

**KAYNAK BÖLGESİ ÖZELLİKLERİNİN TERMOMEKANİK İŞLEM
İLE GELİŞTİRİLMESİ (MODİFİKASYON)**

Kubilay KARACİF

76304

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
(METALURJİ EĞİTİMİ)**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

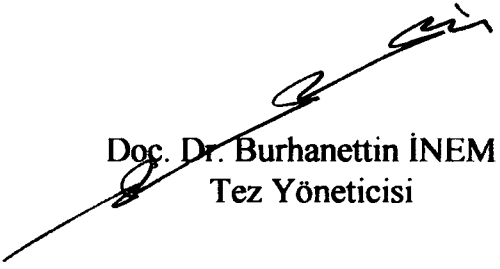
Aralık 1998

ANKARA

76304

✓

Kubilay KARACİF tarafından hazırlanan KAYNAK BÖLGESİ
ÖZELLİKLERİNİN TERMOMEKANİK İŞLEM İLE GELİŞTİRİLMESİ
(MODİFİKASYON) adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu
onaylarım.


Doç. Dr. Burhanettin İNEM
Tez Yöneticisi

Bu çalışma, jürimiz tarafından Metalurji Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek
Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Doç. Dr. Sedat ÖZBİLEN

Üye : Doç. Dr. Burhanettin İNEM

Üye : Yrd. Doç. Dr. Cemil ÇETİNKAYA

Bu tez, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına
uygundur.

B. Atsoy

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	iv
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	vi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xi

1. GİRİŞ..... 1

2. MIG-MAG KAYNAK YÖNTEMİ..... 4

2.1. MIG-MAG Kaynak Donanımı..... 5

2.2. MIG-MAG Kaynak Yönteminde Kullanılan Korumucu Gazlar..... 6

2.2.1. Asal gazlar..... 7

2.2.2. Aktif gazlar..... 8

2.2.3. Karışım gazlar..... 10

2.2.3.1. Argon-helyum karışım gazları..... 10

2.2.3.2. Argon-karbondiyoksit karışım gazları..... 10

2.2.3.3. Argon-oksijen karışım gazları..... 11

2.2.3.4. Helyum-argon-karbondiyoksit (veya oksijen) karışım gazları..... 11

2.3. MIG-MAG Kaynak Tekniğinin Endüstriyel Uygulama Alanları..... 11

3. KAYNAK BÖLGESİNİN TANITIMI..... 13

3.1. Ergime Bölgesi..... 13

3.2.	Isı Tesiri Altındaki Bölge.....	16
3.2.1.	İri taneli bölge	18
3.2.2.	İnce taneli bölge	19
3.2.3.	Kısmen dönüşmüş bölge	20
3.2.4.	Değişmeye uğramamış bölge	21
3.2.5.	Soguma hızının ITAB'a tesiri.....	22
3.2.6.	(V) Alın birleştirilmesinde ITAB.....	23
4.	KAYNAK METALİNİN KATILAŞMASI	25
4.1.	Kaynak Metalinin Epitaksiyel Katılaşması.....	28
4.2.	Kaynak Metalinin Hücresel ve Dendritik katılaşması.....	30
5.	KAYNAK METALİ ÖZELLİKLERİNİ GELİŞTİRMEK İÇİN UYGULANAN YÖNTEMLER.....	33
5.1.	Aşılama Yöntemi İle Tane İnceltme	37
5.2.	Titreşim Yöntemi İle Tane İnceltme	41
5.3.	Manyetik Karıştırma Yöntemi İle Tane İnceltme.....	47
5.4.	Kaynak Teknolojisindeki Diğer Gelişmeler	49
6.	TERMOMEKANİK İŞLEM.....	50
6.1.	Termomekanik İşlemin Sınırlandırılması	50
6.1.1.	I.Sınıf termomekanik işlem	52
6.1.2.	II.Sınıf termomekanik işlem.....	53
6.1.3.	III.Sınıf termomekanik işlem	54
6.2.	Termomekanik İşlemlerde Kullanılan Mekanik Yöntemler	55
6.2.1.	Ekstrüzyon yöntemi ile termomekanik işlem.....	55
6.2.2.	Dövme yöntemi ile termomekanik işlem	56
6.2.3.	Haddeleme yöntemi ile termomekanik işlem	57

7.4.	Kaynak Metali Kimyasal Analizi	72
7.5.	Deney Numunelerinin Hazırlanması	74
7.5.1.	Mikroyapı inceleme numunelerinin hazırlanması	74
7.5.2.	Sertlik deneyi numunelerinin hazırlanması	75
7.5.3.	Darbe deneyi numunelerinin hazırlanması	76
8.	DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	78
8.1.	Mikroyapı Sonuçları ve Tartışma	78
8.1.1.	Çelik malzeme mikroyapı sonuçları ve tartışma	78
8.1.2.	Alüminyum malzeme mikroyapı sonuçları ve tartışma	93
8.2.	Sertlik Deneyi Sonuçları ve Tartışma	100
8.3.	Darbe Deneyi Sonuçları ve Tartışma	110
8.4.	Genel Sonuçlar	115
KAYNAKLAR		116
ÖZGEÇMİŞ		121

KAYNAK BÖLGESİ ÖZELLİKLERİNİN TERMOMEKANİK İŞLEM İLE GELİŞTİRİLMESİ (MODİFİKASYON)

(Yüksek Lisans Tezi)

Kubilay KARACİF

GAZİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Aralık 1998

ÖZET

Metal ve alaşımlarının özelliklerini mikroyapıları ve kimyasal bileşimleri belirlemektedir. Çeşitli yöntemlerle mekanik özellikler geliştirilebilmektedir. Bu yöntemlerden birisi de termomekanik işlemdir. Bu çalışmada, kaynak bölgesinin özelliklerinin geliştirilmesi, kaynak dikişine uygulanan termomekanik işlem yöntemiyle denenmiştir. Malzeme olarak, düşük karbonlu çelik ve ticari saflıkta alüminyum kullanılmıştır. Kaynak bölgesinde önemli oranda tane küçülmesi belirlenmiştir. Hem çelik, hem de alüminyum malzemede kaynak metalinin sertliğinde artış olmuştur. Buna bağlı olarak kaynak metali dayanımı da artmıştır. Darbe direnci, alüminyumda hem kaynak metalinde, hem de ısı tesiri altındaki bölgede artmıştır. Fakat çelikte darbe direnci, ısı tesiri altındaki bölgede artarken, kaynak metalinde azalmıştır. Sertlikteki ve darbe direncindeki gelişme, tane küçülmesi ve mikroyapının modifikasyonunun bir sonucu olarak açıklanabilmektedir.

Bilim Kodu : 626.19.00

Anahtar Kelimeler: Kaynak metalinin termomekanik işlemi, kaynak bölgesinde tane küçülmesi, kaynak bölgesinin darbe direnci.

Sayfa Adedi : 121

Danışman : Doç.Dr. Burhanettin İNEM

**IMPROVING OF WELD ZONE PROPERTIES BY
THERMOMECHANICAL PROCESSING (MODIFICATION)**

(M. Sc. Thesis)

Kubilay KARACİF

**GAZİ UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

December 1998

ABSTRACT

Microstructure and chemical composition of metals and alloys determine their properties. Mechanical properties of metals and alloys can be improved using various methods. One of these methods is thermomechanical processing. In this study, improvement of weld zone properties has been studied after thermomechanical processing of weld metal. Low carbon steel and commercial purity aluminum have been examined. In the weld zone a significant grain refinement was observed and grain size was determined. In weld metal of both steel and aluminum, hardness increased and thus the strength increased. The impact resistance of weld metal and heat affected zone (HAZ) of aluminum increased. In the HAZ of steel, impact resistance increased, but it decreased in the weld metal. Improvement of the hardness and the impact resistance was attributed to grain refinement and microstructural modification.

Science code : 626.19.00

Key Words : Thermomechanical processing of weld metal, grain refinement
in weld zone, impact resistance of weld zone.

Page number : 121

Supervizer : Assoc.Prof.Dr. Burhanettin INEM

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkıları ile beni yönlendiren hocam Doç.Dr. Burhanettin İNEM'e, deneysel çalışmalara ait kaynak işlemlerinde ve çalışmamın diğer aşamalarında çok önemli yardımlarını gördüğüm değerli arkadaşım Arş.Gör. Ahmet DURGUTLU'ya, ayrıca Arş. Gör. Ramazan ÇITAK, Arş. Gör. Hasan OKUYUCU ve Arş.Gör. Bilge DEMİR'e teşekkürü bir borç bilirim.



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 7.1. Çelik malzeme kimyasal bileşimi	66
Çizelge 7.2. Alüminyum malzeme kimyasal bileşimi	66
Çizelge 7.3. Çelik malzemede kaynak metali kimyasal bileşimi	73
Çizelge 7.4. Alüminyum malzemede kaynak metali kimyasal bileşimi	73
Çizelge 8.1. ÇNK ve ÇTMK numunelerde tane boyutu değişimi	87
Çizelge 8.2. Normal koşullarda kaynak edilmiş çelik numunelerde sertlik değerleri	101
Çizelge 8.3. Termomekanik işlem görmüş çelik numunelerde sertlik değerleri	101
Çizelge 8.4. Normal koşullarda kaynak edilmiş alüminyum numunelerde sertlik değerleri	103
Çizelge 8.5. Termomekanik işlem görmüş alüminyum numunelerde sertlik değerleri	104
Çizelge 8.6. Normal ve termomekanik işlem görmüş çelik numunelerde kaynak metali darbe deneyi sonuçları.....	111

Çizelge 8.7. Normal ve termomekanik işlem görmüş çelik

numunelerde ITAB darbe deneyi sonuçları..... 111

Çizelge 8.8. Normal ve termomekanik işlem görmüş alüminyum

numunelerde kaynak metali darbe deneyi sonuçları 111

Çizelge 8.9. Normal ve termomekanik işlem görmüş alüminyum

numunelerde ITAB darbe deneyi sonuçları 112

Çizelge 8.10. Darbe deneyi ortalama sonuçları 112



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. MİG-MAG kaynak donanımı	6
Şekil 2.2. MİG kaynak yönteminde ark bölgesi	7
Şekil 2.3. Karbondioksit atmosferinde oluşan reaksiyonlar	9
Şekil 3.1. Kaynak bölgesinde tane yapısı değişimi	13
Şekil 3.2. Çeşitli yapı çeliklerinde erime bölgesi mikroyapıları	15
Şekil 3.3. Ergime bölgesinde segregasyon	16
Şekil 3.4. ITAB mikroyapısı ve Fe-C denge diyagramı	17
Şekil 3.5. Çeşitli yapı çeliklerinde iri taneli bölge	19
Şekil 3.6. Çeşitli yapı çeliklerinde ince taneli bölge	20
Şekil 3.7. Çeşitli yapı çeliklerinde kısmen dönüşmüş bölge	21
Şekil 3.8. Çeşitli yapı çeliklerinde değişmeye uğramamış bölge	22
Şekil 3.9. (V) alın birleştirmesinde iri taneli bölge	23
Şekil 3.10. Soğuk şekillendirme uygulanmış bir metalde kaynak sırasında yeniden kristalleşme	24
Şekil 4.1. Erimiş kaynak banyosu oluşumu	26
Şekil 4.2. Katılaşmanın ve dendritlerin oluşum safhaları	27
Şekil 4.3. Epitaksiyel katılaşma ile çekirdek oluşumu	28

Şekil 4.4. Kaynak ve döküm katılaşmasında serbest enerji değişimi	30
Şekil 4.5. Hücresel büyüme	31
Şekil 5.1. Titreşimsiz ve 20 Hz titreşim şartlarında yapılan kaynakta mikroyapı	34
Şekil 5.2. Normal ve aşılama yapılan kaynakta mikroyapı	39
Şekil 5.3. Titreşimsiz koşulda kaynak mikroyapısı	41
Şekil 5.4. Değişik frekans ve genlikte titreşim koşullarında kaynak mikroyapıları	42
Şekil 5.5. Kaynakta kullanılan osilasyon tipleri	44
Şekil 5.6. Titreşimli ve titreşimsiz koşulda yapılan kaynak tane yapıları	44
Şekil 5.7. Değişik genliklerdeki titreşimlerde yapılan kaynak tane yapıları	45
Şekil 5.8. Yüksek frekanslı titreşimde yapılan kaynak tane yapısı	46
Şekil 5.9. Titreşimsiz ve dairesel ark titreşiminde yapılan kaynaklarda tane yapıları	46

Şekil 5.10.	1 Hz frekansta ve 35 Hz frekansta kaynak tane yapıları	47
Şekil 6.1.	Çeliklere ait bir TTT diyagramında termomekanik işlem sınıflandırması	51
Şekil 6.2.	Yüksek sıcaklık ve düşük sıcaklık termomekanik işlemi	52
Şekil 6.3.	Dönüşüm sırasında uygulanan termomekanik işlem	53
Şekil 6.4.	Ekstrüzyon işleminin şematik gösterimi	56
Şekil 6.5.	Haddeleme işlemi ve etkili kuvvetler	57
Şekil 6.6.	İnterkritik tavlama sıcaklıkları ve deformasyonla mekanik özelliklerin değişimi	62
Şekil 6.7.	7000 serisi alüminyum alaşımına uygulanan termomekanik işlem	64
Şekil 7.1.	Deney düzeneği	69
Şekil 7.2.	Fe-C Denge Diyagramı	70
Şekil 7.3.	Al-Mg Denge Diyagramı	71
Şekil 7.4.	Değişik tip mikroyapı numuneleri	74
Şekil 7.5.	5-10 mm kalınlıktaki levhalara ait Charpy deney parçası	76
Şekil 7.6.	Charpy deney cihazı şematik görünümü	77
Şekil 8.1.	Çelik ana malzeme mikroyapısı x300	78

Şekil 8.2. ÇNK ve ÇTMK numunelerde kaynak metali	
mikroyapısı x300.....	79
Şekil 8.3. ÇNK numunesinde iki değişik bölgede kaynak	
metali mikroyapısı x150	81
Şekil 8.4. ÇTMK numunesinde iki değişik bölgede kaynak	
metali mikroyapısı x150	82
Şekil 8.5. ÇNK ve ÇTMK numunelerde ITAB mikroyapısı x300.....	84
Şekil 8.6. ÇNK ve ÇTMK numunelerde ITAB mikroyapısı x150	86
Şekil 8.7. ÇNK ve ÇTMK numunelerde ITAB mikroyapısı x75	88
Şekil 8.8. ÇNK ve ÇTMK numunelerde boyuna kesit	
mikroyapısı x150.....	90
Şekil 8.9. ÇNK ve ÇTMK numunelerde dikey üzerinden alınan	
mikroyapı x150	91
Şekil 8.10. Alüminyum ana malzeme mikroyapısı x150	93
Şekil 8.11. ANK numunesinde iki değişik bölgede kaynak metali	
mikroyapısı x75	94
Şekil 8.12. ATMK numunesinde iki değişik bölgede kaynak metali	
mikroyapısı x75	95

Şekil 8.13. ANK numunesinde iki değişik bölgede ITAB	
mikroyapısı x75	97
Şekil 8.14. ATMK numunesinde iki değişik bölgede ITAB	
mikroyapısı x75	98
Şekil 8.15. Numunelerde sertlik alınan bölgeler	101
Şekil 8.16. Normal çelik kaynak numunelerinde sertlik	
dağılım grafiği	102
Şekil 8.17. Termomekanik çelik kaynak numunelerinde	
sertlik dağılım grafiği	103
Şekil 8.18. Normal kaynak edilmiş alüminyum numunelerde	
sertlik dağılım grafiği	104
Şekil 8.19. Termomekanik işlem görmüş alüminyum	
numunelerde sertlik dağılım grafiği	105
Şekil 8.20. Çelik kaynak numunelerinde ortalama sertlik dağılımı	106
Şekil 8.21. Alüminyum kaynak numunelerinde ortalama	
sertlik dağılımı	106

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklama
A	Amper
AL-MG5	Gazaltı kaynak teli
ΔG	Serbest enerji
R'	Kristal büyüme hızı
r	Yarıçap
SG2	Gazaltı kaynak teli
T	Sıcaklık
T_L	Sıcaklık gradyanı
T_m	Ergime sıcaklığı
V	Volt
μm	Mikrometre
ψ	Islatma açısı
α	Ferrit
γ	Östenit
γ_{AS}	Ana metal / sıvı yüzey enerjisi

γ_{KS}	Katı kaynak metali / sıvı yüzey enerjisi
γ_{KA}	Katı kaynak metali / ana metal yüzey enerjisi

Kısaltmalar

AF	Asiküler Ferrit
ANK	Normal koşullarda kaynak edilmiş alüminyum
ATMK	Kaynak sonrası termomekanik işlem görmüş alüminyum
ÇNK	Normal koşullarda kaynak edilmiş çelik
ÇTMK	Kaynak sonrası termomekanik işlem görmüş çelik
DSTİ	Düşük Sıcaklık Termomekanik İşlemi
E.S.	Ergime Sınırı
ITAB	Isı Tesiri Altındaki Bölge
İFF	İkinci Faz Ferrit
MAG	Metal Aktif Gaz
MİG	Metal İnert Gaz
PF	Poligonal Ferrit
TİG	Tungsten İnert Gaz
TTT	Sıcaklık-Zaman-Dönüşüm Eğrisi
YSTİ	Yüksek Sıcaklık Termomekanik İşlemi

1. GİRİŞ

Endüstride kullanılan imal usüllerinde kaynaklı birleştirmeler önemli bir yer tutmaktadır. Basit konstrüksiyonlardan, uçak sanayisine kadar geniş bir endüstri alanında kaynaklı birleştirme teknikleri kullanılmaktadır. Kaynak bölgesine yapısal olarak bakıldığında, kaynak dikişi (metali) kaba ve iri tanelerle karakterize edilmektedir ve böylelikle tipik döküm yapısı arz etmektedir. Malzemelerde kaba tane yapısı ise istenmeyen bir özelliktir. Çünkü ince taneli malzemeler, kaba taneli malzemelere göre, daha yüksek dayanım, tokluk ve yorulma ömrü gibi iyi mekanik özelliklere sahiptir. Dolayısıyla, daha ince tanelerden oluşan kaynak metali de daha iyi mekanik özelliklere sahip olacaktır.

Termomekanik işlemlerde genellikle malzemenin mukavemetinin artması ile birlikte, süneklik ve tokluğun da artması amaçlanmaktadır. 1950-1960 yılları arasında bu konuda yapılan araştırmalarda, malzeme özelliklerinde, amaçlanan bu üstün özelliklerin sağlanabileceği belirtilmiştir. Termomekanik işlemler ilk olarak alaşımlı çeliklere uygulanmıştır. Çeliklerde en önemli uygulamaları, mikroalaşımlı çeliklerde tane boyutunu kontrol amacıyla yapılmakta olup, demir dışı malzemelerden yüksek mukavemetli alüminyum ve titanyum alaşımlarına da tane boyutunu kontrol amacıyla termomekanik işlemler uygulanmaktadır [1].

Termomekanik işlemlerle ilgili olarak yapılmış olan çalışmalardan Smirnov et al. [2] yaptıkları çalışmada, yüksek saflıktaki çeliklerin mekanik özelliklerinin, termomekanik işlem ile geliştiğini belirtmişlerdir. Chaturvedi and Deb [3], düşük karbonlu çift fazlı çeliklerin yapılarında ve mekanik özelliklerinde termomekanik işlemin etkisini araştırmışlar ve çalışmalarında uyguladıkları termomekanik işlem ile bu malzemenin dayanımında ve tokluğunda artış

sağlanabileceğini belirtmişlerdir. Bu artış, termomekanik işlem yoluyla elde edilen mikroyapısal değişime atfedilmiştir. 1050 perlitik çeliğinin termomekanik işlemiyle ilgili bir çalışmada araştırmacılar [4], uygun termomekanik işlem ile bu malzemenin mekanik özelliklerindeki gelişmeleri, termomekanik işlem sonucu oluşan perlitik bölgelerdeki farklı mikroyapı ile ilişkilendirmişlerdir. İşlem sonrası mikroyapının çok küçük tane ve alt tanelerden (subgrain) oluştuğu belirtilmiştir. Alüminyumun termomekanik işlemi ile ilgili McNeley and Lee'nin [5] yaptıkları çalışmada, yüksek dayanımlı alüminyum alaşımlarında, termomekanik işlem sonucu yeniden kristalleşme ile çok küçük tane boyutu ve bunun sonucu mekanik özelliklerde gelişme elde edildiği belirtilmektedir. Aynı malzeme ile ilgili bir başka çalışmada da [6], uygulanan termomekanik işlem sonucunda bu malzemeden gelişmiş bir süperplastiklik özelliği (%1700) elde edildiği belirtilmektedir.

