uzama ilişkisi.....            | 4  |
| Şekil 3.1 : Kaynak kabiliyetinin temel faktörler ve özelliklerle ilişkisi.....                                                                             | 11 |
| Şekil 3.2 : Delik delme yöntemi.....                                                                                                                       | 18 |
| Şekil 3.3 : Halka çekirdek yöntemi.....                                                                                                                    | 19 |
| Şekil 3.4 : Kanal açma yöntemi.....                                                                                                                        | 19 |
| Şekil 3.5 : Kesit profili ölçme yöntemi.....                                                                                                               | 20 |
| Şekil 3.6 : Tüp yarma yöntemi.....                                                                                                                         | 20 |
| Şekil 3.7 : İnce kesitlere ayırma yöntemi.....                                                                                                             | 20 |
| Şekil 3.8 : X-ışını kırınımı yöntemi.....                                                                                                                  | 21 |
| Şekil 3.9 : Kaynakta distorsiyon türleri.....                                                                                                              | 23 |
| Şekil 4.1 : Schaeffler diyagramı.....                                                                                                                      | 27 |
| Şekil 4.2 : LTT kaynak dolgu malzemesi ve konvansiyonel dolgu malzemesi ile kaynak işlemi yapılan plakalardaki açısal distorsiyon farkı.....               | 28 |
| Şekil 4.3 : Martenzitik dönüşüm neticesinde yapıda gözlenen hacimsel artış.....                                                                            | 29 |
| Şekil 4.4 : Konvansiyonel ve LTT dolgu malzemeleri kullanılmış kaynak işleminde soğuma esnasında kalıntı gerilme ve gerinim değişimi.....                  | 30 |
| Şekil 4.5 : Konvansiyonel ve LTT kaynak dolgu telleri kullanılarak üretilmiş kaynak bağlantılarının nötron difraksiyonu ile kalıntı gerilme ölçümleri..... | 30 |
| Şekil 4.6 : Konvansiyonel ve LTT kaynak malzemeleri ile üretilmiş kaynaklı yapıların yorulma deneyi performansları.....                                    | 31 |
| Şekil 4.7 : Konvansiyonel ve LTT kaynak malzemeleri ile üretilmiş kaynaklı bağlantıların çatlak ilerleme hızı karşılaştırması.....                         | 32 |
| Şekil 5.1 : Elektrot pres sistemi.....                                                                                                                     | 34 |
| Şekil 5.2 : Manuel elektrik ark kaynak makinesi.....                                                                                                       | 35 |
| Şekil 5.3 : Kaynak ana plaka boyutları.....                                                                                                                | 36 |
| Şekil 5.4 : Kaynak ağzının boyutları.....                                                                                                                  | 36 |
| Şekil 5.5 : Kaynak işlemi gerçekleştirilmiş kaynaklı plaka örneği.....                                                                                     | 36 |
| Şekil 5.6 : Karakterizasyon deneylerine yönelik kaynaklı numuneler.....                                                                                    | 36 |
| Şekil 5.7 : Makro incelemeler için Leica marka stereo mikroskop.....                                                                                       | 38 |
| Şekil 5.8 : Mikro yapı incelemeleri kullanılan Leica konfokal lazer mikroskobu.....                                                                        | 38 |
| Şekil 5.9 : Shimadzu marka mikrosertlik cihazı.....                                                                                                        | 39 |
| Şekil 5.10: Yüksek sıcaklık dilatometresi.....                                                                                                             | 39 |
| Şekil 5.11: Üniversal Shimadzu 100 tonluk mekanik test cihazı.....                                                                                         | 40 |
| Şekil 5.12: 3-Nokta eğme deneyinin şematik görüntüsü.....                                                                                                  | 40 |
| Şekil 5.13: Çentik darbe test cihazı.....                                                                                                                  | 41 |

|                                                                                                                               |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Şekil 5.14:</b> Korozyon deneyleri için hazırlanan deney düzeneği.....                                                     | 41 |
| <b>Şekil 6.1 :</b> Kaynaklı plakada görülen açısall distorsiyon.....                                                          | 43 |
| <b>Şekil 6.2 :</b> Kaynaklı plakada distorsiyon farklılığı.....                                                               | 44 |
| <b>Şekil 6.3 :</b> Kaynak metallerinin Schaeffler diyagramı üzerinde yer aldığı bölgeler.....                                 | 45 |
| <b>Şekil 6.4 :</b> LTT 1 numunesine ait kaynak bölgesi makro görüntüsü.....                                                   | 45 |
| <b>Şekil 6.5 :</b> LTT 2 numunesine ait kaynak bölgesi makro görüntüsü.....                                                   | 46 |
| <b>Şekil 6.6 :</b> LTT 3 numunesine ait kaynak bölgesi makro görüntüsü.....                                                   | 47 |
| <b>Şekil 6.7 :</b> Konvansiyonel numuneye ait kaynak bölgesi makro görüntüsü.....                                             | 47 |
| <b>Şekil 6.8 :</b> LTT 1 kaynak metalinin XRD paterni: ferrit ve östenit pikleri.....                                         | 48 |
| <b>Şekil 6.9 :</b> LTT 2 kaynak metalinin XRD paterni: ferrit ve östenit pikleri.....                                         | 48 |
| <b>Şekil 6.10:</b> LTT 3 kaynak metalinin XRD paterni: ferrit ve östenit pikleri.....                                         | 49 |
| <b>Şekil 6.11:</b> Konvansiyonel kaynak metalinin XRD paterni: ferrit pikleri.....                                            | 49 |
| <b>Şekil 6.12:</b> LTT numunelerine ait mikroyapılar.....                                                                     | 50 |
| <b>Şekil 6.13:</b> LTT 1 numunesine ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                                 | 50 |
| <b>Şekil 6.14:</b> LTT 2 numunesine ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                                 | 51 |
| <b>Şekil 6.15:</b> LTT 3 numunesine ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                                 | 51 |
| <b>Şekil 6.16:</b> Konvansiyonel numuneye ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                           | 52 |
| <b>Şekil 6.17:</b> LTT 1 kaynak metalinin SEM ve EDS analizi.....                                                             | 53 |
| <b>Şekil 6.18:</b> LTT 2 kaynak metalinin SEM ve EDS analizi.....                                                             | 53 |
| <b>Şekil 6.19:</b> LTT 3 kaynak metalinin SEM ve EDS analizi.....                                                             | 54 |
| <b>Şekil 6.20:</b> Konvansiyonel kaynak metalinin SEM ve EDS analizi.....                                                     | 54 |
| <b>Şekil 6.21:</b> Kaynaklı plakalardaki sertlik dağılım profilleri.....                                                      | 55 |
| <b>Şekil 6.22:</b> Faz dönüşümleri ile gerçekleşen termal genleşme - sıcaklık ilişkisi grafiği.....                           | 56 |
| <b>Şekil 6.23:</b> LTT 1 numunesine ait termal genleşme- sıcaklık ilişkisi grafiği.....                                       | 57 |
| <b>Şekil 6.24:</b> LTT 2 numunesine ait termal genleşme- sıcaklık ilişkisi grafiği.....                                       | 58 |
| <b>Şekil 6.25:</b> LTT 3 numunesine ait termal genleşme- sıcaklık ilişkisi grafiği.....                                       | 58 |
| <b>Şekil 6.26:</b> Konvansiyonel numuneye ait termal genleşme-sıcaklık ilişkisi grafiği.....                                  | 58 |
| <b>Şekil 6.27:</b> LTT kaynaklı numunelerinin çekme testi sonucu kopma bölgeleri.....                                         | 60 |
| <b>Şekil 6.28:</b> Konvansiyonel numunenin çekme testi sonucu kopma bölgeleri.....                                            | 61 |
| <b>Şekil 6.29:</b> Eğme testi sonucu numunelerin durumu ve çatlak içeren LTT 1 numunesi.....                                  | 62 |
| <b>Şekil 6.30:</b> %1'lik HCl çözeltisinde 48 saat bekletilmiş numunelerin makro görüntüleri.....                             | 64 |
| <b>Şekil 6.31:</b> % 1'lik H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisinde 48 saat bekletilmiş numunelerin makro görüntüleri..... | 64 |
| <b>Şekil A.1 :</b> LTT 1 numunesine ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                                 | 72 |
| <b>Şekil A.2 :</b> LTT 2 numunesine ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                                 | 72 |
| <b>Şekil A.3 :</b> LTT 3 numunesine ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                                 | 73 |
| <b>Şekil A.4 :</b> Konvansiyonel numuneye ait kaynak metal mikroyapı görüntüsü.....                                           | 73 |
| <b>Şekil A.5 :</b> LTT 1 numunesine ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi.....                                         | 74 |
| <b>Şekil A.6 :</b> LTT 2 numunesine ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi.....                                         | 74 |
| <b>Şekil A.7 :</b> LTT 3 numunesine ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi.....                                         | 75 |
| <b>Şekil A.8 :</b> Konvansiyonel numuneye ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi.....                                   | 75 |

## **DÜŞÜK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM SICAKLIĞINA SAHİP KAYNAK ELEKTRODU GELİŞTİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU**

### **ÖZET**

Yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında distorsiyon ve kalıntı gerilme dikkat edilmesi gerekli hususlardır. Kaynaklı levhada kalıntı gerilmelerin varlığı kaynağın yorulma dayanımını düşürür ve yapısal kararlılığı olumsuz etkiler. Ticari ilave tel ve elektrotlar ile kaynak edilen çeliklerde distorsiyon oluşumu zaman ve enerji sarfiyatına neden olan ve çevreye zararlı düzeltme işlemlerini gerektirir. Fakat, bahsedilen distorsiyon düzeltme işlemlerinde dizayn açısından kompleks yapılarda sınırlamalar ile karşılaşmaktadır. İmalat endüstrisinde değişik yöntemler kullanılarak distorsiyon düzeltme işlemleri gerçekleştirilmektedir. Kaynaklı yapı dizaynında geliştirmeler ve ısı dağılım kontrollerinin dışında, yeni geliştirilen düşük sıcaklık dönüşümlü (LTT= Low Temperature Transformation) ilave dolgu malzemeleri geleneksel yöntemlere alternatif olarak ortaya çıkmıştır. LTT kaynak dolgu malzemeleri ile yapılan kaynaklarda düşük sıcaklıkta gerçekleşen martensitik dönüşüm sonucu oluşan hacim artışı soğuma sonucu gerçekleşen hacim küçülmesinden daha büyüktür. Bu sayede, kaynak dikişi ve ısıdan etkilenen bölgede (ITAB) düşük çekme gerilmeleri, hatta basma gerilmeleri oluşabilmektedir. Dolayısıyla düşük kalıntı çekme gerilmelerine sahip kaynaklı yapılarda, gerilmeli korozyon çatlağı ve soğuk çatlak gibi hasarlarda daha yüksek direnç ve uzun yorulma ömrü gözlemlenmiştir.

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli ticariadıyla Domex 500 MC çeliği levhalar hem konvansiyonel hem de yeni geliştirilen LTT elektrotlar kullanılarak kaynak edilmiştir (elektrod çapı: 2.5 mm). Her iki elektrod için Martenzit dönüşüm sıcaklığı (Ms) Steven-Haynes formülü kullanılarak hesaplanmıştır. Bu çalışmanın ana amacı farklı elektrotlar ile elde edilen kaynakların içyapı ve mekanik davranışlarını karşılaştırmaktır. Kaynaklı levhaların içyapı karakterizasyonları yapılmış ve kaynaklı levhalardan çıkarılan numuneler distorsiyon ölçümü, mekanik testler ve korozyon testlerine tabi tutulmuşlardır.



## **PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF LOW TEMPERATURE TRANSFORMATION (LTT) WELDING ELECTRODES**

### **SUMMARY**

Controlling the distortion and residual stresses are the most common concerns in the welding of high strength steels. Residual stresses caused by the welding process may significantly influence the structural integrity and may also reduce the fatigue strength of the joints. Also, after welding processes, the formation of distortion leads to time-energy consuming and environmentally detrimental correction operations. But, correction operations can be limited by the complexity of the structural design. The distortion generated by welding can be decreased by using different mitigation techniques. Apart from the constructional design and heat control, low temperature transformation welds (LTT) can be considered as an alternative to conventional approaches. In the welds produced using newly developed low temperature transformation (LTT) fillers, volumetric expansion resulting from martensitic transformation superimposes the cooling-specific contraction and thus low tensile residual stresses or even compressive residual stresses are obtained in the weld and heat affected zone (HAZ). The philosophy of the LTT welds can be explained as the formation of martensite from austenite crystal structure at low temperatures, the contraction is reversed to expansion. Thus, the welded structures with low residual stresses display better properties such as fatigue life, stress corrosion cracking and resistance to cold-cracking.

In this study, high strength Domex 500 steel plates were welded using both conventional high strength electrodes and LTT electrodes with 2.5 mm diameter. Ms temperatures of both LTT and conventional electrodes were calculated with Steven-Haynes equation. The main objective of this study was to compare the performance of newly developed LTT electrodes and conventional electrodes. The resulting welded joints were examined with respect to distortion analysis, microstructure, mechanical and corrosion properties.



## 1. GİRİŞ VE AMAÇ

Günümüz çelik teknolojisinde düşük üretim maliyetleri yanında modern yapıların dizaynında ve üretiminde yüksek mukavemet değerleri aranmaktadır. Yapılarda yüksek mukavemetli çelik kullanımı ile çelik yapılarda ağırlık ve maliyet açısından önemli avantajlar elde edilmektedir. Özellikle gemi inşa, otomotiv, petrol-doğalgaz boru hatları, köprü gibi çelik yapılarda kullanım oranı oldukça yüksektir. Bu isteklere cevap verebilen yüksek mukavemetli çelik türlerinin kaynağında karşılaşılan problemler, kaynaklı imalatın yer aldığı üretim tesislerinde büyük önem arz etmektedir. Yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında distorsiyon, kalıntı gerilmeler ve bunları takiben yorulma özellikleri dikkat edilmesi gerekli hususlardır. Ticari olarak bulunan konvansiyonel ilave kaynak dolgu malzemeleri ile kaynak edilen çeliklerde distorsiyon oluşumu zaman ve enerji sarfiyatına neden olan ve çevreye zararlı düzeltme işlemlerini gerektiren bir problemdir. Buna ilaveten, kaynaklı levhada kalıntı gerilmelerin varlığı kaynağın yorulma dayanımını düşürür ve yapısal kararlılığı olumsuz etkiler. Diğer taraftan, yeni geliştirilen düşük martenzit dönüşüm sıcaklığına sahip kaynak dolgu malzemeleri ile yapılan kaynaklarda düşük sıcaklıkta gerçekleşen martensitik dönüşüm sonucu oluşan hacim artışı soğuma sonucu gerçekleşen hacim küçülmesinden daha büyüktür. Dolayısıyla, kaynak dikişi ve ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB) düşük çekme gerilmeleri, hatta basma gerilmeleri oluşur.

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli Domex 500 MC çeliği levhalar hem konvansiyonel hem de yeni geliştirilen 3 farklı bileşimde LTT elektrotlar kullanılarak manuel metal elektrik ark kaynağı yöntemi ile kaynak edilmiştir (elektrod çapı: 2.5 mm). Her iki elektrod için martenzit dönüşüm sıcaklığı (Ms) Steven-Haynes formülü kullanılarak hesaplanmış ve dilatometre ölçümleri ile karşılaştırılmıştır. Bu çalışmanın ana amacı farklı elektrotlar ile elde edilen kaynakların iç yapı özelliklerini ve mekanik davranışlarını karşılaştırmaktır. Kaynaklı levhaların iç yapı karakterizasyonları yapılmış ve kaynaklı levhalardan

Çıkarılan numuneler distorsiyon ölçümü, çekme, eēme, sertlik, Charpy entikli darbe ve korozyon deneylerine tabi tutulmuēlardır.

## **2. YÜKSEK MUKAVEMETLİ YAPISAL VE YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER**

Teknolojinin ve yeni üretim yöntemlerinin gelişmesine paralel olarak, mühendislik yapılarında daha üstün mekanik özelliklere ihtiyaç duyulmaktadır. Mühendislik yapılarında mekanik değerlerin yanı sıra ekonomik fayda sağlanabilecek şekilde yapının tasarımı en önemli konuların başında gelmektedir. Bu çeliklerin geliştirilme nedeni; ulaşım, gemi inşa endüstrisi ve petrol-doğalgaz boru hatlarında, mukavemet-ağırlık oranı daha yüksek malzemelere ihtiyaç duyulmasıdır. Bu sayede çelik yapılarda ağırlıkta ve dolayısıyla enerji tüketiminde tasarruf sağlanabilmektedir. Yüksek mukavemetli yapı çelikleri malzeme özellikleri açısından incelendiğinde ise servis koşullarında deformasyon sırasında mükemmel enerji absorpsiyonu ve gerinim sertleştirme özellikleri sebebiyle tercih edilirler [1].

Yapı endüstrisinde kullanılan çelikler genel olarak metalurjik tasarımlarına ve mukavemetlerine göre sınıflandırılırlar. Mukavemet değerleri esas alınarak yapılan sınıflandırmaya göre, yüksek mukavemet çeliklerin çekme dayanımları 270-700 MPa arasında olan çelikler yüksek mukavemetli çelikler olarak sınıflandırılabilir. Bu çelik türüne ilaveten daha yüksek mukavemet değerlerine çıkıldığı takdirde Ultra-Yüksek Mukavemet Çelikleri, yani çekme dayanımları 700 MPa'nın üstünde olan çelikler ele alınmalıdır.

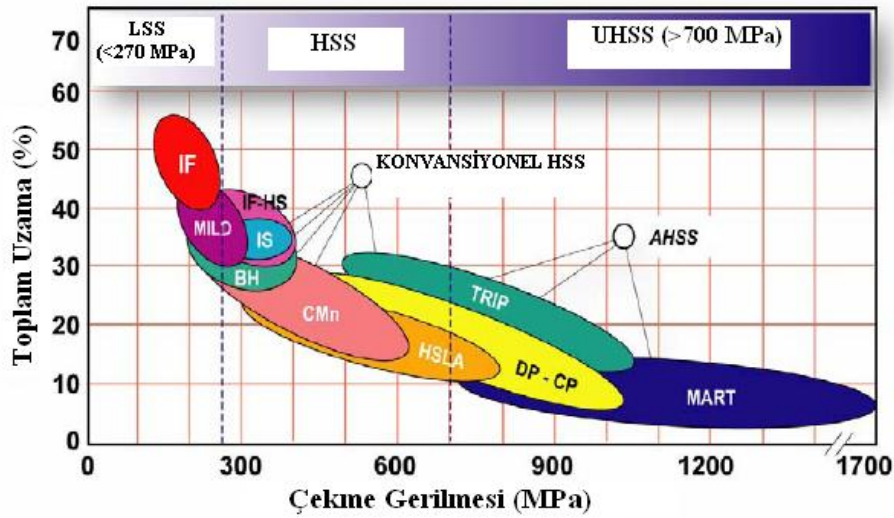
Yüksek mukavemetli çelikler hafif konstrüksiyon malzemesi olarak tanınır. Kaynak ve soğuk şekil verilebilme yeteneği de iyi olduğu takdirde kullanım yerlerinin sayısı çok fazladır.

Genel olarak yüksek mukavemetli çelikler aşağıdaki alanlarda kullanılmaktadır.

- Ağır araçlarda
- Vinçlerde
- Otomotiv endüstrisi
- Konteyner imalatı
- Köprülerde
- Gemi inşa, açık deniz yapıları ve denizaltılarda

- Basınçlı kaplarda
- Petrol-doğalgaz boru hatlarında

Şekil 2.1’de arasındaki mukavemet ve % uzama oranları gösterilmiştir. Çeliğin kalitesi kullanılacağı yani servis koşullarının şartlarına göre seçilirken aşağıdaki mukavemet - % uzama diyagramından faydalanılır. Diyagrama göre çeliğin servis koşullarındaki istenen mukavemeti sağlama ve plastik şekil değiştirme kabiliyeti özelliklerine göre çelik tipi seçilmektedir.



**Şekil 2.1:** UHSS saclar, düşük mukavemetli saclar ve konvansiyonel yüksek mukavemetli saclar (HSS) arasındaki mukavemet - % uzama ilişkisi [1].

Yüksek mukavemetli çeliklerin daha kolay anlaşılması, çelik üreticileriyle çelik tüketicileri arasında ortak dili oluşturmak adına çeliklerin standartlaştırılması gereği ortaya çıkmıştır. Standartlara ek olarak çelik üretim ve tüketim sanayisinde mukavemete göre sınıflandırmada aşağıdaki kısaltmalar kullanılmaktadır.

- LSS, (Low Strength Steel) Bu tür çelikler düşük mukavemet çelikleri olup genellikle alaşımsız ve orta karbonlu çeliklerdir. Karbon çelikleri olarak adlandırılırken karbona ilave olarak %1.65 ‘den az manganez, %0.50 ‘den az silisyum, %0.40 ‘dan az bakır ve belirlenmiş limitlerde (%0.045 en fazla) fosfor ve kükürt bulunur. Nikel, krom ve molibden gibi kalıntılar da küçük miktarlarda bütün karbon çeliklerinde bulunurlar. Mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için karbon çeliklerine bazen bor eklenir. Yumusak veya az karbonlu çelikler dünya çelik üretiminin en büyük kısmını oluşturlar [1-3].

- HSS, (High Strength Steel) Yüksek mukavemetli karbon ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler dört gruba ayrılmaktadır.
  - a. Haddelenmiş karbon-mangan çelikleri
  - b. Haddelenmiş, mikro alaşımlı olarak ta bilinen, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikleri
  - c. Isıl işlem görmüş (normalizasyon veya hızlı soğutma işlemi görmüş ve menevişlenmiş) karbon çelikleri
  - d. Isıl işlem görmüş düşük alaşımlı çelikler
- UHSS ise (Ultra High Strength Steel) Gelişmiş yüksek mukavemet çeliklerinin yeni tipleri ise aşağıda sıralanmıştır:
  - a. Mikro alaşımlanmış çelik saclar
  - b. Dual faz çelik saclar
  - c. Martensitik çelik saclar

Bu tip çelikler, geleneksel karbon çeliklerine göre yüksek akma mukavemetine sahiptir. Isıl işlem görmüş düşük alaşımlı çelikler ve haddelenmiş HSLA çelikleri düşük gevrek-sünek geçiş sıcaklığına sahiptir. Bu dört tip yüksek mukavemetli çelikler, mekanik özellikler ve ürün formları olarak temel farklılıklara sahiptir. Mekanik özellikler açısından ısıl işlem görmüş (hızlı soğutulmuş ve temperlenmiş) düşük alaşımlı çelikler, mukavemet ve tokluğun en iyi kombinasyonunu sağlarlar [1-3].

## 2.1 Yapı Çelikleri

Yapısal karbon çelikleri, yumuşak karbon çelikleri, sıcak haddelenmiş karbon mangan çelikleri ve ısıl işlem görmüş karbon çeliklerini içermektedir. Yumuşak (düşük karbonlu) çelikler ve karbon mangan çelikleri değişik standartlarda ve dövme formlarında bulunabilmektedir. Bunlar; sac, şerit, plaka, yapı profilleri ve özel profillerdir. Isıl işlem görmüş türler; plaka, nadiren sac ve yapı profilleri şeklindedir.

Yumuşak (düşük karbonlu) çelikler % 0.25'e kadar karbon, % 0.4 ile % 0.7 arasında mangan, % 0.1 ile % 0.5 silisyum içerirken kalıntı olarak fosfor, kükürt gibi elementlerden çok az miktarda içermektedir.

Yapıda bulunan manganez sülfürün stabilize edilmesini sağlarken silisyum ise deoksidasyon özelliklerini geliştirir. Bu çelikler genel olarak haddelenmiş, dövülmüş yada tavllanmış olarak kullanıma sunulur. Nadir olarak hızlı soğutulmuş (su verilmiş) yada menevişlenmiş olarak sunulabilmektedir.

Bu tür çeliklerin en yaygını olan düşük karbonlu yapı çelikleri ( $< \% 0.08 \text{ C}$ ,  $< \% 0.4 \text{ Mn}$ ) şekillendirme ve paketleme alanlarında kullanılmaktadır. Daha yüksek karbon ve manganez miktarı ihtiva ettiği taktirde yapısal çelik olarak plaka, sac ve yapı elemanları şeklinde kullanılmaktadır. Yüksek mukavemetli yapısal karbon çelikleri, 275 MPa'dan daha büyük akma mukavemetine sahip olmakla birlikte aşağıdaki gibi çeşitli formlarda bulunabilmektedir.

Genel olarak;

- a. Soğuk haddelenmiş yapısal saclar
- b. Sıcak haddelenmiş karbon-mangan çelikleri, sac, plaka ve yapı elemanları şeklinde bulunabilmektedir.
- c. Isıl işlem görmüş ( normalizasyon yada su verme işlemi görmüş ve menevişlenmiş) karbon çelikleri, plaka, profil, nadiren de sac ve yapı elemanları şeklinde bulunabilmektedir.

Karbon çelikleri ısıl işlemler sonucunda 290 MPa'dan 690 MPa'lara kadar akma dayanımlarına sahip olabilmektedir. Bu ısıl işlemler ele alındığında;

- Normalizasyon tavlama, östenitleme sıcaklığına çıkılarak havada soğutma işlemini takiben sıcak haddelenmiş karbon çeliğine benzer şekilde fakat daha ince ferrit-perlit tane yapısı şeklinde mikro yapının oluşturulmasını içermektedir. Bu tane inceltme işlemi çeliği daha mukavemetli ve baştan sona daha uniform bir hale getirir. Talaşlı imalatla işlemeyi kolaylaştırmak için yarı mamüllere ve çelik döküm malzemelere uygulanır. Normalizasyon tavlama, yüksek sıcaklıkta yapılan hadde veya dövme işlemi sonrasında yapılmakla beraber kaynak sonrası farklı ısı etkisi altındaki bölgelerde tane boyutu farklılığını gidermek için uygulanmaktadır
- Hızlı soğutma (su verme) ve menevişleme işleminde, yaklaşık  $900^{\circ}\text{C}$ ' ye sıcaklığın çıkmasını takiben su verilir ve yaklaşık  $480^{\circ}\text{C}$  ile  $600^{\circ}\text{C}$  sıcaklıklarında menevişleme işlemi gerçekleştirilir. Bunun sonucunda

mukavemet ve tokluğun uygun bir kombinasyonu şeklinde, mikro yapısal olarak menevişlenmiş martenzitik yada beynitik miroyapılar elde edilir. Karbon içeriğinin % 0,5'ten yüksek olması halinde buna eşlik eden mangan miktarındaki artış ile bu çeliklerin su verilmiş ve menevişlenmiş halde kullanılması sağlanır [3].

## **2.2 Düşük Alaşımli Çelikler**

Bu tür çeliklerin içerdiği manganez, silisyum, bakır yüzde oranları, karbon çeliklerine göre (karbon çeliğinin içerdiği bu alaşım elementlerinin üst limitlerinin üzerinde olması halinde) düşük alaşımli çelikler olarak adlandırılır. Karbon dahil tüm alaşım elementlerinin toplam yüzden miktarı yaklaşık %8 olduğu taktirde bu tip çelikler, düşük alaşımli çelikler olarak adlandırılır.