İnce taneli kaynak yapısı elde etmek için, değişik araştırmacılar tarafından, değişik yöntemlerin kullanıldığı çalışmalar yapılmıştır. Aşılama yöntemi ile tane inceltme üzerine Garland [7] ve Petersen'in [8] çalışmaları bulunmaktadır. Bu araştırmacılar, az karbonlu çelik ve paslanmaz çelikte aşılama yöntemini kullanarak ince taneli kaynak yapısı elde etmişlerdir. Tewari and Shanker [9], titreşim yöntemi ile tane inceltme tekniğini kullanmışlar ve çalışmaları sonucunda tane incelmesinde farkedilir bir düzelme elde etmişlerdir. Garland [7], aynı çalışmasında etkili bir tane inceltmeyi, alüminyum alaşımında, kaynak yönüne paralel bir torç titreşimini kullanarak elde etmiştir. Pearce and Kerr [10], alüminyum alaşımlarının gazaltı kaynağında manyetik karıştırma tekniğini kullanarak yaptıkları çalışmalar sonucunda, bu metodun tane inceltme için kullanılabilineceğini belirtmişlerdir.

Diğer malzemelerde henüz yarı ürün aşamasında, ince taneli bir yapı elde etmek için kullanılmakta olan termomekanik işlem; sıcaklık ve plastik

deformasyon işlemlerinin aynı anda uygulandığı bir yöntemdir. Termomekanik işlemler sonucunda, yüksek dayanım, yüksek tokluk ve yüksek yorulma ömrü gibi iyi mekanik özellikler elde edilebilmektedir. Fakat bu yöntemin kaynak yapısında kullanımı henüz denenmemiştir.

Bu çalışmada termomekanik işlemin kaynak yapısı üzerine etkileri araştırılmıştır. Çalışmada iki tip malzeme kullanılmıştır; düşük karbonlu çelik ve ticari saflıkta alüminyum. Kaynak yöntemi olarak ise modern ve endüstride kullanımı gittikçe yaygınlaşan gazaltı kaynak yöntemi (MİG-MAG kaynağı) kullanılmıştır. Yapılan çalışma sonucunda, kaynak sonrası işlem görmemiş malzeme ile, kaynak sonrası termomekanik işlem görmüş malzemede, mikroyapısal özellikler, sertlikte ve darbe direncinde meydana gelen değişimler incelenmiş ve karşılaştırmalar yapılmıştır. Sertlik ve dayanım arasındaki paralel ilişkiden yola çıkılarak dayanımda meydana gelen değişim hakkında da yaklaşımlarda bulunulmuştur. Meydana gelen değişimler mikroyapı ile ilişkilendirilmiştir.

İçerik olarak; Bölüm 2’de MİG-MAG kaynak yöntemi kısaca tanıtılmış, Bölüm 3’de kaynak bölgesinin tanıtımı yapılmış, Bölüm 4’te kaynak metalinin katılaşması anlatılmıştır. Kaynak metalinin özelliklerini geliştirmeye yönelik yapılan çalışmalardan Bölüm 5’te bahsedilmiş, Bölüm 6’da termomekanik işlem tanıtılmıştır. Deneysel çalışmalar hakkındaki bilgiler Bölüm 7’de verilirken, Bölüm 8’de deney sonuçları ve bu sonuçların tartışılması yapılmıştır.

2. MİG - MAG KAYNAK YÖNTEMİ

MİG - MAG kaynak yöntemi, sanayileşmiş ülkelerde günümüzün en popüler kaynak yöntemi olup, son yıllarda ülkemizde de kullanımı hızla artmaktadır. Bu yöntem koruyucu bir gaz atmosferi altında kaynak edilecek malzeme ile sürekli bir şekilde kaynak bölgesine gelen tel elektrod arasında ark oluşumu esasına dayanan bir kaynak işlemidir. MİG ismi Metal Inert Gaz kelimelerinin baş harflerinden, MAG ismi ise Metal Aktif Gaz kelimelerinin baş harflerinden oluşmaktadır. MİG - MAG kaynak yöntemi çok geniş bir uygulama alanına sahip olup, çok ince levhalar hariç, her kalınlıktaki demir esaslı ve demir dışı metal ve alaşımlarının kaynağında kullanılabilir [11,12,13,14].

Yapılan araştırmalar, MİG kaynak yönteminin ilk defa A.B.D' de alüminyum ve alaşımlarının kaynağında, sonra da sıra ile yüksek alaşımlı çeliklerin, bakır ve alaşımlarının, karbonlu çeliklerin kaynağında uygulandığını göstermektedir. MAG Kaynak Yöntemi ise 1950'li yılların başlarında bilhassa otomotiv endüstrisinde kullanılmaya başlanmış ve o yıllardan günümüze kadar yöntemdeki eksikliklerin ve olumsuzlukların giderilmesi için değişik çalışmalar yapılmıştır;

Kısa devre halinde akımı sınırlayan reaktanslı akım üreteçleri geliştirilerek, kısa ark boyu ile çalışılarak, önceleri çok fazla miktarda olan ve önemli ekonomik kayba sebep olan sıçramalar en aza indirilmiştir. Diğer önemli bir gelişme de ince çaplı elektrod kullanabilme olanağı sağlamıştır. Bu şekilde her ne kadar elektrodun akım yoğunluğu artırılmış ise de arkın oluşturduğu ısı azalmıştır. Akım yoğunluğunun artması, arkı yoğun ve istenilen yöne kontrollü olarak doğrultabilir hale getirmiştir ve bunun sonucunda her pozisyonda kaynak yapabilme imkanı sağlanmıştır [11,13,14].

Bu yöntemde bir başka gelişme de koruyucu gazla ilgili olmuştur. Yöntemin ilk kullanılmaya başlanıldığı yıllarda koruyucu gaz olarak sadece karbondioksit kullanılırken, günümüzde gerekli durumlarda arkı yumuşatmak, sıçramaları azaltmak için karbondioksit de değişik oranlarda argon karıştırılmaktadır.

Bu yöntemde bir üçüncü gelişme de, çeşitli bileşimlerde koruyucu gazlar ile spreylere ark yönteminin bulunmasıdır. Argon içine çok az miktarda oksijen ilave edilerek çeliklerin kaynağında bu yöntemin uygulanması sonucu, kalın çaplı elektrodlarla her pozisyonda çalışılabilmekte ve çok düzgün kaynak dikişleri elde edilebilmektedir [11,14].

Koruyucu gazlardan karışım gazlar, bunların sağladığı özellikler ve hangi malzemelerde hangi tür karışımın uygun olduğu hakkında Bölüm 2.2.3.'te detaylı bilgi verilecektir.

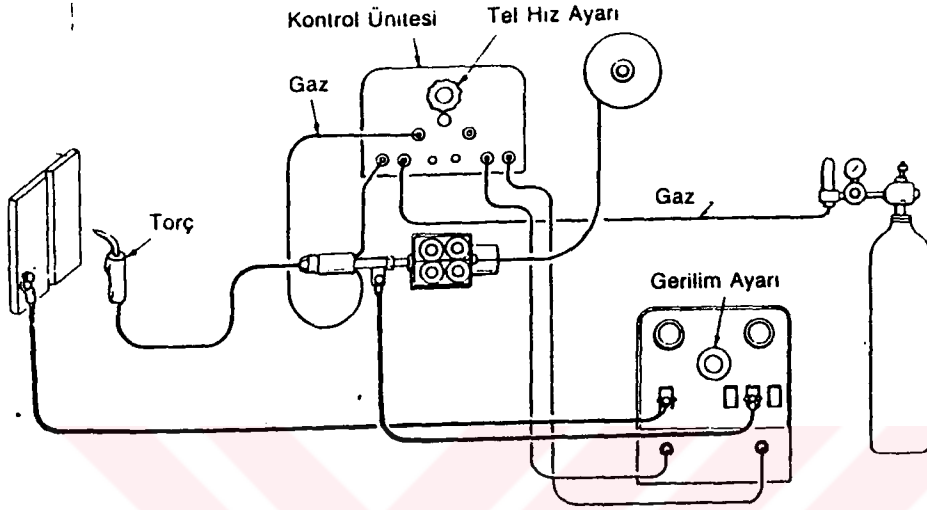
Son yıllarda geliştirilen ultrasonik akım yönteminde, kaynak akımı ayarlanan frekansta bir alt ve bir üst değer arasında değiştirilerek iş parçasına aktarılan ısı girdisi minimumda tutularak, özellikle ince parçalarda çarpılma olayları azaltılmıştır [11,14].

2.1. MIG - MAG Kaynak Donanımı

MIG - MAG kaynak donanımı şu kısımlardan oluşmaktadır:

- a- Kaynak torcu
- b- Torç bağlantı paketi
- c- Tel elektrod tertibatı
- d- Kumanda dolabı
- e- Kaynak akım üretici
- f- Koruyucu gaz tüpü

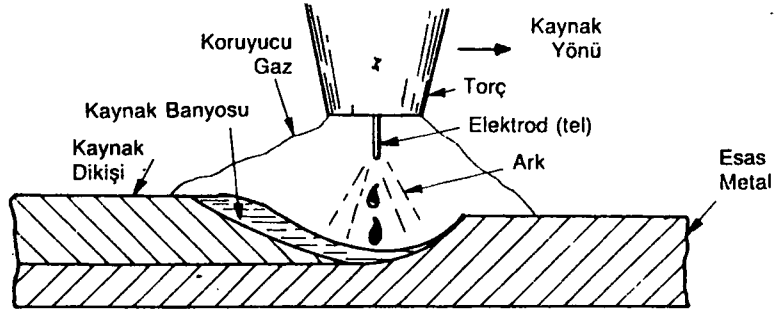
Sayılan kısımlardan oluşan MİG - MAG kaynak donanımı Şekil 2.1.'de görülmektedir [11,14,15].



Şekil 2.1. MİG - MAG kaynak donanımı [14]

2.2. MİG - MAG Kaynak Yönteminde Kullanılan Koruyucu Gazlar

MİG - MAG kaynak yönteminde asal veya aktif gazlar ya da bunların çeşitli oranlarda karışımları koruyucu gaz olarak kullanılmakta ve Şekil 2.2.'de görüldüğü gibi ark bölgesine gelerek koruyuculuk görevini yapmaktadır. Genel olarak asal gazlar reaksiyona girmediklerinden dolayı demir dışı metallerin kaynağında, aktif gazlar veya aktif - asal gaz karışımları ise değişik tür çeliklerin kaynağında kullanılmaktadır [11,12,13,15].



Şekil 2.2. MİG kaynak yönteminde ark bölgesi [11]

MİG - MAG kaynağında veya diğer gazaltı kaynak tekniklerinde koruyucu gazın en önemli görevi; kaynak banyosunu atmosferin olumsuz etkilerinden korumak ve kaynak banyosu ile atmosfer arasında oluşabilecek istenmeyen reaksiyonların oluşmasını engellemektir. Fakat koruyucu gazın etkisi bununla kalmayıp, koruyucu gaz aynı zamanda arkın kararlılığına, kaynak metalinin mekanik özelliklerine, işlemin verimliliğine, v.b. özelliklere de etki etmektedir [11,14,16].

2.2.1. Asal gazlar (argon ve helyum)

Asal gazlar, başka elementlerle kimyasal reaksiyona giremeyen gazlardır. Bunun sebebi, yörüngelerindeki tüm yerlerin elektronlarla dolu olması ve diğer elementlerin atomları ile elektron alışverişinde bulunamamalarıdır. Koruyucu gazla kaynak yöntemlerinde asal gaz olarak argon ve helyum kullanılmaktadır [11,12,13,14,15].

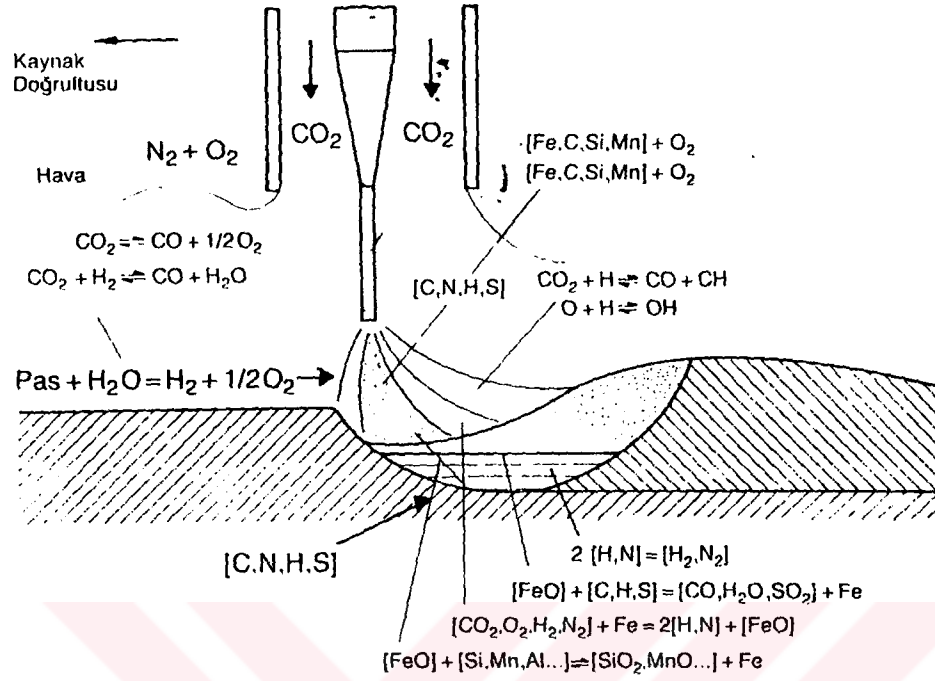
Alüminyum ve bakır gibi demir dışı metallerin kaynağında kullanıma elverişli olan argon, çeliklerin kaynağında başka gazlarla karıştırıldığında iyi sonuç vermektedir [11,13,14,17].

Helyumun havadan çok hafif bir gaz olması, gaz sarfiyatını artırmaktadır. Örneğin yatay pozisyonda bir kaynak işleminde aynı şartlarda argonun yaptığı

korumayı ancak üç misli miktarda helyum yapabilmektedir. Helyum atmosferinin ısıyı iyi iletmesinden dolayı, derin kaynak nüfuziyeti elde edilirken, argonun ısı iletme kabiliyetinin düşük olmasından dolayı kaynak nüfuziyeti dikiş merkezinde derin, kenar kısımlarında az olmaktadır [11,13,14] .

2.2.2. Aktif gazlar (karbondioksit)

Aktif bir gaz olan karbondioksit diğer elementlerle reaksiyona girebilme özelliğine sahiptir. Çelik esaslı malzemelerin kaynağında kullanılan karbondioksit, alüminyum, magnezyum ve alaşımları gibi kolay oksitlenen malzemelerin kaynağında kullanılmamaktadır. Derin nüfuziyet, daha yüksek kaynak hızları ve düşük kaynak maliyeti gibi avantajlara sahiptir. Karbondioksit ile düşük akım şiddetleri ve ark gerilimlerinde kısa ark ile, yüksek akım değerlerinde ise uzun ark damlalı metal geçişi ile kaynak mümkün olabilmektedir. Birçok aktif gazın kaynakta koruyucu gaz olarak kullanılamamasına rağmen karbondioksitin az alaşımlı ve sade karbonlu çeliklerin gazaltı kaynağında geniş bir uygulama alanı bulması, yukarıda bahsedilen özellikler sebebiyledir. Karbondioksit koruyucu gazıyla demir esaslı bir malzemenin gazaltı kaynağında karbondioksit atmosferinde oluşan reaksiyonlar Şekil 2.3.'te görülmektedir [11,12,13,14,15].



Şekil 2.3. Karbondioksit atmosferinde oluşan reaksiyonlar [11]

Şekilde görüldüğü gibi karbondioksit, kaynak arkının yüksek sıcaklığında karbonmonoksit ve oksijene ayrılmaktadır. Serbest kalan oksijen kaynak banyosundaki elementlerle birleşmekte, ark sütunu içinde iyonize olan gaz kaynak banyosuna doğru gelmekte ve bir miktarı tekrar karbondioksit haline geçmektedir. Dolayısıyla ayrışma esnasında almış olduğu ısıyı tekrar vermekte ve bu da dikişin nüfuziyetinin artmasına sebep olmaktadır. Banyo içinde demiroksit, mangan ve silisyum tarafından redüklenmektedir. Mangan ve silisyum kaybı kaynak telinden karşılanmaktadır. MAG kaynağında da bir miktar alaşım elementi, oksitlenmeyle kaybolduğundan, dikiş üzerinde çok ince bir curuf tabakası oluşmakta ve bu tabaka da kolayca ayrılmaktadır [11,12,13,14,15].

2.2.3. Karışım gazlar

Çeşitli gazların ve bunların karıştırılmasıyla oluşan karışım gazların kullanılması ark atmosferinin karakterizasyonunu değiştirmektedir. Endüstride; argon-helyum, argon-karbondioksit, argon-oksijen, argon-helyum-karbondioksit, argon-helyum-oksijen gibi gaz karışımları kullanılmaktadır [11,14,17].

Karışım gazlar ve bunların etkilerini ayrı ayrı açıklamakta yarar vardır.

2.2.3.1. Argon-Helyum karışım gazları

Argon-helyum karışım gazları, bu iki gazın en iyi karakteristiklerinin birarada elde edilmesi için kullanılmaktadır. Bu karışım gazı nüfuziyet ve ark kararlılığı arasında iyi bir uyum sağlamaktadır. Helyuma %25 argon ilavesi, tek başına argonla elde edilene göre daha iyi (derin) bir nüfuziyet sağlamakta ve ark kararlılığı saf argonunkine yakın olmaktadır. Genel olarak bu karışımların hacim oranı ; %80 helyum - %20 argondan, %50 helyum - %50 argona kadar bir aralıkta değişebilmektedir. Argon-helyum karışım gazları, alüminyum, magnezyum, bakır-nikel alaşımlarının kaynağında kullanılmaktadır. Bu karışım gazlar saf argon kullanımına göre daha yüksek ısı sağlamakta ve daha az gözenek oluşturmaktadır [14].

2.2.3.2. Argon-Karbondioksit karışım gazları

Argona karbondioksit ilavesi kaynak arkını kararlı kılmakta, metal transferinin daha iyi olmasını sağlamakta ve sıçrama kayıplarını azaltmaktadır. Ayrıca argona katılan karbondioksit nisbeten yüksek ısı girdisi sağlamakta ve saf argonunki ile karşılaştırıldığında artmış ergime karakteristikli kaynaklar elde edilmektedir. Karışımda karbondioksit oranının artması, ısı girdisini de

artırmaktadır. Sonuç olarak karbondioksitce zengin (%10-20) gaz karışımları kalın çelik malzemelerin kaynağı için tavsiye edilmektedir [11,14].

2.2.3.3. Argon-Oksijen karışım gazları

Argona az miktarda oksijen ilavesi (genellikle %1-5) argonun kullanımını iyileştirmekte, arkın kararlılığına yardımcı olmakta ve sıçramaları minimuma indirmektedir. Oksijen daha geniş nüfuziyet sağlamakta, dikiş çevresini iyileştirmekte ve saf argonla yapılan kaynaklarda görülen köşelerdeki kırılmaları ortadan kaldırmaktadır. %1-2'lik oksijen ilavesi paslanmaz çeliklerin kaynağında, %5'e kadar oksijen ilavesi düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin ve deokside edilmiş bakırın kaynağında kullanılmaktadır [14].

2.2.3.4. Helyum-Argon-Karbondioksit (veya oksijen) karışım gazları

Bu karışımlar, kaynak havuzu ısıtmasının ve kısa devre metal transferinin daha iyi olmasını sağlamaktadır. %90 helyum-%7.5 argon-%2.5 karbondioksit karışımı paslanmaz çeliklerin kaynağında kısa devre transferi sağlamak için ve daha az aktif bir atmosfer sağlamak için kullanılmaktadır. Ayrıca bu karışım düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında maksimum tokluk istenildiği zaman kullanılmaktadır [14].

2.3. MİG - MAG Kaynak Tekniğinin Endüstriyel Uygulama Alanları

Yüksek ergitme gücü ve yüksek kaynak hızı gibi avantajları sebebiyle bu kaynak tekniği endüstride rakipsiz hale gelmiş durumdadır. Bu tekniğin hem demir esaslı metallere hem de demir dışı metallere her pozisyonda uygulanabilmesi kullanım alanını genişletmiştir. Otomasyona yatkın olması ve robotlar ile kullanılabilir olması hem hızın artmasını, hem de kaynak dikiş

kalitesinin yükselmesini sağlamıştır. Bu yöntemin özellikle kullanıldığı endüstri alanları şunlardır [11,14];

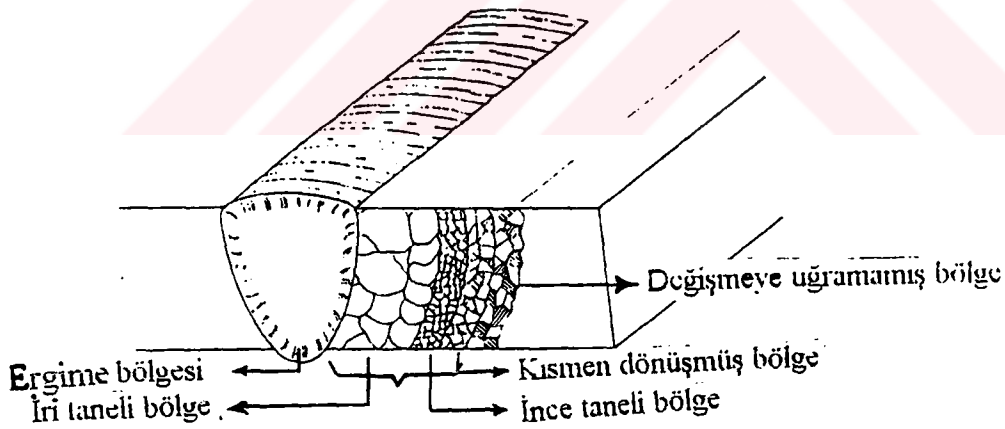
- Otomotiv endüstrisi
- Uçak endüstrisi
- Demiryolu sanayi
- Gemi sanayi
- Metal konstrüksiyonlar
- Nükleer endüstri
- Boru hatları (pipe-line)
- Basınçlı kap üretimi



3. KAYNAK BÖLGESİNİN TANITIMI

Kaynaklı birleştirmenin olduğu ve kaynak işlemi esnasında meydana gelen sıcaklıktan etkilenen bölgenin tamamına kaynak bölgesi denilmektedir. Bu bölge; ergime bölgesi ve ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) olmak üzere iki kısımdan oluşmaktadır.

Genellikle bütün kaynak yöntemlerinde, kaynak edilen metalik malzemenin, kaynak bölgesinde lokal olarak ergime veya katılaşma sıcaklığına yakın bir sıcaklığa kadar ısıtma gerekli olmaktadır. Bu sıcaklığa kadar ısıtmanın sonrasında olan soğuma sonucu metalde iç yapı değişiklikleri, sıcaklık ve soğuma hızına bağlı olarak ısı tesiri altındaki bölgede farklı mikroyapılarda bölgeler oluşmaktadır. Şekil 3.1.'de ergime bölgesi ve ısı tesiri altındaki bölge şematik olarak görülmektedir [12,13].



Şekil 3.1. Kaynak bölgesinde tane yapısı değişimi [12]

3.1. Ergime Bölgesi

Kaynak edilmiş bir parçada kaynak bölgesi metalografik olarak incelendiğinde, ergimiş bölgeyi sınırlandıran çizgi belirgin bir şekilde görülmektedir. Bu

bölge, kaynak banyosunda meydana gelen türbülansın dolayısı, katılma öncesi iyice birbirine karışmış esas metal ve kaynak metalinden oluşmaktadır. Bu karışımın esas metalin kaynak metaline oranı, kaynak yöntemi ve ağız biçimine bağlıdır. Belirli bileşim ve miktarlardaki kaynak metalinin karışımından oluşan ergiyen bölgenin hesaplanan bileşimi, kimyasal analiz sonuçları ile aynı değildir. Çünkü bazı elementler kaynak sırasında yanmakta ve kaybolmaktadır. Bu elementlerin yanma derecesi, ısı kaynağı, kaynak yerini çevreleyen atmosfer ve kaynak yöntemine bağlıdır. Tek pasolu kaynak dikişlerinde, bu bölgede esas metal ve kaynak metali, türbülansın oluşturduğu iyi karıştırmadan dolayı oldukça homojen bir bileşim göstermesine karşın, çok pasolu kaynaklarda, her pasonun esas metalle karışma oranı farklı olmaktadır. Kalın parçaların çok pasolu kaynak dikişlerinde, dikişin orta kısımları tamamen ilave metal bileşiminden oluşmuş olup, esas metal bileşimine oldukça uzak bir kompozisyon gösterir [12,13,19].

Ergime bölgesinde, sıvı haldeki metal içerisinde atomlar birbirleri arasında hareket serbestliğine sahiptir. Soğuma esnasında sıcaklık, metal veya alaşımın katılma noktasına kadar düşüncü, atomların kristal kafesleri meydana getirmek üzere birleşmeleri ile çekirdek oluşmaktadır. Bu sırada metalden ısı çekilmekte ve soğumanın devamında, çekirdekler taneleri oluşturmak üzere yeni atomların ve kristal kafeslerin ilavesi ile büyümeye devam etmektedir. Tanelerin büyüebilmesi için ısının sürekli olarak metalden çekilmesi gereklidir. Kaynak halinde ısının büyük bir kısmı ergime bölgesinden kondüksiyonla esas metale iletilmektedir ve dolayısıyla soğuma yönüne paralel, oldukça iri sütunsal taneler oluşmaktadır. Ergime çizgisine dik yönde oluşan bu iri taneler, bir kalıp içinde katılma döküm yapısını andırmaktadır. Özellikle kalın parçaların tek paso ile yapılmış kaynak dikişlerinde, iri tanelerin birleştiği dikişin orta kısımlarında segregasyon görülmektedir ve bu da dikişin zayıflamasına neden olmaktadır.

Şekil 3.2.'de ergime bölgesine ait bir mikroyapı, Şekil 3.3.'de bir alın ve köşe birleştirmesinde segregasyon bölgesi görülmektedir.



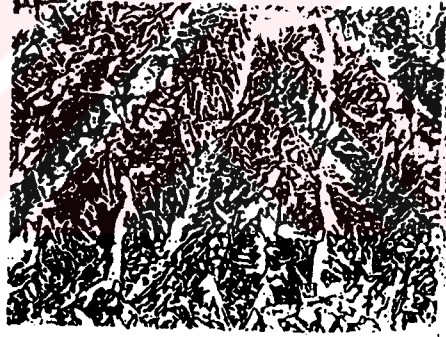
(a)



(b)



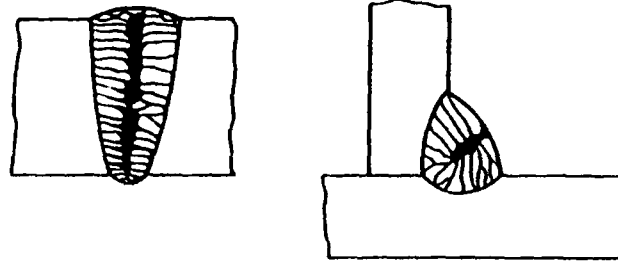
(c)



(d)

Şekil 3.2. Çeşitli yapı çeliklerinde ergime bölgesi mikroyapıları [19]

(a)0.12 % C (b)0.20 % C (c)0.31 % C (d)0.54 % C

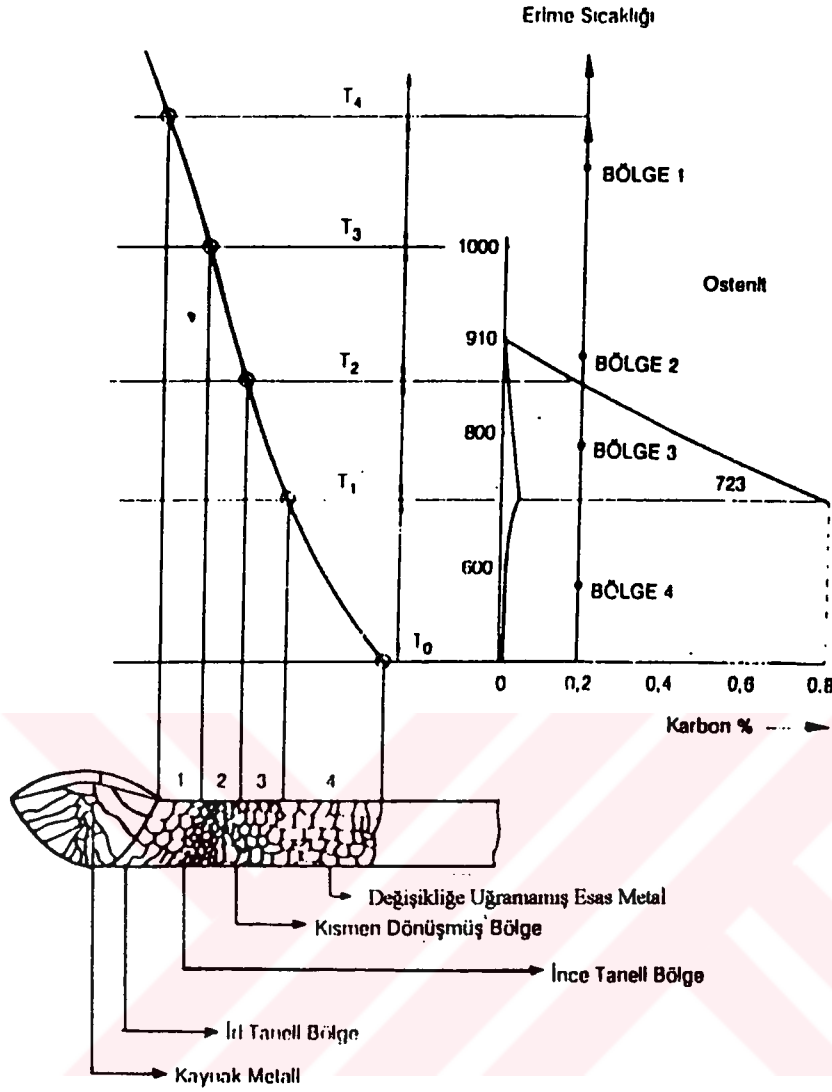


Şekil 3.3. Ergime bölgesinde segregasyon [13]

3.2. Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)

Ergime çizgisinin esas metal tarafında, kaynak sırasında uygulanmış olan ısıdan değişik derecelerde etkilenmiş ve bunun sonucunda da iç yapı değişikliklerine uğramış bir bölge mevcuttur. Bu bölgeye ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) adı verilmektedir. Çeliklerin kaynağında bu bölgede sıcaklık 700-1450 °C arasında değişmektedir. Sıcaklık değişimine bağlı olarak da değişik mikroyapısal ve mekanik özellikler ortaya çıkmaktadır. Şekil 3.4.'te Fe-C denge diyagramına ve sıcaklığa bağlı olarak ısı tesiri altındaki bölge şematik olarak görülmektedir [13,19,20].

Kaynak esnasında ısı tesiri altındaki bölge hızlı bir şekilde ısınmakta ve sonra, parça kalınlığına, kaynağa uygulanan enerjiye, yapılmışsa ön tav sıcaklığına bağlı olarak yine hızlı bir şekilde soğumaktadır. Bilhassa 900 °C 'ın üzerindeki sıcaklığa ulaşmış bölge ve kalın parçaların kaynağında soğuma daha çabuk olacağından bir nevi su verme işlemine tabi tutulmuş gibi olmaktadır. Bunun sonucunda da bu kısımda çok sert ve gevrek bir bölge meydana gelmektedir ve kaynaklı bağlantının en kritik bölgesini teşkil etmektedir. Birçok çatlama ve kırılma olayı bu bölgede oluşmaktadır [13,19,20].



Şekil 3.4. ITAB mikroyapısı ve Fe-C denge diyagramının karşılaştırılması [13]

Bütün ergitme kaynak yöntemlerinde, özellikle elektrik ark kaynağında, soğuma hızı; sertleşme eğilimi fazla olan çeliklerde, ısının tesiri altında kalan bölgede, martenzit yapının oluşumunu sağlayabilecek şiddette olmaktadır. Kaynak metali (ergime bölgesi) için böyle bir tehlike yoktur. Çünkü elektrod üreticileri tarafından, kaynak metalinin bileşimi, hızlı soğuma halinde bile sertleşme oluşturmayacak şekilde ayarlanmaktadır [13].

Isı tesiri altında kalan bölgede sert ve kırılgan bir yapının meydana gelmesi, soğuk çatlakların oluşmasına neden olmaktadır. Kaynaktan sonra ortaya çıkan iç gerilmeler, çalışma şartlarındaki zorlamalar, kaynak banyosundan yayılan hidrojenin etkisi ve bu bölgenin plastik şekil değiştirme özelliğinin olmaması nedeni ile kılcal çatlaklar oluşturmaktadır. Genellikle bu çatlaklar yüzeyden görülmemekte ve zamanla kritik büyüklüğe ulaşınca parçanın kırılmasına neden olmaktadır [13].

Şekil 3.4.'te de görüldüğü üzere ısı tesiri altındaki bölge iç yapıdaki tane büyüklükleri bakımından dört değişik bölge oluşturmaktadır. Bu bölgeler; iri taneli bölge, ince taneli bölge, kısmen dönüşmeye uğramış bölge ve içyapı değişikliğine uğramamış bölgelerdir [19,21].

3.2.1. İri taneli bölge

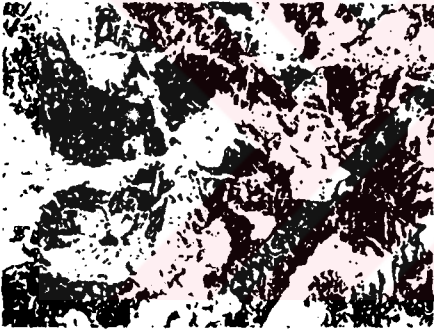
İri taneli bölge, kaynak metalinin hemen yanındaki bölgedir. Bu bölge ergime olmayan fakat kaynak esnasında yüksek sıcaklıklara ulaşan ve bunun sonucunda da büyük boyutta tanelerden oluşan bölgedir. Buradan esas metale doğru ilerledikçe tane boyutunda küçülme görülür. Çelik malzemeler için bu bölgede sıcaklık kaynak esnasında 1200-1450 °C civarındadır ve çeliğin bileşimine ve soğuma şartlarına göre bu bölge martenzitik veya temperlenmiş martenzitik bir yapıya sahip olabilir ve sertliğin en yüksek olduğu bölgedir [19,20,21]. Şekil 3.5.'te kaynak edilmiş yapı çeliğinde bu bölgenin mikroyapıları görülmektedir.



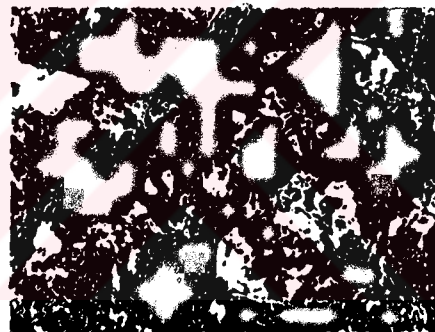
(a)



(b)



(c)



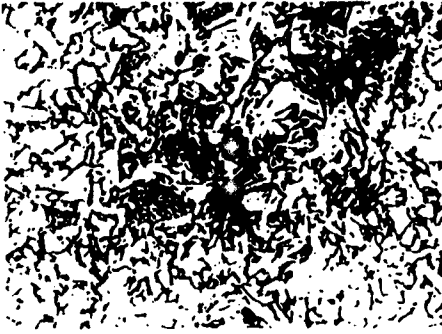
(d)

Şekil 3.5. Çeşitli yapı çeliklerinde iri taneli bölge mikroyapıları [19]

(a) 0.12 % C (b) 0.20 % C (c) 0.31 % C (d) 0.54 % C

3.2.2. İnce taneli bölge

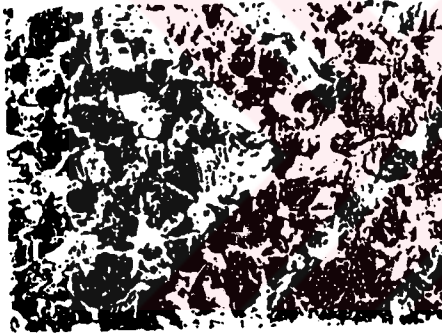
Bu bölge iri taneli bölgenin devamıdır. Fakat tane büyümesine rastlanmaz. Çeliklerde kaynak sırasında bu bölgenin sıcaklığı 900-1200 °C arasına ulaşır. Şekil 3.6.'da çeşitli bileşimlerde yapı çeliklerinin kaynağında bu bölgenin mikroyapıları görülmektedir [19,21].



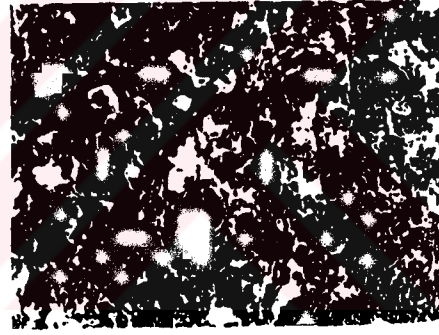
(a)



(b)



(c)



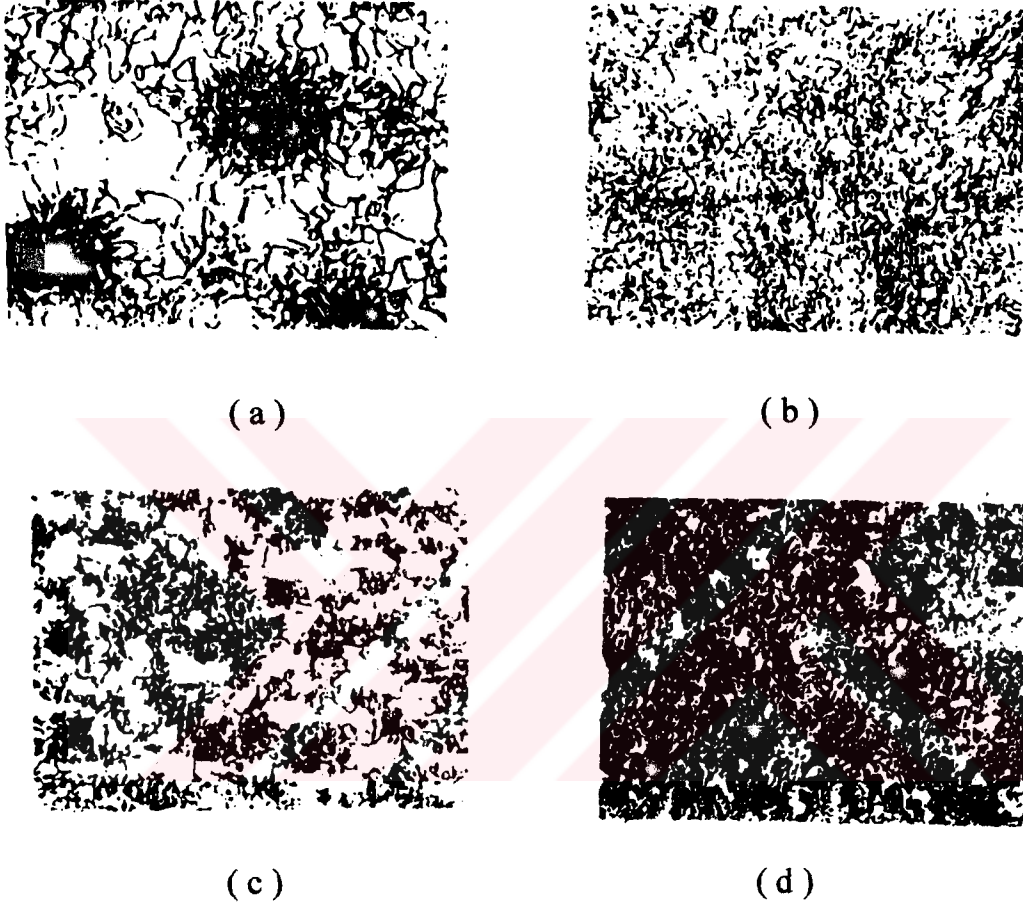
(d)

Şekil 3.6. Çeşitli yapı çeliklerinde ince taneli bölge mikroyapıları [19]

(a) 0.12 % C (b) 0.20 % C (c) 0.31 % C (d) 0.54 % C

3.2.3. Kısmen dönüşmüş bölge

Bu bölge ilk iki bölgeyi andıran bir mikroyapı göstermektedir. Çelik malzemelerde bu bölge A_3 ile A_1 arasında bir sıcaklığa kadar ısınmaktadır. Bu bölgeyi gösteren örnek mikroyapı Şekil 3.7.'dedir [19,21].