Uygun alaşım miktarı ile düşük alaşımli çelikler, yapısal karbon çeliklerine göre daha iyi sertleşebilirlik özelliklerine özelliklerine sahiptir. Ayrıca et kalınlığının yüksek olduğu bölümlerde, ısıt işlemlerle yüksek mukavemet ve iyi tokluk değerleri elde edilebilmektedir. Alaşım elementleri ek olarak düşük alaşımli çeliklerin ısıya ve korozyona karşı dirençlerini arttırmaktadır. Ancak alaşım miktarı arttıkça alaşımli çeliklerin kaynaklanabilirliği zorlaşmakla birlikte maliyetleri artmaktadır. Hızlı soğutulmuş ve menevişlenmiş yapı çelikleri genel olarak plaka ve profil şeklinde bulunmaktadır [3].

## **2.3. Alaşımlama Elementlerinin Yapı Çelikleri Üzerindeki Etkileri**

Karbon içeriği bakımından % 0.10 ile % 0.45 aralığında olan su verilmiş ve menevişlenmiş çeliklerde tek başına veya kombinasyon şeklinde bulunan diğer alaşım elementleri, yaklaşık % 1,5 manganez, % 5 nikel, % 3 krom, % 1 molibden, % 0.5 vanadyum % 0,10 niobyum seviyelerine kadar bulunurken çok küçük miktarlarda titanyum, zirkonyum ve boron bulunabilmektedir. Malzemeye uygulanacak ısıt işlemden en önemli fonksiyon çelik içerisindeki alaşım elementleridir.

Bor ve vanadyum, çeliğin sertleşebilirliğini arttırmada diğer elementlere göre ikame elementler olarak düşünülebilir. Titanyum alaşıma titanyum nitrit oluşturması için

eklenir, bu sayede çözültideki vanadyum miktarında artış elde edilir. Bu şekilde vanadyum sertleşebilirlik üzerinde daha etkili şekilde kullanım sağlar.

Yapılan çalışmalarda 4140 (0.4C-1Cr) kalite çeliklerde titanyum ilavesiz ve titanyum ilaveli durumlarda şu sonuçları elde etmişlerdir.

- Vanadyumun molibdenin yerini almasıyla vanadyumun östenitleme sırasında tamamı çözünse bile çeliğin sertleşebilirliği 4140 (% 0.20 Mo) standardına göre yükselmemektedir.
- Vanadyum içeriği % 0.1 ile % 0.2 arasında ve titanyum içeriği % 0.04 olduğunda çeliğin sertleşebilirlik özellikleri, 4140 standardına göre daha yüksek olduğu belirlenmiştir.
- Mikro alaşım kombinasyonu olarak V+Mo+Ti (% 0.06 - % 0.04) çok iyi sertleşebilirlik özellikleri gösterebilmektedir.

Su verilmiş ve menevişlenmiş çelikler özellik olarak yüksek mukavemet ve tokluğun bir kombinasyonu olarak sunulabilmektedir. Ayrıca bu tip çelikler ultra yüksek mukavemetli ve tok plakalar olarak geliştirilmiş çeliklerdir. Tokluğu geliştirilmiş bu çelikler alaşım olarak nikel-krom-molibden alaşımlarıdır. Bu çeliklerin üretiminde nikel elementi tokluk arttırıcı olarak kullanılır. Bu tip çeliklere örnek olarak ASTM A 543, HY-80, HY-100 ve HY-130 çelikleri örnek verilebilir [2,3].

#### **2.4. Yüksek Nikel Alaşımli Düşük Sıcaklık Çelikleri**

Sıfır altı sıcaklık ( 0 °C ile - 915 °C) uygulamalarında yüksek nikel alaşımli ferritik çelikler kullanılmaktadır. Bu tip çelikler, sıvı hidrokarbon gazları depolama tanklarında ve soğuk bölgelerdeki yapı ve makine dizaynlarında kullanıma uygunluğu ile bilinmektedir. Nikel ile alaşımlayarak gevrek - sünek geçiş sıcaklığını düşürülerek çeliğin düşük sıcaklıklarda yüksek tokluk değerlerine ulaşılması sağlanmaktadır. Sıfıraltı uygulamalar için karbon çelikleri ve alaşımli çelikler ASTM A757 standardında ele alınmıştır.

Aşağıda değişik nikel alaşım miktarları için çelik türleri ve standartları yer almaktadır.

- % 5 Nikel içeren çelikler için ASTM A645 standardı, HY-130 çelikleri

- Çift normalizasyon işlemi görmüş ve menevişlenmiş % 9 nikel içeren çelikler için ASTM A 353 standardı
- Su verilmiş ve temperlenmiş % 8 ile % 9 nikel içeren çelikler için ASTM A533

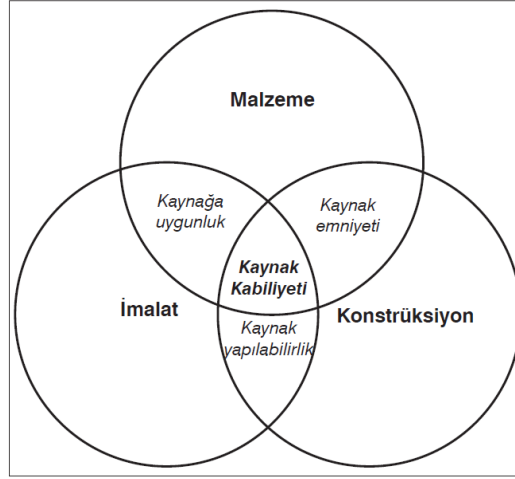
Ferritik nikel çelikleri geçerli kırılma tokluğu ( $K_{IC}$ )'na göre oda sıcaklığında yüksek tokluk değerleri göstermektedir. Fakat sıfırlı uygulamalarda bu çelikler J-integral metoduna göre limitli kırılma tokluğu değerleri göstermiştir. % 5 Nikel içeren çelikler  $-162^{\circ}\text{C}$  sıcaklıkta, % 9 Nikel içeren çelikler ise  $-196^{\circ}\text{C}$  sıcaklıkta yüksek rölatif kırılma tokluk değerleri sergilemiştir [3].



### 3. YÜKSEK MUKAVEMETLİ YAPI ÇELİKLERİNİN KAYNAKLANABİLİRLİĞİ, KALINTI GERİLMELER VE DİSTORSİYON

#### 3.1 Yüksek Mukavemetli Yapı Çeliklerinin Kaynaklanabilirliği

Yapı çeliklerinin kaynak işlemi prosesinde, kaynak bölgesinin yerel özelliklerinin ve birleştirilen parçaların tüm konstrüksiyona etkilerinin, önceden belirlenmiş servis koşullarını ve standartları sağlaması gerekir. Kaynak kabiliyeti, genel olarak üç temel etkene bağlıdır. Bunlar malzeme, konstrüksiyon ve imalat yöntemidir [4].



**Şekil 3.1:** Kaynak kabiliyetinin temel faktörler ve özelliklerle ilişkisi [4].

Kaynak işleminde kaynaklı yapıdan beklenen kalitenin sağlanması, aşağıdaki nedenlerin var olmasından dolayı zorlaşmaktadır;

- Kaynak işlemi, malzeme yapısına, sürekli olarak ısı vermektedir. Bu özellikten ötürü malzemenin iç yapısında görülen metalurjik değişimler, atmosfer etkisi, kaynak metalindeki kalıntı ve boşluklar gibi olumsuzluklar nedeni ile malzemenin mekanik-teknolojik özellikleri değişmektedir.
- Kaynak işlemleri, günümüzde çoğunlukla manuel olarak bazı uygulamalarda ise otomatize olarak gerçekleştirilmektedir. Bu nedenle manuel kaynakta insan becerisi büyük önem arz etmekle beraber her zaman aynı kalite ve standardın yakalanması oldukça güçtür.

- Kaynaklı birleştirmelerin kalitesinin değerlendirilme olanakları bazı durumlarda güçleşmektedir. Ergitme kaynağıyla birleştirilmiş kalın levhalarda, ayrıca köşe ve bindirme dikişlerde, mevcut muayene yöntemleri, güvenilir kalite değerlendirmesi açısından sınırlı oranda bilgi verebilmektedir. Çeliklerin kaynak kabiliyetini etkileyen diğer etkenler Çizelge 3.1’de verilmiştir.

**Çizelge 3.1:** Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler [4].

|                                    |                           |                                                                                                             |
|------------------------------------|---------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Malzeme<br>(Kaynağa Uygunluk)      | Kimyasal bileşim          | Sertleşme eğilimi<br>Yaşlanma<br>Gevrek kırılma<br>Sıcak çatlama<br>Kaynak metali karışım oranı             |
|                                    | Metallurjik özellikler    | Segregasyon<br>Kalıksılar<br>Tane büyüklüğü<br>İçyapı<br>Anizotropi                                         |
|                                    | Fiziksel özellikler       | Genleşme özelliği<br>Isıl iletkenlik<br>Ergime sıcaklığı<br>Mukavemet<br>Tokluk                             |
| Konstrüksiyon<br>(Kaynak emniyeti) | Konstrüktif şekillendirme | Kuvvet hatlarının akışı<br>Dikişlerin konumu<br>Parça kalınlığı<br>Çentik etkisi<br>Rijit farklılıkları     |
|                                    | Gerilme durumu            | Gerilmelerin tür ve şiddetleri<br>Gerilmelerin eksen sayısı<br>Zorlanma hızı<br>Sıcaklık<br>Korozyon        |
| İmalat<br>(Kaynak yapılabilirlik)  | Kaynağa hazırlık          | Kaynak yöntemi<br>İlave malzemenin türü<br>Birleştirme türü<br>Ağız biçimi<br>Ön tavlama<br>İklim koşulları |
|                                    | Kaynağın uygulanması      | Isı girdisi<br>Isının uygulanışı<br>Kaynak sırası                                                           |
|                                    | Kaynak sonrası işlemler   | Isıl işlem<br>Taşlama<br>Dekapaj, temizleme                                                                 |

Bir çeliğin kaynaklanabilirliğini belirleyen kimyasal bileşimindeki en önemli elementler C ve Mn dir. Bu elementler ve bileşimdeki diğer elementlere bağlı olarak tanımlanan karbon eşdeğeri ile çeliklerin kaynaklanabilirliği belirlenir. Yapı çelikleri içinde en çok kaynak yapılan çelik türü, %0,3 C’ dan daha az miktarlarda C içeren az karbonlu çeliklerdir. Genel olarak çeliğin karbon içeriği %0,15 C’ dan az ise, bu çelik grubu sorunsuz her türlü kaynak metodu ile kaynaklanabilir. Eğer çeliğin karbon içeriği %0,15 ile %0,30 arasında ise kaynak öncesi ön ısıtma, kaynak sonrası ısıtma ve özel elektrotlar kullanılmaksızın kaynak yapılabilir. Çeliğin karbon ve mangan içeriği daha yüksek ise, kaynaklanabilirliği ön ısıtma, özel kaynak metotları kullanma ve kaynak sonrası gerilme giderme ısıtma işlemi yapılarak sağlanabilir. Düşük alaşımlı çeliklerde ise, çeliğin bileşiminde bulunan karbon ve mangan’a ek olarak, krom, molibden, vanadyum, nikel ve bakır gibi alaşım elementleri de sertliğe katkıda bulunur. Bu elementlerin sertliğe katkılarını belirlemek üzere ‘Karbon Eşdeğeri’ kavramı kullanılmaktadır. Uluslar Arası Kaynak Enstitüsü (IIW) tarafından oluşturulan ve yaygın biçimde kullanılan karbon eşdeğeri formülü aşağıdaki gibidir:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (3.1)$$

Ayrıca çeliklerde kaynak sırasında hızlı soğumayı engellemek için yapılan ön tavlama işlemi sıcaklıkları ile karbon eşdeğeri arasındaki bağıntı aşağıdaki gibidir.

**Çizelge 3.2:** Karbon eşdeğeri – ön tavlama sıcaklığı ilişkisi [4]

| Karbon Eşdeğeri (%)       | Ön Tavlama Sıcaklığı (°C)                 |
|---------------------------|-------------------------------------------|
| $0,45 < C_{es}$           | Normal atmosferik koşullarda gerek yoktur |
| $0,45 \leq C_{es} < 0,60$ | 100 - 200                                 |
| $C_{es} > 0,60$           | 200 - 300                                 |

Çeliğin bileşimindeki C ve Mn elementlerinin kaynaklanabilirliğe etkisi, kaynak yapılan çeliğin kalınlığına bağlı olarak, kaynaktaki ısı girişi ve soğuma hızına etkisine bağlıdır. Kalın parçaların kaynağında, kaynak yapılan çeliğin göreceli olarak soğuk olması, kaynak sonrası soğuma hızını arttırır. Bu nedenle ön ısıtma ve kaynak yapılan çeliğin kalınlığı veya kesiti, kaynaklanabilirliği etkileyen önemli faktörlerdendir [4].

Yüksek mukavemetli çeliklerin, yüksek oranda C ve Mn içermesi karbon eşdeğeri değerini de arttırarak, sorunsuz kaynak yapılabilen az karbonlu çeliklere göre daha yüksek karbon eşdeğerine sahip olmasına neden olur. Özellikle kalın kesitli yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında ön ısıtma ve hidrojen verme özelliği az olan kaynak yöntemleri kullanılmalıdır.

Alaşımlı yüksek mukavemetli ısıtıl işlem yapılan yapı çeliklerinin kaynağında özellikle az hidrojen veren kaynak dolgu malzemesi ve kaynak yöntemleri seçilmelidir. Bu tip çeliklerde yüksek alaşım içeriği, kaynak bölgesinde ısı etkisi altındaki bölgede (ITAB) sertleşmeye sebep olabilir. Ayrıca bu çeliklerin kaynağında önemli problemlerden birisi olan hidrojen fazlalığı, kaynak dikişinde çatlamaya sebep olur. Kaynak metalinin kimyasal kompozisyonunda vanadyum olacak şekilde dolgu malzemesi seçildiğinde, kaynak sonrası gerilim giderme ısıtıl işlemi yapıldığı takdirde, yapıda vanadyum karbür oluşacağı ve de kaynak metalinin gevrek-sünek geçiş sıcaklığını yükselteceği için vanadyumdan kaçınılmalıdır. Korozyon direnci veya sertleşme özelliği istenmeyen durumlarda, kaynaklanabilirlik açısından alaşımlı çelikler yerine karbon çelikleri tercih edilirler. Karbon çeliklerinde yani alaşımsız yapı çeliklerinde de çeliğin karbon içeriği arttıkça, martenzit oluşum riski artar ve kaynaklanabilirlik zorlaşır.

- Az karbonlu çelikler (% 0,3 den az C içeren) yaygın olarak kullanılan tüm kaynak yöntemleri ile sorunsuz kaynaklanabilir. Bu çeliklerde kaliteli kaynak dikişleri, ön ısıtma veya kaynak sonrası ısıtıl işlem yapılmaksızın sağlanabilir.
- Orta karbonlu çelikler de (% 0,3 ile % 0,5 arasında C içeren) yaygın olarak kullanılan kaynak metotları ile kaynaklanabilir. Özellikle % 0,4 ile % 0,5 arasında karbon içeren orta karbonlu çeliklerin kaynağında, kaynak bölgesinde yapıda sertleşmeye sebep olabilecek fazlar oluşacağından, kaynak öncesi ve sonrası ısıtıl işlemler uygulanmalıdır.
- Yüksek karbonlu çeliklerin (% 0,5 den fazla C içeren) kaynaklanabilirliği, az karbonlu çeliklere göre daha düşüktür. Yüksek karbonlu çeliklerin ark kaynağında ısı etkisi altındaki bölgede aşırı sertleşme ve gevrekleşme oluşabilir. Yüksek karbonlu çeliklerin koruyucu ortamda yapılan ark kaynak yönteminde, az karbonlu elektrot kullanılabilir. Bu durumda ana metalden kaynak metaline bir miktar C geçebilir, bu da kaynak metalinin sünekliğini önemli ölçüde azaltır. Yüksek karbonlu çeliklerin kaynağında genellikle

östenitik çelik elektrotlar kullanılır. Bu durumda kaynak dikişi iyi mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen, ısı etkisi altındaki bölge halen sert ve gevrek, bu nedenle kaynak sonrası ısıl işlem yapılmalıdır [5].

### 3.2 Kalıntı Gerilmeler

Kalıntı gerilmeler çeşitli üretim/imalat aşamalarından sonra parçada kalan elastik gerilimlerdir. Genel tanım olarak, yapıya veya malzemeye etki eden tüm dış kuvvetler kaldırıldığında malzeme içerisinde kalan gerilmelere kalıntı gerilmeler denir [6]. Malzemenin üretim tekniği, malzeme üzerinde gerçekleştirilen kaynak, yüzey işlemleri ve ısıl işlemler sonucunda malzeme içerisinde homojen olarak dağılmadan kalan plastik deformasyonlar veya ısısal değişimler, yapıda kalıntı gerilim oluşmasındaki ana nedenlerdendir. Kalıntı gerilim tipleri büyüklük açısından basma ve çekme gerilmeleri iken tür olarak üç tip kalıntı gerilme türü mevcuttur.

- 1. Tip kalıntı gerilimler aynı zamanda makroskopik kalıntı gerilimler olarak da adlandırılırlar ve malzeme içerisinde büyük bir alanı etkilerler.
- 2. Tip kalıntı gerilimler ise malzeme içerisinde birkaç tanecik üzerinde etkili olurlar.
- 3. Tip kalıntı gerilimler bir taneciğin içinde olan ve çok küçük bir alanı etkileyen gerilimlerdir [7,8].

Sanayide üretimin temel noktalarından bir tanesi olan kaynak işleminde ise, ergiyik kaynak metali soğurken kendini fiziksel olarak çekmek isterken ana metal tam tersi yönde bunu engellemeye çalışır. Buradaki kaynak metalinin büzölmeye yönelik malzemenin oluşturduğu kuvvet, ana malzemeye gerilme uygular. Ayrıca ana metal kısmında kaynak metaline yakın bölgelerde ısı etkisi sonucunda yine kalıntı gerilmeler görölmektedir [7]. Diğer bi deyişle homojen olmayan ısı dağılımı nedeniyle parça soğurken kaynak dikişi katılaşp, büzölür, kendisini çevreleyen esas metal ısı tesiri altındaki bölgeye gerilme uygular. Soğuma işlemi esnasında kaynaklı parçadaki sıcaklık dağılımı üniform değildir ve bağlantı boyunca yapısal ve metalurjik değişiklikler sonucu kalıntı gerilmeler meydana gelir.

Genel olarak kaynak işleminde kalıntı gerilme oluşum nedenleri aşağıdaki gibidir;

- Katılaşma esnasındaki hacimsel değişim
- Katı hal faz dönüşümleri
- Isıl iletkenlik ve genleşme katsayısı farkı
- Mekanik sınırlamalar
- Yerel plastik deformasyonlar

Yüksek mukavemetli çeliklerde kalıntı gerilme konusu büyük önem arz etmektedir . Çünkü çeliğin mukavemeti arttıkça kaynak işlemi sonucu oluşabilecek kalıntı gerilme miktarı artmaktadır. Dolayısıyla yüksek mukavemetli yapı çeliklerinde kalıntı gerilme miktarı yapının ömrü, kalitesi ve üretim maliyetleri açısından önemlidir [9].

### **3.2.1 Kalıntı gerilme oluşmasına neden olan üretim yöntemleri ve yüzey işlemleri**

Kalıntı gerilmeler, parça veya malzemenin üretim aşaması prosesinde veya daha sonra malzeme/parça üzerinde gerçekleştirilen işlemler sonucunda oluşmaktadır.

Kalıntı gerilme oluşturabilecek üretim yöntemleri;

- Döküm
- Derin çekme
- Dövme
- Çekme
- Ekstrüzyon
- Haddeleme
- Bükme,

Kalıntı gerilme oluşturabilecek yüzey işlemleri;

- Talaş kaldırma
- Elektro ekstrüzyon,

Kalıntı gerilme oluşturabilecek birleştirme yöntemleri;

- Kaynak
- Sert lehimleme,

Kalıntı gerilme oluşturabilecek mekanik yüzey işlemleri;

- Püskürtmeli sertleştirme
- Lazer şoku,

Kalıntı gerilme oluşturabilecek diğer işlemler;

- Su verme
- Karbonlama
- Nitrürleme,
- Karbonitruzasyon
- PVD kaplamalar
- CVD kaplamalar
- Elektro kaplamalar olarak sınıflandırılabilir [8].

Kalıntı gerilmeler bulunduğu yapıda distorsiyona ve erken hasara sebep olmaktadır. Kalıntı gerilmeler her ikisine neden olmadan iç gerilme olarak ta kalabilir. Bu etkiler parçada ayrı ayrı görülebileceği gibi aynı anda da görülebilir. Kalıntı gerilmelerin kaynak performansına etkisi aşağıdaki gibidir;

- Gevrek kırılma
- Yorulma mukavemeti ve yorulma ömründe azalma
- Çatlak ilerleme hızında artış
- Doğrusal ve açısal distorsiyonlar
- Korozyon hızında artış

### **3.2.2 Kalıntı gerilme ölçme yöntemleri**

Kalıntı gerilme ölçme yöntemleri genel olarak tahribatlı ve tahribatsız ölçme yöntemleri olarak ikiye ayrılır. Tahribatlı muayeneler, mekanik muayeneler olarak da adlandırılabilir. Tahribatsız muayenelerde malzemenin fiziksel ve kristalografik parametreleri ile yapı içerisindeki kalıntı gerilmeler arasında ilişki kurulur. Tahribatsız yöntemlerin avantajı ise sadece yüzeyde değil malzemenin derinliklerinde de ölçüm yapabilmesidir.

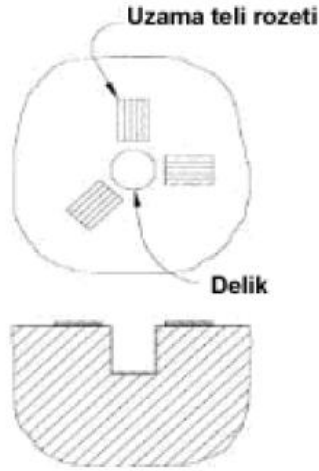
#### **3.2.1.1. Tahribatlı kalıntı gerilme ölçüm yöntemleri**

Bu yöntemlerde yapı veya parçadan malzeme kaldırma işlemi gerçekleştirilerek gerilme gevşemesine müsaade edilir. İşlem sonunda parçada meydana gelen plastik şekil değiştirme miktarı ölçülür. Burada parçadan malzeme kaldırılarak yeni bir

gerilme durumu oluşturulur ve yer deşiştirmeler ölçölerek gerilmedeki yerel değişim belirlenerek elastisite teorisine göre kalıntı gerilmeler hesaplanır.

a. Tabaka kaldırma yöntemi: Elektrokimyasal ve kimyasal işleme yöntemlerini kullanarak, malzeme üzerinden kalıntı gerilme içerek tabakalar kaldırılıdığı zaman iç gerilme ve momentlerin dengelenmesi, kaldırılan tabakadaki gerilmelerle ilişkilendirilerek ölçüm yapılır.

b. Delik delme (hole-drilling method) yöntemi: Bu yöntemde numuneye özel rozet teli adı verilen teller yapıştırılır. Daha sonra tellerin merkezine 0,4 mm - 2 mm derinliğinde delik açılır. Delik içersindeki malzeme kaldırılması sonucunda malzemedeki gerilmeler yeniden düzenlenir ve rozetteki uzama telleri gerilme gevşeme değerlerini ölçmektedir.



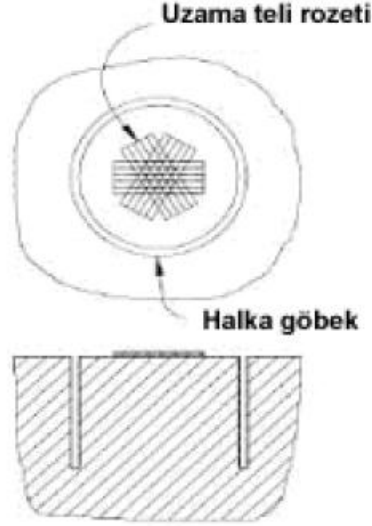
**Şekil 3.2:** Delik delme yöntemi [8].

c. Halka çekirdek (ring core method) yöntemi: Delik delme yönteminin değişik bir biçimidir. Rozet içersinde delik delinmesi yerine rozetin dış kenarı civarında çevresel bir kanal açılır. Bu yöntem ile 0,1 mm - 6 mm derinlikteki kalıntı gerilmeleri ölçebilmektedir.

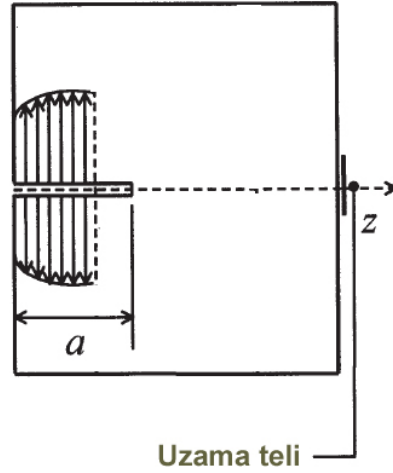
d. Kanal açma (crack compliance method) yöntemi: Numune üzerine küçük bir kanal açılır. Kanal açılması sonucunda kanala dik yöndeki kalıntı gerilmeler gevşer. Bu şekilde gerilmelerin yeniden düzenlenmesini takiben kanal yönüne dik gerilme gevşemeleri uzama teli kullanılarak ölçölmektedir.

e. Kesit profil ölçme (contour method) yöntemi: Bu yöntemde numune kesilerek ikiye ayrılır. Parçada kalıntı gerilme bulunuyorsa yüzey kesit profili kesme

düzleminden sapacaktır. Bunun sonucunda ortaya çıkan kesit profili kalıntı gerilmelerle ilişkilendirilmektedir. Sadece kesme düzlemine dik kalıntı gerilmeler ölçülebilir.