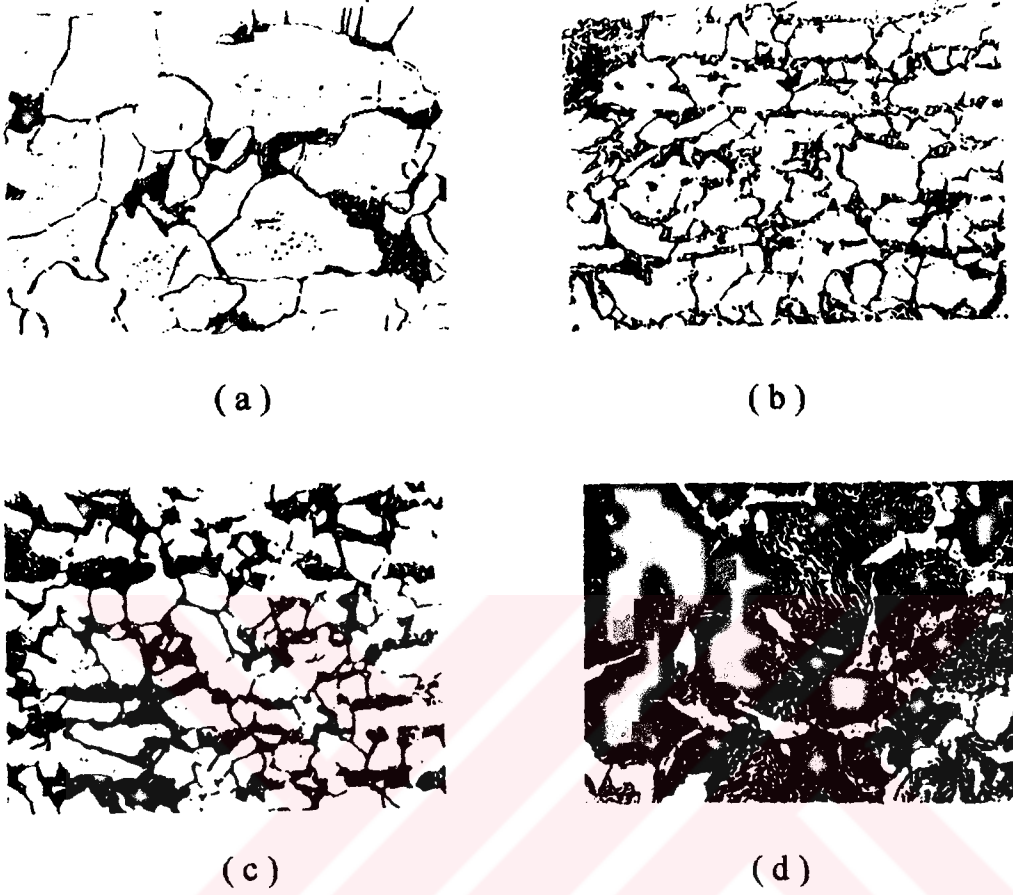


Şekil 3.7. Çeşitli yapı çeliklerinde kısmen dönüşmüş bölge mikroyapıları [19]

(a) 0.12 % C (b) 0.20 % C (c) 0.31 % C (d) 0.54 % C

3.2.4. Değişmeye uğramamış bölge

Bu bölgeye düşük sıcaklıklar ulaşmakta ve herhangi bir mikroyapı değişimi oluşmamaktadır. Bazen bu bölgede hafif bir temperleme etkisi görülebilir [19,21]. Yapı çeliklerinde bu bölgeye ait örnek mikroyapılar Şekil 3.8.'de verilmiştir.



Şekil 3.8.Çeşitli yapı çeliklerinde değişim olmamış bölge mikroyapıları [19]

(a) 0.12 % C (b) 0.20 % C (c) 0.31 % C (d) 0.54 % C

3.2.5. Soğuma hızının ITAB'a etkisi

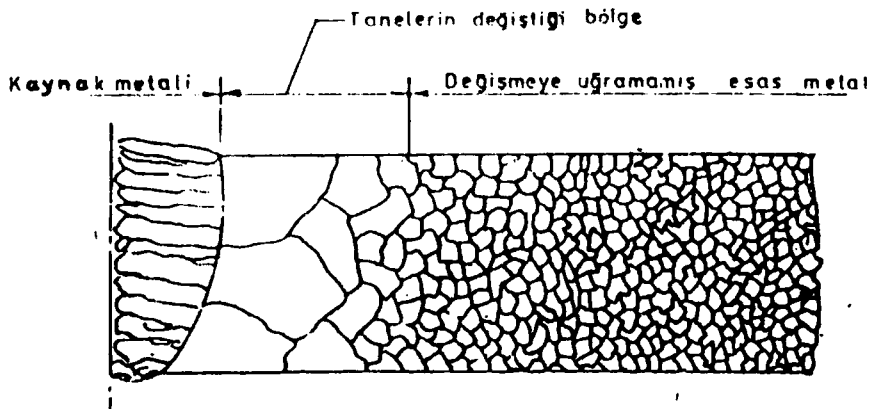
Kaynak işlemi sırasında ergime bölgesinin bitişiğindeki ITAB'ın iri taneli bölgesi tamamen östenitleşmektedir. Bu bölgedeki soğuma hızı, kritik soğuma hızını geçtiği takdirde ve karbon miktarı uygun ise tamamen martenzitik bir mikroyapı oluşmaktadır. Bazı çeliklerde daha yavaş soğuma halinde beynitik yapı da meydana gelebilmektedir. Genellikle ITAB'da bu iri taneli bölgede yalnız kaynak çizgisi boyunca martenzitik yapı oluşmaktadır. ITAB'da sertleşme tehlikesi büyük çapta, çeliğin bileşimine ve soğuma hızına bağlı olmaktadır [19].

Çelik malzemelerin kaynakla birleştirmelerinde ITAB'ın özelliklerinin önceden bilinebilmesi, sadece kaynak anında sıcaklığın dağılım ve değişiminin saptanması ve bu ısı çevrimleri karşısında ana malzeme mikroyapısında oluşabilecek mikroyapının incelenmesi ile mümkündür. Bu veriler bilindiği zaman istenen özellikleri taşıyan bir ITAB elde etmek için kaynak parametreleri gereken şekilde ayarlanabilir.

ITAB'da hızlı soğumadan dolayı martenzitik bir yapı oluşmuşsa bunun olumsuz etkilerini gidermek ve ITAB'ın sertliğini azaltmak için uygulanan bir teknik; parçaya kaynaktan önce ön tavlama uygulamak ve kaynağı ön tavlama sıcaklığında yapmaktır. Bunun sonucunda soğuma hızı, martenzit oluşumu için gerekli kritik soğuma hızından düşük olmaktadır. ITAB'ın sertliğini azaltacak ikinci bir yöntem ise kaynaktan sonra parçaya bir normalizasyon tavlaması uygulamaktır. Bu şekilde parça normalize edilmiş olduğundan ITAB'da martenzit oluşumu önlenir [13,20].

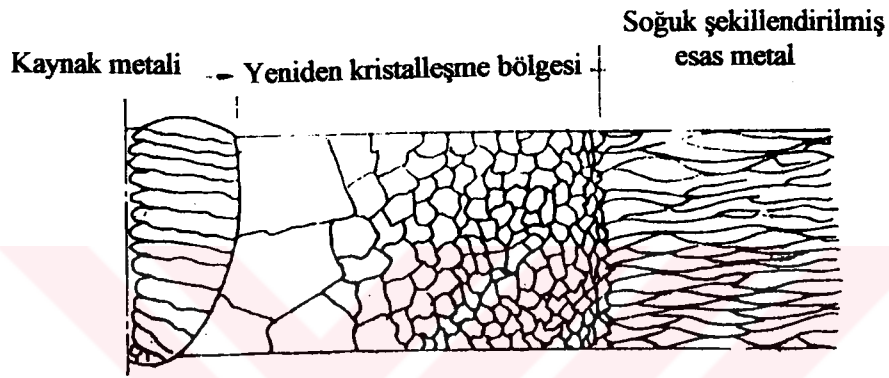
3.2.6. (V) Alın birleştirmesinde ITAB

Katı halde tek kararlı faza sahip esas metalde, ITAB'daki yapı değişikliği, esas metal kaynak işleminden önce bir soğuk şekillendirmeye tabi tutulmuşsa, ergiyen bölgenin civarında yüksek sıcaklığa erişen kısımlarda tane büyümesi şeklinde kendini gösterir. Şekil 3.9.'da bu durum şematik olarak görülmektedir. Bu tip yapılar daha çok saf alüminyum ve bakır kaynağında görülmektedir [19].



Şekil 3.9. (V) alın birleştirmesinde iri taneli bölge [19]

Soğuk şekillendirilmiş metallerde, örneğin soğuk haddelenmiş bir levhada, sıcaklık, o metalin yeniden kristalleşme sıcaklığını aştığı bölgelerde yeniden kristalleşme meydana gelir. Bu yeniden kristalleşme sıcaklığına ulaşan bölgelerde taneler ince fakat bu sıcaklığın daha üzerindeki bölgede tane irileşmesi sonucu kaba taneli bir yapı gözlenir. Katı halde yalnız bir kararlı fazı bulunan bir metal için yeniden kristalleşme Şekil 3.10.'da şematik olarak görülmektedir [19].



Şekil 3.10. Soğuk şekillendirme uygulanmış bir metalde kaynak sırasında yeniden kristalleşme [19]

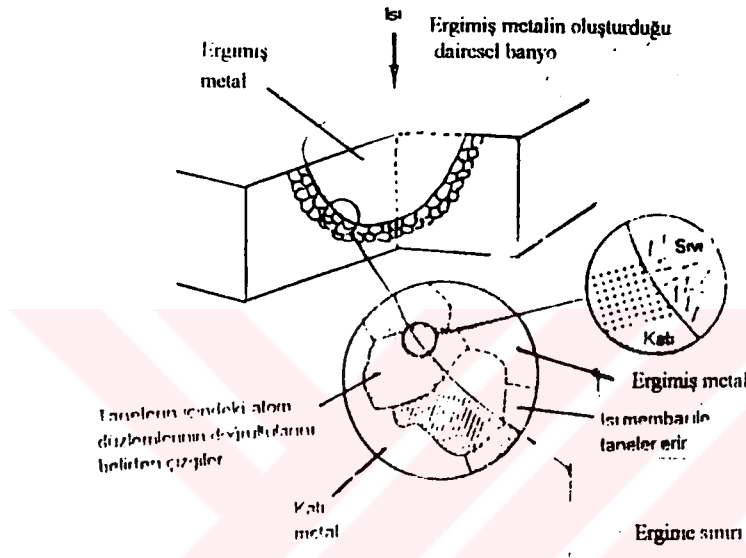
4. KAYNAK METALİNİN KATILAŞMASI

Kaynak havuzunun katılaşması birçok özelliği bakımından sürekli metal katılaşmasına benzemekle birlikte kokil içerisinde sıvı metal katılaşmasından farklı bir işlemdir. Ergitme kaynağının katılaşmasında belirtilmesi gereken bazı özellikler şunlardır:

- a) Kaynak havuzunda kalıntılar bulunmaktadır.
- b) Kaynak havuzuna ana metal de kısmen çözünerek karışmaktadır.
- c) Sıvı metalde önemli türbülans ve bunun sonucunda çok iyi derecede karışma olmaktadır.
- d) Sıvı metal kaynak hacmi, katı ana metale nazaran küçük olmaktadır.
- e) Sıvı metalin kimyasal bileşimi ve ana metalin kimyasal bileşimi birbirine yakındır.
- f) Sıvı metal içinde büyük sıcaklık farklılığı mevcuttur.
- g) Kaynak işlemi yapılırken ısı kaynağı sürekli ilerlediği için katılaşma davranışı kaynak hızına da bağlı bir işlemdir.
- h) Kaynak işleminden önce ön tavlama uygulanması veya çok pasolu kaynak durumunda sıcaklık farklılığı ve bunun sonucunda katılaşma davranışı değişmektedir [21,22].

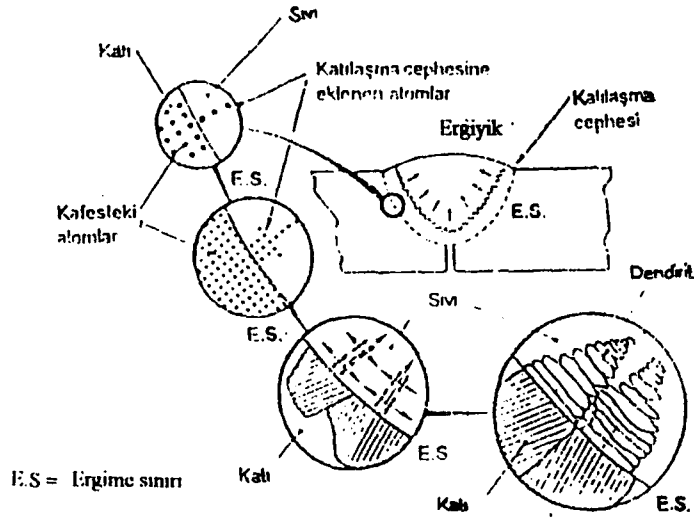
Sıvı kaynak metalinin katılaşması aslında karmaşık bir işlem olmakla birlikte, bir metal levha üzerinde küçük bir alanın katılaşması incelenirse, olayın mekanizması daha kolay anlaşılabilir. Bilindiği üzere kaynak bölgesinde esas olarak iki bölge bulunmaktadır. Bu bölgelerden birincisi ITAB'dır. Burası, ısıdan etkilenen, bunun sonucu tane büyümesi olan ve yapı olarak metallerin

karakteristik yapısı olan düzenli kafes yapısını hala muhafaza eden bölgedir. İkinci bölge kaynak metali bölgesi olup, sıvı durumda iken kafes yapısının artık mevcut olmadığı ve içinde atomların düzensiz bir şekilde hareket ettiği ergimiş banyo bölgesidir. Şekil 4.1.'de ergimiş banyonun oluşumu şematik olarak görülmektedir [23].



Şekil 4.1. Ergimiş kaynak banyosu oluşumu [23]

Sıvı haldeki kaynak banyosu, kaynak işlemi sonrasında soğumaya başladığında katılaşma sıcaklığına gelince katılaşma başlamakta, katı/sıvı arayüzeyinden kaynak merkezine doğru ilerlemektedir. Şekil 4.2.'de kaynak banyosunun katılaşmasının evreleri (gelişimi) görülmektedir.



Şekil 4.2. Katılaşmanın ve dendritlerin oluşum safhaları [23]

Banyonun sıcaklığı düşmeye başladıkça, ergimiş metal atomları enerjilerini kaybetmektedir. Isı, banyodan esas metalin kütlesi yolu ile iletilmekte, sıcaklık düşmektedir. Katı/sıvı arayüzeyindeki katı atomları, katılaşıp sıvıdaki atomların bağlanabildiği ve bu sayede kafes düzlemlerini ergimiş banyoya doğru ilerleten boş bağlara sahiptirler. Böylece daha fazla atomun bağlanabileceği bir çıkıntı oluşur. Bu şekilde de katılaşma sınırı kaynak banyosuna doğru ilerler. Çok geçmeden atomlar bu çıkıntıların yanlarına doğru eklenmeye başlarlar ve bunun sonucunda katı metalde yana doğru bir büyüme (dallanma) meydana gelir ve bu durum diğer bu şekildeki katı metal bölgelerinin bir sınırda karşılaşmalarına kadar devam eder. Dallanmış şekilde görülen bu katı metale “dendrit” denilmektedir. Bu dendrit şekil bir kez oluşuktan sonra katı/sıvı arayüzeyi testere dişi profiline benzer bir şekil alır ve tüm sıvı metal katılaşıncaya kadar banyonun merkezine doğru gelişerek ilerlemeye devam eder. Başlangıçta kaynak ısısının etkisiyle ergimiş halde bulunan kaynak banyosu hacmi, katılaşma bittiğinde birbirlerine tane sınırlarından bağlanmış dendrit taneleri topluluğuna dönüşmektedir. Komşu

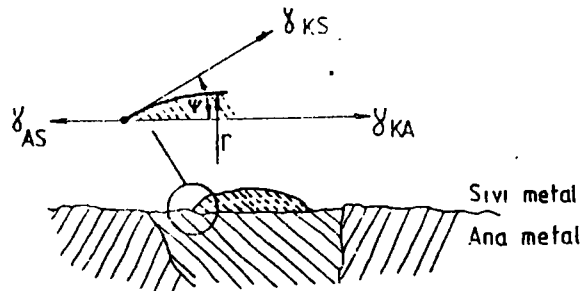
dendritlerin karşılaştığı yerlerde kafes düzlemleri birbirleri ile açı yapmakta ve birleşme yerleri tane sınırlarını oluşturmaktadır [23,24,25].

4.1. Kaynak Metalinin Epitaksiyel Katılaşması

Ergitme kaynaklarının hepsinde esas metalin bir kısmı ergime sıcaklığına ulaşmış ve ergimeye başlamıştır. Ergiyen kısmın hemen yanında, ergimeyen fakat değişik oranlarda ısınan esas metal bölgesi vardır ve bu bölgede aşırı ısınmanın bir sonucu olarak tane büyümesi meydana gelmektedir. Ergime kaynaklarında katılaşmanın başlangıcı ana metalin tanelerinden ilk kristalleşme olması ile gerçekleşmektedir. Bu tip katılaşmaya “epitaksiyel katılaşma” denilmektedir [22].

Kaynak havuzunda ergiyik bölgenin katılaşması sırasında çekirdeklenmeye gerek olmamaktadır. Isı, ergiyik bölgeden esas metal parçasına doğru hızlı bir şekilde uzaklaşmaktadır. Ergiyik bölgedeki sıvı kaynak havuzu kenarlarında katılaşma sıcaklığına soğumaktadır. Bu bölgede esas metalin katı taneleri bulunmaktadır ve sonuçta bu katı taneler de genellikle sütunsal bir şekilde büyüme başlamakta. Epitaksiyel katılaşma olayının esası budur [26].

Şekil 4.3.’de epitaksiyel katılaşma ile çekirdek oluşumu şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 4.3. Epitaksiyel katılaşma ile çekirdek oluşumu [22]

γ_{AS} = Ana metal / sıvı ara yüzey enerjisi

γ_{KS} = Katı kaynak metali / sıvı ara yüzey enerjisi

γ_{KA} = Katı kaynak metali / ana metal ara yüzey enerjisi

Ψ = Islatma açısı

Şekilden de görüldüğü gibi, esas metalin sıvı metale temas eden yüzeyinde katı bir kristal çekirdeği oluşmaktadır. Bu çekirdeğin geometrik şekli sistemdeki farklı yüzey enerjilerine bağlı olmaktadır. Yüzey enerjilerinin sebep olduğu kuvvetlerin dengelenmesi ile ıslatma açısı (Ψ) değişmektedir.