**Şekil 3.3:** Halka çekirdek yöntemi [8].

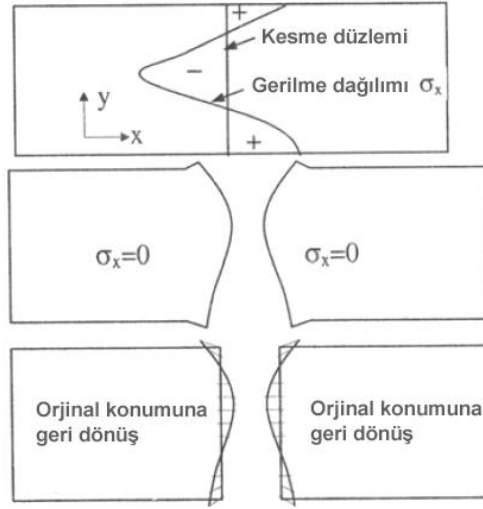


**Şekil 3.4:** Kanal açma yöntemi [8].

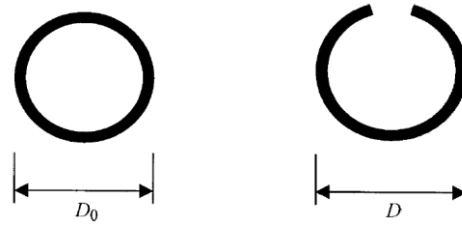
f. Tüp yarma (tube splitting) yöntemi: Kısa bir tüp numunenin ilk dış çapı ölçülür daha sonra tüp uzunluğu boyunca kesilerek yarık açılır. Çevresel gerilmelerin gevşemesi durumunda tüpün dış çapı değişir ve bunu takiben tüp açılır veya kapanır. Sadece tek bir ölçüm tahmin imkan vermektedir.

g) İnce kesitere ayırma (sectioning method): Bu yöntemde kalıntı gerilmeler numuneden parçalar kaldırılarak ölçülür. Numune değişik kesitlerde sıralı olarak kesilir. Ayırma, yarma ve tabaka kaldırma işlemlerinin birleştirilmesi, kalıntı

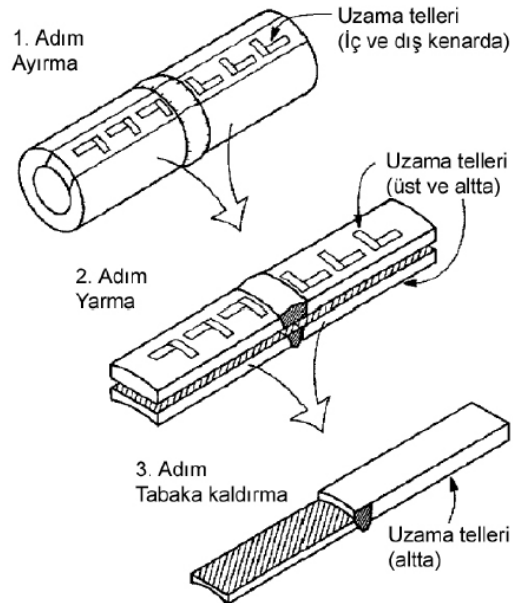
gerilmelerin detaylarının belirlenmesinde esneklik sağlar. Uzama telleri sayesinde ortaya çıkan gerilmeler ölçülür [8].



Şekil 3.5: Kesit profili ölçme yöntemi [8].



Şekil 3.6: Tüp yarma yöntemi [8].

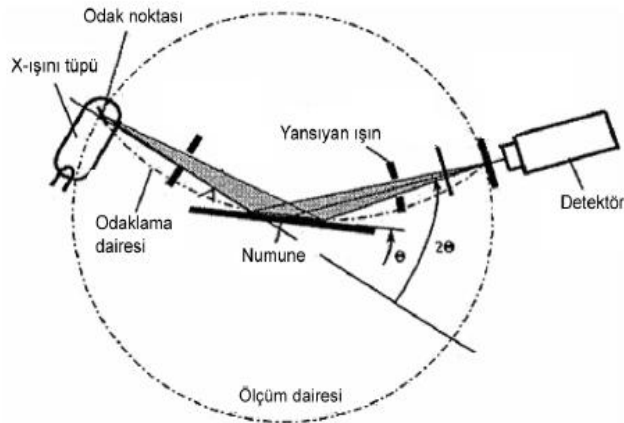


Şekil 3.7: İnce kesitlere ayırma yöntemi [8].

### 3.2.1.2. Tahribatsız kalıntı gerilme ölçüm yöntemleri

Tahribatsız ölçümlerde malzeme üzerinde herhangi bir tahribat meydana gelmemektedir. Kalıntı gerilmeler malzemenin fiziksel özelliklerinden faydalanılarak belirlenmektedir.

a. X-ışını kırınımı: Kalıntı gerilmelerin ölçülmesinde oldukça doğru sonuçlar veren bir yöntemdir. Kristal yapıdaki atomik düzlemler arasındaki mesafe, uygulanan gerilimler veya malzeme içerisinde kalan kalıntı gerilimler sayesinde uzayıp kısalır. Bu mesafenin artması o bölgede oluşan bir çekme gerilimi ifade ederken mesafenin azalması ise basma gerilimlerin varlığını gösterir. X-ışını kırınımı yönteminde malzemeye gönderilen X-ışınları malzeme içerisindeki kristal düzlemlerden yansır. Bu sırada malzemeye gelen ışınların yönü değiştirilerek en çok yansımanın olduğu açı bulunur. Bu açı ve Bragg yasası kullanılarak iki atomik düzlem arasındaki mesafe hesaplanır. Gerilim olmayan haline göre bulunan mesafe farkı kullanılarak parçanın içerisinde kalan kalıntı gerilimler hesaplanabilir [8].



Şekil 3.8: X-ışını kırınımı yöntemi [8].

b. Şiddetli X-ışını kırınımı yöntemi: Prensip olarak XRD ile aynı olan bu yöntemde çok daha yüksek enerjili X-ışınları kullanılmaktadır. Daha derin nüfuziyetin sağlandığı bu yöntemde çoğu malzemede 1 mm-2 mm, alüminyum için 60 mm derinliklere kadar ölçüm yapılabilmektedir [8].

c. Nötron kırınımı: Bu yöntemde malzemeye X-ışınları yerine daha yüksek enerjili nötronlar gönderilir. Nötronların nüfuziyeti X-ışınlarının nüfuziyetine göre hemen hemen 1000 kat daha fazladır. Bu sayede malzemenin 4 mm ile 50 mm gibi

derinliklerinde ölçüm yapılabilir. Alüminyum için 250 mm derinliklere kadar ölçüm yapılabilir [8].

d. Ultrasonik yöntem: Malzemede ilerleyen dalgaların (boyuna veya enine) hızlarının varolan gerilimlerden etkilenerek değişmesi prensibini esas alır. Malzeme içerisinde bulunan kalıntı gerilimler ses dalgalarının ilerlemesine engel oluşturdukları için ses dalgalarının hızlarını yavaşlatırlar. Bu sayede malzeme içerisinde ilerleyip arka yüzeyinden yansıyan ses dalgalarının gidiş geliş mesafesi gerilimsiz olan bir malzemeye oranla farklı olur. Bu farklılık toplam uçuş zamanı olarak ölçülebilir. Fakat bu fark nano saniye mertebesinde olduğu için ölçümü çok hassas cihazlar gerektirir [6,8].

e. Manyetik yöntemler: Ferromanyetik malzemelerin manyetik özellikleri, mıknatıssal büzülme manyetoelastik gibi etkilerden dolayı malzemedeki iç gerilme durumlarına karşı duyarlıdır. Bu prensiple gerilme ve mıknatıslanma arasındaki etkileşim ilişkilendirilir. Elektromanyetik özelliklerin gerilme durumuna göre değişmesi prensibine göre ölçüm yapılır [8].

f. Termoelastik yöntemler: Malzemedeki elastik deformasyonlar sıcaklıkla küçük değişimlere neden olmaktadır. Bu sıcaklık değişimi yüzey gerilim değişimleri ile orantılı olarak değiştiğinden dolayı parça içerisindeki kalıntı gerilmeler bulunabilmektedir [8].

g. Fotoelastik yöntemler: Saydam bir malzemeye gerilme uygulandığı takdirde malzemenin içinden geçen ışığın hızı anizotropik olarak değişecektir. Burada bahsedilen fotoelastik etki ile gerilmeli saydam cisimler çapraz saydam kutuplar arasındaki beyaz veya tek renkli ışıktaki gözlemlendiği zaman fotoelastik etki saçaklı araya girmesine neden olur [8].

### **3.3 Distorsiyon (Çarpılma)**

Distorsiyon, bir nesnenin şeklinin değişime uğramasıdır. Kaynak sonrası yapıda oluşan distorsiyonlar mekanik özellikler ve tasarım açısından problemler yaratmaktadır. Distorsiyonun nedenleri sıralandığında;

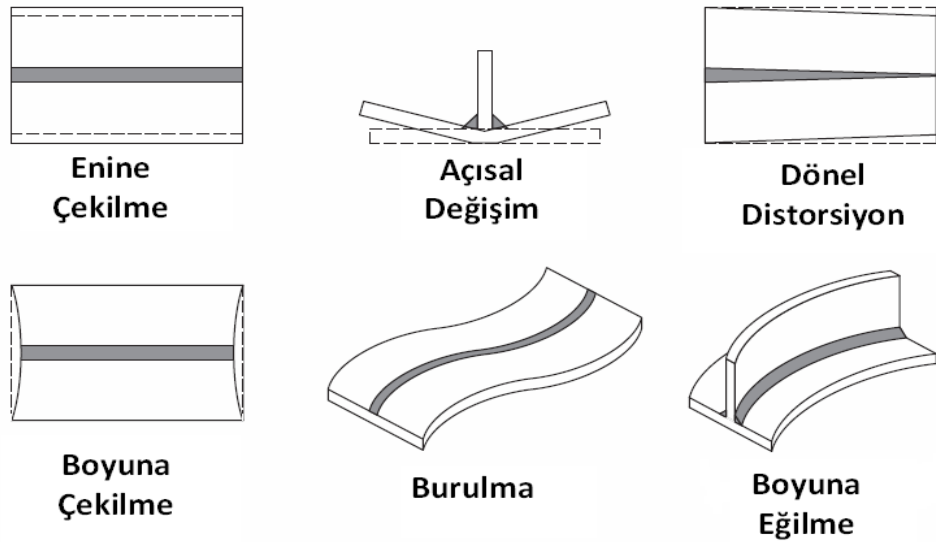
a. Metal küçük kuvvetlerin etkisinde ise gerilme elastik bölgede kalır ve metal eski haline döner.

- b. Metallerin akma gerilmesinin üzerindeki kuvvetlerin etkisinde kalması durumunda ise malzeme plastik şekil değişimine uğrar.
- c. Metaller ısıtıldıklarında genişler ve soğutulduklarında büzülürler. Kaynak sırasında metallerin ısınma ve soğuması birbirine eşit olmadığından, yüksek gerilmeler meydana gelir ve metal distorsiyona uğrar

Oluşan bu distorsiyon, kaynak esnasında üç temel boyut değişimi olarak kendini gösterir, bunlar;

- a. Kaynak çizgisine dik olarak meydana gelen enine büzülme
- b. Kaynak çizgisine paralel meydana gelen boyuna büzülme
- c. Kaynak çizgisine göre dönme içeren açısal distorsiyon [7].

Yüksek mukavemetli çeliklerde kaynak işlemi sonucunda yüksek miktarda kalıntı gerilme oluşma riski ile birlikte, parça sabitlenmeden serbest bir şekilde kaynak işlemi gerçekleştirildiğinde distorsiyon gözlenmektedir.



**Şekil 3.9:** Kaynakta distorsiyon türleri

Kaynak metalinin akma gerilmesini aşan kalıntı gerilme varlığında yapıda distorsiyon görülür. Fakat kaynak metalinin akma gerilmesinin altındaki kalıntı gerilmesi değerleri yapıda kalmaya devam edecektir. Distorsiyon ve kalıntı gerilme arasındaki diğer bir ilişki şu şekilde açıklanabilir:

- Kaynak sırasında parça/yapı serbest halde ise kaynak sonrasında deformasyonlar en yüksek seviyede, gerilmeler ise en düşük seviyededir.
- Kaynak sırasında parça/yapı sabitlenmiş ise deformasyonlar en düşük seviyede fakat gerilmeler en yüksek seviyededir [10].

Distorsiyon ve kalıntı gerilmelerin önlenmesi için yapılması gerekenler aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Gereksiz kaynak dikişi kalınlığından kaçınılmalı. Kaynaktaki dikiş miktarı arttıkça oluşacak büzülme miktarı da artar.
- Kalın plakalar kaynatılıyor ise çift V – X dikiş hazırlığı, ulaşım zorluğu söz konusu ise V yerine U ağız kullanılmalı.
- Beklenen minimum mekanik dayanım için yeterli minimum dikiş uzunluğu kullanılmalı.
- İnce elektrotlar ile atılmış fazla sayıda paso yerine, daha kalın elektrotlar ile atılmış daha az sayıda paso ile kaynak gerçekleştirilmeli. Her bir pasonun oluşturacağı distorsiyon kümülatif olarak birikeceğinden, daha az miktarda distorsiyona neden olacaktır.
- Kaynaklı bağlantıların nötral eksene yakın ve simetrik tasarım gerçekleştirilmeli.
- Kaynak esnasında geri adım tekniği kullanımı
- Karmaşık geometrilere sahip ürünlerin imalatı esnasında, uygun kaynak sırası belirlenmesi [11].

## **4. DÜŞÜK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM SICAKLIĞINA SAHİP KAYNAK DOLGU MALZEMELERİ**

### **4.1 Giriş**

Kaynaklı imalatlarda, kaynak işlemi gerçekleştirilen parçadaki kalıntı gerilmelerin giderilmesi ve distorsiyonların düzeltilmesi, zaman-enerji kaybına yol açan ve çevre için zararlı prosesler ile gerçekleştirilmektedir. Bu yüzden, kaynak işleminin parçaya verdiği zararları kaynak esnasında giderici yeni dolgu malzemelerinin üretilmesi, kaynak bilimi alanında büyük gelişmelerden biri olacaktır. Bu konuda Dünya’da kaynak alanında sıcak konu olarak kabul edilen, en önemli çalışmalardan birisi, martenzitik dönüşüm sıcaklığı düşük (Low Temperature Transformation - LTT) kaynak dolgu malzemelerinin geliştirilmesidir. Bu malzemenin en önemli özelliği, herhangi bir ön ısıtma veya kaynak sonrası ısıtma işlemi gerek kalmadan, kaynak parçasında görülen distorsiyon ve kalıntı çekme gerilmelerini azaltması veya önüne geçmesidir. Bunun sonucu olarak kaynaklı yapıda, gerilmeli korozyon ve soğuk çatlak direncinde artış ve uzun yorulma ömrü gözlenmiştir [9].

Kalıntı gerilmeler, kaynaklı yapılar için gevrek kırılma, gerilmeli korozyon çatlak ve distorsiyon gibi kaynak hasarlarına neden olmaktadır. Ayrıca, kaynaklı yapılarda oluşan distorsiyonun düzeltilmesi yüksek maliyetli ve zaman alıcı operasyonlar ile gerçekleştirilmektedir. Bu tekniklerin maliyet açısından yüksek ve teknik açıdan karmaşık olması sebebi ile uygulanmasında sınırlanmalar ile karşılaşmaktadır.

Kalıntı gerilme problemine karşı alternatif bir yöntem ise martenzitik dönüşüm sıcaklığı düşük kaynak dolgu malzemeleri kullanımıdır. Bu sarf malzemeleri yaklaşık olarak 0–15 % Ni, 10–15 % Cr içeren çelik alaşımlarıdır. Son yapılan çalışmalarda LTT sarf malzemeleri kullanılarak kaynak bölgesindeki kalıntı çekme gerilmeleri azaltılmış bunun yanısıra kalıntı basma gerilmeleri oluşturularak yorulma ömründe önemli gelişmeler sağlanmıştır [12-14].

LTT dolgu malzemelerinde, alaşım içerisindeki Mn, Cr, ve Ni gibi elementlerin alaşım oranlarının ayarlanması ile kaynak sırasında faz dönüşümü sonucu martenzitik yapı elde edilerek kalıntı çekme gerilmelerini giderilebilmektedir.

Östenitten martenzite dönüşümün başladığı Ms sıcaklığının 400 °C ile 150 °C gibi sıcaklık değerlerine düşmesi durumunda, oluşabilecek basma gerilmelerini ve maksimum hacimsel artış değerini elde edebilmek için martenzitik dönüşümün oda sıcaklığının üzerinde tamamlanması gereklidir. Aksi durumda mikroyapıda kalıntı değişken oranlarda östenit bulunabilir. Bunun sonucunda hacimsel artışın getirmiş olduğu faydalardan yararlanılamayacaktır. LTT dolgu malzemelerinin kullanılması ile kaynaklı yapının yorulma mukavemeti ve distorsiyon konularında önemli gelişmeler kaydedilmiştir. Kırılma tokluğu değerinde ise yeterli kırılma tokluğu değeri sağlanabilmektedir [15]. Bu ilave tellerin endüstride özellikle yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında yaygın olarak kullanılması beklenmektedir [9].

#### 4.2 Martenzit Dönüşüm Sıcaklığı ve LTT Alaşımları

Martenzit, yüksek akma ve çekme mukavemeti gibi özelliklere sahip olmasıyla mühendislik malzemeleri içerisinde önemli bir yere sahiptir. Östenitten martenzite dönüşümün başlangıç ve bitiş sıcaklıkları çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak değişmektedir. Bileşim olarak düşünüldüğünde, östenit stabilize edici C, Mn, Ni, N elementleri östenitten martenzite dönüşümü geciktirir. Bunlara ek olarak C elementi martenzit dönüşüm sıcaklığı için en etkili elementtir. Cr ise alfa fazını stabilize etme özelliği olmasına rağmen, östenitik paslanmaz çeliklerde Ni ile birlikte alaşım olarak bulunduğu östenit stabilize etme özelliği gösterir. C ve Mn, yüksek miktarlarda bulunması halinde martenzit dönüşüm sıcaklığını düşürmesine rağmen tokluk değerlerinde düşüşe neden olacağından arzu edilmez. Bunun yerine Cr ve Ni ve diğer elementlerden az miktarlarda bulunması ile alaşımlama gerçekleştirilir.

Bu alaşım türünde ilk olarak Cr ve Ni eşdeğeri hesaplanarak martenzitik yapının görüldüğü bölge hesaplanır. Aşağıda Ni ve Cr için eşdeğer formülleri yer almaktadır [16].

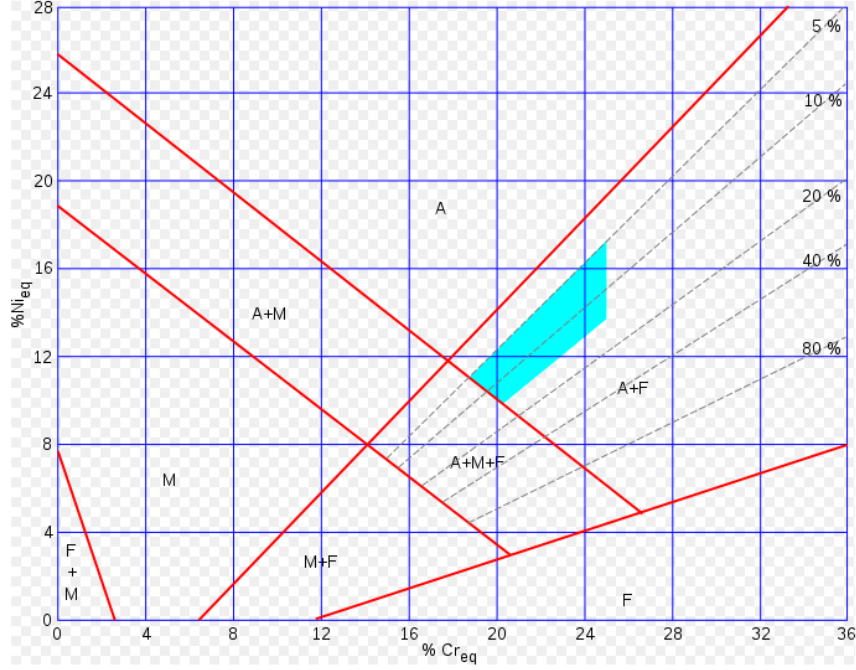
$$Cr_{eq} = 1x(\%Cr) + 1x(\%Mo) + 1,5x(\%Si) + 0,5x(\%Nb) \quad (4.1.a)$$

$$Ni_{eq} = 1x(\%Ni) + 30x(\%C) + 0,5x(\%Mn) + 30x(\%N) \quad (4.1.b)$$

Daha sonra martenzitik yapıyı elde etmekte faydalanabileceğimiz martenzit dönüşümü ve kimyasal kompozisyonla bağlantı kuran formüller mevcuttur.

Martenzitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı teorik olarak aşağıdaki “Steven ve Haynes” eşitliği ile hesaplanabilir [13].

$$M_s = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo \text{ (}^{\circ}\text{C)} \quad (4.2)$$



**Şekil 4.1:** Schaeffler diyagramı

Bu eşitlik küçük varyasyonlarla martenzit başlangıç sıcaklığı ile kimyasal kompozisyon arasındaki ilişkinin kurulmasında kullanılabilecek uygun bir eşitliktir. Fazın tamamının martenzit yapı olması istendiği durumlarda  $M_f$  sıcaklığının oda sıcaklığının üzerinde olması gerekmektedir. Aksi durumda yapıda bileşime bağlı olarak değişen miktarda kalıntı östenit bulunacaktır. Martenzitik dönüşüm sıcaklıkları kaynak esnasında DTA metodu ile belirlenebilmektedir. Son yıllarda kalıntı gerilmeleri azaltmak amacıyla konuyla ilgili çeşitli bileşimler üzerinde çalışılmıştır. Çizelge 4.1’de literatürde bulunan değişik LTT alaşımlarının kompozisyonları verilmiştir.

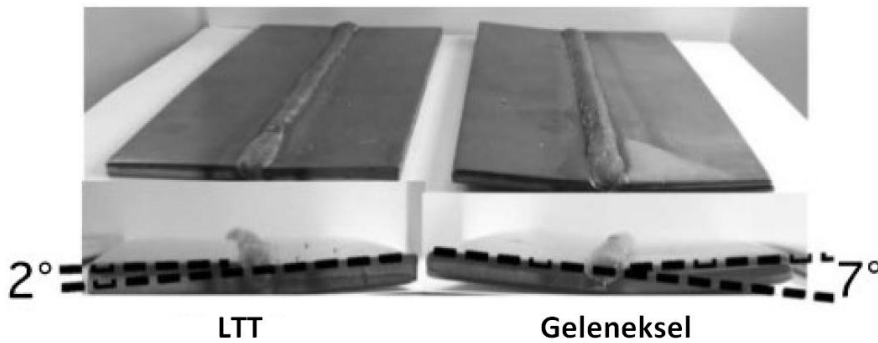
Kaynak işleminde füzyon bölgesindeki alaşım, kaynak dolgu metali ve kaynak edilen ana metalin bir karışımıdır. Burada dikkate alınması gereken konu alaşım seyrelmesinden dolayı  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıklarının değişime uğrayacak olmasıdır. Örneğin S690Q kalite plakalarda gerçekleştirilen kaynak işlemi sonucunda kaynak metalindeki alaşım seyrelmesinden dolayı  $M_s$  sıcaklıklarının değiştiği gözlenmiştir [17].

**Çizelge 4.1:** Literatürde bulunan değişken LTT alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve martenzit dönüşüm sıcaklıkları [9].

| LTT alaşımlarının kimyasal bileşimleri (% Ağı.) |       |      |      |      |      | Ms sıcaklığı, (°C) |
|-------------------------------------------------|-------|------|------|------|------|--------------------|
| C                                               | Ni    | Cr   | Mn   | Si   | Mo   |                    |
| 0.025                                           | 10.0  | 10.0 | 0.70 | 0.32 | 0.13 | 180                |
| 0.01                                            | 6.7   | 12.5 | 1.80 | 0.40 | 2.50 | 200                |
| 0.02                                            | 10.14 | 9.76 | 0.19 | 0.39 | 0.17 | 205                |
| 0.076                                           | 6.13  | 6.14 | 0.55 | 0.43 | 0.10 | 380                |
| 0.04                                            | 6.0   | 8.0  | 0.70 | 0.40 | --   | 281                |
| 0.04                                            | 8.0   | 10.0 | 0.70 | 0.40 | --   | 213                |
| 0.04                                            | 10.0  | 10.0 | 0.70 | 0.40 | --   | 179                |
| 0.04                                            | 12.0  | 10.0 | 0.70 | 0.40 | --   | 145                |
| 0.04                                            | 8.0   | 8.0  | 0.70 | 1.60 | --   | 247                |
| 0.04                                            | 10.0  | 10.0 | 0.70 | 1.60 | --   | 179                |
| 0.03                                            | 10.0  | 10.0 | 0.70 | 0.32 | --   | 180                |
| --                                              | 3.41  | 11.0 | 0.20 | --   | --   | 293                |
| --                                              | 9.99  | 12.0 | 0.28 | --   | --   | 170                |

#### 4.3. Kalıntı Gerilmeler, Distorsiyon ve LTT

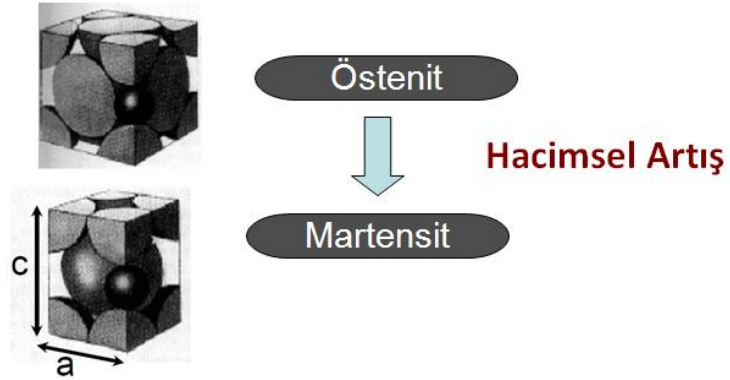
Kaynak sırasında gerçekleşen ani ve bölgesel ısınmalar sonucunda uniform olmayan gerinim dağılımı ve termal genleşme görülür. Soğuma esnasındaki çekilme yapılarında distorsiyona neden olmaktadır. Yeni geliştirilen LTT alaşımlarının kaynak dolgu metali olarak kullanılması ile kaynak bölgesinde distorsiyon ve kalıntı gerilme miktarında azalma görülmüştür [12,18]. Şekil 4.2’de distorsiyon farklılığı açıkça görülmektedir.



**Şekil 4.2:** LTT kaynak dolgu malzemesi ve konvansiyonel dolgu malzemesi ile kaynak işlemi yapılan plakalardaki açısal distorsiyon farkı [12].

Kalıntı gerilmeler ve distorsiyonun azalmasındaki LTT alaşımlarının felsefesi Şekil 4.3’te de görüldüğü üzere, östenitten martenzite dönüşümde görülen hacimsel artışın

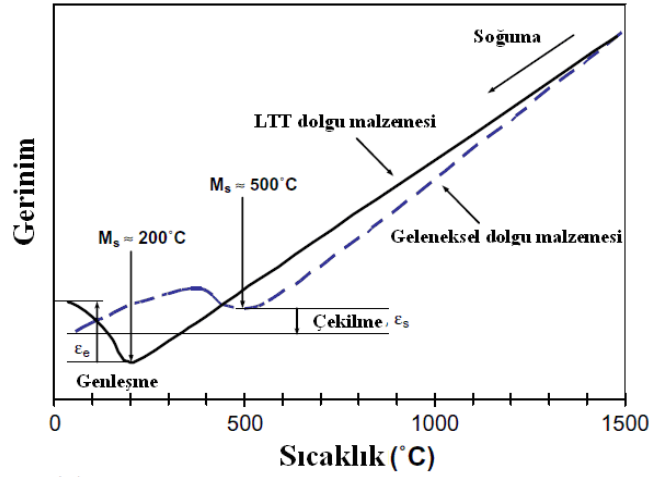
daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesi ve ardından soğumadan kaynaklanan malzeme içindeki çekilme kuvvetine ters yönde bir kuvvet oluşmasıdır.