$\gamma_{AS} = \gamma_{KA} + \gamma_{KS} \cos \Psi$ Buradan;

$\cos \Psi = (\gamma_{AS} - \gamma_{KA}) / \gamma_{KS}$ olur.

İlk katılaşma epitaksiyel olarak başlar ve çekirdeğin kimyasal bileşimi ana metalin kimyasal bileşimine çok yakındır. Bu nedenle ;

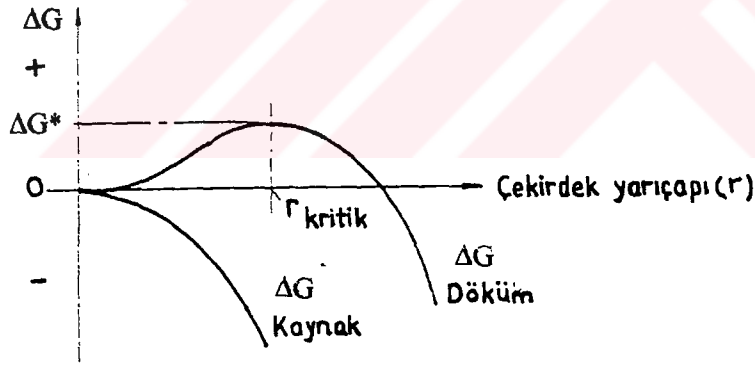
$\gamma_{KA} \cong 0$ ve $\gamma_{AS} \cong \gamma_{KS}$ kabul edilebilir.

Bu kabulden ıslatma açısı (Ψ) $\cong 0$ olarak bulunur. Bu yaklaşık mutlak (tam) ıslatma demektir ve çekirdeklenmenin oluşumunu kolaylaştırır.

Önceki bölümde, kaynak metali katılaşma mekanizmasının, kokilde sıvı metal katılaşmasından biraz farklı olduğu belirtilmişti. Kaynak havuzunda, katılaşmanın başlaması için sıvı kaynak metalinin aşırı soğumasına, yani ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa soğuması gerekmemektedir ve katılaşma esas metalin tane yüzeylerinde düzenli olarak, küçük çekirdek oluşumu ile başlamaktadır. Bu özellik normal dökümdeki katılaşma olayından önemli bir farklılıktır. Çünkü döküm işlemindeki katılaşma olayında mutlaka aşırı soğuma oluşmakta ve katılaşmanın başlayabilmesi için yeterli büyüklükte

(kritik yarıçapın üzerinde) bir yarıçapa sahip çekirdeğin oluşması gerekmektedir. Dökümlerin katılaşması genellikle kalıp yüzeyinde bulunan çeşitli süreksizliklerden (çıkıntı, oyuk, v.s) başlamaktadır ve çekirdek ile sıvı metal bileşim açısından büyük bir fark gösterdiğinden ısılatma açısı da büyük olmaktadır [21,22].

Şekil 4.4.'te kaynak katılaşması ve döküm katılaşmasında kritik çekirdek çapı ile serbest enerjinin değişimi görülmektedir. Sistemin serbest enerjisinde katılaşma olayı ile azalma olmaktadır. Şekilde de görüldüğü gibi kaynak katılaşmasında kritik çekirdek yarıçapı yoktur, çünkü epitaksiyel katılaşma olmaktadır. Yani esas metalin yüzeyinde oluşan küçük çekirdeklerden katılaşma başlamaktadır. Dökümlerde ise oluşan çekirdek çapı kritik çekirdek çapına ulaşana kadar sıvı metal aşırı soğuma göstermekte ve kritik çekirdek oluşuktan sonra katılaşma meydana gelmektedir.

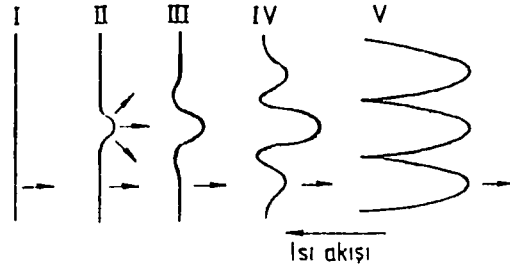


Şekil 4.4. Kaynak ve döküm katılaşmasında serbest enerji değişimi [22]

4.2. Kaynak Metalinde Hücresel ve Dendritik Katılaşma

Sıvı durumda bulunan kaynak metalinde yapısal aşırı soğuma gerçekleştiği zaman hücresel büyüme meydana gelmektedir. Yapısal aşırı soğuma, kimyasal bileşim değişiminden kaynaklanan aşırı soğumadır ve kaynak metalinde

katılaşma mikroyapısı, yapısal aşırı soğumadan etkilenmektedir. Başlangıçta, kaynak banyosu katılaşması, sıcaklık gradyanı yüksek ve Ψ düşük olduğu için epitaksiyel büyüme düzlemsel büyüme ile başlamakta, sonra sıcaklık gradyanının ve Ψ 'nin azalması ile yapısal aşırı soğuma ve bunun sonucunda hücresel büyüme oluşmaktadır. Şekil 4.5.'te bu geçiş görülmektedir [21].



Şekil 4.5. Hücresel büyüme [21]

Şekilde görülen hücresel büyümede hücreler arası mesafe (λ), kristal büyüme hızına (R') ve sıvı metal sıcaklık gradyanına (T_L) bağlı olarak değişmektedir. Bu ilişki aşağıdaki gibi ifade edilebilir;

$$S = 1 / (R' \cdot T_L)$$

Uygulanan kaynak işleminde sıcaklık gradyanını etkileyen faktörler hücresel aralıkları da etkilemektedir. Isı iletim katsayısı düşük olan metallerde hücresel aralık küçük olurken, ısı iletim katsayısı yüksek olan metallerde hücresel aralık büyük olmaktadır. Kaynak hızının artması da hücresel aralığın incelmesine yol açmaktadır [22].

Hücresel büyüme devam ettiği esnada sıcaklık gradyanı ve Ψ 'nin azalması sonucu ilk (başlangıç) hücre duvarları kararsız konuma gelmekte, önce ikinci kollar, sonra üçüncü kollar oluşarak dendritik yapı oluşmaktadır. Katılaşma esnasında soğuma hızının artması ile dendrit kolları arasındaki açıklık

azalmaktadır. Dökümdeki katılaşmada oluşan dendritlere göre, kaynaktaki dendritik yapı daha ince olmakta ve bunun sonucu da kaynak metalin tokluğu döküme göre daha yüksek olmaktadır [22].

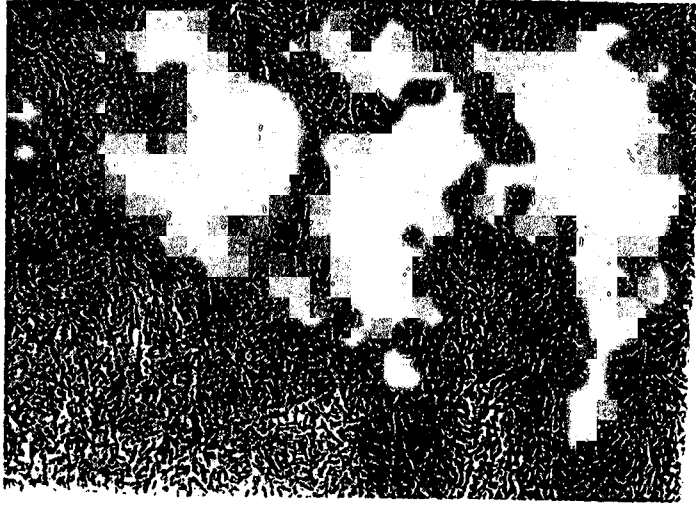
Sonuç olarak, sıvı kaynak metalinin katılaşmasında değişik bölgelerde değişik katılaşma tipleri ve mikroyapılar görülmektedir. Örneğin çelik malzemeden kaynak metalinin katılaşmasına bakıldığında, ilk önce esas metale komşu kısımda epitaksiyel katılaşma başlamakta, sonra sütunsal taneler oluşmaktadır. Bu sütunsal tanelerin genişliği ITAB tane boyutuna bağlı olarak değişmektedir. Şayet ITAB'da taneler iri ise hücreler geniş olmakta, ITAB tane boyutu azaldıkça hücrelerin genişliği de azalmaktadır. Kaynak merkez çizgisine yaklaştıkça dendritik bir yapı oluşmakta ve katılaşma tamamlanmaktadır. Fakat malzemede çözünen alaşım elementleri veya yabancı madde (empürite) oranı fazla ise son katılaşan kısım bunlar olacaktır [11,12].

5. KAYNAK METALİ ÖZELLİKLERİNİ GELİŞTİRMEK İÇİN UYGULANAN YÖNTEMLER

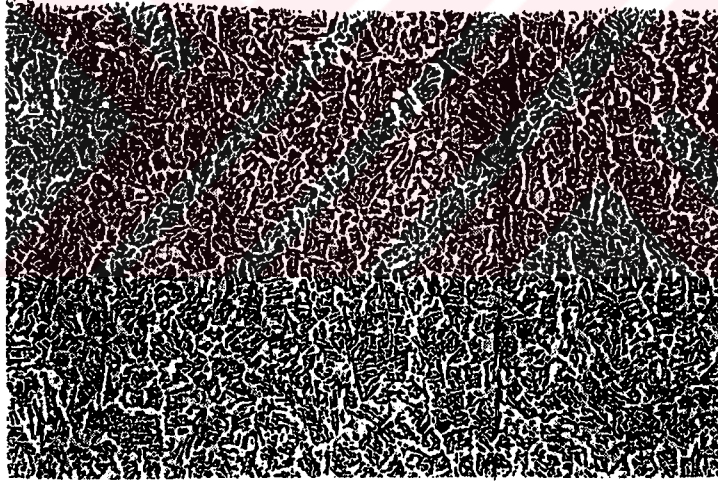
Kaynak metalî özelliklerini belirleyen faktörlerin en önemlileri kaynak metalinin tane boyutu ve mikroyapısıdır. Sadece kaynak metalinde değil diğer metal yapılarında da tane boyutu ve mikroyapı, malzemenin özelliklerini belirleyen en önemli etkenlerdir. İnce taneli malzemelerin avantajları, artan dayanım, artan tokluk ve artan yorulma ömrüdür. Birçok uygulamalar için ince taneli malzeme kullanımının gerekliliği bilinmektedir ve bu amaca uygun ince taneli malzeme üretimi için de çeşitli metotlar kullanılmaktadır. Döküm yapılarında bu metotlar; hızlı soğutma, aşılama, titreşim ve elektromanyetik karıştırmayı kapsamaktadır. Kaynak metalinin tane boyutunu inceltmede bu metotlar sınırlı başarı ile uygulanabilmektedir [8,21,22].

Kaynak metalllerinde de tane boyutunun küçültülmesi diğer kaynaksız malzemelerde olduğu gibi kaynak metalinin tokluk, süneklik, dayanım ve yorulma ömrü gibi mekanik özelliklerin de önemli iyileşmeler yapmakta ve bunlara ilaveten ince, eşeksenli tanelerden oluşan kaynak metalinde sıcak yırtılma eğilimi de azalmaktadır [21,22,27].

Kaynak yapıları normalde kaba tanelerle karakterize edilmektedir. Kaynak ısı enerjisi yüksek olan tozaltı, elektrocuruf gibi kaynak yöntemlerinde tane yapısı, diğer kaynak yöntemleri ile karşılaştırıldığında daha kaba olduğu için, mekanik özelliklerin geliştirilmesinde tane inceltme yöntemleri daha da önemli olmaktadır. Tozaltı ve elektrocuruf kaynağında tane inceltme işlemi sonucunda eşeksenli yönlenmiş, homojen, ince tane yapısı elde edilmekte ve daha önceki bölümlerde söz edilen merkez hattı segregasyonunda da inceltme sağlanmaktadır. Şekil 5.1.'de elektrocuruf kaynağında ultrasonik titreşimin kaynak metalî yapısında sağladığı tane boyutu inceltmesi gösterilmektedir [21,22].



(a)



(b)

Şekil 5.1. (a) Titreşimsiz, (b) 20 Hz titreşim, şartlarında yapılan kaynakta mikroyapı (x40) [21]

Kaynak metalinde ince taneli yapı ile elde edilen özelliklerden dolayı tane inceltme işlemleri, kaynakla ilgili araştırmalarda önemli bir konu durumundadır. İlgili literatürde, kaynak metalinde tane inceltme ile ilgili,

değişik yöntemlere dayanan çeşitli çalışmalara rastlanmaktadır. Bu çalışmalarla ilgili aşağıda kısa bilgi verilip, yöntemlerin içeriği , teorisi ve sonuçlarına ileride değinilecektir.

Petersen [8], kaynak metalinin tane yapısını inceltmede aşılama yöntemini kullanmış ve bu yöntem ile mikro seviyede ikiz yapılı paslanmaz çeliğin kaynağında tane inceltme üzerine çalışmıştır. Aşılama yöntemine dayanan tane inceltme çalışmasında eşekslenli ve ince taneli bir kaynak yapısı elde etmiş ve bu yapının bir dönüşüm sonucu oluşmayıp, katılaşma işlemi sonucu elde edildiğini belirtmiştir.

Garland [7], yaptığı çalışmalarda kaynak metali tane yapısı ve özellikleri üzerine aşılama yönteminin ve torç ve elektrod vibrasyonu (titreşimi) yönteminin etkilerini araştırmıştır. TİG kaynağında kaynak yönüne paralel torç titreşimi ile kaynak metali tane incelmesi elde etmiş ve bu yapının elde edilmesi için gerekli kritik şartları belirlemiştir.

Garland [7], aynı zamanda tozaltı ark kaynağında mekanik elektrod vibrasyonunun (titreşimi) kaynak merkez çizgisinde segragasyonu minimize ettiğini bulmuştur. Yine tozaltı ark kaynağında aşılama yöntemini de kullanmış, bu yöntemle, yumuşak çeliğin kaynağında etkili ve kontrollü tane incelmesi elde etmiştir.

Kou and Le [27], kaynak işleminde manyetik ark osilasyonunun tane yapısı ve katılaşma çatlama üzerindeki etkisini araştırmışlardır. 5052 alüminyum alaşımlarının TİG kaynaklarında manyetik ark osilasyonu ile tane inceltme yönteminin tane yapısında incelmeyi ve katılaşma çatlama azaltmaya sağladığını bulmuşlardır.

Tseng and Savage [28], Ç 3415 çeliğinin TİG kaynağında tane boyutunun ve katılaşma çatlamasının kaynak sırasında manyetik ark osilasyonu yolu ile azaldığını göstermişlerdir.

Yine Kou and Le [27], bir çalışmalarında 2014 alüminyum alaşımının TİG kaynağında ark osilasyonu kullanımının katılaşma çatlamasını önemli derecede azalttığını göstermişlerdir.

Sharir et al. [29], tantalumun TİG kaynağında manyetik ark osilasyonu yolu ile ince, eşeksenli tane oluşumunu elde etmişlerdir.

David et al. and Scorbrough et al., iridyum alaşımlarının TİG kaynağında manyetik ark osilasyonu ile sütunsal tanelerin boyutunun azaldığını göstermişlerdir [27].

Tewari and Shanker [9], titreşimle hazırlanmış kaynaklarda mikroyapısal değişimler üzerine bir çalışma yapmışlar, değişik genlik ve frekanslarda titreşim uygulanarak yapılan kaynaklarda kaynak metali mikroyapısındaki değişimleri incelemişler ve sonuçta tane incelmesinde farkedilir bir düzelme olduğunu tespit etmişlerdir.

Pearce and Kerr [10], manyetik karıştırma yöntemi ile tane inceltme konusunda bir araştırma yapmışlardır. Bunlar, alüminyum alaşımlarının TİG kaynağında manyetik alan uygulaması ile kaynak havuzunda manyetik karıştırma sağlamışlar ve bunun sonucunda da kaynak yapısında tane incelmeleri ve dolayısıyla kaynak metali özelliklerinde gelişme olduğunu göstermişlerdir.

Hill and Passoja [17], kaynaklarda tokluk özelliklerinin geliştirilmesi ile ilgili olarak gazaltı kaynak yönteminde koruyucu gazlarla ilgili olarak yaptıkları çalışmada; kaynaklarda mekanik özelliklerin hem mikroyapıya, hem de inklüzyon boyut dağılımına bağlı olduğu sonucuna varmışlardır. Bu

araştırmacılar kaynak yapısında mikroyapısal değişikliklerin, tokluk değişimlerinin anlaşılmasında en belirgin etken olduğunun önemini vurgulamışlardır ve kaynak metalinde optimum dayanım ve tokluğu, argon-%2 oksijen veya argon-%25 karbondioksit koruyucu gazı kullanıldığı zaman elde etmişlerdir. Bu kaynak yapılarının diğerlerinden farkının tane boyutunun inceliği ve daha düşük inklüzyon hacmi olduğunu belirtmişlerdir.

Kaynaklarda tane inceltme ve kaynak özelliklerini geliştirme konusunda yapılan çalışmalardan hareketle bu konudaki çalışmaları ve/veya mekanizmaları şu başlıklar altında incelemek mümkündür;

- Aşılama Yöntemi İle Tane İnceltme
- Titreşim Yöntemi İle Tane İnceltme
- Manyetik Karıştırma Yöntemi İle Tane İnceltme

5.1. Aşılama Yöntemi İle Tane İnceltme

Kaynak metalllerinde sütunsal katılaşmanın sebep olduğu katılaşma çatlama, mekanik anizotropi, gözenek, düşük tokluk gibi istenmeyen özellikler görülmektedir. Çalışmalar, döküm işleminde, döküm özelliklerinin katılaşmayı kontrol ile geliştirilebileceğini göstermiştir. Buna paralel olarak, geliştirilmiş özellikte kaynak metali üretmeye yönelik olarak kaynak havuzu katılaşmasının kontrolü, daha fazla önem ve itina gösterilmesi gereken bir konu olmaktadır.

Aşılama yoluyla tane inceltme dökümle üretim işlemlerinde kullanılan bir yöntemdir. Bu yöntemin kaynak havuzunda da uygulamaları yapılmış ve kaynak metalinin tane boyutunun küçültülmesinde başarı sağlanmıştır. Bu konuda Garland'ın yumuşak çelik malzemelerin kaynağında[7], Petersen 'nin ise paslanmaz çelik malzemelerin kaynağında denemeleri bulunmaktadır [8].

Garland [7], yumuşak çeliğin tozaltı ark kaynağı esnasında bir tüp içinden, Fe-Ti içeren tozların kaynak havuzu merkezine aşılınması yolu ile etkili ve kontrollü bir tane incelmesi elde etmiştir. Bu şekilde tane inceltme yönteminin mekanizması, kaynak havuzu içerisindeki TiC çekirdeğinin heterojen katılaşma oluşumu üzerine kurulmuştur. Ayrıca sıvıdaki Ti çözeltisi içindeki yapısal aşırı soğumanın da etkisinin olduğu hesaba katılmıştır ve bunlar çekirdeklerin büyümesi için gerekli itici gücü sağlamaktadır. Tane incelmesi, sadece sıvı içinde etkili sütünsal büyümeyi etkileyen yeteri kadar büyüyen kristal bulunduğu zaman mümkün olabilmektedir. Bu çalışmada tane inceltme tekniğinin etkinliğinin kritik olarak şu faktörlere bağlı olduğu belirtilmektedir;

a) Aşılama hızı: Tamamen eşeksenli katılaşma sadece belirlenen kritik aşılama hızından yüksek değerlerdeki aşılama hızında oluşmaktadır. Bu hızda optimum parametreler ise şöyle belirtilmiştir. Akım: 830 A, kaynak hızı: 228 mm/dk., gerilim: 35 V.

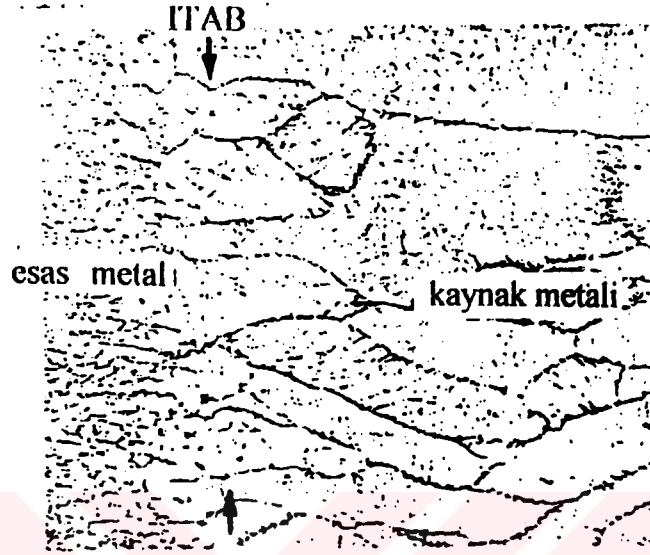
b) Aşılama pozisyonu: Kaynak havuzunun kenarından yapılan aşılama, en etkili tane incelmesini sağlamaktadır.

c) Aşılama tozlarının boyutu: 75-50 μm boyutundaki Fe -Ti tozları ile elde edilen eşeksenli taneler, 500-390 μm boyutundaki tozlarla elde edilenlere göre farkedilir şekilde daha incedir.

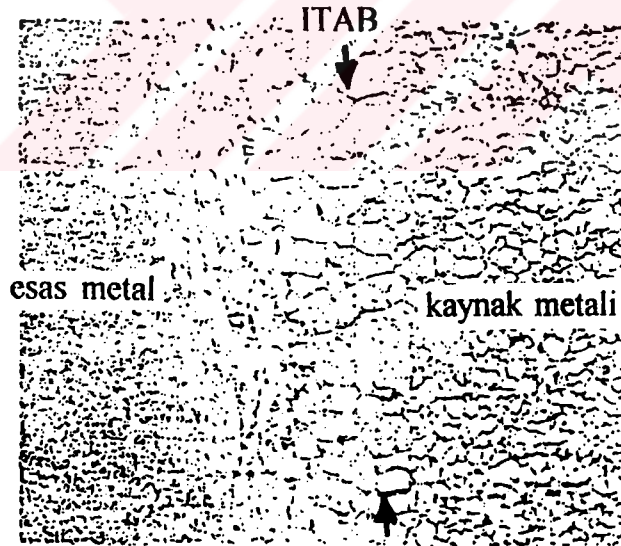
Fe-Ti aşılama kaynakların tokluk özelliklerinde bir miktar azalma olmaktadır. Bunun sebebi tane sınırlarında oluşan gevrek karakterdeki Y-Ti₂S dendritik filmleridir [7].

Petersen [8], aşılama yöntemi ile tane inceltmeyi %26Cr, %6,5Ni içeren paslanmaz çeliklerin gazaltı kaynağında uygulamıştır. Tane inceltirilmiş kaynaklar, kontrollü miktarlarda azot içeren alaşımlara az miktarlarda

alüminyum ilavesi ile elde edilmiştir. Şekil 5.2.'de normal ve aşılama yapan gazaltı kaynağındaki mikroyapılar görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 5.2. (a) Normal kaynak işlemi mikroyapısı (b) Aşılama yapılan kaynak mikroyapısı (x50) [8]

Şekil 5.2.a.'da bu malzemenin koruyucu gaz altında normal kaynak işlemi sonucu oluşan mikroyapı görülmektedir. Burada epitaksiyel büyüme ITAB'ın kaba yapılı bölgesindeki tanelerden itibaren oluşmaya başlamış ve kaynağın üstüne ve merkezine doğru sütunsal büyüme yoluyla genişlemiştir. Bu büyüme modeli diğer alaşımlarda da görülmektedir. Şekilde kaynak metali ve ITAB'ın kesişme yerleri oklarla belirtilmektedir.

Şekil 5.2.b.'de görülen yapı, a'da görülen malzemeye uygulanan şartlar altında yapılmış, fakat ilave olarak aşılama yöntemi kullanılmış yapıyı göstermektedir. Burada alüminyum içeren dolgu metali kullanılmıştır. Düzlemsel büyüme çok kısa bir mesafe boyunca ilerlemiş ve sonra katılaşmanın bu mesafesi aniden değişerek ince taneli bir yapı ile sonuçlanmıştır. Kaynak metali ve ITAB'ın kesişme yerleri yine oklarla belirtilmektedir.

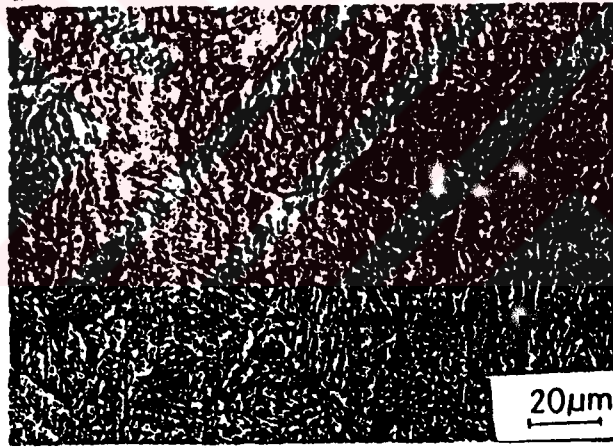
Sıvı metal içinde, uygun boyutta alüminyum nitrür, diğer nitrürler, karbürler v.b dengeli çekirdek olarak bulunabilmektedir. Bunlar kaynak metalinin soğuması esnasında, küçük tek dendritlerin oluşumu için, merkez noktaları gibi davranırlar. İnce taneli kaynak numunelerinin mikro incelemeleri tanelerin merkezindeki partiküllerin çoğunun alüminyum içeriğince yüksek olduğunu göstermiştir. Bunlar ince tane etkisini iletirmektedir [8].

Petersen [8] tarafından flux örtüsüne alüminyum ilavesi ile hazırlanan elektrodlar kullanılarak yapılan kaynaklar sonucunda bu malzemenin yüksek sıcaklık çekme testlerinde süperplastik uzama gözlenmiştir. Bu metotla elde edilen kaynaklarda tane boyutu, süperplastik davranış için gerekli olan tane boyut aralığının ($<10 \mu\text{m}$) içinde olacak şekilde incelmıştır. Normal kaynak işlemi sonucu oluşan kaba taneli alaşım çekme testinde %61 uzama gösterirken, alüminyum içeren dolgu metali kullanılarak , yani aşılama yapılarak elde edilen ince taneli kaynak metali %173 uzama göstermiştir.

Araştırmacının çalışması sonucunda, aşılama yoluyla elde edilen ince taneli yapının bir dönüşüm sonucu olmayıp, katılaşma işlemi sonucu olduğu ve alaşımdaki krom ve nikel içeriğinin ancak belirli sınırlarında olabileceği, ayrıca kritik oranda alüminyum ve azotun varlığına bağlı olduğu belirtilmektedir.

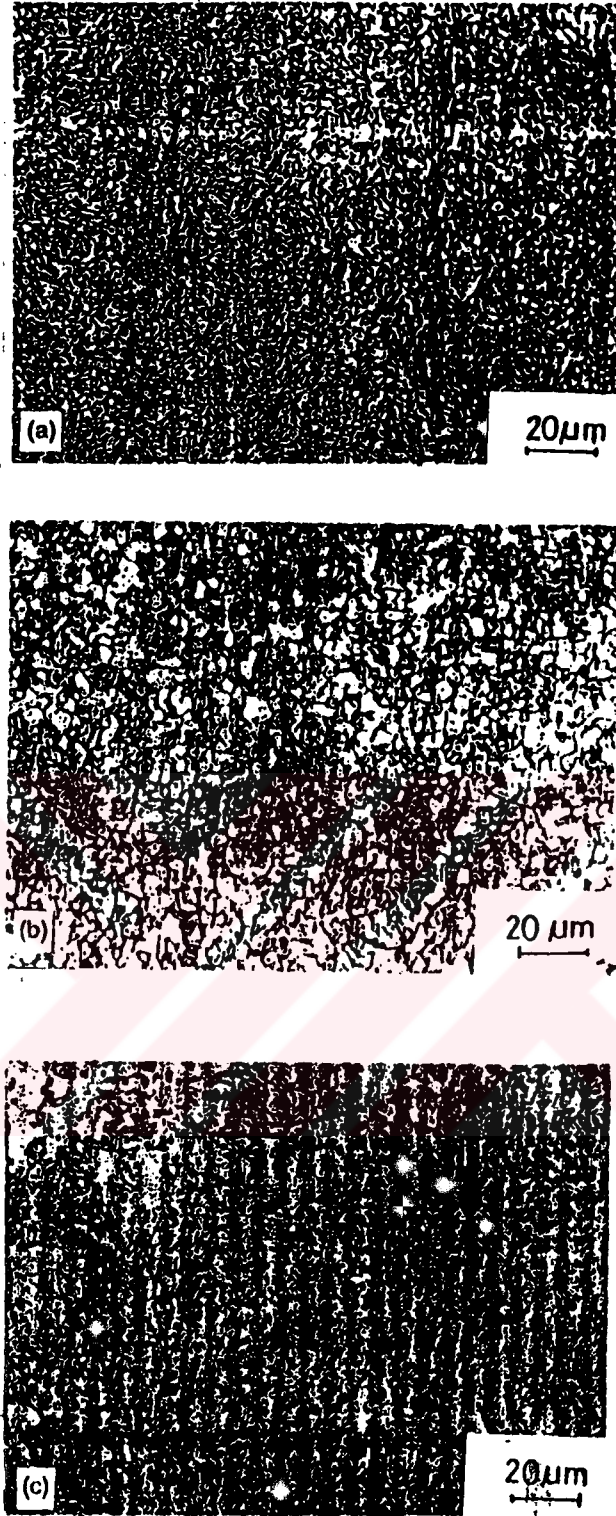
5.2. Titreşim Yöntemi İle Tane İnceltme

Bu yöntem ile kaynak metalinde tane inceltme konusunda değişik araştırmacıların çalışmalarına rastlanmaktadır. Tewari and Shanker [9], titreşim altında hazırlanan kaynaklarda mikroyapı değişimleri ile ilgili bir çalışma yapmış ve bu koşullarda tane incelmesinde farkedilir bir değişme olduğunu belirtmişlerdir. Şekil 5.3.'te titreşimsiz koşulda kaynatılan numunenin mikroyapısı, Şekil 5.4.'te ise değişik frekans ve genlikte titreşimli koşullarda kaynatılmış numunelerin mikroyapıları görülmektedir.



Şekil 5.3. Titreşimsiz koşulda kaynak mikroyapısı [9]

Şekil 5.4. titreşim koşulları altında hazırlanan kaynaklarda tane yapısındaki düzelmeleri, düzenli tane dağılımını ve tane incelmesini açıkça göstermektedir. Bu düzelmeler, araştırmacılar tarafından titreşim altında yapılan kaynakların daha iyi katılaşma karakteristikleriyle açıklanmakta ve 400 Hz'ye kadar artan frekanslarda tane incelmesinin iyi olduğunu, aralık olarak ise 80-400 Hz frekans aralığında ve 5-30 μm genlik aralığında sonuçların umut verici olduğunu belirtmişlerdir [9].

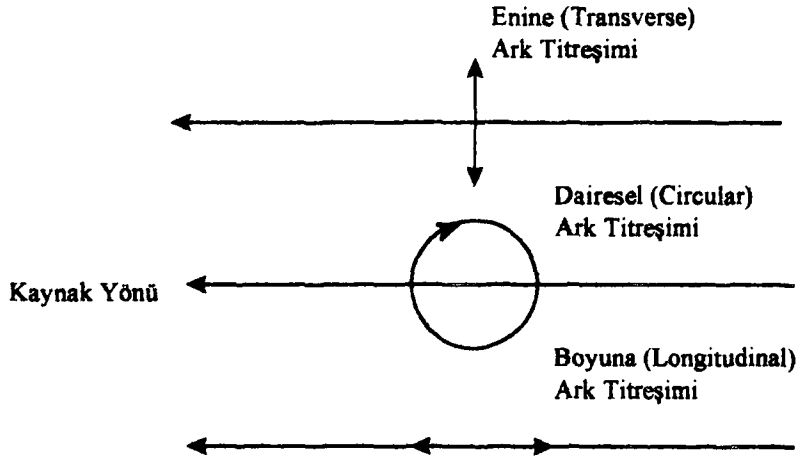


Şekil 5.4. Değişik frekans ve genlikte titreşim koşullarında kaynak mikroyapıları [9] (a) 400 Hz frekans ve 5 μm genlik (b) 200 Hz frekans ve 10 μm genlik (c) 80 Hz frekans ve 30 μm genlik

Garland [7], etkili bir tane inceltmeyi TIG kaynağında, %1,7-2,8 Mg içeren alüminyum alaşımında, kaynak yönüne paralel bir torç titreşimi ile elde etmiştir. Ark hareketinin bir sonucu olarak arayüzey üzerinde periyodik olarak geri yıkama (backwashing) oluşmakta ve burada oluşan çekirdeklerin kopmasıyla banyoda çekirdeklenmeyi artırıcı çekirdeklenme merkezleri oluşmaktadır. Etkili bir tane inceltme için bu çekirdeklerin yeterli sayıda ve boyutta olması gerektiği araştırmacı tarafından belirtilmektedir. Garland [7], torç titreşimi ile yüksek derecede bir tane inceltmesinin bazı kritik faktörlere bağlı olduğunu belirtmektedir. Bu faktörler şunlardır;

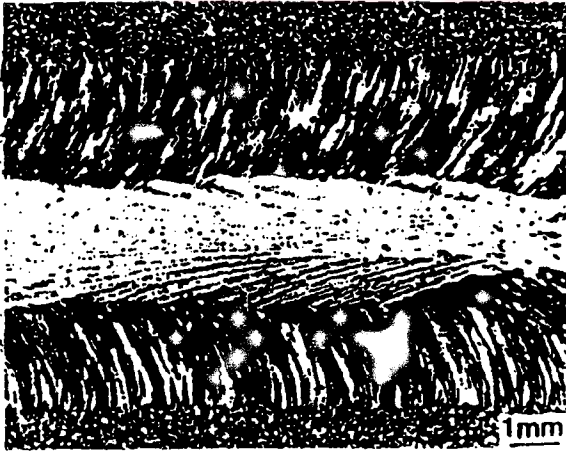
- a) Torç titreşim frekansı: Bu malzeme için 10-30 Hz aralığında torç titreşim frekansı en etkili olmuştur.
- b) Torç titreşim genliği: Kararlı torç titreşiminin daha yüksek genliği, kaynak şartlarına göre daha iyi tane inceltmesi sağlamaktadır.
- c) Levha kalınlığı: Bu çalışmaya göre tamamı ile tane inceltme 3.2 mm kalınlığına kadar levhalarda elde edilebilmiştir.
- d) Ark uzunluğu: Buradaki kaynak koşullarında ve torç titreşiminde, maksimum tane inceltmesi elde etmek için ark uzunluğu işlem kararlılığının müsaade ettiği ölçüde kısa olmalıdır.

Kou and Le [27], 5052 alüminyum alaşımının kaynağında ark titreşiminin (osilasyon) etkilerini inceleyen bir çalışma yapmışlardır. Bu araştırmacılar Şekil 5.5.'te şematik gösterildiği gibi enine, dairesel ve boyuna ark titreşimi (osilasyon) kullanmışlardır.

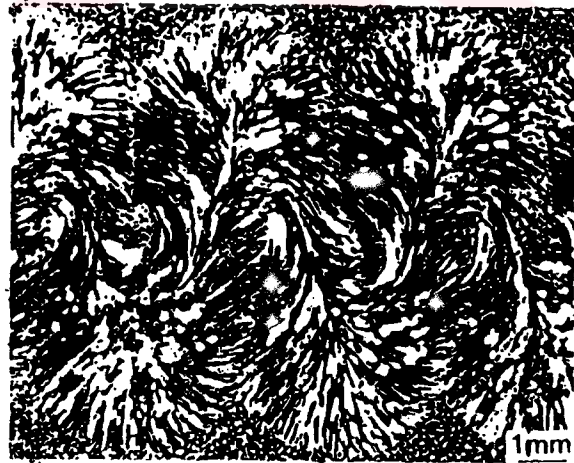


Şekil 5.5. Kaynakta kullanılan osilasyon tipleri [27]

Bu üç tip ark titreşiminin etkileri şu şekilde belirtilmiştir. Şekil 5.6.'da ark titreşimi yapılmadan kaynatılan numunenin tane yapısı ve 1.0 Hz frekans, 1.9 mm genlikte ark titreşimi ile kaynak edilen numunenin tane yapıları görülmektedir. Şekil 5.7.'de ise artan ark titreşim genliği ile tane yapısındaki nisbi değişim görülmektedir.

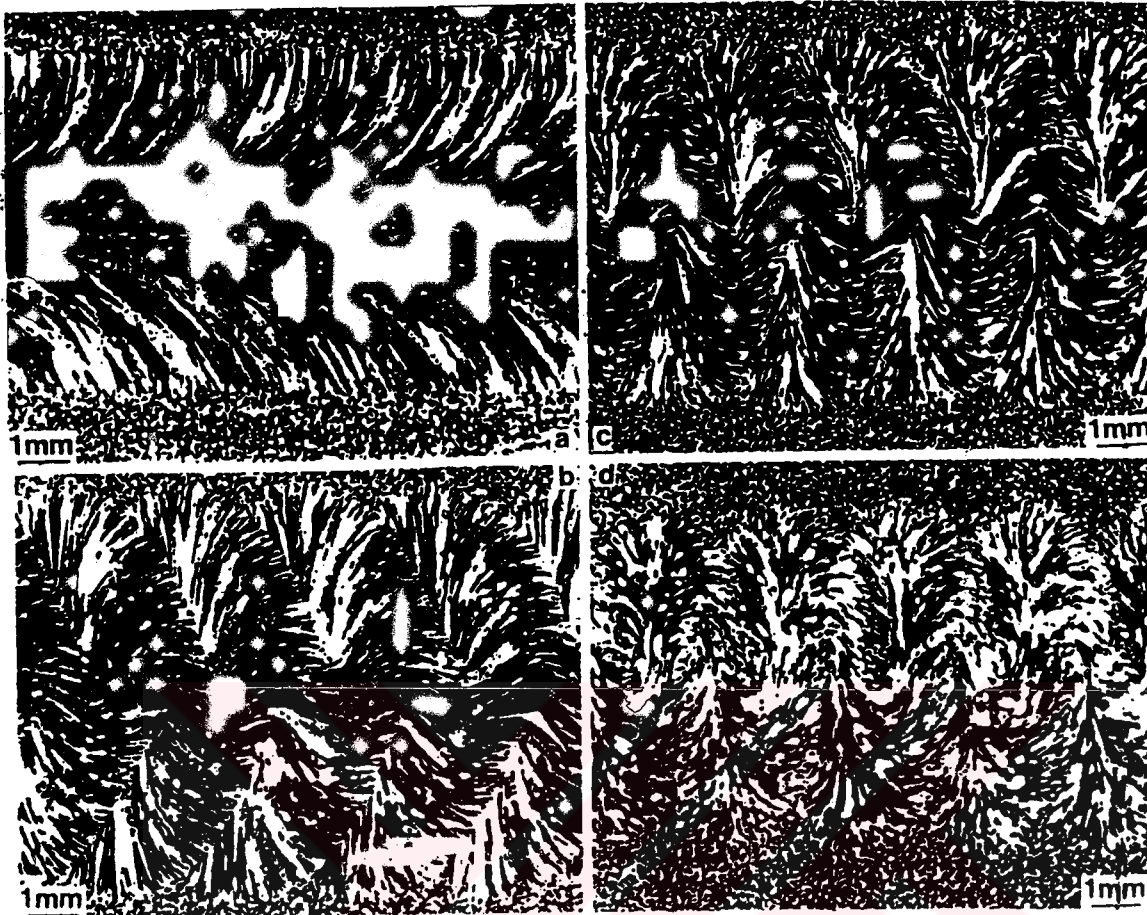


(a)



(b)

Şekil 5.6. (a)Titreşimsiz (b)Titreşimli koşulda yapılan kaynakta tane yapıları [27]