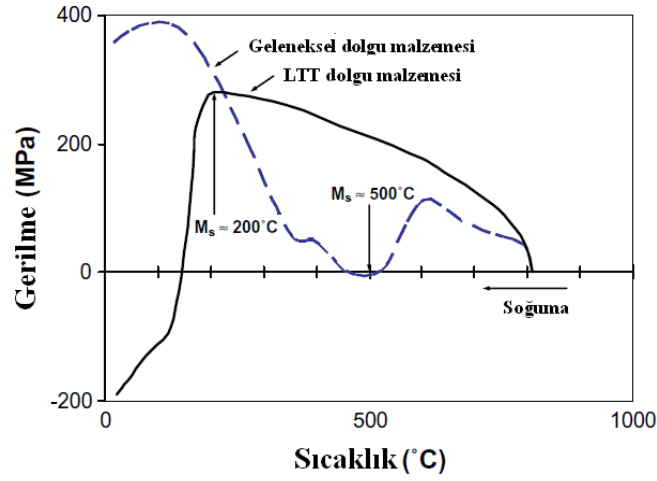
**Şekil 4.3:** Martenzitik dönüşüm neticesinde yapıda gözlenen hacimsel artış

Yakın tarihte yapılan çalışmalarda, LTT kaynak dolgu malzemeleri kullanıldığında kaynak bölgesinde kalıntı çekme gerilmelerinin yerine kalıntı basma gerilmeleri elde edilmiştir. Şekil 4.4'te konvansiyonel yüksek martenzit dönüşüm sıcaklığına sahip kaynak dolgu malzemeleri kullanıldığında yüksek çekme gerilmeleri, LTT alaşımları kullanıldığında ise kalıntı basma gerilmelerinin olduğu gözlenmektedir [19].

Burada görülen martenzitik dönüşüm, LTT alaşımlarında soğumanın son safhalarında gerçekleşmekte iken, soğumadan kaynaklanan çekilme miktarı, martenzitik dönüşümden kaynaklanan hacimsel artış miktarına göre düşüktür. Bu şekilde termal çekilme etkisi en aza indirilir. Şekil 4.4 a.'da termal genleşme özellikleri farklılıkları gözlenirken, Şekil 4.4 b.'de kalıntı gerilmeler arasındaki farklılık gözükmemektedir. En son durumda LTT alaşımları ile basma gerilmeleri elde edilirken konvansiyonel kaynak dolgu malzemesi kaynağında çekme gerilmeleri mevcuttur [19-22]. Kalıntı gerilmeler ile ilgili yapılan çalışmalarda Şekil 4.5' te görüldüğü üzere kalıntı gerilmelerin azaltıldığı ve buna ek olarak basma gerilmelerinin olduğu görülmüştür. Yapılan çalışmalarda açıkça görülmüştür ki kalıntı gerilmelerdeki düşüş ve basma gerilmelerinin oluşturulması, yapının yorulma ömründe artış, soğuk çatlak riskinde ve distorsiyon miktarında düşüş elde edilmiştir [19-21,24]. Mekanik açıdan kırılma tokluğunda bir miktar düşüş elde edilse de tatmin edici değerlere ulaşılmıştır [15].

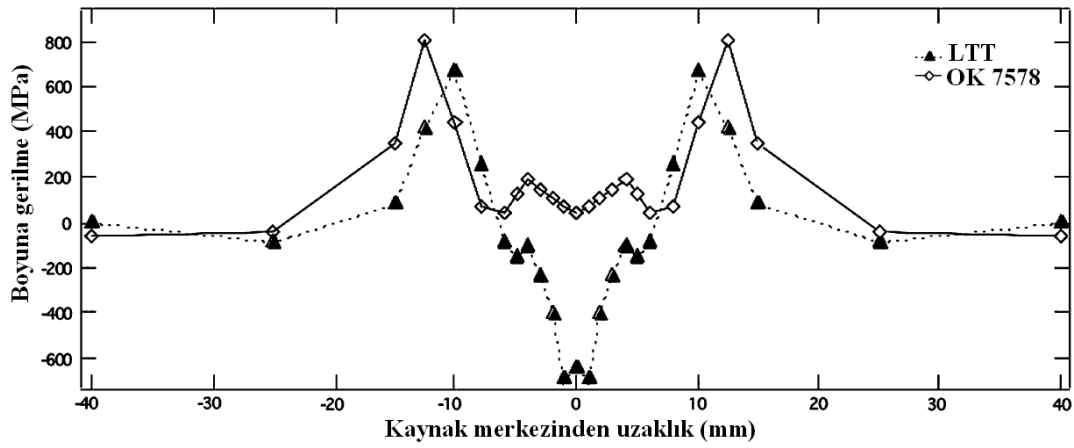


(a)



(b)

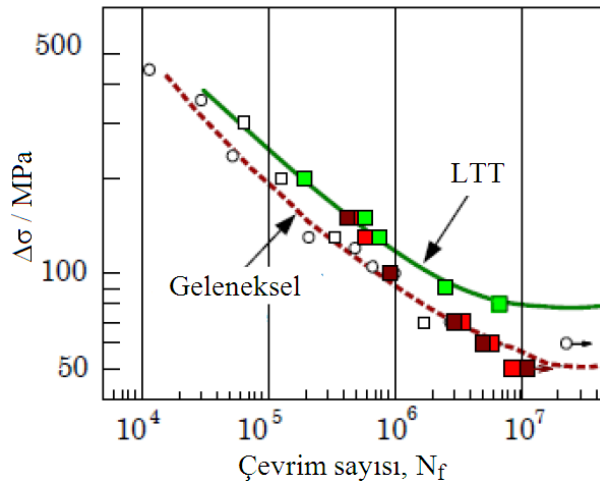
**Şekil 4.4:** Konvansiyonel ve LTT dolgu malzemeleri kullanılmış kaynak işleminde soğuma esnasında kalıntı gerilme ve gerinim değişimi: a) gerinim b) gerilme [19]



**Şekil 4.5:** Konvansiyonel ve LTT kaynak dolgu telleri kullanılarak üretilmiş kaynak bağlantılarının nötron difraksiyonu ile kalıntı gerilme ölçümleri [14].

#### 4.4. Yorulma Dayanımı ve LTT

Çeliklerden imal edilmiş kaynaklı yapılarda kalıntı gerilmeler büyük önem taşır. Yüksek kalıntı çekme gerilmeleri bu yapılarda çatlak gelişimine ivme kazandırarak yapının yorulma ömrünün azalmasına yol açar [23]. Yorulma mukavemetini arttırmak için diğer bir yöntem de gerilme yoğunlaşması faktöründen kaçınmaktır. Bunun için yapı dizaynını değiştirme, gerilim giderme tavlama, bilya püskürtme vb. gibi işlemlere ihtiyaç duyulur. Fakat bu işlemlerin her biri, üretim maliyetini arttırmakla beraber büyük zaman kaybına yol açmaktadır. LTT kaynak dolgu malzemeleri bu ek maliyetleri giderme açısından yeni bir alternatif olabilecek niteliktedir.

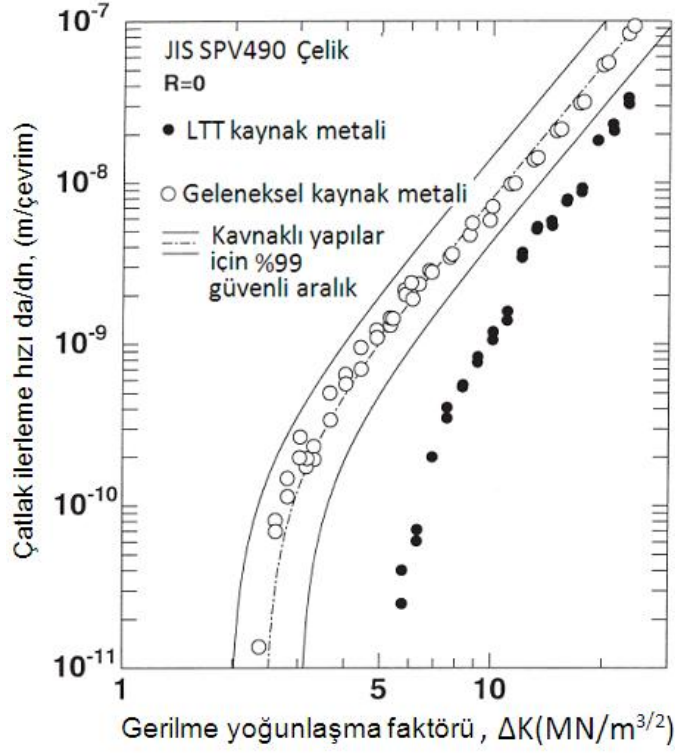


**Şekil 4.6:** Konvansiyonel ve LTT kaynak malzemeleri ile üretilmiş kaynaklı yapıların yorulma deneyi performansları [22].

Şekil 4.6'da konvansiyonel ve yeni geliştirilmiş LTT dolgu malzemeleri kullanılan kaynaklı yapılardaki yorulma deneyi performansları karşılaştırılmıştır. Şekile göre LTT dolgu malzemeleri konvansiyonel dolgu malzemelerinin üzerinde yorulma mukavemeti değerleri göstermiştir. Yorulma mukavemeti artışı % 25 - 90 arasında değişmekle beraber deformasyon miktarı ve soğuk çatlak riski azalmıştır [22-24].

Şekil 4.7' de LTT dolgu malzemeleri ile kaynak edilmiş bağlantı örneğinin çatlak gelişim özellikleri gösterilmiştir. Konvansiyonel kaynak dolgu malzemesi kullanılan bağlantının yorulma deneyinde çatlak gelişim davranışı bant içerisinde gösterilmiştir. LTT kullanılan bağlantılarda konvansiyonel dolgu malzemesinin değerlerine göre grafikte sağa kayma gözlenir, bu şekilde LTT kaynaklı yapının yorulma

performansındaki artış görülür. Ayrıca LTT kaynaklı bağlantının yorulma eşik seviyesinin de iki katına çıktığı gözlenmiştir [21].



**Şekil 4.7:** Konvansiyonel ve LTT kaynak malzemeleri ile üretilmiş kaynaklı bağlantıların çatlak ilerleme hızı karşılaştırması [21].

## **5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR**

Bu bölümde deneysel çalışmalar sırasında kullanılan hammaddeler, üretimde kullanılan ekipmanlar, kaynak yöntemi ve karakterizasyon deneylerinin yapıldığı cihazlar ile ilgili bilgiler verilecektir.

### **5.1. Kullanılan Hammaddeler**

Deneysel çalışmalarda kaynak dolgu malzemesi olarak bazik özellikte kaynak elektrotları kullanılmıştır. Bazik özellikteki kaynak elektrotları üretilirken, kaynak elektrot çubuklarının üzerine daha önceden hazırlanmış cüruf yapıcı tozlar, metal tozları ve bağlayıcı karışımı elektrot presinde pres işlemi ile yapıştırılır. Daha sonra elektrot kurutma fırınında kurutma işlemine tabi tutulan elektrotlar kaynak işlemine hazır hale gelir.

LTT prototip elektrotların üretiminde kullanılan elektrot çubuğu 410 L kalite çubuk olmakla beraber kullanılan metal tozları ve cüruf yapıcı tozlar aşağıdaki gibidir. Tozların tane boyutları ortalama olarak 100 µm ile 150 µm arasında değişmektedir.

- Ni tozu
- Cr tozu
- Fe tozu
- Al tozu
- Mg tozu
- Fe – Cr tozu
- Fe – Si tozu
- Si – Mn tozu
- Fe – Ti tozu
- Fe - B tozu
- Fe – V tozu
- Rutil tozu
- Ferromangan tozu

Tozlar hedef bileşim değişken oranlarda karıştırılır daha sonra bağlayıcı olarak cam suyu ilave edilerek pasta haline getirilir. Pasta formundaki karışım elektrot presinde, elektrot çubuğunun etrafına basınç yardımı ile yapıştırılır ve elektrotlar fırınlanır. Bu işlemlerden sonra prototip elektrotlar, kaynak işlemi için hazır hale gelir.

Kaynak işleminde ana metal olarak EN-10149-2 standardında termomekanik işlem görmüş yüksek mukavemetli DOMEX 500 MC kalite plakalar seçilmiştir. Plakaların kaynağında kullanılan konvansiyonel numune, ticari olarak bulunabilen düşük alaşımlı EN-ISO 2560-A, E 5561 Ni Mo B42 standardında ve ticari ismi GeKa Tempo B 65 olan elektrot olarak seçilmiştir. Tez aşamasında üretilen yeni geliştirilmiş prototip elektrotlar bileşimlerine göre LTT 1, LTT 2 ve LTT 3 olarak isimlendirilmiştir.

## 5.2. Kullanılan Cihaz ve Ekipmanlar

Üretim çalışmalarında yeni geliştirilen LTT bazik elektrotlar Şekil 5.1’de görülmekte olan SME marka Lebo Lex 3 model elektro pres sisteminde üretilmiştir.



**Şekil 5.1:** Elektrot pres sistemi

Elektrot prototip üretiminde 410 kalite çelik çubuklar kullanılmıştır. Hedef bileşime yönelik hazırlanan elektrot örtüsü homojen bir biçimde karıştırılır. Daha sonra cam suyu ile pasta kıvamına getirilen bileşim, elektrot pres sisteminde elektrot çubuklarının üzerine preslenir. Daha sonra elektrotlar fırınlanarak kullanıma hazır hale gelir. Elektrot çubuğu, elektrik enerjisiyle ark oluşumunda çıkan ısı sayesinde ergir ve etrafındaki toz bileşimindeki curuf yapıcı tozlar sayesinde hava ile teması kesilerek oksidasyon önlenir. Örtüde bulunan metal tozları ise kaynak metalinin yapısına geçerek hedefteki alaşımın kimyasal kompozisyonu elde edilir.

Prototip üretimi gerçekleştirilen LTT elektrotların ve konvansiyonel elektrodun kaynak işlemleri Domex 500 MC plakalar üzerinde gerçekleştirilmiştir. Yüksek mukavemetli çelik plakaların kullanılmasının nedeni yeni geliştirilmekte olan LTT elektrotlar için olası kullanım alanlarından biri olmasıdır. Manuel metal ark kaynağı yöntemiyle elektrotların kaynak işleminde Gedik Welding marka RKM 450 model kaynak makinesi kullanılmıştır. Kaynak işlemleri gerçekleştirildikten sonra kaynaklı plakalar tahribatsız muayene yöntemlerinden birisi olan radyografik muayene yöntemiyle incelenmiştir. İncelemelerde kaynak bölgesinin kök kısmında nüfuziyet eksikliği tespit edilmiş ve bunun sonucunda kaynaklı plakalara ters yönden kök kısmına tek paso kaynak (tashi) işlemi gerçekleştirilmiştir. Ayrıca kaynak parametreleri Çizelge 5.1 de verilmiştir. Kaynak ana plaka boyutları ve yapılan alın kaynağındaki kaynak ağzının boyutları Şekil 5.3 ve Şekil 5.4 te verilmiştir.

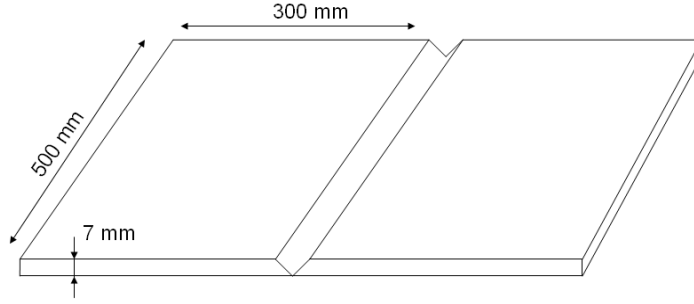


**Şekil 5.2:** Manuel elektrik ark kaynak makinesi

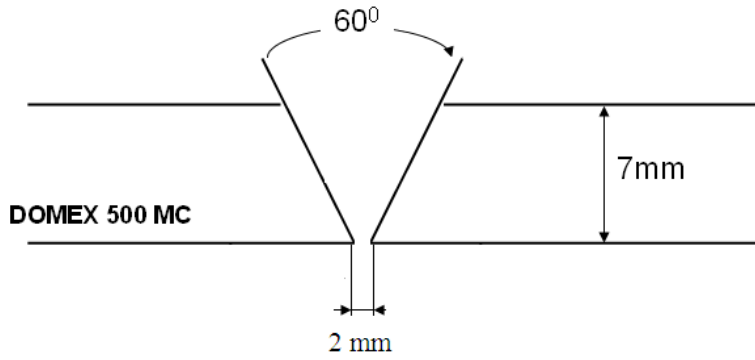
**Çizelge 5.1:** Kaynak işlemi parametreleri

| Parametre              | LTT Elektrotlar     | Konvansiyonel Elektrot |
|------------------------|---------------------|------------------------|
| Akım                   | 70 A                | 80 A                   |
| Voltaj                 | 23 V                | 24 V                   |
| Kaynak hızı            | 3 mm/s              | 3 mm/s                 |
| Pasolar arası sıcaklık | 40 °C               | 40 °C                  |
| Elektrot tipi          | Bazik (Çap: 2.5 mm) | Bazik: (Çap: 2,5 mm)   |

Kaynaklı plakaların ölçüleri 500 mm x 600 mm x 7 mm dir. Kaynak işlemi gerçekleştirilmiş plaka örneği Şekil 5.5'te gösterilmiştir. Kaynak işlemi gerçekleştirilen plakalar daha sonra atölyede mekanik testlere ve diğer testlere uygun olacak şekilde kesim ve tornalama işlemlerine tabi tutulur.



**Şekil 5.3:** Kaynak ana plaka boyutları



**Şekil 5.4:** Kaynak ağzının boyutları



**Şekil 5.5** Kaynak işlemi gerçekleştirilmiş kaynaklı plaka örneği



**Şekil 5.6** Karakterizasyon deneylerine yönelik kaynaklı numuneler

Numunelerin mikroyapısal ve mekanik özelliklerinde değişime yol açmamak için kesme işlemleri su ile soğutularak ısınma engellenerek gerçekleştirilmiştir. Atölyede deneylere uygun şekilde işlenen kaynaklı numuneler Şekil 5.6’da görülmektedir. Numuneler yapılacak deneylere yönelik çekme numunesi, eğme numunesi, makro numune, korozyon numunesi, dilatometre deney numunesi ve çentik darbe deney numunesidir.

### **5.3. Karakterizasyon Çalışmaları**

#### **5.3.1. Distorsiyon ölçümleri**

Kaynaklı plakalarda kaynak sonrası gerçekleşen açısal distorsiyon miktarının ölçümü için geometrik yöntemler kullanılmıştır. Kaynaklı plakanın bir ucu sabitlenerek diğer ucunun yerden yüksekliği ölçülmüştür. Daha sonra genel eğim formülüne göre  $\tan^{-1} \theta$  değeri bulunmuş ve buradan da  $\theta$  açısı hesaplanmıştır.

#### **5.3.2. Yapısal incelemeler**

##### **5.3.2.1. Elementel bileşim analizleri**

Kaynaklı numunelerde kaynak metali, kaynaklı numuneden çıkarılarak en son metal alaşımı analizi Rigaku marka 3270 model X-Ray Spektrofotometre cihazı yardımı ile gerçekleştirilmiştir. Analiz yapılmadan önce yüksek alaşımlı ve düşük alaşımlı kaynak metalleri için ayrı ayrı referans blokları ile cihaz kalibre edilmiştir. Alaşımların içerdiği karbon değerleri ek olarak karbon tayin cihazında da ölçülmüş ve karbon değerleri için bu değerler kullanılmıştır.

##### **5.3.2.2. Makro yapı incelemeleri**

Test numuneleri içerisinden makro numunelerin mikro yapı ve makroyapı incelemeleri metalografi işlemlerinden sonra gerçekleştirilmiştir. Metalografi numuneleri 1200 gritlik zımparaya kadar zımparalanmış ve 3  $\mu\text{m}$ ’ luk elmas pasta ile parlatma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Daha sonra yeni geliştirilen LTT kaynaklı makro numuneler, 25gr  $\text{FeCl}_3$ , 25ml HCl, 100 ml su içeren çözelti ile dağlanırken konvansiyonel kaynaklı makro numuneler % 3 ’lük Nital ile dağlanmıştır. Makroyapı incelemeleri Şekil 5.7’ de görülen Leica marka stereo mikroskopta gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 5.7:** Makro incelemeler için Leica marka stereo mikroskop

#### **5.3.2.3. Mikroyapı incelemeleri**

Makro incelemeler için hazırlanan numuneler aynı şekilde mikroyapı incelemeleri için dağlanmış ve Şekil 5.8’de görülen Leica marka konfokal lazer mikroskopta (İTÜ) ve Olympus PME 3 model metal mikroskobunda (Gedik Kaynak A.Ş) gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemeleri en fazla 1500X büyütme oranlarına kadar gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 5.8:** Mikro yapı incelemeleri kullanılan Leica konfokal lazer mikroskobu

#### **5.3.2.4. Sertlik ölçümleri**

Mekanik değerlerin belirlenmesinde hazırlanan numunelerin sertlikleri Şekil 5.9’da görülen Shimadzu marka mikro sertlik cihazında 200 gr yük ile 15 sn yük süresi parametreleri ile ölçülmüştür. Sertliklerin ölçülmesinde zımparalanmış ve parlatılmış

makro numuneler kullanılmıştır. Sertlik dağılımının belirlenmesi için ölçüm işlemleri “kaynak anametalı – ITAB - kaynak bölgesi – ITAB - kaynak anametalı” bölgeleri üzerinden gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 5.9:** Shimadzu marka mikrosertlik cihazı

#### **5.3.2.5. Dilatometre ölçümleri**

Kaynaklı plakaların, kaynak metali kısmından çıkarılan 10 mm x 5 mm x 5 mm boyutlarındaki deney numuneleri Anter marka Uniterm 1161 model atmosfer kontrollü yüksek sıcaklık dilatometresinde sıcaklık ile değişen termal genleşme özellikleri azot atmosferinde incelenmiştir. Dilatometre, örneğin sıcaklığın ya da zamanın bir fonksiyonu olarak boyut ölçülerindeki değişimi malzemelerin doğrusal genleşme katsayılarının saptanması prensibi ile ölçer. Deneyde kullanılan yüksek sıcaklık dilatometresi Şekil 5.10’da görülmektedir.



**Şekil 5.10:** Yüksek sıcaklık dilatometresi

### 5.3.3. Mekanik özelliklerin incelenmesi

#### 5.3.3.1. Çekme mukavemeti ölçüm deneyleri

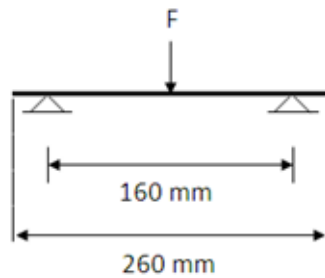
Kaynaklı numunelerin çekme mukavemeti ve eğme mukavemeti ölçümleri Shimadzu UH 100 tonluk universal çekme cihazında gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.11’de universal mekanik test cihazı görülmektedir. Çekme numunelerinin kaynaklı bölgesinde kuvvetin etkili olduğu bölge 18 mm x 7 mm’lik alandır. Çekme deneyleri her bir bileşim için iki numune üzerinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.11: Universal Shimadzu 100 tonluk mekanik test cihazı

#### 5.3.3.2. Eğme mukavemeti ölçüm deneyleri

Eğme mukavemeti ölçümleri, çekme mukavemeti ölçümlerinin gerçekleştirildiği Shimadzu universal mekanik test cihazında gerçekleştirilmiştir. Eğme mukavemeti ölçümünde 3 - nokta eğme tekniği kullanılmıştır. Eğme numunelerinin kaynaklı bölgesinde kuvvetin etkili olduğu bölge 18 mm x 7 mm’lik alandır. Eğme deneyleri her bir bileşim için iki numune üzerinde gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı yapının, eğme özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan 3 - nokta eğme deney prensibinin şematik görüntüsü Şekil 5.12’de görülmektedir.



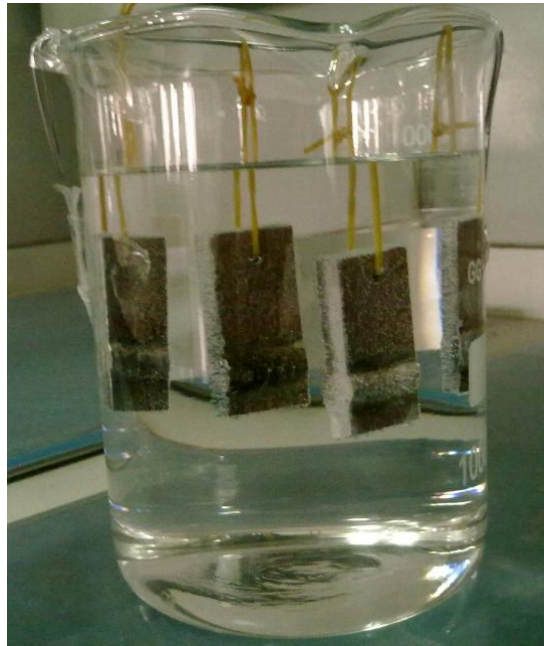
Şekil 5.12: 3- Nokta eğme deneyinin şematik görüntüsü

### 5.3.3.3. Charpy darbe deneyleri

Hazırlanan kaynaklı deney numuneleri kaynak metalinin kırılma enerjisi değerleri ölçümü için Charpy deneyine tabi tutulur. V çentik tipine sahip olan çentik numuneleri Mohr and Federhoff A.G. marka, PSW 30 model çentik - darbe cihazında darbe deneyine tabi tutulmuştur. Kaynak metalinin özelliklerinin belirlenmesinin amaçlandığı deneyde çentikler kaynak metalinin merkezinde açılmıştır. Deneyin gerçekleştirildiği çentik darbe cihazı Şekil 5.13'te görülmektedir.



Şekil 5.13: Çentik darbe test cihazı



Şekil 5.14 Korozyon deneyleri için hazırlanan deney düzeneği

#### **5.3.4 Korozyon deneyleri**

Kaynaklı numuneler % 1 HCl ve % 1 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> içeren çözeltilerde korozyon deneylerine tabi tutulmuştur. Şekil 5.14' te görüldüğü üzere numuneler çözelti içerisinde asılı olarak 48 saat süre ile bekletilmiştir. Çözeltiler 990 ml saf su ve 10 ml asit çözeltisi olarak hazırlanmıştır. Deney sonrasında numunelerin yüzeylerinin makro görüntüleri incelenmiştir. Korozyon deneyleri için hazırlanan deney düzeneği Şekil 5.14'te görülmektedir.