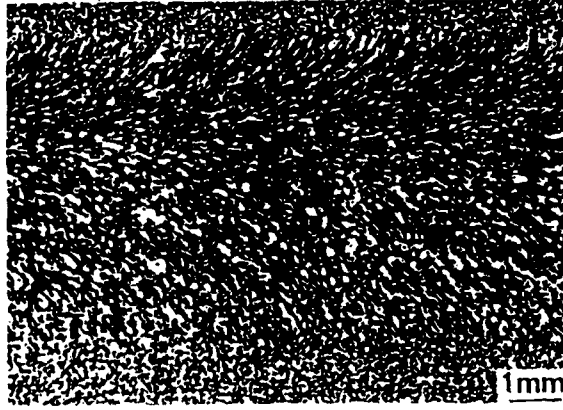


Şekil 5.7. Değişik genliklerdeki titreşimlerde yapılan kaynak yapıları [27]

(a) 0 mm (b) 1.1 mm (c) 1.5 mm (d) 1.9 mm , frekans: 1.0 Hz

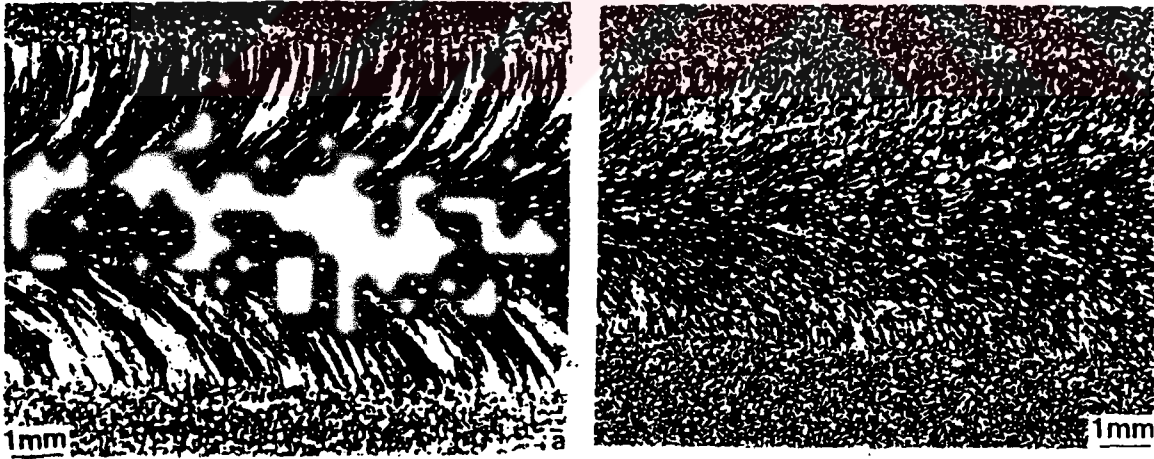
Araştırmacılar enine (transverse) ark titreşiminin çok küçük boyutlu taneler oluşturduğunu ve bunun da katılaşma çatlamasında azalmaya yardımcı olduğunu belirtmektedirler. Ayrıca ITAB tane boyutunda da önemli derecede azalma olduğu belirtilmektedir. Şekil 5.7.'de görüldüğü gibi ark titreşim genliğinin artması ile kaynağın karşı taraflarından sütunsal tane demetlerinin arasında araya girme derecesi artmaktadır.

Şekil 5.8.'de ise yine enine (transverse) ark titreşiminde fakat daha yüksek frekansta (20 Hz) elde edilen yapı görülmektedir ve sütunsal ve eşksenli ince tanelerden oluşmaktadır.



Şekil 5.8. Yüksek frekanslı titreşimde yapılan kaynakta tane yapısı[27]

Dairesel (circular) ark titreşimi uygulamasının da enine (transverse) ark titreşimine benzer etkileri olmuş ve katılma çatlama hassasiyeti artan genlik ile azalmıştır. Şekil 5.9.'da titreşim uygulanmayan kaynağın ve dairesel (circular) ark titreşimi uygulanan kaynağın tane yapıları gösterilmekte ve yapıdaki incelme görülmektedir.

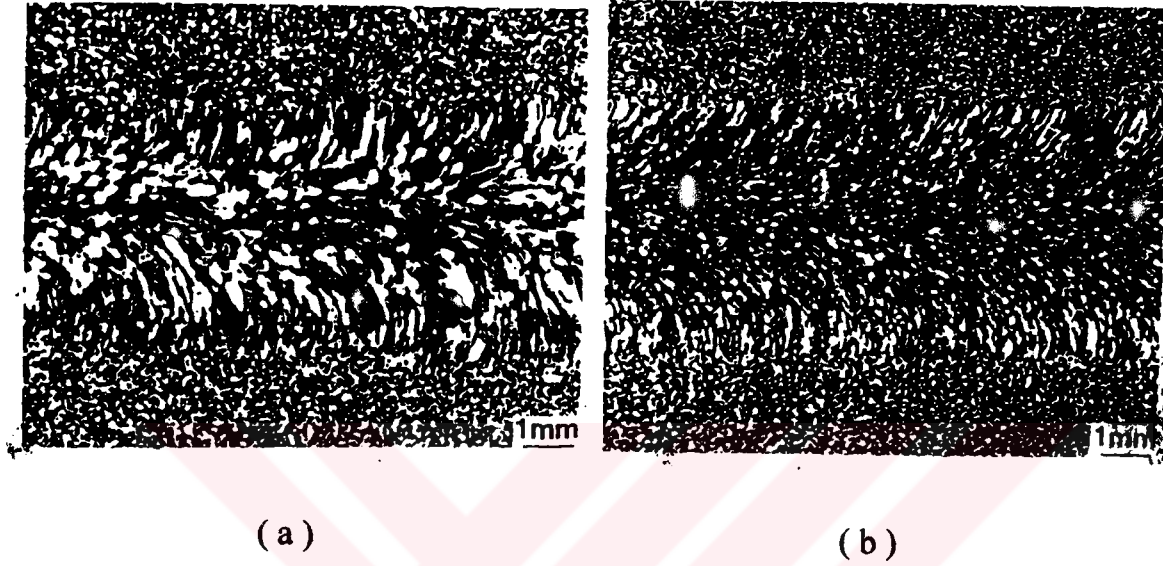


(a)

(b)

Şekil 5.9. (a) Titreşimsiz ve (b) Dairesel ark titreşiminde, yapılan kaynaklarda tane yapıları [27]

Araştırmacılar boyuna (longitudinal) ark titreşiminin ise ancak yüksek frekanslarda tane incelmesi yapabildiğini gözlemişlerdir. Şekil 5.10.'da 1 Hz ve 35 Hz frekanstaki tane yapısı görülmektedir.



Şekil 5.10. (a) 1 Hz frekansta (b) 35 Hz frekansta kaynak tane yapıları [27]

Sonuç olarak düşük frekans titreşimi, enine ve dairesel titreşimde, yüksek frekans ise dairesel ve boyuna titreşim sonucunda uygun tane incelmesi oluşturmuş ve katılaşma çatlamları azalmıştır.

5.3. Manyetik Karıştırma İle Tane İnceltme

Kaynak metalinde tane inceltme yöntemlerinden birisi de manyetik karıştırma tekniğidir. Bu teknikte kaynak elektroduna paralel bir dış manyetik alan uygulanmakta, bu da kaynak arkında hızlı dairesel hareket oluşumunu sağlamaktadır. Bu arkın yönü kaynak havuzu içerisine dönen sıvı hareketinin ilerleyişine sebep olmaktadır. Şayet manyetik alanın kutubu ters çevrilirse ark hareketinin yönü değişmektedir ve bu değişiklik sıvı hareketinin yönünü de değiştirmektedir. Kaynaklarda manyetik alan tarafından sağlanan tane inceltme

mekanizmasının dendrit uçlarının kopması ile olduğu ileri sürülmektedir. Bununla birlikte TİG kaynağında dendrit ağı içine sıvı hareketinin nüfuziyeti, döküm ingotlara göre daha zor olmaktadır. Bu; kaynak metalinde dendritler arasındaki mesafenin daha dar olması ile açıklanmaktadır. Buradaki dar dendrit mesafesi ve ısı kaynağının varlığı kaynakta beklenmeyen dendrit parçalarının oluşumunu sağlamaktadır [10,30,31,32].

Pearce and Kerr [10], alüminyum alaşımlarının TİG kaynağında tane inceltme üzerine yaptıkları çalışmada manyetik karıştırmanın etkisini incelemişlerdir. Manyetik karıştırma olmaksızın yapılan kaynaklarda titanyum ilavesinin eşeksenli alüminyum taneleri için heterojen çekirdeklenme sağladığını ve eşeksenli tane bölgesinin genişliğinin sabit bir alaşım bileşimi için titanyum içeriğinin artması ile arttığını açıklamışlardır.

Orta seviyede Ti içeren alüminyum alaşımlarında manyetik karıştırmanın eşeksenli bölge genişliğini daha da artırdığı belirtilmektedir. Normal kaynak koşulları altında sütunsal olan yapı, karıştırma olan kaynak koşullarında ince taneli olmuştur. Araştırmacılar, belirtilen alaşımlardaki bu sonucu karıştırmanın sıcaklık gradyanını azaltmasına, çekirdeklenmeyi kolaylaştırmak için titanyumca zengin çekirdeğin verilmesine ve sütunsal tanelerin daha önünde alüminyumca zengin eşeksenli tanelerin büyümesi ile açıklamaktadırlar. Dış manyetik alanın frekans ve kuvvetinin maksimum tane inceltme için optimize edilmesi gerektiği belirtilmektedir. Titanyum içeriğinin yetersiz olması durumunda karıştırma olsa dahi heterojen çekirdeklenme oluşmamıştır [10].

Tane inceltme için ikinci bir mekanizma olarak ısıdan etkilenen bölgenin tam ergimemiş kısmından tanelerin ayrılması gösterilmektedir. Manyetik karıştırma

ile bu taneler ilerleyen sütünsal taneler arayüzeyinin yoluna geçebilmekte ve bunun sonucunda dağınık kristaller sağlanarak tane incelmesi olmaktadır [10].

5.4. Kaynak Teknolojisindeki Diğer Gelişmeler

Geçmişten günümüze kaynak teknolojisinde sürekli olarak birtakım gelişmeler olmuştur ve bunlar bilinmektedir. Fakat son yıllarda bulunan ve hala üzerinde çalışılmakta olan gelişmelerden birisi ve en önemlisi elektron ışını ile kaynak metalinin tavllanması ve ergitme tekniğidir. Bu teknik ile ilk pratik uygulama nükleer reaktör ve uçak yapımı gibi alanlarda olmuştur. Buralarda kullanılması gereken özel malzemelerin bu yöntemle kaynağında çok iyi sonuçlar alınmıştır. Bu yöntemle kaynak, uzay boşluğunda kullanılacak yöntemlerin başında gelmektedir ve deneylerden de başarılı sonuçlar alınmıştır. Diğer endüstri dalları gibi robotların giderek yaygınlaşan ve geliştirilen kullanımı da başka bir gelişmedir. Kaynak işleminin sürekli olduğu MIG-MAG ve TIG kaynak yöntemlerinde robotlar çok başarılı bir şekilde kullanılmaktadır [33].

6. TERMOMEKANİK İŞLEM

Termomekanik işlem terimi, malzemenin mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla, mekanik işlem (plastik deformasyon) ile ısıtılmanın kontrollü bir şekilde birarada uygulandığı işlemleri belirtmektedir. Bu işlemlerle; ısıtılma işlemi ve mekanik işlemlerin ayrı ayrı uygulanması ile elde edilemeyen mikroyapı ve mekanik özellikler sağlanabilmektedir. Termomekanik işlem uygulanmasının en önemli amacı; mukavemetin artması ile birlikte süneklik ve tokluğun da artırılmasıdır [1,34,42].

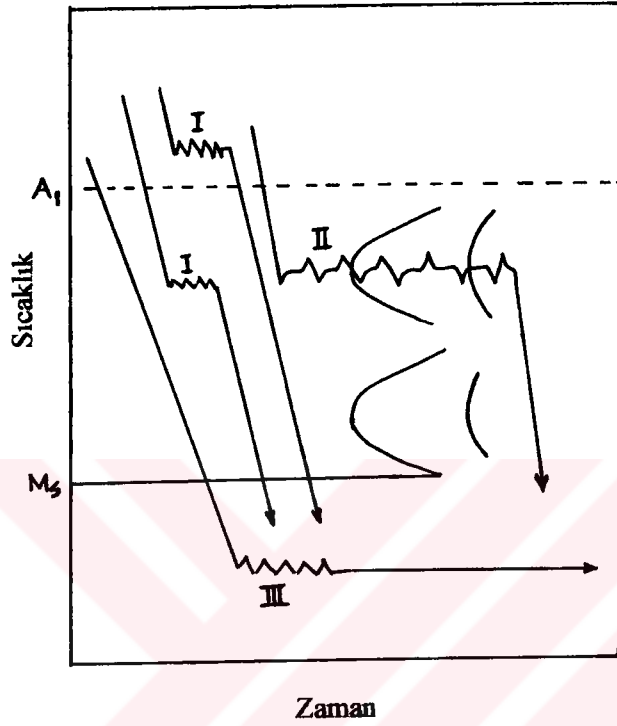
Termomekanik işlemler, ilk olarak alaşımlı çeliklere uygulanmıştır. Çeliklerde en önemli uygulamaları mikroalaşımlı çeliklerde tane boyutunu kontrol amacıyla yapılmakta olup, demir dışı malzemelerde, örneğin yüksek mukavemetli alüminyum ve titanyum alaşımlarında da tane boyutunu ve çökelti sertleşmesini kontrol amacıyla uygulanmaktadır [1].

Metallerin sıcak haddelenmesi bir termomekanik işlemdir ve düşük ve orta karbonlu çeliklerden paslanmaz çeliklere kadar birçok çelik işleminde ve demir dışı metal işleminde önemli rol oynamaktadır. İngot dökümler yüksek sıcaklıklara ısıtılmakta ve sonrasında da sıcak haddeleme ile ürünlere dönüştürülmektedir. Bu işlem, yeniden kristalleşme olayı ile orjinal, kaba taneli döküm yapısının bozulmasına neden olmaktadır. Döküm sırasında segregasyonların sebep olduğu homojen olmayan kimyasal bileşim dereceli olarak azalmaktadır. Böylece, metalik olmayan inklüzyonlar, örneğin oksitler, silikatlar, sülfatlar dağıtılmakta, belirli ölçüde parçalanarak malzemenin her yanına daha düzenli dağıtılmaktadır [34].

6.1. Termomekanik İşlemlerin Sınıflandırılması

Metallere uygulanan termomekanik işlemler, deformasyonun uygulandığı andaki malzemenin sahip olduğu sıcaklığa göre ve o andaki malzemenin

yapısına göre değişik şekillerde sınıflandırılmaktadır. Çeliklere uygulanan termomekanik işlemler buna göre üç grupta toplanmaktadır ve bunlar Şekil 6.1.'de bir TTT diyagramında görölmektedir [1,35].



Şekil 6.1.Çeliğe ait TTT diyagramında termomekanik işlem sınıflandırımı [1]

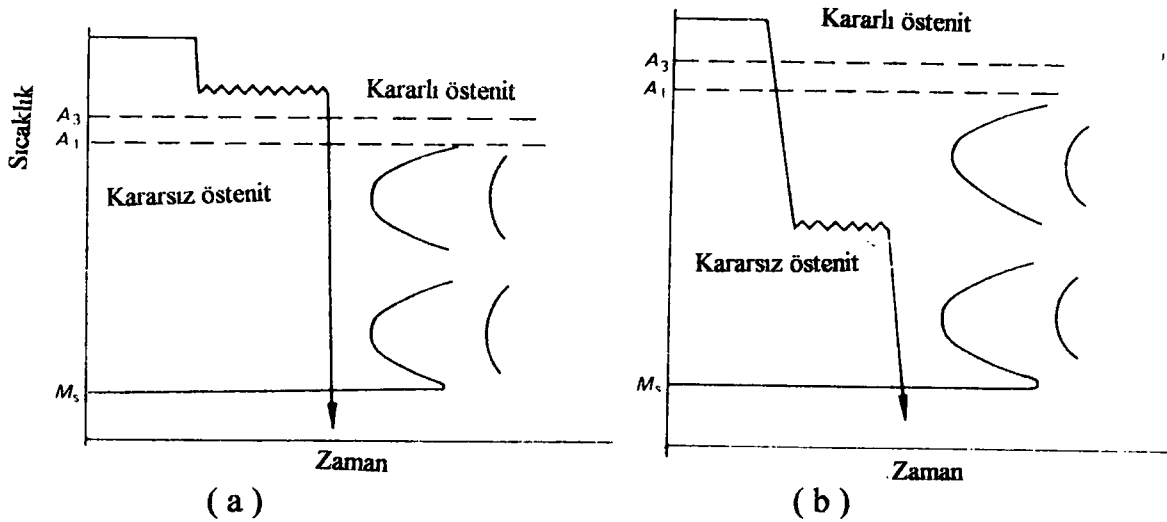
Şekilde göröldüğü gibi termomekanik işlemlerde temel yaklaşım; martenzitin modifikasyonunun ya dönüşümden önce östenitin deformasyonu ya da dönüşümden sonra martenzitin deformasyonu ile sağlamak ve özellikleri iyileştirmektir. Yani buna göre; çeliklere uygulanan üç sınıf termomekanik işlem vardır. Bunlar;

- I. Sınıf (kararlı ve yarı kararlı östenit bölgesinde yapılan),
- II. Sınıf (östenitin dönüşüm bölgesinde yapılan),
- III. Sınıf (oda sıcaklığında yapılan), termomekanik işlemlerdir [1,35].

6.1.1. I. Sınıf termomekanik işlem

I.Sınıf termomekanik işlemde malzemenin deformasyonu A_1 kritik sıcaklığının üzerindeki kararlı östenit bölgesinde veya kararsız östenit bölgesinde gerçekleştirilmektedir. Bu işlemde deformasyon östenitin kararlı olduğu A_3 'ün üzerindeki sıcaklıklarda yapılıp, sonrasında suverilerek martenzitik dönüşüm sağlandığında bu işlem Yüksek Sıcaklık Termomekanik İşlemi (YSTİ) olarak adlandırılmaktadır.

Bu tipteki termomekanik işlemde eğer malzemeye uygulanan deformasyon A_1 sıcaklığının altında kararsız östenit bölgesinde olursa bu işlem de Düşük Sıcaklık Termomekanik İşlemi (DSTİ) olarak adlandırılmaktadır. Bu işlemde kararsız östenitin deformasyonu perlit veya beynit dönüşümü olmadan tamamlanmakta ve deformasyon işleminden hemen sonra hızlı soğutma ile martenzitik bir yapı elde edilmektedir. Şekil 6.2. (a)'da I.Sınıf termomekanik işlemlerden yüksek sıcaklık termomekanik işlemi (YSTİ), Şekil 6.2.(b)'de düşük sıcaklık termomekanik işlemi TTT diyagramı üzerinde gösterilmektedir [1,34,35,36].

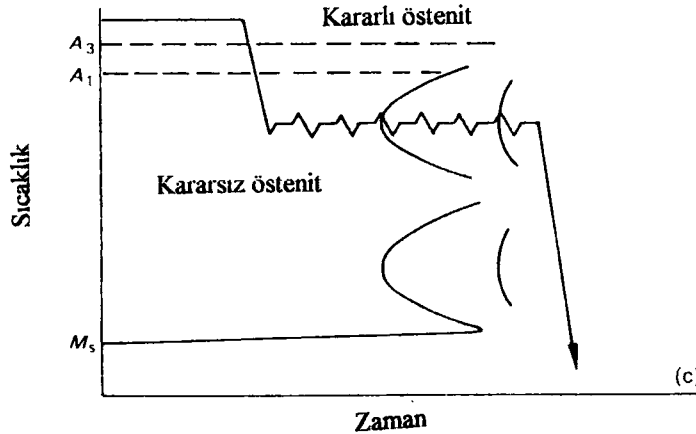


Şekil 6.2.(a) YSTİ (b) DSTİ [34]

Yüksek sıcaklık termomekanik işlemi (YSTİ) ve düşük sıcaklık termomekanik işleminin (DSTİ) uygulanabilmesi için çeliğin kararsız östenit bölgesinin geniş olması yani TTT diyagramında östenit-perlit dönüşüm eğrilerinin sağa doğru kaymış olması gerekmektedir. Bunu sağlamak için de Cr, Mo, Ni, Mn gibi alaşım elementleri gerekmektedir ve bu sebeple I.sınıf termomekanik işlemler çoğunlukla alaşımlı çeliklere daha kolay uygulanabilmektedir [1].