## 6. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

### 6.1. Distorsiyon Miktarlarının Ölçülmesi ve İrdelenmesi

Yeni geliştirilmiş LTT elektrotlar ve konvansiyonel elektrotlar ile yapılan kaynak işlemleri sonucunda kaynaklı plakaların açısıl çarpılma miktarları ölçülmüştür. Distorsiyon miktarları ölçülürken Şekil 6.1'deki gibi kaynaklı plakanın bir tarafı zemine paralel olarak sabitlenir. Plakanın diğer tarafındaki yükselme miktarı ölçülerek açısıl distorsiyon miktarı hesaplanır. Ölçümlere göre Çizelge 6.1' de farklı kaynak dolgu metalleri ile açısıl distorsiyon miktarları ilişkilendirilmiştir



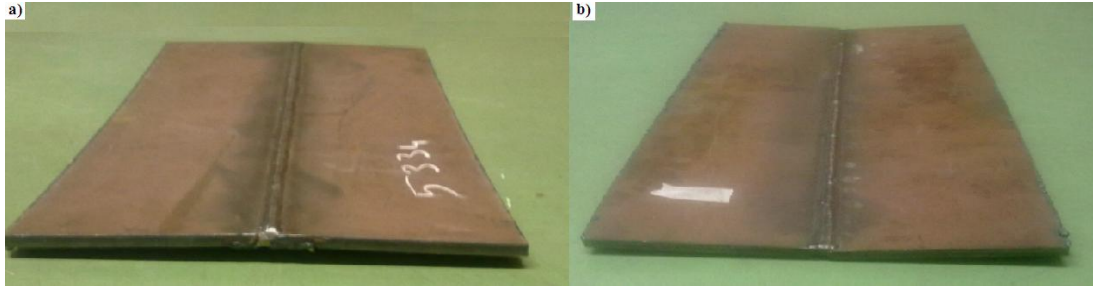
Şekil 6.1: Kaynaklı plakada görülen açısıl distorsiyon

Çizelge 6.1: Kaynak dolgu metali - açısıl distorsiyon ilişkisi

| Kaynak Metali (Elektrot Alaşımı) | Açısıl Distorsiyon ( $\theta$ ) |
|----------------------------------|---------------------------------|
| LTT 1                            | 4,8                             |
| LTT 2                            | 6,6                             |
| LTT 3                            | 11,1                            |
| Konvansiyonel                    | 6,3                             |

Çizelge 6.1'de görüldüğü üzere kaynak işleminden sonra açısıl distorsiyonlar karşılaştırıldığında LTT 1 nolu numunede daha az çarpılma elde edilmiştir. Fakat diğer iki kaynak metali (LTT 2 ve LTT 3) ile yapılan kaynakta konvansiyonel elektrotla yapılan kaynak işlemine göre daha fazla açısıl distorsiyon görülmüştür. Şekil 6.2'de en düşük distorsiyonu sergileyen LTT 1 ve Konvansiyonel elektrotlarla kaynak edilmiş plakalar görülmektedir. Ancak, yapılan araştırmalara göre bu bileşimdeki elektrodun diğer kaynak parametrelerinde ve kaynak ana metallerinde aynı özellikleri sergilemesi beklenmez. Çünkü literatürde aynı bileşimdeki

elektrotlarla, farklı et kalınlıklarındaki kaynak ana metalleri kullanıldığında farklı distorsiyon miktarları gözlemlenmiştir [11].



**Şekil 6.2:** Kaynaklı plakalarda distorsiyon farklılığı a) LTT 1 b) Konvansiyonel

## 6.2. Yapısal İncelemeler

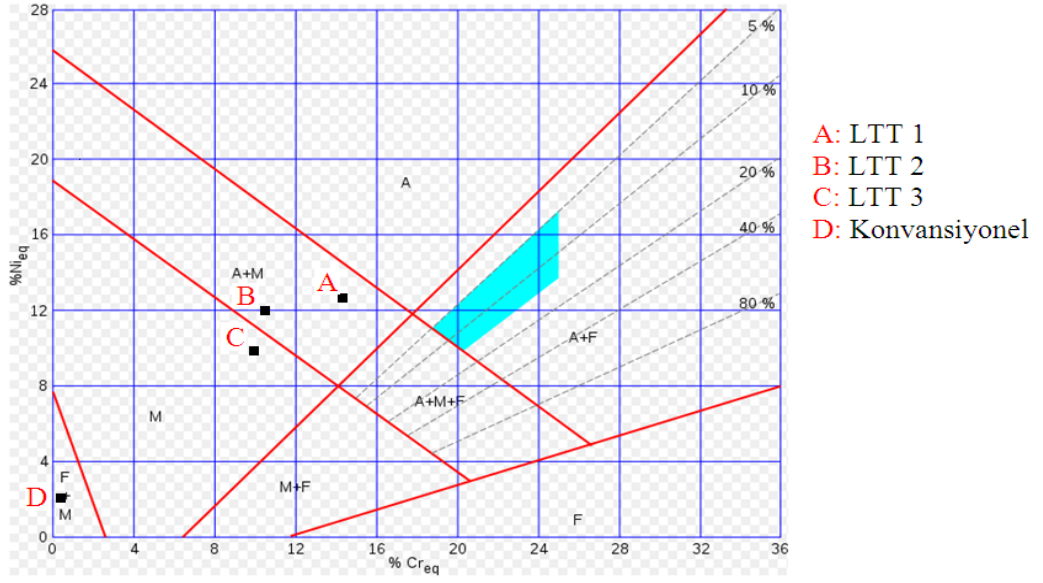
### 6.2.1. Elementel bileşim analizleri ve analizlerin irdelenmesi

Kaynak metallerinin spektral analizi için numuneler, kaynaklı plakaların kaynak merkezinin tam ortasından çıkarılarak ölçümler gerçekleştirilmiştir. Çizelge 6.2’deki elementel analizlere göre en yüksek alaşım oranına sahip kaynak metali LTT 1 ve daha sonra sırasıyla LTT 2, LTT 3 ve konvansiyonel kaynak metalleridir. Ek olarak, Cr ve Ni eşdeğerleri 4.1’nolu eşitlik kullanılarak hesaplanmış ve Çizelge 6.2’de belirtilmiştir.

**Çizelge 6.2:** Cr<sub>eş</sub> ve Ni<sub>eş</sub> değerleriyle birlikte, kaynak dolgu metallerine ve kaynak ana metaline ait kimyasal bileşimler (% Ağı.).

| Alaşım        | C    | Si   | Mn   | P    | Ni    | Cr    | Mo   | Nb   | Cr <sub>eş</sub> | Ni <sub>eş</sub> |
|---------------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------------------|------------------|
| LTT 1         | 0,05 | 0,56 | 1,50 | 0,01 | 10,84 | 13,27 | 0,05 | 0,00 | 14,16            | 13,09            |
| LTT 2         | 0,06 | 0,36 | 0,69 | 0,01 | 10,42 | 9,65  | 0,02 | 0,00 | 10,21            | 12,57            |
| LTT 3         | 0,06 | 0,36 | 0,72 | 0,01 | 8,28  | 9,43  | 0,03 | 0,00 | 10,00            | 10,44            |
| Konvansiyonel | 0,04 | 0,41 | 1,48 | 0,01 | 0,77  | 0,01  | 0,35 | 0,01 | 0,56             | 2,71             |
| Ana Metal     | 0,06 | 0,04 | 1,32 | 0,00 | 0,09  | 0,00  | 0,01 | 0,03 | -                | -                |

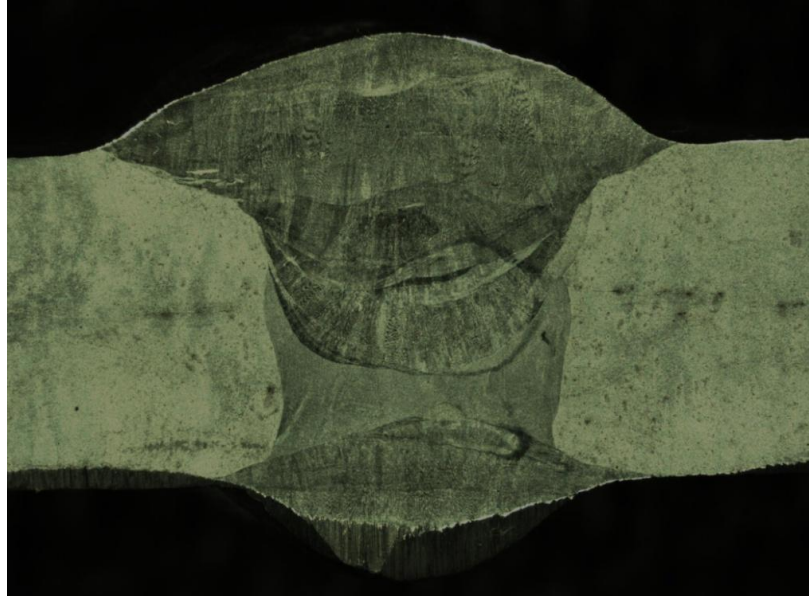
Ayrıca, Çizelge 6.2’deki kimyasal bileşimler kullanılarak hesaplanan Cr ve Ni eşdeğerleri kullanılarak numunelerin Schaeffler diyagramı üzerindeki konumları Şekil 6.3’te belirtilmiştir.. Diyagrama göre kaynak işlemi sonrasında LTT 1 ve LTT 2 numunesi östenit+martenzit bölgesinde, LTT 3 numunesi martenzit bölgesinde, konvansiyonel numune ise ferrit+martenzit bölgesinde yer almaktadır.



**Şekil 6.3:** Kaynak metallerinin Schaeffler diyagramı üzerinde yer aldığı bölgeler

### 6.2.2. Makro yapıların irdelenmesi

Kaynaklı numunelerden çıkarılan makro numunelerin incelemeleri Stereo mikroskop ile 12X büyütme oranı ile gerçekleştirilmiştir. Numunelerin makro görüntülerine sırasıyla bakılacak olursa Şekil 6.4' te görülen LTT 1 numunesi için gerçekleştirilen kaynak işleminde yapıda herhangi bir eksenel kayma, çatlama, nüfuziyet azlığı gibi kaynak hatalarına rastlanılmamıştır.



**Şekil 6.4:** LTT 1 numunesine ait kaynak bölgesi makro görüntüsü

Pasoların birbiri üzerindeki etkisi makro yapıda açıkça görülmektedir. Her bir pasonun bir önceki paso üzerinde bir tavlama etkisi yarattığı görülebilmektedir.

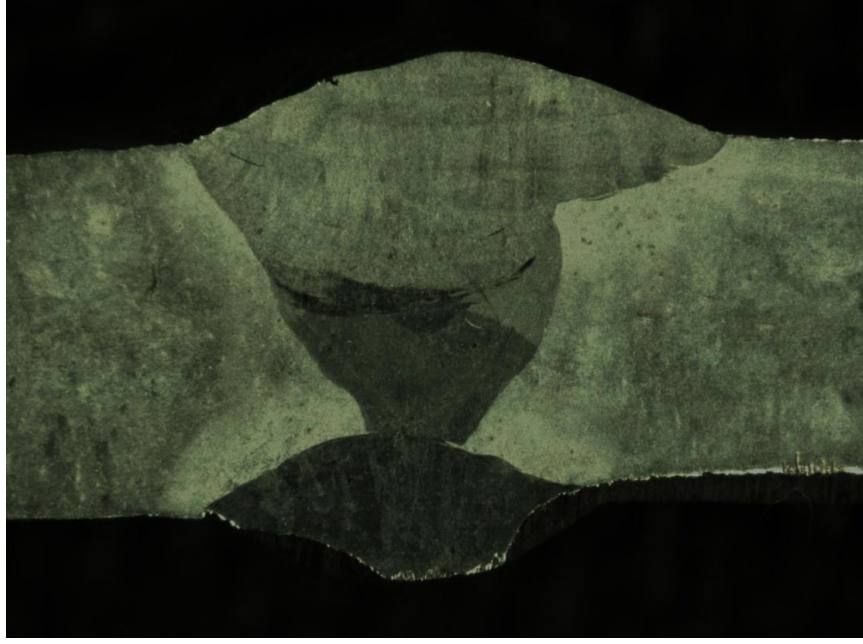
LTT 2 numunesinin makro yapı görüntüsü Şekil 6.5'te görülmektedir. Makro yapı ele alındığında, genel olarak numunede yapısal bütünlüğü bozacak önemli bir kaynak hatası gözlenmemiştir. En altta kaynak dikişinin kök kısmında koyu renkte görülen paso en son yapılan kaynak pasosudur.



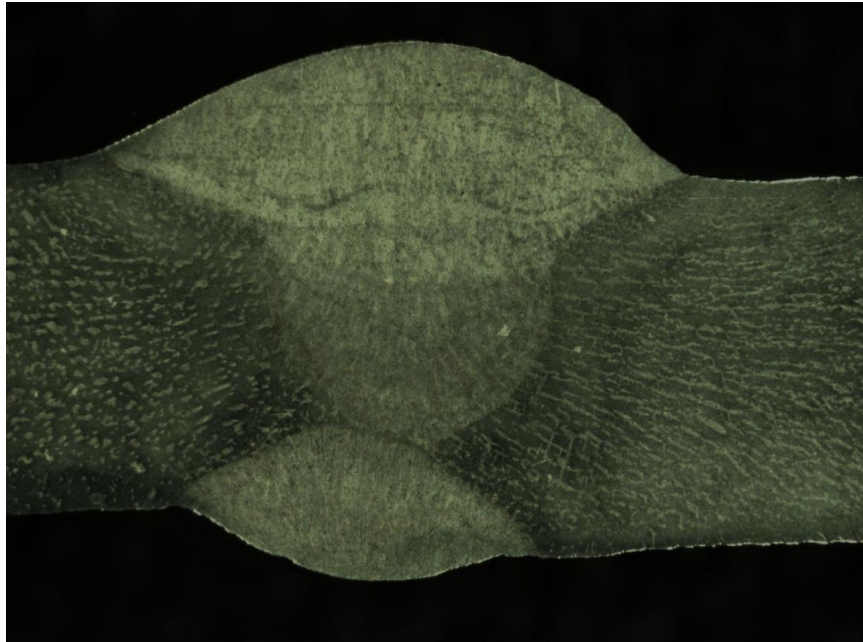
**Şekil 6.5:** LTT 2 numunesine ait kaynak bölgesi makro görüntüsü

LTT 3 numunesinin makro görüntüsü Şekil 6.6'te görülmektedir. Numunede bir miktar eksenel kayma haricinde herhangi bir hata görülmemektedir. Eksenel kaymanın sebeplerinden biri, yeni üretilen elektrotların davranışı yani kaynak sırasındaki tepkisini anlayabilmek için aynı kaynak elektrodu ile aynı kaynakçının uzun süre çalışması gerekliliği gösterilebilir. Çünkü her kaynak elektrodu pratik uygulamalarda farklı karakteristik özellikler sergileyebilmektedir. Burada görülen eksenel kayma yeni geliştirilen elektrotların kaynağında görülebilen bir unsurdur.

Konvansiyonel ürünle gerçekleştirilmiş kaynaklı yapının makro görüntüsü Şekil 6.7'de görülmektedir. Makro yapıda tashih kaynağının eğimi dışında herhangi bir hataya rastlanılmamıştır. Burada ki tashih (ters taraftan tek kök paso uygulanması) pasosunun nüfuziyetsizliği gidermiş olduğu görülmektedir. Genel olarak yapının özelliklerinde gözle görülür bir etkilenme beklenmemektedir.



**Şekil 6.6:** LTT 3 numunesine ait kaynak bölgesi makro görüntüsü



**Şekil 6.7:** Konvansiyonel numuneye ait kaynak bölgesi makro görüntüsü

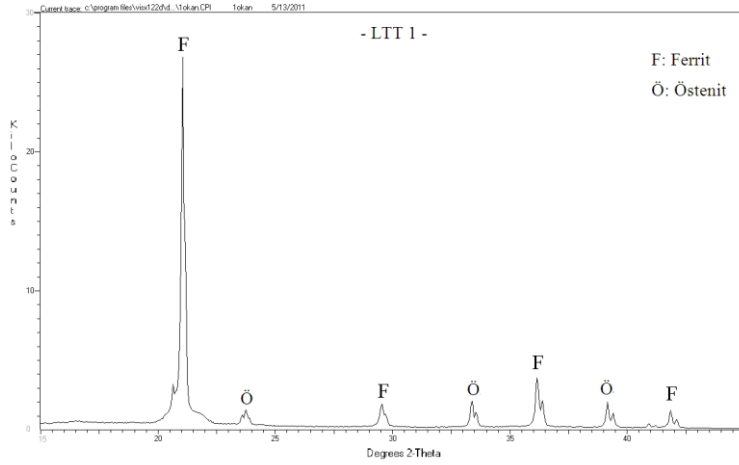
### **6.2.3. XRD analizlerinin irdelenmesi**

Kaynaklı numunelerden çıkarılan makro numunelerin kaynak metali bölgelerinde bulunabilecek kalıntı östenit miktarı ölçümü için XRD incelemeleri molibden tüp kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Analizlerde elde edilen ferrit ve östenit pikleri kullanılarak cihaz içerisinde bulunan yazılım vasıtasıyla kalıntı östenit miktarları hesaplanmıştır. XRD analizlerine göre en yüksek kalıntı östenit miktarı LTT 1

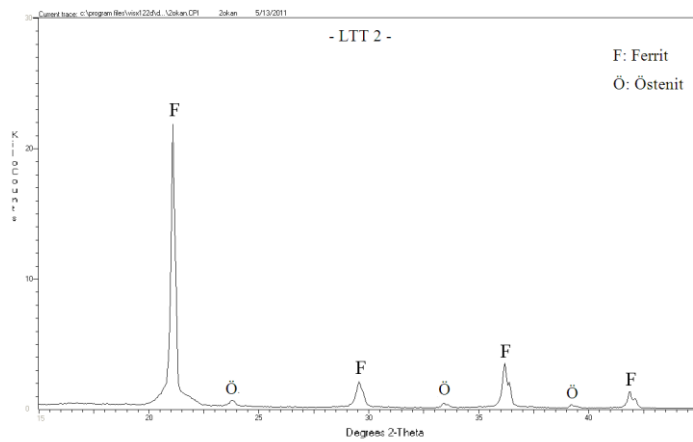
numunesinde edilirken, daha sonra yüzde miktarı olarak büyükten küçüğe doğru LTT 2 ve LTT 3 numunelerinde elde edilmiştir. Konvansiyonel numunede ise kalıntı östenit pikleri elde edilmemiştir. Kalıntı östenit miktarları Çizelge 6.3'te gösterilirken, elde edilen XRD paternleri Şekil 6.8 – Şekil 6.11'de gösterilmiştir.

**Çizelge 6.3:** Kaynak metallerine ait kalıntı östenit miktarları

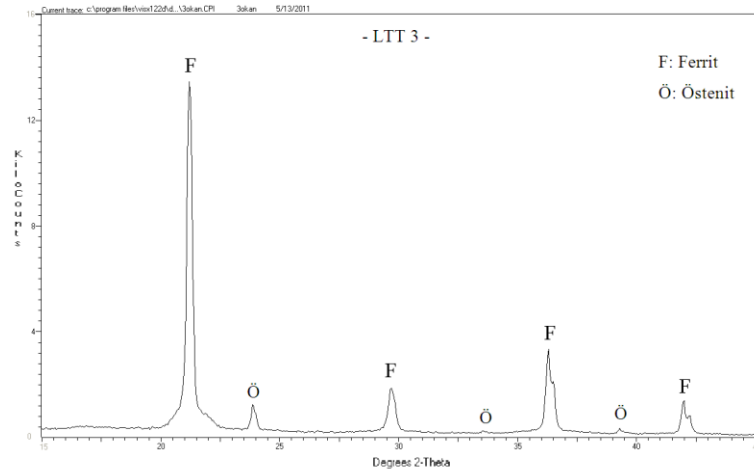
| Kaynak Metali | Kalıntı Östenit (%) |
|---------------|---------------------|
| LTT 1         | 41                  |
| LTT 2         | 8                   |
| LTT 3         | 3,1                 |
| Konvansiyonel | 0                   |



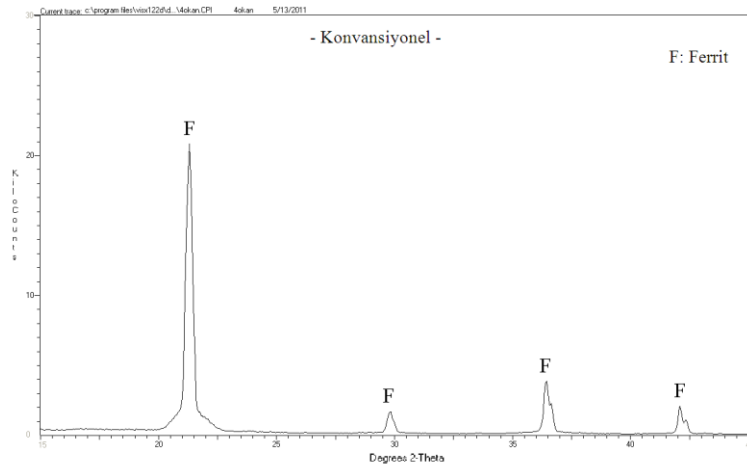
**Şekil 6.8:** LTT 1 kaynak metalinin XRD paterni: ferrit ve östenit pikleri



**Şekil 6.9:** LTT 2 kaynak metalinin XRD paterni: ferrit ve östenit pikleri



**Şekil 6.10:** LTT 3 kaynak metalinin XRD paterni: ferrit ve östenit pikleri



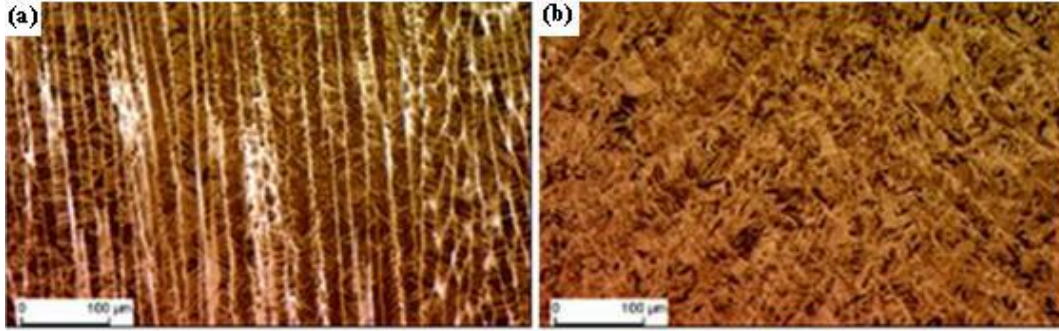
**Şekil 6.11:** Konvansiyonel kaynak metalinin XRD paterni: ferrit pikleri

#### 6.2.4. Mikroyapıların irdelenmesi

Mikroyapı analizini gerçekleştirirken yol gösterici asıl parametre olarak Ms sıcaklığı gösterilebilir. Yapılan çalışmalarda Ms sıcaklığının düşme miktarına bağlı olarak yapıda farklı formda mikroyapılar görüldüğü gösterilmiştir [18]. Kaynak dikişine ait Çizelge 6.2'deki kimyasal analiz kullanılarak 4.2 nolu Steven – Haynes eşitliğine göre Ms değerleri hesaplanmış ve Çizelge 6.4'te verilmiştir. Bahsedildiği üzere Ms sıcaklığı düştükçe martenzitik dönüşümün tamamlanma sıcaklığı (Mf) oda sıcaklığına yaklaşmaktadır. Fakat burada Şekil 6.12 'de görüldüğü üzere Mf sıcaklığının oda sıcaklığının altında olması halinde yapıda bir miktar kalıntı östenit oluşumu yapılan ölçüm ve mikroyapı analizleri ile kanıtlanmıştır [17,18]. Mikroyapı yorumlamaları bu bilgiler ışığında gerçekleştirilmiştir.

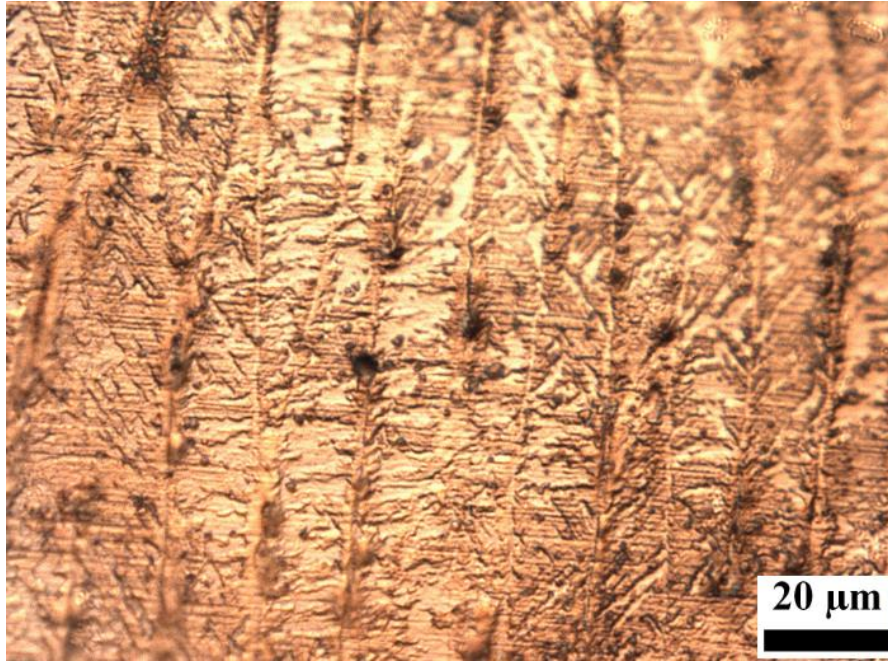
**Çizelge 6.4:** Kaynak malzemelerinin Steven - Haynes denklemine göre Ms Sıcaklıkları

| Kaynak Metali | Ms Sıcaklığı ( $^{\circ}\text{C}$ ) |
|---------------|-------------------------------------|
| LTT 1         | 75                                  |
| LTT 2         | 168                                 |
| LTT 3         | 208                                 |
| Konvansiyonel | 468                                 |



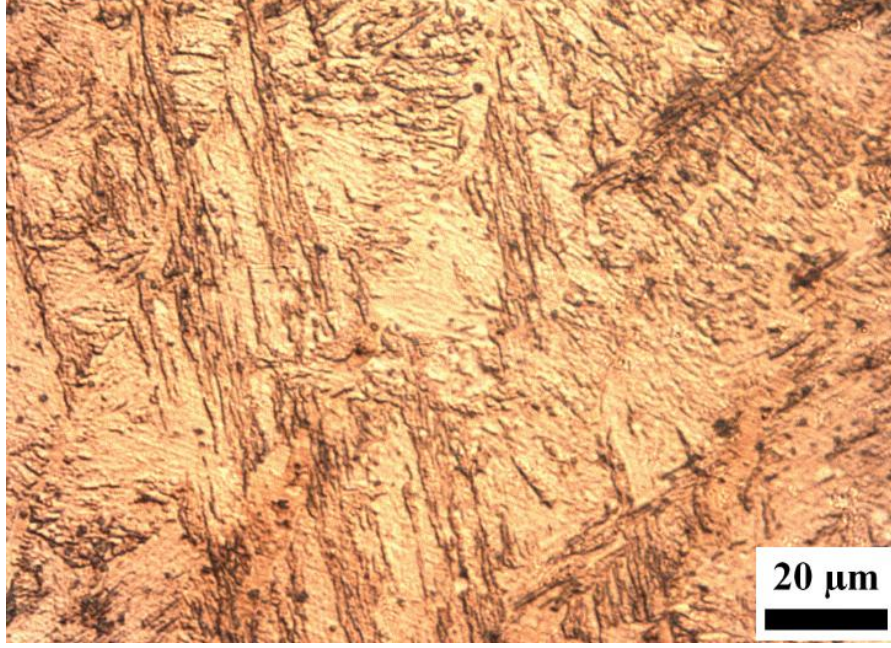
**Şekil 6.12:** LTT numunelerine ait mikroyapılar a) martenzit+östenit b) martenzitik yapı [18].

Şekil 6.13 'da görülen LTT 1 numunesi hesaplamalara göre en düşük Ms sıcaklığına sahip olan kaynak metalidir. Daha önce bahsedilen çalışmalarda gerçekleştirilen incelemelere benzer mikroyapı, LTT 1 numunesinde gözlemlenmiştir.

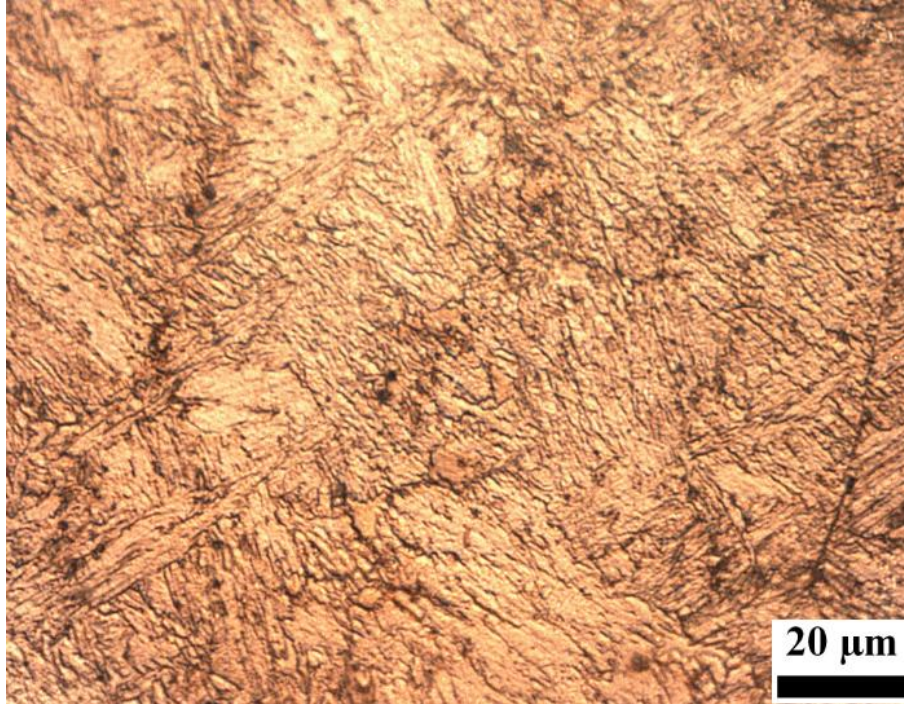


**Şekil 6.13:** LTT 1 numunesine ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü

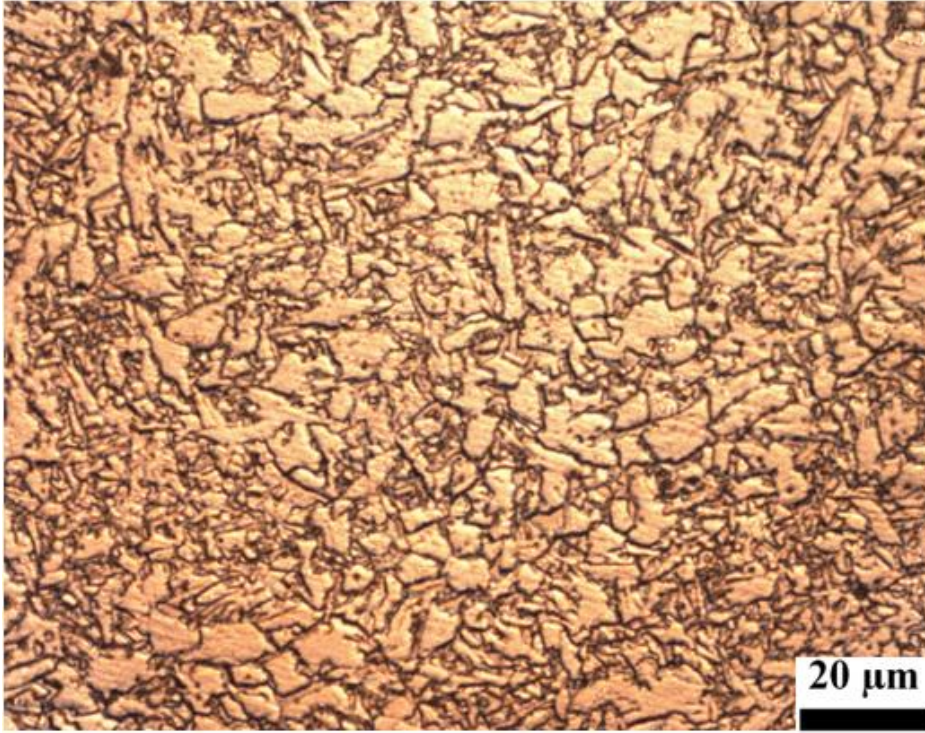
Yapıda beklenildiği üzere martenzit taneleri etrafında kalıntı östenit izleri görülmektedir. Şekil 6.14'te görülen LTT 2 ve Şekil 6.15'te görülen LTT 3 numunelerinin analizlerinde yapının ağırlıklı olarak martenzitik olduğu gözlemlenmiştir. Konvansiyonel numunelerin mikroyapısal incelemelerinde ise tipik düşük alaşımlı ferritik çelik yapısı Şekil 6.16'de görülmektedir.



**Şekil 6.14:** LTT 2 numunesine ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü



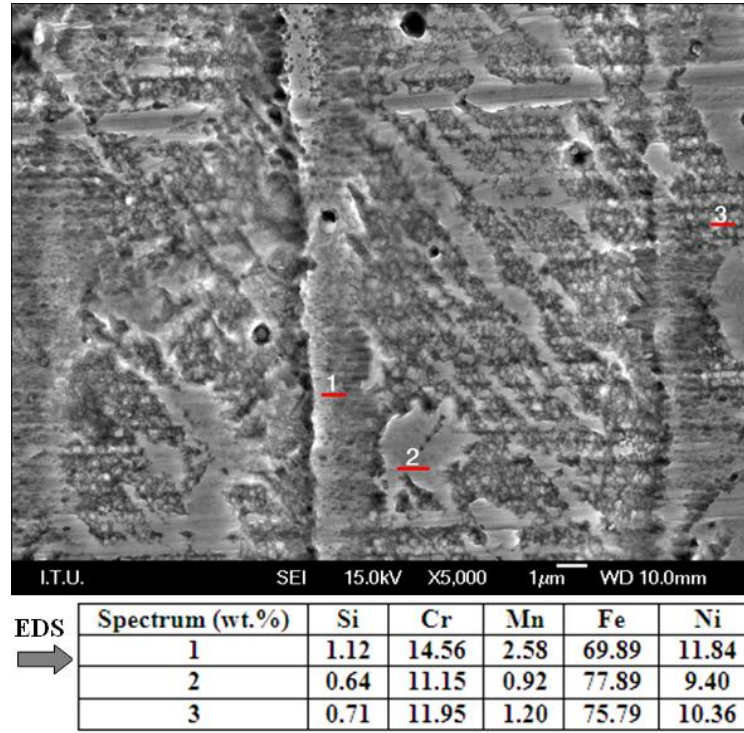
**Şekil 6.15:** LTT 3 numunesine ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü



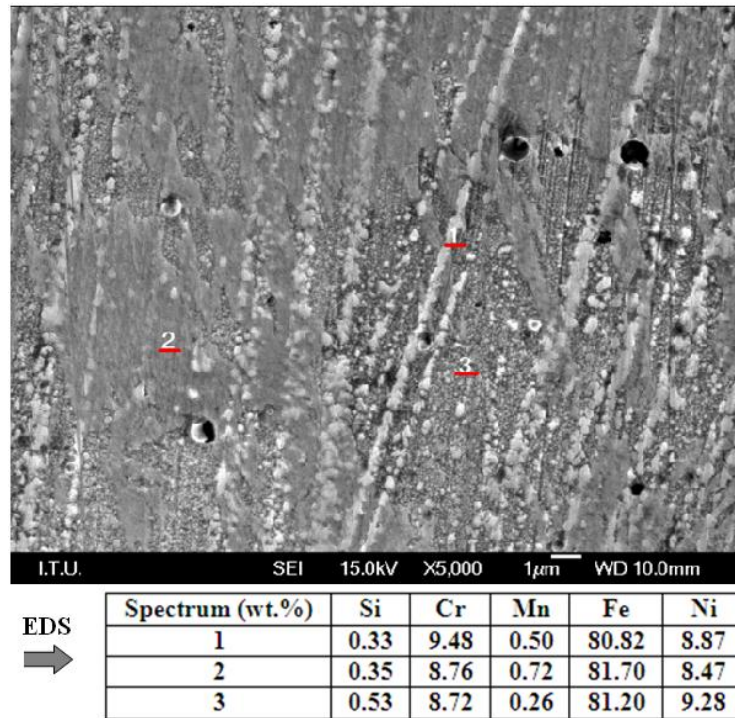
**Şekil 6.16:** Konvansiyonel numuneye ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü

Kaynak metallerine ait ve 500X büyütme değerlerindeki mikroyapı görüntüleri Ek kısmında Şekil A.1- Şekil A.4 olarak verilmiştir. Ayrıca kaynak ısısından etkilenen bölgede (ITAB) ana metalde kaynak bölgesine yakın alanda bir miktar tane büyümesi gözlenmiştir. Gerçekleşen tane büyümelerinin açıkça görüldüğü 500 X büyütme değerlerindeki mikroyapılar Ek kısmında Şekil A.5 - Şekil A.8 olarak verilmiştir. Burada LTT numuneleri için ana metal ile kaynak metalini aynı anda dağlamak, alaşım farkından dolayı mümkün değildir. Bu nedenle numuneler % 3'lük Nital çözeltisi ile dağlanmış, ana metaldeki fazlar ortaya çıkarken yüksek alaşımlı kaynak metalinde dağlama etkisi görülmemiştir. Mikroyapı incelemelerinin devamında kaynakların dikiş bölgeleri içyapıları SEM ve EDS analizleri ile incelenmiş ve Şekil 6.17 - Şekil 6.20'de göstermiştir. SEM analizlerinde gözlenen morfoloji, optik mikroskop ile gerçekleştirilen analizlerde elde edilen morfoloji ile tutarlılık göstermektedir. Şekil 6.17'de LTT 1 numunesinde açık renkli bölgede gerçekleştirilen EDS analizine göre alaşım miktarının (Ni, Mn, Cr, Si) en yüksek olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.17, EDS Spectrum 1). Buradan çıkarılacağı üzere, Steven-Haynes denklemine göre alaşım miktarı yükseldikçe Ms sıcaklığı düşecektir. Ms sıcaklığının Şekil 6.17'de Spectrum 1 noktasında daha düşük olması nedeniyle martenzitik yapı etrafında yapıda açık renkte martenzite dönüşmeden kalan östenit

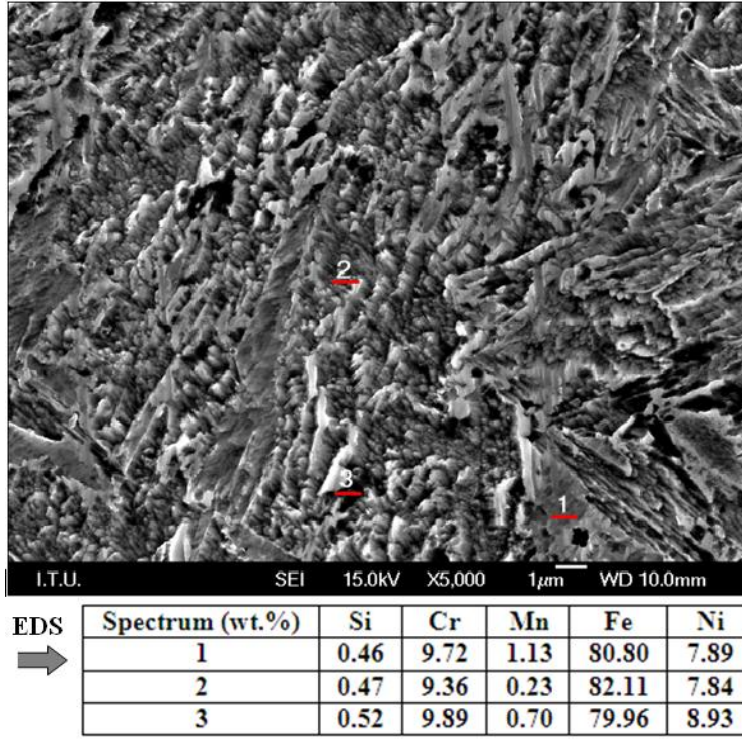
gözlenmiştir. LTT 2 numunesinde Şekil 6.18’de Spectrum 1 sonucuna göre ve LTT 3 numunesinde Şekil 6.19’da Spectrum 3 sonucuna göre açık renkli bölgelerde kalıntı östenit varlığı tespit edilmiştir.



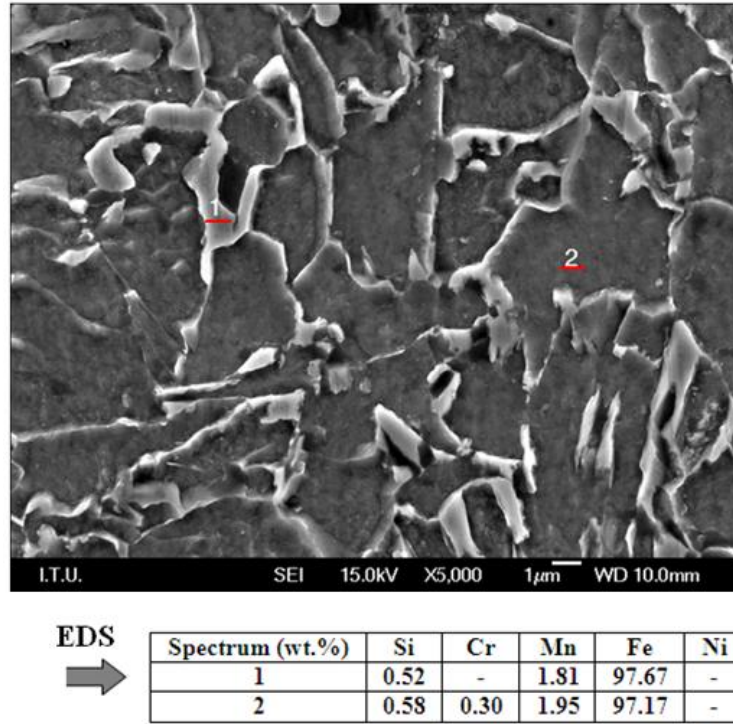
Şekil 6.17. LTT 1 kaynak metalinin SEM ve EDS analizi



Şekil 6.18. LTT 2 kaynak metalinin SEM ve EDS analizi



Şekil 6.19. LTT 3 kaynak metalinin SEM ve EDS analizi



Şekil 6.20. Konvansiyonel kaynak metalinin SEM ve EDS analizi

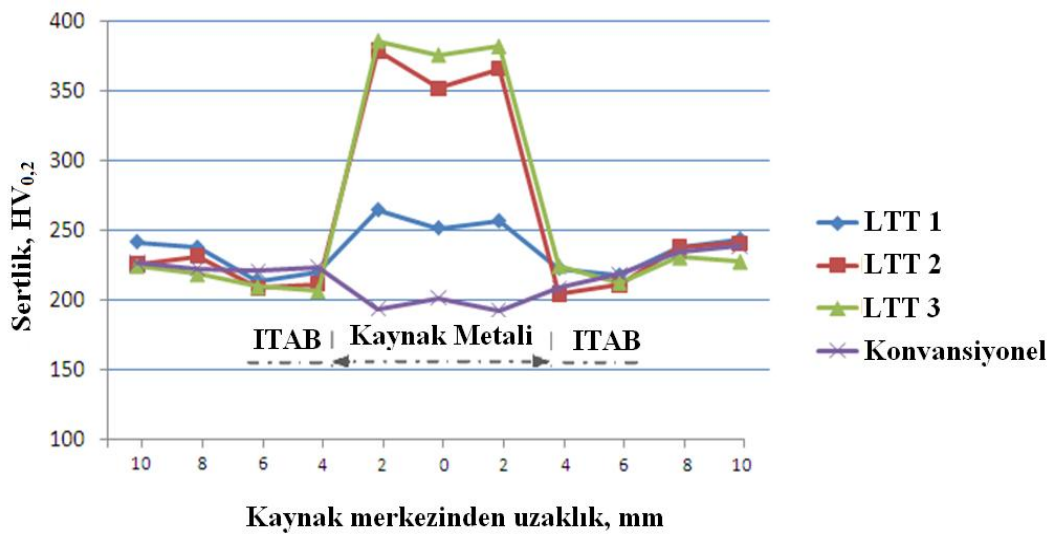
SEM görüntülerindeki morfolojik dağılım incelendiğinde XRD sonuçlarına paralel olarak en yüksek miktarda kalıntı östenit LTT 1 numunesinde, daha sonra kalıntı

östenit miktarı azalarak sırasıyla, LTT 2 ve LTT 3 numunesinde gözlenmiştir. Şekil 6.20 ise ferritik-perlitik mikroyapı görülmektedir.

#### 6.2.5. Sertlik ölçümleri ve sonuçların irdelenmesi

Kaynaklı makro numunelerin Vickers mikro sertlik ( $HV_{0,2}$ ) ölçümleri 200 gr yük ve 15 sn yük uygulama süresi parametreleri ile ölçülmüştür. Numunelerin mikrosertlik dağılım profilleri Şekil 6.21’de görülmektedir. Genel olarak LTT kaynak dikişlerinde ana metale göre daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Sertlik profiline göre tüm numunelerde en düşük sertlik değerleri ısı transferi altındaki bölgede (ITAB) saptanmıştır. Bunun nedeni kaynak işlemi sonucunda oluşan ısı ile birlikte ITAB bölgesinde küçük miktarda tane büyümesinin gerçekleşmiş olmasıdır. Şekil A.5 - Şekil A.8’de belirtilen ITAB bölgelerine ait mikroyapılar ile elde edilen sertlik değerleri örtüşmektedir.

LTT 2 ve LTT 3 numunelerinde kaynak merkezi, yani kaynak dolgu metalinin olduğu bölgede diğer numunelere göre yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Bunun nedeni olarak LTT 2 ve LTT 3 numunelerinin Şekil 6.14 - Şekil 6.15’ te gösterildiği gibi martenzitik mikroyapı özelliği sergilemesidir. Martenzitik mikroyapıların yüksek sertlik değerlerine sahip olması beklenen bir sonuçtur. LTT 1 numunesinde ise diğer LTT numunelerine göre nispeten daha düşük sertlik değerleri ölçülmüştür. Buna rağmen ana metalin referans alınması durumunda gerekli sertlik değerlerine ulaşılmıştır.

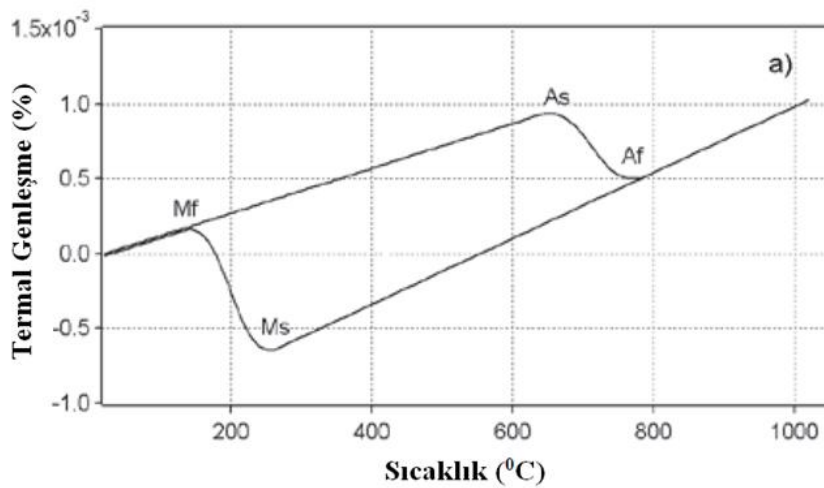


Şekil 6.21: Kaynaklı plakalardaki sertlik dağılım profilleri

LTT 1 numunesinin nispeten daha düşük sertlik değerleri sergilemesi Şekil 6.13’ te görülen mikroyapı ile uyumaktadır. Bu değişimin açıklaması olarak mikroyapıda martenzit taneleri etrafında kalıntı östenit varlığı sonucuna ulaşılmıştır [18]. Östenit, martenzite göre plastik şekil değişim kabiliyeti daha yüksek olan bir faz olması nedeniyle yapıda bulunduğu taktirde kaynak metalinin sertliğinde bir miktar düşüşe neden olmaktadır. Numunelerin mikrosertlik değerleri Ek kısmında Çizelge A.1’de verilmiştir

#### 6.2.6. Dilatometre deneyleri ve sonuçların irdelenmesi

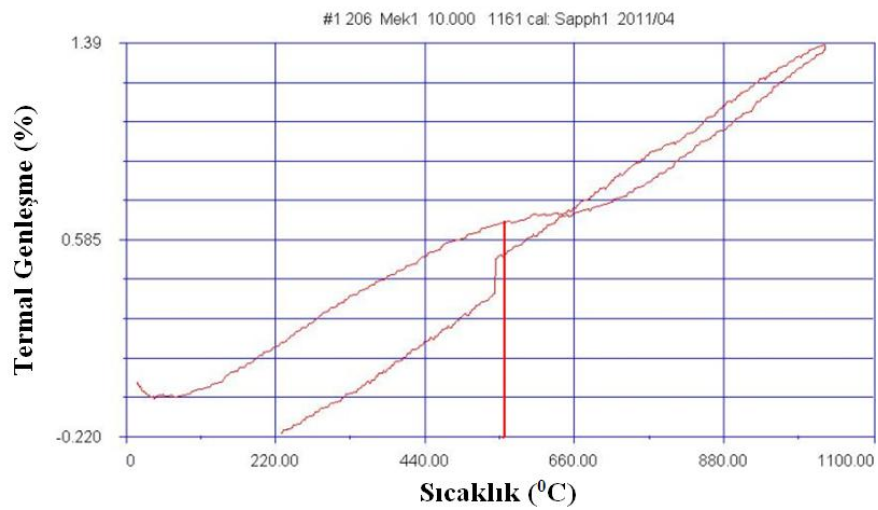
Bölüm 6.2.3’te hesaplanan hesaplanan ve Çizelge 6.4’te verilen Ms sıcaklıklarına göre, LTT 1 numunesinden LTT 3 numunesine gidildikçe alaşım oranını azalmakta ve Ms sıcaklığının yükselmekte olduğu belirtilmiştir. Bu teorik hesaplamaları desteklemek için kaynaklı numunelerin kaynak metali kısmının tam ortasından çıkarılan numuneler ile dilatometrik ölçümler gerçekleştirilmiştir. Yapılan dilatometrik ölçümlerde östenitten martenzite ve martenzitten östenite dönüşüm sıcaklıklarının gözlemlenmesi amaçlanmıştır. Fakat kullanılan dilatometrenin yüksek sıcaklık dilatometresi olması ve 220 °C altındaki sıcaklıklarda ölçüm yapılamayışı nedeniyle LTT dolgu malzemelerinin östenitten martenzite dönüşüm sıcaklığı (Ms) ölçülememiştir. Fakat LTT numuneleri arasındaki dönüşüm sıcaklıkları farkını gözlemleme açısından martenzitten östenite geçiş sıcaklığı (As) da yol gösterici nitelik taşımaktadır.



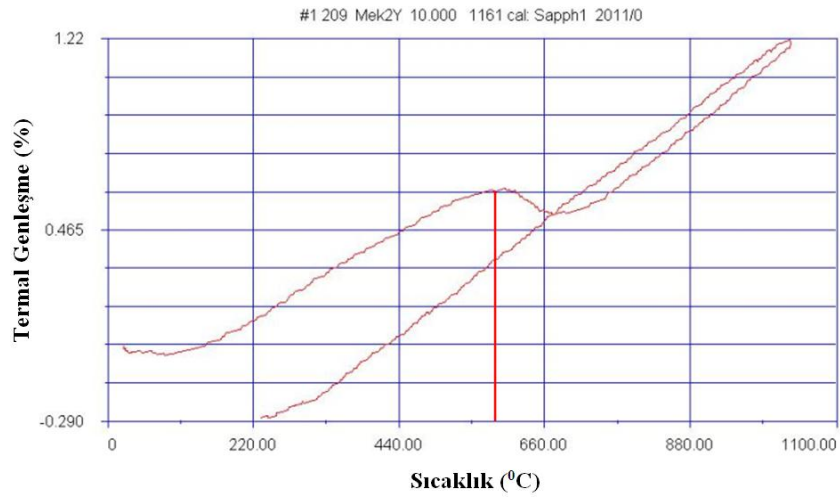
**Şekil 6.22:** Faz dönüşümleri ile gerçekleşen termal genleşme - sıcaklık ilişkisi grafiği [26].

Şekil 6.22’de literatürde bulunan bir çalışmada östenit - martenzit ve martenzit - östenit geçişlerinde oluşan bir grafik örneği gösterilmiştir. Grafiğe göre martenzitten östenite dönüşüm östenitten martenzite dönüşüme göre daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleşmektedir [26].

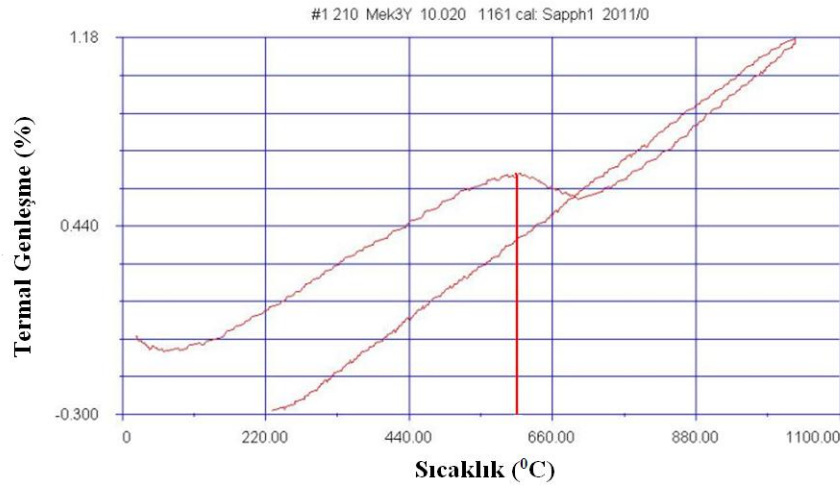
Elde edilen grafiklerde martenzitten östenite geçiş sıcaklığı kırmızı renkli çizgi ile işaretlenmiştir. Başlangıç kısmında üstte yer alan eğri ısınmaya ait olup soğuma grafiği altta kalan eğridir. Şekil 6.23 – Şekil 6.26’ya göre numuneler için martenzitten östenite dönüşüm başlama sıcaklığı ( $A_s$ ), yaklaşık değer olarak, LTT 1 numunesi için;  $560^{\circ}\text{C}$ , LTT 2 numunesi için;  $580^{\circ}\text{C}$ , LTT 3 numunesi için  $605^{\circ}\text{C}$  ve konvansiyonel numune için  $770^{\circ}\text{C}$  olarak saptanmıştır. Yani, burada LTT 1 numunesinden LTT 3 numunesine doğru gidildikçe  $A_s$  sıcaklığının yükselmekte olduğu görülmektedir. Bu değerler teorik olarak hesaplanan (Çizelge 6.4) martenzit dönüşüm sıcaklıkları ile paralellik göstermektedir. Konvansiyonel numuneye ait  $A_s$  sıcaklığı ise beklenildiği gibi en yüksek değere sahiptir.  $A_s$  sıcaklığı yükseldikçe  $M_s$  sıcaklığının da yükselme eğilim gösterecek olmasından dolayı elde edilen  $A_s$  sıcaklık değerleri,  $M_s$  sıcaklığı ile paralel olarak artış eğilimi gösterecektir. Yani burada LTT 1 numunesinden LTT 3 numunesine gidildikçe östenit dönüşüm sıcaklığı arttığından, martenzit dönüşüm sıcaklıkları da, LTT 1 numunesinden LTT 3 numunesine doğru artış gösterecek ve bu yargı hesaplanan teorik değerleri destekler nitelikte olacaktır. LTT 1 ve konvansiyonel numuneye ait grafiklerde soğuma kısmında görülen pikler cihazdan kaynaklanmakta olduğundan göz ardı edilmelidir.



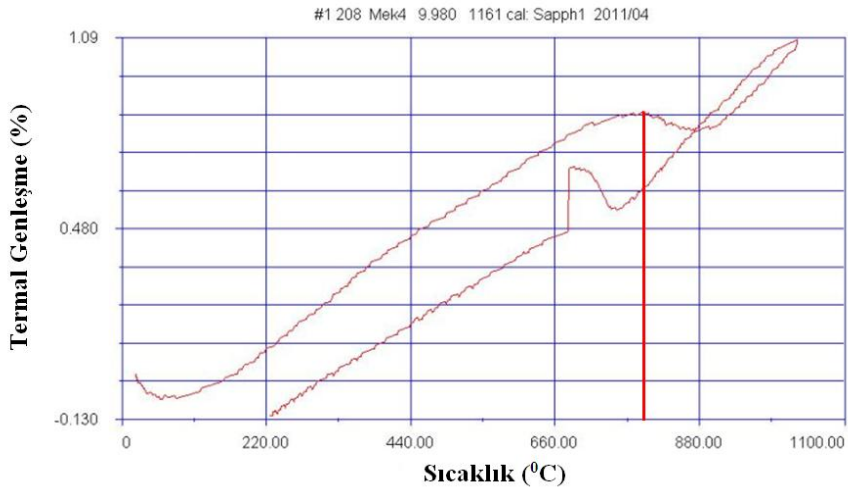
**Şekil 6.23:** LTT 1 numunesine ait termal genleşme- sıcaklık ilişkisi grafiği



Şekil 6.24: LTT 2 numunesine ait termal genleşme- sıcaklık ilişkisi grafiği



Şekil 6.25: LTT 3 numunesine ait termal genleşme- sıcaklık ilişkisi grafiği



Şekil 6.26: Konvansiyonel numuneye ait termal genleşme- sıcaklık ilişkisi grafiği

### 6.3. Mekanik Özelliklerin İrdelenmesi

#### 6.3.1. Çekme mukavemeti ölçümleri ve sonuçların irdelenmesi

Çizelge 6.5'te kaynaklı çekme numunelerine ait mekanik özellikler görülmektedir. Her bir numune için iki çekme numunesi deneye tabi tutulmuştur. Akma ve çekme mukavemetleri ele alındığında her iki özellikte de LTT özellikteki kaynaklı numunelerin dayanımları konvansiyonel numuneye göre daha yüksektir. Yani, kaynaklı numunelerde beklenen kaynak metali bölgesinin mukavemetinin kaynak ana metalinden daha yüksek olması şartı tüm LTT numuneleri için sağlanmıştır. Yüzde uzama oranlarına, yani plastik şekil değiştirme oranlarına bakıldığında zaman LTT numunelerinin, konvansiyonel numuneye göre daha düşük değerlere sahip olduğu gözlenmiştir. Bu sonuç genel olarak LTT numunelerinin martenzitik yapı içermesi ve daha yüksek mukavemet değerleri sergilemesinden dolayı beklenen olası değerlerdir. Sertlik deney sonuçları da incelendiğinde aynı şekilde çekme deney sonuçları ile uyum içerisinde olduğu görülmektedir.

Diğer yandan numunelerde hasarın görüldüğü, yani koptuğu bölgeler farklılık göstermektedir. LTT 1 numunesi ele alındığında numunenin bir tanesinin ana metalden diğerinin ise ITAB bölgesinden kırıldığı gözlemlenmiştir. Kaynak yapısında herhangi bir negatif yöne rastlanılmamakla birlikte ITAB'dan kırılma durumu ITAB bölgesinde ısı etkisi sonucu gerçekleşen tane büyümesinin bir sonucudur.

**Çizelge 6.5:** Kaynaklı numunelere ve kaynak ana metaline ait çekme testi sonuçları

| Kaynak Metali | Akma Mukavemeti $R_{p0.2}$ (MPa) | Çekme Mukavemeti $R_m$ (MPa) | % Uzama | Kırılma Bölgesi |
|---------------|----------------------------------|------------------------------|---------|-----------------|
| LTT 1         | 600                              | 686                          | 12      | Ana Metal       |
|               | 608                              | 675                          | 13      | ITAB            |
| LTT 2         | 629                              | 690                          | 11      | Kaynak Metali   |
|               | 580                              | 640                          | 11      | ITAB            |
| LTT 3         | 633                              | 694                          | 14      | ITAB            |
|               | 603                              | 657                          | 10      | Ana Metal       |
| Konvansiyonel | 553                              | 602                          | 13      | Ana Metal       |
|               | 554                              | 626                          | 11      | Ana Metal       |
| Ana Metal     | 590                              | 662                          | 23      | Ana Metal       |



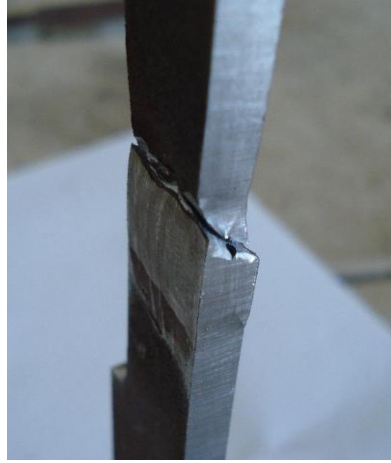
a)



b)



c)



d)



e)

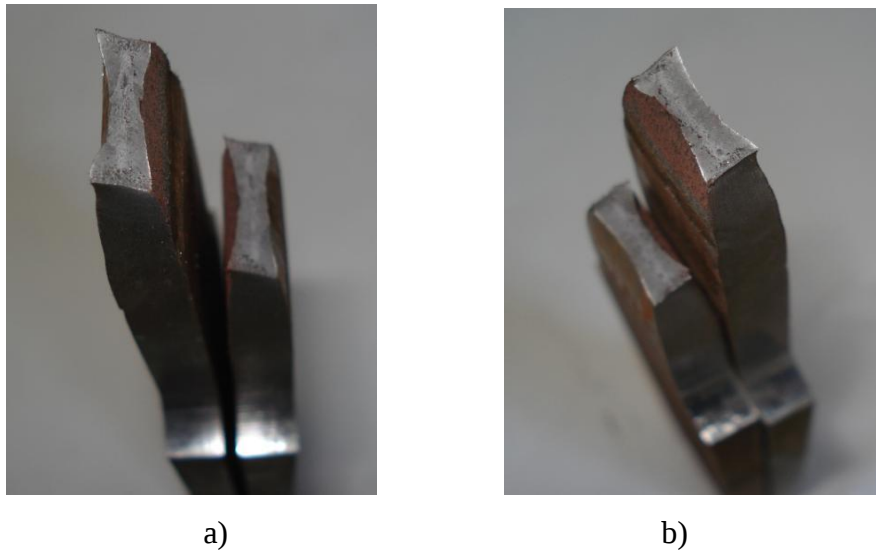


f)

**Şekil 6.27:** LTT kaynaklı numunelerinin çekme testi sonucu kopma bölgeleri  
a) LTT 1.1, ana metal b) LTT 1.2, ITAB c) LTT 2.1, kaynak metali  
d) LTT 2.2, ITAB e) LTT 3.1, ana metal f) LTT 3.2, ITAB

LTT 2 numunesinde diğerk kaynak malzemelerinden farklı olarak numunelerden bir tanesi istenmeyen kaynak metali bölgesinden kırılmıştır. Bu kırılmaya muhtemel bir mikro hatanın neden olması muhtemeldir. Çünkü kaynak metalinin gerekli akma ve çekme özellikleri ana metalden yüksektir. Şekil 6.27’ de LTT numunelerinin Şekil 6.28’ de ise konvansiyonel numunenin kırılma bölgelerine ait örnekler görölmektedir.

Her bir çekme testi için iki numune kullanıldığından, çekme testi sonucunda hasara uğrayan numuneler LTT 1.1, LTT 1.2, LTT 2.1, LTT 2.2, LTT 3.1, LTT 3.2, Konvansiyonel 1 ve Konvansiyonel 2 şeklinde belirtilmiştir.



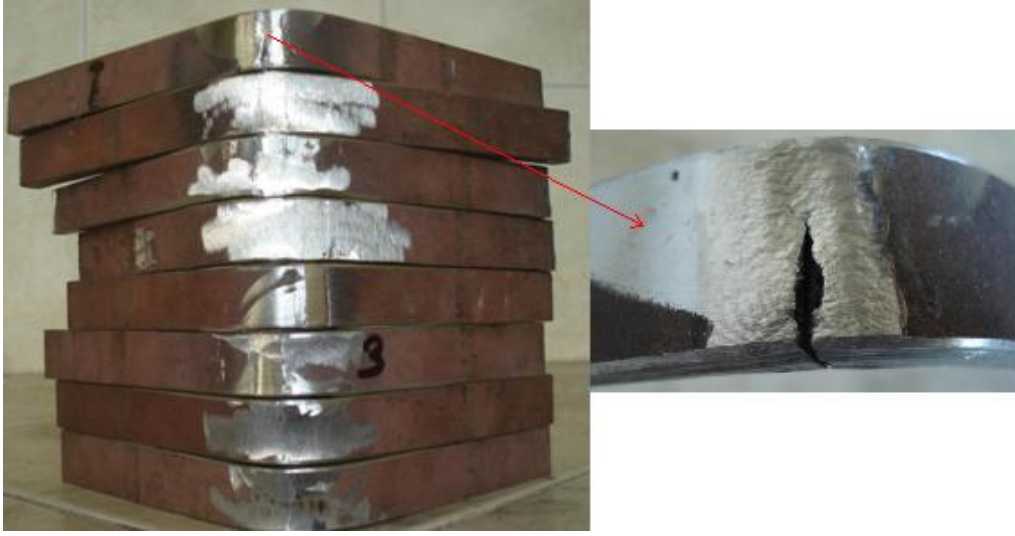
**Şekil 6.28:** Konvansiyonel numunenin çekme testi sonucu kopma bölgeleri  
a) Konvansiyonel 1, ana metal b) Konvansiyonel 2, ana metal

### 6.3.2. Eğme mukavemeti ölçümleri ve sonuçların irdelenmesi

Çizelge 6.6’da kaynaklı numunelerin eğme dayanım özelliklerinin gösterilmiştir. Eğme deneyi numunesi boyutları 260 mm (uzunluk) x 20 mm (genişlik) x 7 mm (yükseklik) ve mesnetler arası mesafe 160 mm olarak belirlenmiştir. Şekil 6.29’ da görüldüğü gibi LTT 1 numunesinin iki örneğinden 1 tanesinde açısıl olarak 60<sup>0</sup> eğilmeden sonra yüzeyde çatlama görölmüştür. Buradaki çatlamanın mikrodüzeyde bir kaynak hatasından veya yüzeydeki bir çentikten kaynaklandığı düşünülmektedir. LTT 1 numunesinin diğerk örneği ve geri kalan tüm numunelerde herhangi bir çatlamaya rastlanılmamıştır. Şekil 6.29’da eğme numunelerinin testten sonraki durumları görölmektedir. Genel olarak eğme deneyleri sonucunda tatmin edici sonuçlara ulaşılmıştır.

**Çizelge 6.6:** Kaynaklı numunelerin eğme testi sonuçları

| Kaynak Metali | Çatlak Durumu |
|---------------|---------------|
| LTT 1         | Yok           |
|               | Kaynak Metali |
| LTT 2         | Yok           |
|               | Yok           |
| LTT 3         | Yok           |
|               | Yok           |
| Konvensiyonel | Yok           |
|               | Yok           |



**Şekil 6.29:** Eğme testi sonucu numunelerin durumu ve çatlak içeren LTT1 numunesi

### 6.3.3. Charpy darbe deneyi ve ölçümlerin irdelenmesi

V çentik tipine sahip olan çentik numuneleri çentik - darbe cihazında darbe deneyine tabi tutulmuştur. Çentik darbe deneyleri  $+20^{\circ}\text{C}$  ve  $-20^{\circ}\text{C}$  sıcaklıklarında gerçekleştirilmiştir. Çentikler kaynak metalinin tam ortasında yer almaktadır. Burada amaç kaynak dolgu metalinin darbe enerjisi özelliklerini incelenmektir. Numune boyutları 55 mm x 5 mm x 10mm olmakla birlikte standartlarda genellikle çentik darbe numunesi 55 mm x 10 mm x10 mm dir. Buradaki dönüşüm ASTM A-370 standardına göre gerçekleştirilmiştir. Çizelge 6.7’ de görüldüğü üzere numuneler değişken kırılma enerjisi özellikleri göstermektedir. LTT numuneleri konvensiyonel numuneler ile kıyaslandığında daha düşük darbe enerjisi özellikleri sergilemektedir. Fakat burada gözlenen düşüş LTT numunelerinin martenzitik mikroyapı içermesi nedeniyle beklenen bir durumdur. Sıcaklık faktörü ele alındığında, LTT 1 numunesi

haricindeki diğer numunelerde  $-20^{\circ}\text{C}$  sıcaklık değerinde daha yüksek kırılma enerjileri saptanmıştır.

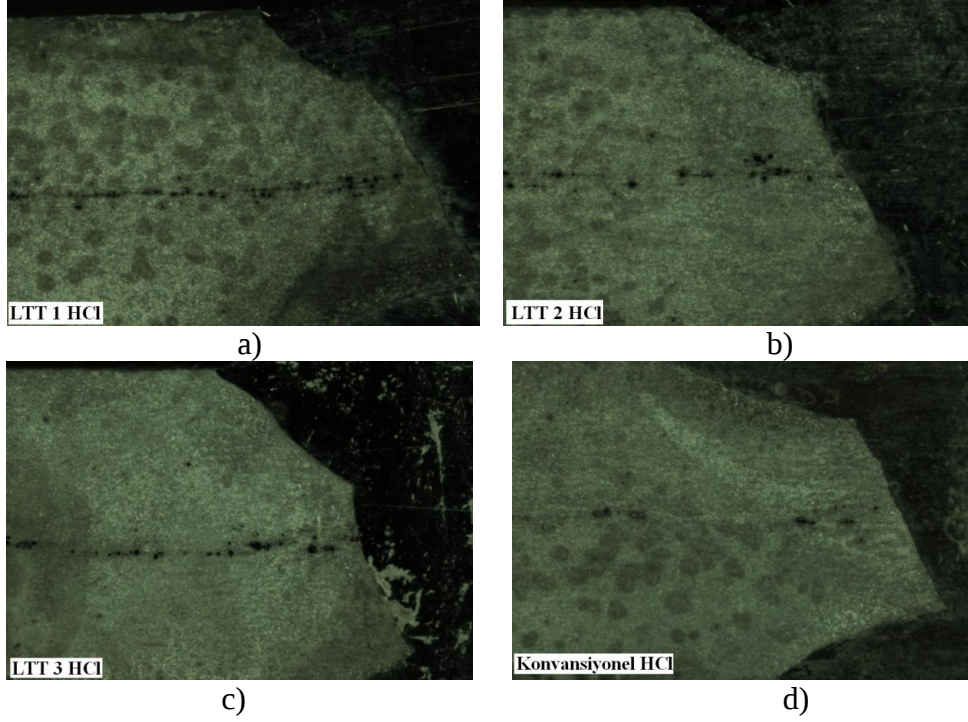
**Çizelge 6.7:** Kaynaklı numunelerin Charpy darbe enerjisi değerleri

| Kaynak Metali | Sıcaklık                  | Darbe Enerjisi, Ortalama (J) | Darbe Enerjisi (J) |
|---------------|---------------------------|------------------------------|--------------------|
| LTT 1         | ( $+20^{\circ}\text{C}$ ) | 54                           | 48, 60, 56         |
|               | ( $-20^{\circ}\text{C}$ ) | 36                           | 32, 32, 44         |
| LTT 2         | ( $+20^{\circ}\text{C}$ ) | 32                           | 24, 24, 36         |
|               | ( $-20^{\circ}\text{C}$ ) | 52                           | 44, 64, 48         |
| LTT 3         | ( $+20^{\circ}\text{C}$ ) | 56                           | 80, 48, 40         |
|               | ( $-20^{\circ}\text{C}$ ) | 116                          | 120, 132, 96       |
| Konvansiyonel | ( $+20^{\circ}\text{C}$ ) | 176                          | 160, 184, 188      |
|               | ( $-20^{\circ}\text{C}$ ) | 192                          | 180, 200, 200      |

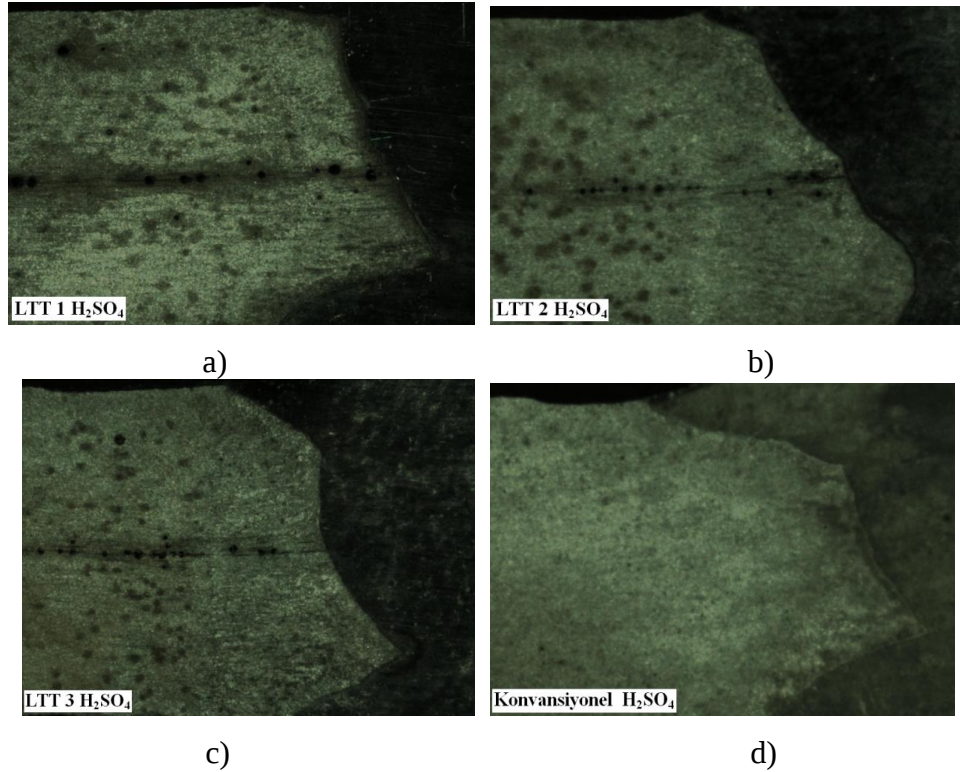
#### 6.4 Korozyon Deneyleri ve Sonuçların İrdelenmesi

Kaynaklı numuneler % 1 HCl ve % 1  $\text{H}_2\text{SO}_4$  içeren çözeltilerde 48 saat korozyon deneylerine tabi tutulduktan sonra, numunelerin yüzeyleri makro düzeyde stereo mikroskopta incelenmiştir. Numune incelemeleri stereo mikroskopta 12X büyütme oranında yapılmıştır. Genel olarak, LTT kaynak elektrotları ile yapılan kaynaklı plakaların mekanik özelliklerinin incelenmesinin amaçlandığı bu çalışmada, ek olarak, LTT kaynak elektrotlarının yüksek alaşım içermesi nedeniyle, kaynak metali ile ana metalin birleştiği bölgede herhangi bir galvanik korozyon meydana gelip gelmeyeceğini gözlemlemek amacıyla korozyon incelemeleri yapılmıştır. İlk deney % 1 HCl içeren çözeltide kaynaklı numuneleri 48 saat bekletmek suretiyle gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.30'da HCl çözeltisi içerisinde korozyon deneyine tabi tutulmuş numuneler görülmektedir. Korozyon deneyi sonucunda beklenildiği gibi kaynak metali ve ana metalin birleştiği bölgede oyuklanmanın yoğunlaşması gibi bir durumla karşılaşılmamıştır. Ana metalde eksel olarak tam ortada görülen siyah renkteki oyuklanmaların merkez hattı segregasyonundan kaynaklanabileceği düşünülmektedir. İkinci deney ise %1  $\text{H}_2\text{SO}_4$  içeren çözeltide kaynaklı numuneleri 48 saat bekletmek suretiyle gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.31'de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  çözeltisi içerisinde korozyon deneyine tabi tutulmuş numuneler görülmektedir. İlk deneye paralel olarak ikinci deneyde de kaynak metali ile ana metalin birleştiği kısımlarda ve ITAB bölgesinde yüzeydeki oyuklanma oranının ana metaldeki oyuklanma oranına göre daha düşük olduğu saptanmıştır. LTT kaynaklı numunelerde korozyon

oyuklanma şeklinde gerçekleşirken konvansiyonel numunede daha homojen bir şekilde korozyon hasarı meydana gelmiştir.



**Şekil 6.30:** %1'lik HCl çözeltisinde 48 saat bekletilmiş numunelerin makro görüntüleri; a) LTT 1 b) LTT 2 c) LTT 3 d) Konvansiyonel.



**Şekil 6.31:** % 1'lik H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde 48 saat bekletilmiş numunelerin makro görüntüleri; a) LTT 1 b) LTT 2 c) LTT 3 d) Konvansiyonel

## 7. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli Domex 500 MC çeliği levhalar hem konvansiyonel hem de yeni geliştirilen LTT elektrotlar kullanılarak kaynak edilmiştir. Prototip olarak geliştirilen LTT elektrotlar bileşimlerine göre LTT 1, LTT 2 ve LTT 3 olarak kodlanmıştır. Her elektrod için martenzit dönüşüm sıcaklığı teorik olarak (Ms) Steven-Haynes formülü kullanılarak LTT 1 için 75 °C, LTT 2 için 168 °C, LTT 3 için 208 °C ve Konvansiyonel numune için 468 °C olarak hesaplanmıştır. Bu çalışmanın ana amacı farklı elektrotlar ile kaynak işlemi sonucu elde edilen kaynaklı bağlantıların içyapı ve mekanik davranışlarını karşılaştırmaktır. Kaynaklı levhaların distorsiyon analizleri yapılmış, kaynak metali kısmından çıkarılan numuneler elementel bileşim analizleri, makroyapı ve mikro yapı incelemeleri, sertlik ölçümleri, dilatometrik analizler, çekme deneyleri, eğme deneyleri, Charpy darbe deneyleri ve korozyon deneyleri gibi incelemelere tabi tutulmuştur.

### 7.1. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada elde edilen sonuçlar genel olarak aşağıdaki gibi sıralanabilir;

1. Distorsiyon ölçümlerinde en düşük Ms değerine sahip olan LTT 1 elektrodu ile yapılan kaynak işlemi sonucunda en küçük açısal distorsiyon elde edilmiştir. Diğer LTT elektrotları ile yapılan kaynak işlemleri sonucunda konvansiyonel elektrotla yapılan kaynak işlemine göre daha yüksek açısal distorsiyon saptanmıştır.
2. Makroyapı incelemelerinde genel olarak kaynaklı bağlantının yapısal bütünlüğünü bozacak bir hata türüne rastlanılmamıştır.
3. Mikroyapı incelemelerinde LTT 1 elektrodu haricinde LTT elektrotları ile yapılan tüm kaynak işlemleri sonucunda kaynak metali mikroyapısında martenzitik yapı elde edilmiştir. En düşük Ms sıcaklığına sahip LTT 1 elektrodunun kullanıldığı kaynak metalinde en yüksek kalıntı östenit miktarı

elde edilmiştir. Konvansiyonel numunede ise ferrit-perlit taneleri gözlemlenmiştir.

4. Tüm kaynaklı bağlantılarda, gerçekleşen tane büyümesi sonucunda ITAB bölgesinde sertlik değerlerinde bir miktar düşüş gözlenmiştir. Konvansiyonel elektrot haricinde tüm LTT elektrotlar ile yapılan kaynak işlemleri sonucunda kaynak metal, ana metal ile karşılaştırıldığında kaynak metalinden beklenen daha yüksek sertlik özelliklerini karşılamıştır. LTT 2 ve LTT 3 numunelerinin kaynak metal sertlikleri, LTT 1 numunesinin kaynak metaline göre daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Bunun nedeni LTT 1 numunesinin kaynak metal mikroyapısında daha yüksek miktarda kalıntı östenit içermesidir.
5. Dilatometrik analizler ile numunelerin martenzitten östenite dönüşüm (As) sıcaklıklarındaki incelenmiştir. LTT 1 numunesi en düşük As sıcaklığına sahip olmakla beraber diğer numunelerin As sıcaklıkları küçükten büyüğe doğru sırasıyla LTT 2, LTT 3 ve Konvansiyonel numune olarak saptanmıştır.
6. LTT elektrotları ile üretilen tüm kaynaklı plakalarda konvansiyonel numuneye göre daha yüksek akma ve çekme mukavemeti değerleri elde edilmiştir. Bunun yanında LTT numuneleri konvansiyonel numunelere göre daha düşük % - uzama değerleri göstermiştir. Eğme deneylerinde LTT 1 kaynaklı bağlantısından çıkarılan iki numunenin bir tanesi hariç tüm numunelerde çatlama veya yırtılma gibi hasarlara rastlanılmamıştır.
7. İki farklı asit çözeltisinde 48 saat bekletilen numunelerin korozyon deneylerinde, LTT elektrotlarının yüksek alaşımlı olmasından dolayı galvanik çift oluşturma riskinin incelenmesi amaçlanmıştır, ancak ITAB bölgesinde beklenen yüksek korozyon durumu gözlenmemiştir.

## 7.2. Öneriler

Bu çalışmada prototip olarak LTT elektrotlar geliştirilmiş ve kaynak uygulaması gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmanın geliştirilmesi amacıyla yapılabilecek çalışma önerileri aşağıdaki gibi sıralanmıştır.

1. LTT kaynak metalinin çentik darbe özelliklerinin incelenmesi ve geliştirilmesi.

2. LTT kaynak dolgu malzemeleri ile kaynak işlemi yapılmış plakalarda kalıntı gerilme ölçümü ve yorulma özelliklerinin incelenmesi.
3. LTT alaşımlarının, alaşımlama kombinasyonları üzerinde çalışılarak Ms sıcaklığını da göz önünde bulundurarak daha geniş bir bileşim aralığında çalışılması.
4. Aynı LTT dolgu malzemesinin, farklı plaka et kalınlıklarında ve plaka türlerinde çalışılması sonucu görülen farklılıkların incelenmesi.
5. LTT dolgu malzemelerinin kaynak işleminde, pasolar arası sıcaklık gibi soğuma sonucu oluşacak yapı özelliklerine etki eden parametrelerin incelenmesi.



## KAYNAKLAR

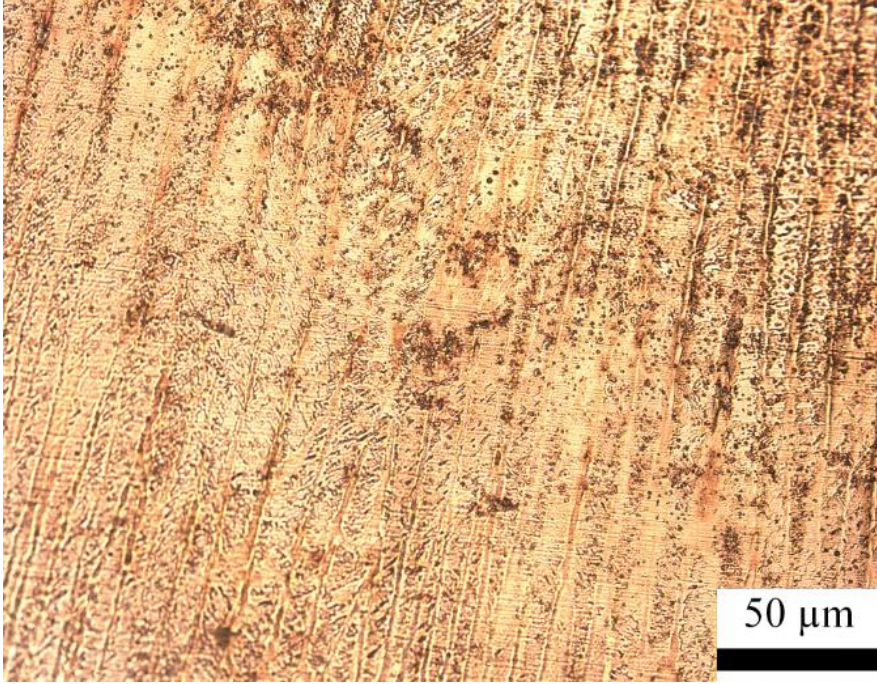
- [1] **Johansson, B., Tooling U., Hatman A.**, 2009, Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik Sacların (Advanced High Strength Steel, AHSS) Şekillendirilmesinde Takım Çeliklerinden Beklenen Özellikler, 11. Otomotiv Sempozyumu, 8-9 Mayıs 2009, Bursa
- [2] **URL-1**, < <http://www.keytometals.com/articles/art98.htm>>, alındığı tarih 07.04.2011
- [3] **URL-2**, < <http://steel.keytometals.com/Articles/Art85.htm> >, alındığı tarih 07.04.2011
- [4] **Vural, M., Piroğlu F., Çağlayan Ö. B., Uzdiger, A.**, 2003, Yapı çeliklerinin Kaynaklanabilirliği, Türkiye Mühendislik Haberleri Sayı: 426, Nisan
- [5] **Metals Handbook**, 1961, 8th Edition, Volume: 1: Properties and Selection, American Society for Metals, Metals Park, Ohio
- [6] **Yelbay, H. İ.**, 2008, Tahribatsız Yöntemlerle Kalıntı Gerilim Ölçümündeki Gelişmeler, 3rd International Non-Destructive Testing Symposium and Exhibition, İstanbul
- [7] **Buzluk, M.**, 2007, Elektrik ve Gazaltı Ark Kaynağında Kalıntı Gerilmelerin Ölçülmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara
- [8] **Yiğit, O., Dilmeç, M., Halkacı, H. S.**, 2008, Tabaka Kaldırma Yöntemi ile Kalıntı Gerilmelerin Ölçülmesi ve Diğer Yöntemlerle Karşılaştırılması, Mühendis ve Makina, Cilt: 49, Sayı: 579
- [9] **Çam, G., Özdemir, O., Koçak, M.**, 2010, Progress in Low Transformation Temperature (LTT) Filler Wires: Review, 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding, AWST-10/35, sayfa 759-765
- [10] **Oğuz B.**, 1989, Kaynakta Çarpılma ve Şekil Değişimleri, Oerlikon Yayını
- [11] **Cengiz S.**, 2011, Gedik Kaynak Kalite Müdürü, Kişisel Görüşme.
- [12] **Shirzadi, A. A. Bhadeshia, H. K. D. H., Karlsson L., Withers, P. J.** , 2009, Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses, Science and Technology of Welding and Joining, Sayı 14 No 6, Sayfa:559-565
- [13] **Steven W., Haynes, A. G.**, 1956, The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-Alloy Steels, Journal of the Iron and Steel Institute, Ağustos, sayfa 349-359
- [14] **Stone H.J, Bhadeshia, H.K.D.H, Withers, P.J.**, 2008, In Situ Monitoring of Weld Transformations to Control Weld Residual Stresses, Material Science Forum, Sayı 571-572, Sayfa: 393-398

- [15] **Kundu, S.**, 2007, Transformation Strain and Crystallographic Texture in Steels', Doktora Tezi, Cambridge Üniversitesi, Cambridge
- [16] **Yüksel M., Can H., König R.**, 1999, Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Sonrası Yapıları, Kaynak Teknolojisi II. Ulusal Kongresi, 11-14 Kasım, Ankara
- [17] **Kromm, A., Kannengiesser, Th.**, 2009, Characterising phase transformations of different LTT alloys and their effect on residual stresses and cold cracking, IIW Dosya no: IX-2311-09, BAM, Berlin, Almanya
- [18] **Kromm, A., Kannengiesser, T., Gibmeier, J., C. Genzel, Mee, V. D. V.**, 2009, Determination of Residual Stresses in Low Transformation Temperature (LTT-) Weld Metals Using X-ray and High Energy Synchrotron Radiation, Welding in the World, Sayı: 53 (1/2), Sayfa: 3-16
- [19] **Barsoum Z., Gustafsson, M.**, 2009, Fatigue of High Strength Steel Joints Welded with Low Temperature Transformation Consumables, Engineering Failure Analysis, Sayı:16, Sayfa: 2186-2194
- [20] **Ohta, A., Matsuoka, K., Nguyen, N. T., Maeda, Y., Suzuki, N.**, 1999, Fatigue Strength Improvement by Using Newly Developed Low Transformation Temperature Welding Material, Welding in the World, Sayı:43, Sayfa: 38-42
- [21] **Ohta, A., Suzuki, N., Maeda, Y., Hiraoka, K., Nakamura, T.**, 1999, Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal , International Journal of Fatigue, Sayı: 21, Sayfa 113-118
- [22] **Shiga, C., Hiroyuki, Y. Y, Hiraoka, K., Hiroshi, S.**, 2008, Effect of Ms Temperature on Residual Stress in Welded Joints of High Strength Steel, Consortium of JRCM, 61st Annual Assembly of IIW, IIW Dosya no: IX-2279-08, Graz
- [23] **Ohta,A., Matsuoka K., Nguyen N. T., Maeda Y., Suzuki, N.**, 2003, Fatigue Strength Improvement of Lap Joints of Thin Steel Plate Using Low-Transformation-Temperature Welding Wire, Welding Journal, Sayı: 82, Sayfa: 78-83
- [24] **Zenitani, S. , Hayakawa, N., Yamamoto, J. , Hiraoka, K. , Morikage, Y. , Kubo, T., Yasuda, K. , Amano, K.**, 2007, Development of New Low Transformation Temperature Welding Consumables to Prevent Cold Cracking in High Strength Steel Welds, Science and Technology of Welding and Joining, , Sayı:12, Sayfa 516-522
- [25] **Nakashima Y., Kumon Y, Inose, K., Nakanishi, Y., Morikage, Y., Kubo, T., Amano K., Mikami, Y.,Mochizuki M.**, 2005, Welding Distortion Behaviour of Steel Welds with Low-Temperature Transformation Welding Wire, IIW Japanese Delegation, IIW-Doc. XV-1196-05
- [26] **Murakawa, H., Beres M., Vega A., Rashed, S., Davies C. M. Dye D., Nikbin K. M.**, 2008, Effect of Phase Transformation Onset Temperature on Residual Stress in Welded Thin Steel Plates, Transactions of JWRI Dergisi, Sayı 37 No: 2, Sayfa 75-80

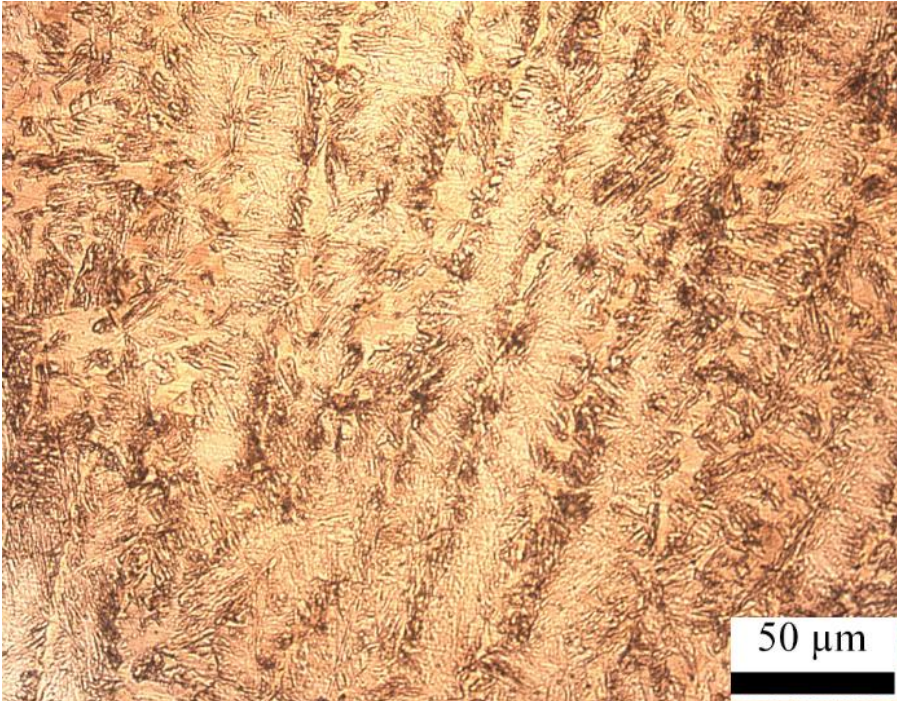
## **EKLER**

### **EK A.1 : ITAB bölgesi mikroyapıları ve sertlik değerleri**

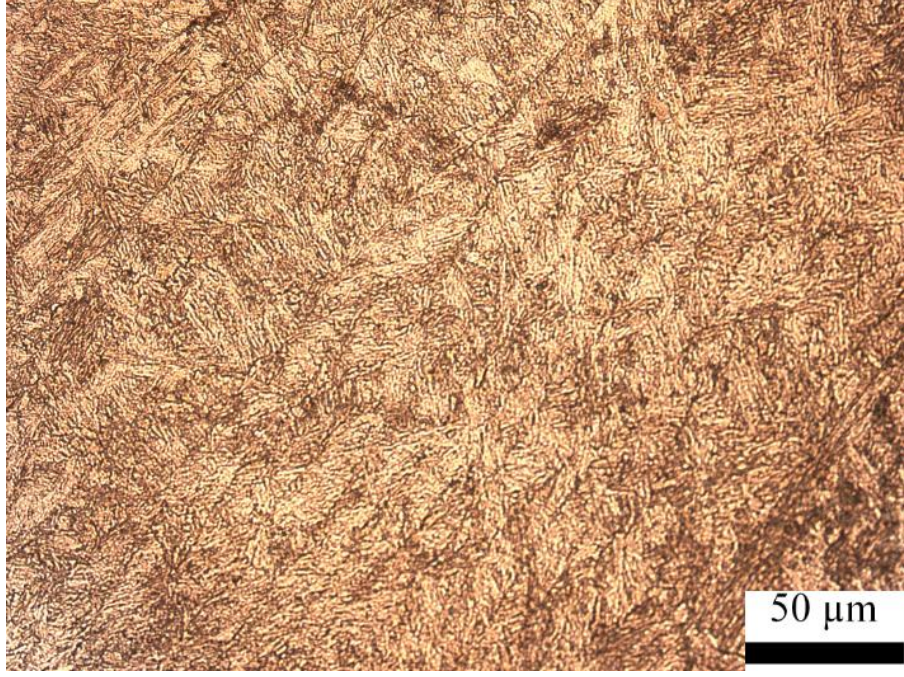
## EK A.1



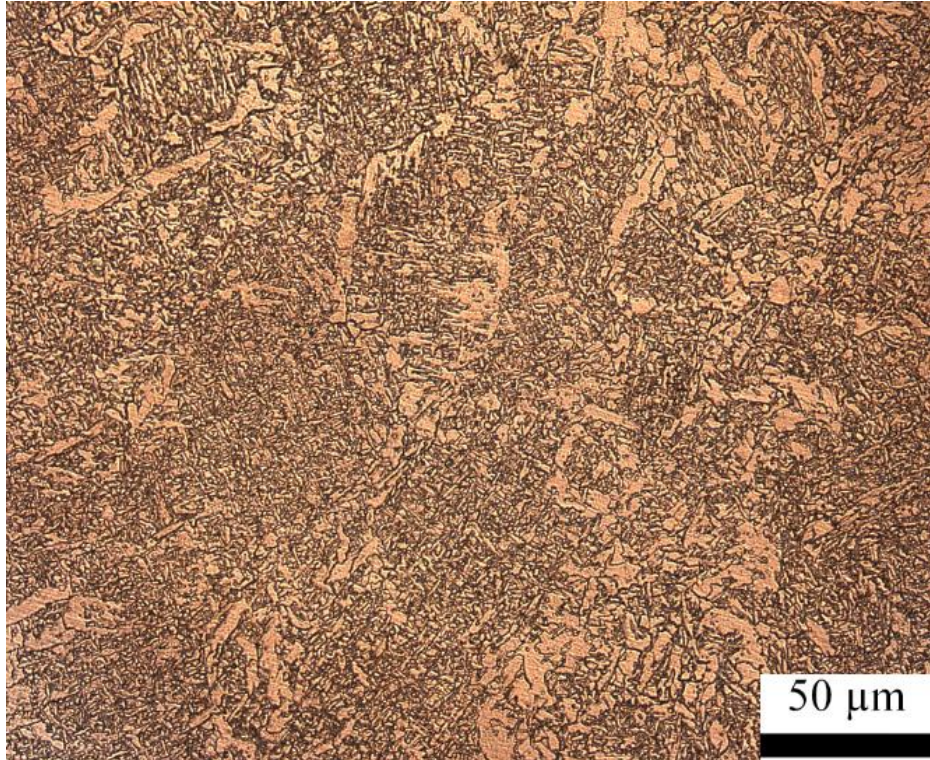
Şekil A.1: LTT 1 numunesine ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü



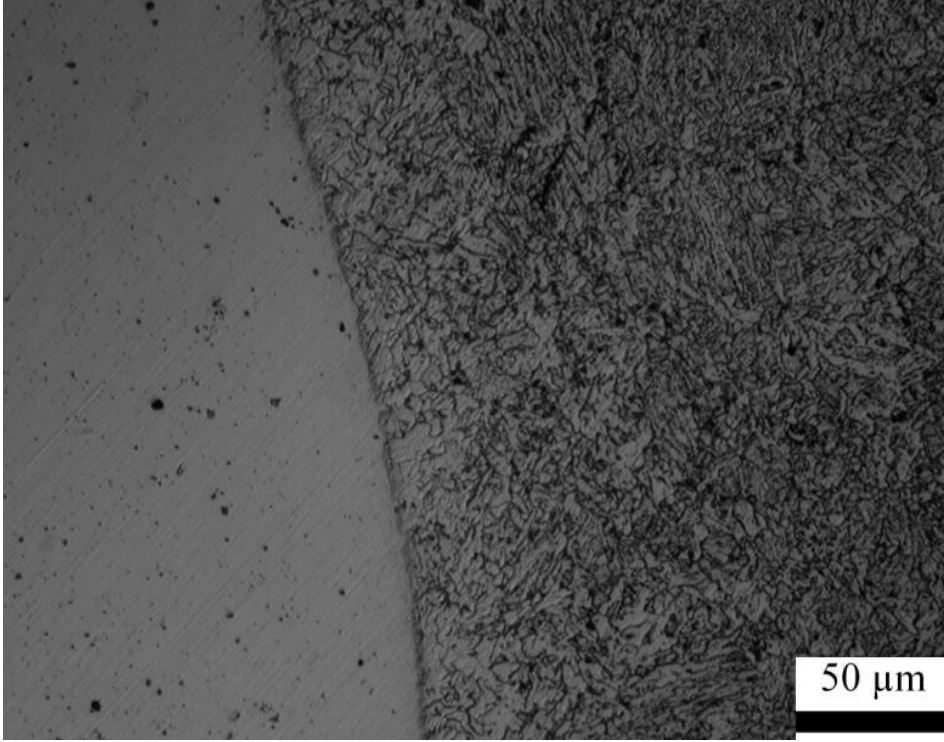
Şekil A.2: LTT 2 numunesine ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü



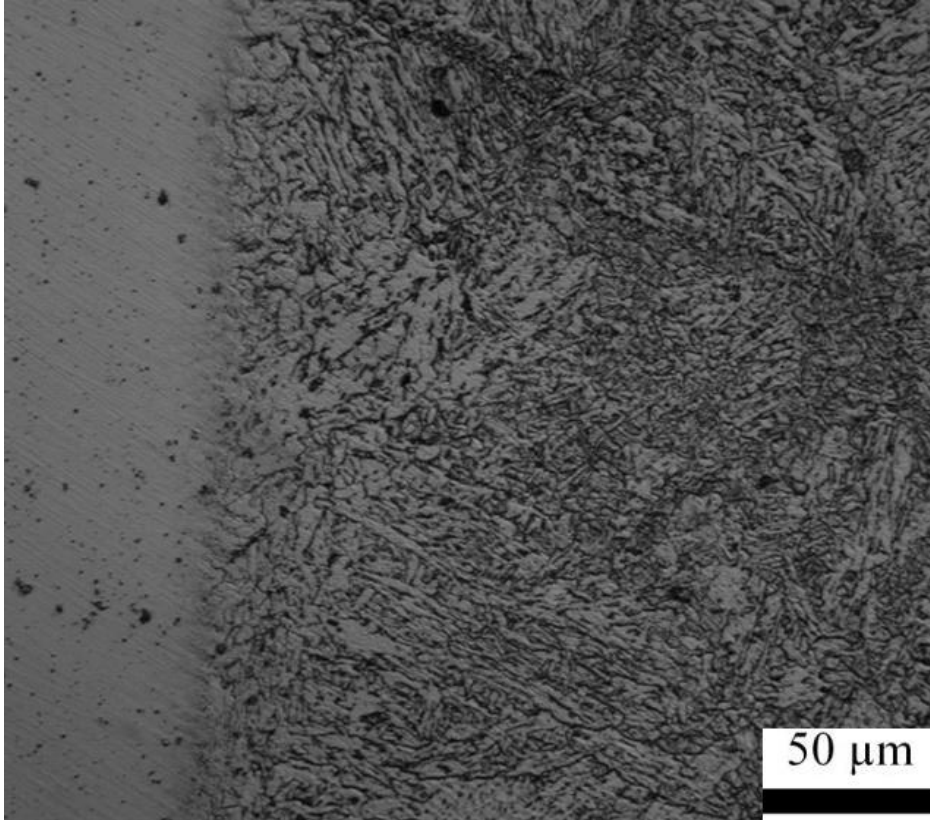
**Şekil A.3:** LTT 3 numunesine ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü



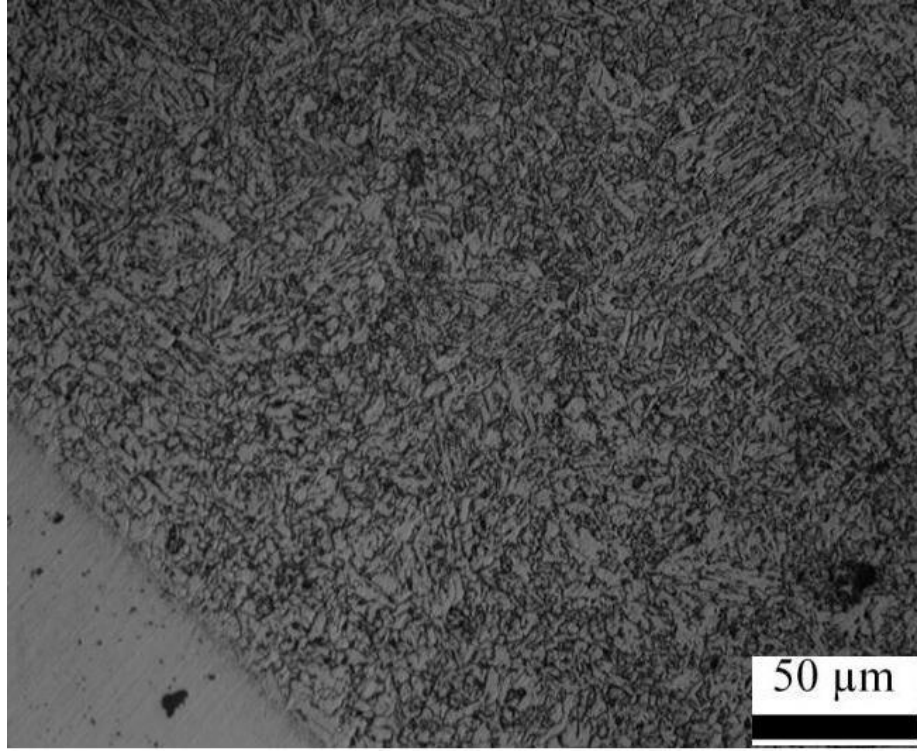
**Şekil A.4:** Konvansiyonel numuneye ait kaynak metali mikroyapı görüntüsü



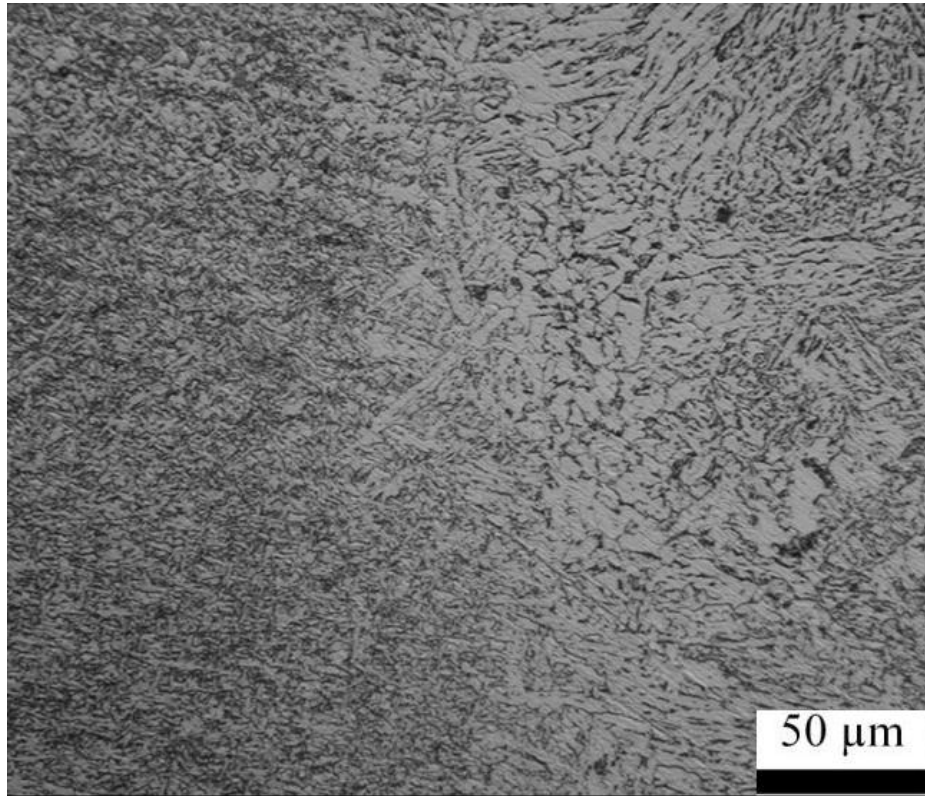
**Şekil A.5:** LTT 1 numunesine ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi



**Şekil A.6:** LTT 2 numunesine ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi



**Şekil A.7:** LTT 3 numunesine ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi



**Şekil A.8:** Konvansiyonel numuneye ait mikroyapı: ITAB bölgesinde tane büyümesi

**Çizelge A.1:** Kaynaklı numunelere ait sertlik değeri (HV<sub>0,2</sub>)

| Numune        | Ana Metal |     | ITAB |     | Kaynak Metali |     |     | ITAB |     | Ana Metal |     |
|---------------|-----------|-----|------|-----|---------------|-----|-----|------|-----|-----------|-----|
| LTT 1         | 242       | 238 | 214  | 220 | 265           | 252 | 257 | 223  | 218 | 238       | 244 |
| LTT 2         | 246       | 232 | 209  | 212 | 379           | 352 | 366 | 205  | 211 | 238       | 241 |
| LTT 3         | 225       | 219 | 210  | 207 | 386           | 376 | 382 | 225  | 213 | 231       | 228 |
| Konvansiyonel | 227       | 223 | 221  | 224 | 194           | 202 | 193 | 209  | 219 | 235       | 239 |

## ÖZGEÇMİŞ

**Ad Soyad:** Okan ÖZDEMİR

**Doğum Yeri ve Tarihi:** OSMANİYE / 27.03.1986

**Lisans Üniversitesi:** İ.T.Ü.

### Yayın Listesi:

- **O. Özdemir**, G. Çam, H. Çimenoglu, M. Koçak, Characterization of Microstructure and Mechanical Properties of Low Temperature Transformation Welds (LTT), *13th International Materials Symposium (IMSP'2010)* 13-15th October 2010 Denizli, Turkey
- G. Çam, **O. Özdemir**, and M. Koçak, Progress in Low Transformation Temperature (LTT) Filler Wires: Review, *Proc. of the Int. Conf. On Advances in Welding Science & Technology for Construction, Energy & Transportation (AWST 2010)*, 15-16 July 2010, Istanbul, Turkey, pp. 759-765