6.1.2. II. Sınıf termomekanik işlem

II.Sınıf termomekanik işlemlerin temel özelliği malzemeye uygulanan deformasyonun östenitin dönüşümü sırasında uygulanmasıdır. Dönüşüm sonrası oluşan yapılar, perlitik, beynitik veya martenzitik olabilmektedir. Bu işlemde çeliğe kararsız östenit bölgesinde, faz dönüşümü tamamlanıncaya kadar deformasyon uygulanmakta ve sonra oda sıcaklığına soğutulmaktadır. Bu tipteki bir termomekanik işlemde faz dönüşümü sırasında uygulanan deformasyon tane boyutunun küçülmesini sağlamaktadır. Şekil 6.3.'de bu şekilde uygulanan termomekanik işlem TTT diyagramında görülmektedir.



Şekil 6.3. Dönüşüm sırasında uygulanan termomekanik işlem [34]

$T/T_m > 0.5$ diye belirlenen sıcak işlemlerde, deformasyon sertleşmesi ve bozulan tane yapısı, deformasyon sırasında oluşan yeniden kristalleşme sonucu yeni tanelerin oluşumu ile giderilmektedir. Bu sebeple büyük oranlarda yapılan deformasyonlar ancak sıcak işlemle mümkün olmaktadır [36,37].

Sıcak işlem sırasında malzemede yeniden kristalleşmenin meydana gelebilmesi malzemenin istif hatası enerjisi ve malzemeye uygulanan deformasyon miktarına bağlı olmaktadır. Düşük istif hatası enerjisine sahip metallerin sıcak işlemi sırasında düşük deformasyon miktarlarında (%50) dinamik toparlanma, yüksek deformasyon miktarlarında (%99) ise dinamik yeniden kristalleşme öncelikte olmakta ve bunları statik yeniden kristalleşme takip etmektedir. Yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde sıcak deformasyonun hem düşük oranlarında hem de yüksek oranlarında dinamik toparlanma olmakta ve bunu statik toparlanma ve statik yeniden kristalleşme takip etmektedir. Malzemenin deformasyonu sırasında meydana gelen kristalleşme olayı “dinamik yeniden kristalleşme”, malzemenin deformasyonundan bir süre sonra meydana gelen yeniden kristalleşme olayı ise “statik yeniden kristalleşme” olarak adlandırılmaktadır [37].

6.1.3. III. Sınıf termomekanik işlem

III.Sınıf termomekanik işlem ılık işlem olarak da adlandırılmaktadır ve bu işlemde malzemeye deformasyonun uygulandığı sıcaklık ergime sıcaklığının $0.3-0.5 \cdot T_m$ ($0.3 T_m < T < 0.5 T_m$) arasındadır. Bu işlemde östenit, martenzite veya (ferrit + perlit) yapısına dönüştükten sonra deformasyon uygulanmaktadır [1,36,37].

Malzemeye uygulanan ılık işlem sonucunda genellikle malzemede yeniden kristalleşme olmamakta fakat dinamik toparlanma olmaktadır. Dinamik toparlanma sonucunda malzemede alt tane yapısı oluşmakta ve bu da malzemenin mukavemetini artırmaktadır. Ilık işlemde malzemenin mukavemeti, uygulanan deformasyon miktarı ve deformasyon hızı arttıkça artmaktadır. Ayrıca ılık işlem esnasında sementit küreselleşmekte ve çeliğin süneklik ve tokluk özelliğini önemli derecede artırmaktadır. Az karbonlu çeliklerde ılık işlemle süreksiz akma olayı da giderilebilmektedir [1,37].

Ilık işlem ile elde edilen mekanik özellikler, soğuk işlem ve bunu takiben yeniden kristalleşme işleminin toparlanma safhasında yapılan bir tavlama işlemi ile elde edilebilmektedir. Ancak bu iki işlemi (soğuk deformasyon + tavlama) ayrı ayrı yapmak yerine tek kademede bir ılık işlem uygulanması tercih edilmektedir[37].

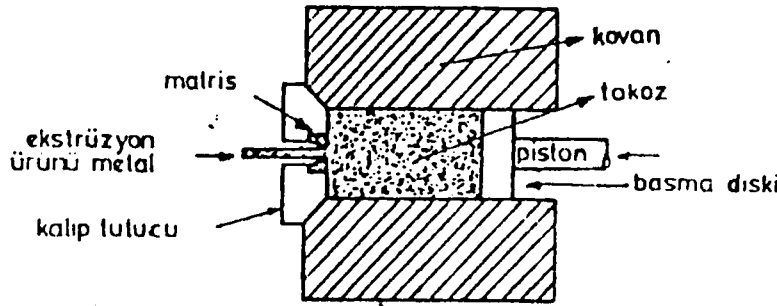
6.2. Termomekanik İşlemlerin Uygulanmasında Kullanılan Mekanik Yöntemler

Metallere üstün mekanik özellikler kazandırmak ve/veya istenilen şekle getirmek için uygulanan termomekanik işlemlerde deformasyonu gerçekleştirmek için çeşitli mekanik yöntemler mevcuttur. Bu yöntemler içinde en yaygın kullanılanı haddeme işlemidir. Kullanılan diğer yöntemlerden başlıcaları istenilen amaca göre; ekstrüzyon veya dövme işlemleridir. Aşağıda bu yöntemler hakkında bilgi verilmektedir.

6.2.1. Ekstrüzyon yöntemi ile termomekanik işlem

Büyük deformasyon oranlarının değişik sıcaklıklarda tek bir işlemde uygulanabilmesi ve karmaşık kesitli ürünlerin istenilen boyut toleranslarında elde edilebilmesi gibi avantajlarından dolayı ekstrüzyon uygun özellikte bir termomekanik işlem yöntemidir [1].

Tarif olarak ekstrüzyon, silindirik bir metal bloğu (takoz) bir alıcı (kovan) içerisinde büyük bir kuvvette sıkıştırılıp bir kalıptan geçirilmesi ve böylece kesitinin küçültülmesi işlemidir. Özellikle hafif metal endüstrisinde en önemli ve en çok kullanılan yöntemdir. Şekil 6.4.'de ekstrüzyon işlemi şematik olarak gösterilmektedir [37,38].



Şekil 6.4. Ekstrüzyon işleminin şematik gösterimi [37]

Şekilde görüldüğü gibi metal blok kalıba doğru hareket eden bir piston ile sıkıştırılmakta ve metalin kalıp boşluğundan akması sonucunda istenilen biçimlendirme gerçekleştirilmektedir.

6.2.2. Dövme yöntemi ile termomekanik işlem

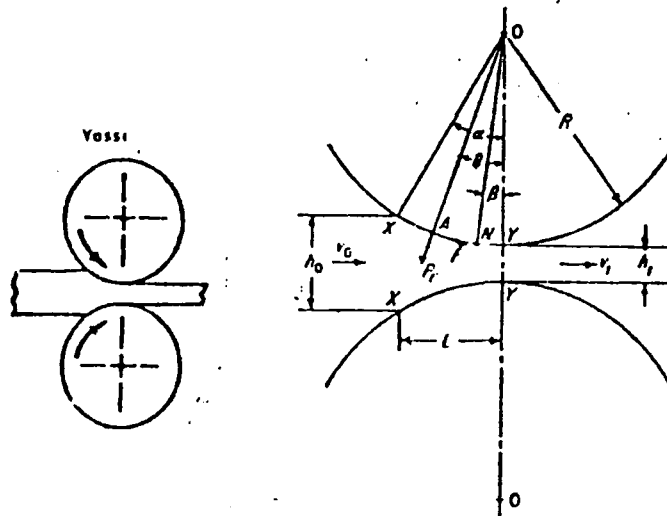
Malzemede tane boyutunu küçültme ve mekanik özellikleri iyileştirmek amacıyla yapılan bir plastik şekil verme yöntemi olarak kullanılan dövme yönteminde darbe veya basınç altında kontrollü bir plastik deformasyon sağlanmaktadır. Dövme ürünlerini, taşıtlarda (uçak, otomobil, kamyon, tren v.s.) , tarım makine ve aletlerinde, inşaat ve yol makinelerinde, füze ve roketlerde, silah endüstrisinde, türbin, motor ve çeşitli makinelerde kullanılan parçalar, özellikle de emniyet açısından önem taşıyan, darbeye ve gerilmelere dayanıklı kritik parçalar oluşturmaktadır [37].

Kullanılan kalıbın özelliklerine göre dövme işlemi; açık kalıpta dövme (serbest dövme) ve kapalı kalıpta dövme olarak iki türdür. Sayıca az, hacimce büyük

parçaların dövülme işlemi açık kalıpta yapılmaktadır. Kapalı kalıpta dövme (kalıplama) işleminde malzeme, istenilen parça şeklinin iz ve boşluklarına sahip kalıplar arasında dövülmektedir. Karmaşık şekilli parçalar bu şekilde üretilmektedir [37].

6.2.3. Haddeleme yöntemi ile termomekanik işlem

Termomekanik yöntemlerde kullanılan deformasyon tekniklerinden en yaygın kullanılanı haddeleme işlemidir. Haddeleme işleminin yaygın olarak kullanılmasının sebebi; üretim hızı ve sürekliliği, işlemin ve ürünün kontrolünün kolay olmasıdır. Plastik deformasyon yapılan bütün malzemelerin yaklaşık olarak %95'ı haddeleme işlemi ile şekillendirilmektedir. Haddeleme işleminde prensip; malzemenin, aynı hızda ve birbirlerine zıt yönde dönen iki silindir (merdane) arasından geçirilmesi ve bu sırada plastik deformasyonun gerçekleştirilmesidir. Bu işlem, dolaylı basma mekanik işlemidir ve genellikle de uygulanan tek kuvvet merdanelerle sağlanan radyal basınçtır. Şekil 6.5.'de haddeleme işlemi şematik olarak görülmektedir [37,38].



Şekil 6.5. Haddeleme işlemi ve etkili kuvvetler [37]

Şekilde de görüldüğü gibi merdaneler arasındaki açıklık, malzemenin giriş kalınlığından daha az olduğu için malzemenin çıkış kalınlığında azalma olacaktır. Malzemenin deformasyonu, merdanelerin malzemeyi sıkıştırmasıyla sağlanan radyal basma gerilmeleri ve malzeme ile merdaneler arasında sürtünmeyle oluşan yüzey kayma gerilmeleri ile gerçekleşmektedir. Termomekanik işlem kapsamına giren ve büyük oranda kesit daralması oluşturan haddeleme işlemi sıcak haddelemedir. Soğuk haddeleme işlemi daha küçük kesitli ürünlerin yapımında kullanılmaktadır [37].

Günümüzde uygulamada önem kazanan ve kullanımı giderek yaygınlaşan işlem, “kontrollü haddeleme” ismi verilen işlemdir. Bu işlemin özelliği, haddelemenin farklı aşamalarında sıcaklığın kontrol altında tutulması, her pasoda azalma miktarının ve en son çıkış sıcaklığının kesin olarak belirlenmesidir. Bu işlem çeliklerin birçok mühendislik uygulamalarında, malzemeye uygun mekanik özellikleri kazandırmak amacıyla uygulanan en önemli işlem olmaktadır [34].

Kontrollü haddelemede temel tane inceltme mekanizması, sıcak deformasyon esnasında östenitin yeniden kristalleşmesidir ve bu olay dinamik yeniden kristalleşme olarak bilinmektedir. Bu işlemi etkileyen iki önemli faktör, sıcaklık ve uygulanan deformasyon derecesi (oranı) olmaktadır [34].

Yüksek sıcaklık termomekanik işlemi (YSTİ), yüksek sıcaklıklarda daha düşük haddeleme kuvvetlerinin kullanılması ve sıcaklık aralığının daha geniş olması nedenleri ile daha kolay uygulanabilen bir kontrollü haddeleme işlemi iken, düşük sıcaklık termomekanik işlemi (DSTİ) için daha güçlü hadde tezgahlarının kullanılması gerekmektedir [1].

6.3. Çeliklerde Termomekanik İşlem

Bir metale ısıtma işlemi ve deformasyon işleminin birlikte uygulanması anlamına gelen termomekanik işlem, malzemenin şeklini değiştirmekte ve mikroyapısını inceltmektedir. Örneğin, endüstride iyi bilinen ve yaygın olarak uygulanan bir işlem olan sıcak haddeme termomekanik bir işlemdir ve düşük karbonlu çeliklerden yüksek alaşımlı paslanmaz çeliklere kadar birçok çelik türü için önemli bir rol oynamaktadır. Geleneksel üretimde 1 tondan 50 tona kadar değişen boyuttaki döküm ingotlar, çok yüksek sıcaklıklarda (1200-1300 °C) sıcak haddeme ile çubuk, levha, profil gibi çok daha küçük boyutlu ürün veya yarı ürünlere dönüştürülmektedir. Termomekanik işlem esnasında döküm sonucu oluşan orijinal kaba döküm yapısı, çeliğin yeniden kristalleşmesi yoluyla bozulmakta, döküm esnasında kimyasal bileşim düzensizliklerinin sebep olduğu makro segregasyonlar nispeten azalmaktadır. Malzemede bulunan metalik olmayan inklüzyonlar, örneğin oksitler, silikatlar, sülfatlar parçalanmakta, düşük oranlarda deforme olmakta ve çelik malzemenin yapısında daha homojen bir şekilde dağıtılmaktadır [34].

Termomekanik işlemde temel tane inceltme mekanizması sıcak deformasyon esnasında östenitin yeniden kristalleşmesidir ve bu “dinamik yeniden kristalleşme” olarak bilinmektedir. Bu işlem sıcaklıktan ve deformasyon miktarından etkilenmektedir. İkinci faz partiküllerin olmadığı östenit bölgesinde haddelenen çeliklerde, yüksek sıcaklık, tane büyümesine neden olmakta ve bunun sonucunda tane incelmeye, takip eden işlem esnasında sınırlı kalmaktadır [34].

Termomekanik işleme tabi tutulan çeliklerin %80'ine bu işlem kontrollü haddeme ile uygulanmaktadır. Mikroalaşımlı çeliklerin kontrollü haddelenmesindeki esas amaç, çok küçük, homojen ferrit tane yapısını elde etmektir. Bu çok küçük taneli yapı, mikroalaşımlı çeliklere oldukça yüksek

mukavemet ve tokluk özelliği kazandırmaktadır. Mikroalaşımli çeliklerin kontrollü haddelemesinde işlem sonrası malzemenin istenen iyi özelliklerde olması için aşağıda belirtilen şartların sağlanması gerekir:

- a) Termomekanik işlem sıcaklığına ilk ısıtma sırasında tane büyümesinin sınırlı olması sağlanmalı,
- b) Haddeleme sırasında yeniden kristalleşme kontrol edilmeli,
- c) Faz dönüşümü sırasında dönüşüm ürünlerinin türü ve boyutunun kontrol etmek için soğuma hızı sınırlandırılmalı,
- d) Dönüşüm sonrasında da çökelme işlemlerini kontrol etmek için soğuma hızının kontrolü gerekmektedir.

Bu amaçlar termomekanik işlem koşullarının ve çeliğin bileşiminin mikroalaşımlandırma ile modifikasyonu ile gerçekleştirilebilmektedir. Termomekanik işlem sırasında mikroalaşımların (Nb, Ti, V gibi karbür, nitrür veya karbonitrür oluşturan elementler) etkisi, östenitleştirme sıcaklığında küçük östenit tane boyutunun korunması, tane sınırı hareketinin engellenmesi ile yeniden kristalleşmiş tanelerin büyümesini yavaşlatmak veya yeniden kristalleşmeyi geciktirmek veya önlemek şeklindedir [1].

Yüksek saflıktaki çeliklerin yüksek sıcaklık termomekanik işlemi ile ilgili yapılan bir çalışmada [2] yapılan YSTİ bu çeliğin dayanımını artırmıştır. Aynı zamanda malzemenin temper gevrekliğinin gelişmesi de büyük ölçüde zayıflatılmıştır. Bu etkinin tane içi (intergranüler) kırılmadan taneler arası (transgranüler) kırılmaya bir değişim ile olduğu bildirilmekte ve darbe tokluğundaki artış belirtilmektedir.

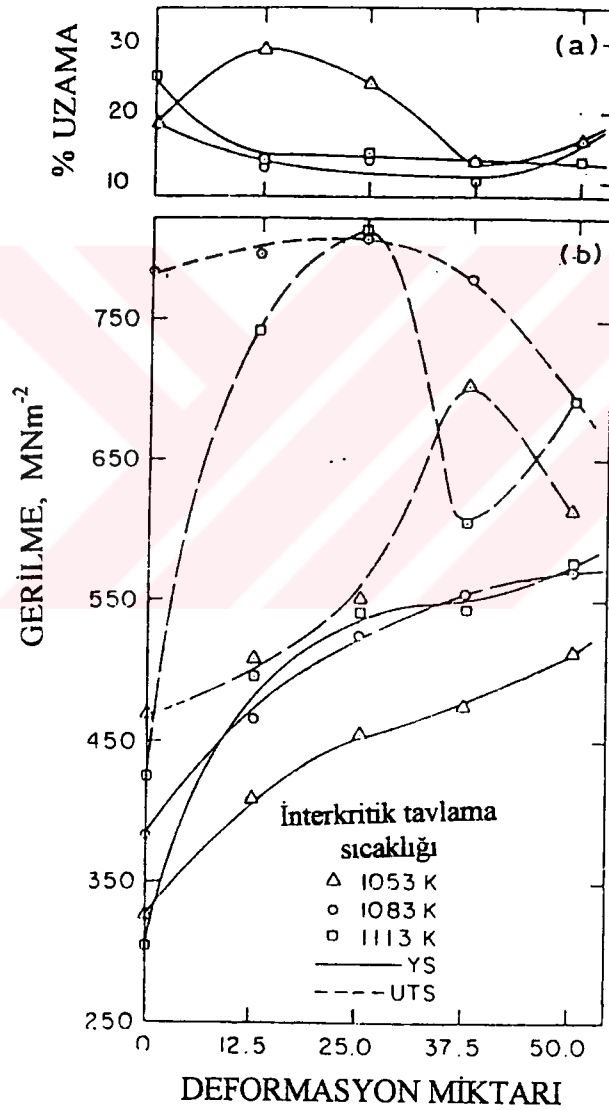
Chen et al. [4] 1050 perlitik çeliğinin termomekanik işlemi ile ilgili olarak yaptıkları bir çalışmada termomekanik işlemin 1050 çeliğinde mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada uygun termomekanik işlemlerin 1050 çeliğinin mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde çok faydalı olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Akma dayanımında önemli bir gelişme ($> 650 \text{ MN/m}^2$), çekme dayanımında nispi bir gelişme ve %15'ten fazla uzama elde edilmiştir. Mekanik özelliklerdeki gelişmeler, perlitik bölgelerdeki farklı mikroyapı ile ilişkilendirilmiş ve burada $1 \mu\text{m}$ 'den daha küçük ince alttane ve taneler veya buralarda dağılmış, ince çubuk şeklinde (rod-like) veya küresel (globüler) karbür partikülleri tespit edilmiştir.

Termomekanik işlem, çift fazlı çelik saçların üretiminde de kullanılmaktadır. (Östenit+ferrit) bölgesinde kontrollü haddelemeyi takip eden su verme işlemi sonucunda östenitin martenzite dönüşümü sağlanmakta ve (ferrit + martenzit) fazlarını içeren çift fazlı çelik saçlar elde edilmesi mümkün olabilmektedir [1].

Chaturvedi and Deb [3], düşük karbonlu çift faz çeliklerin termomekanik işleminin malzemenin mekanik ve yapı özellikleri üzerine etkisini inceleyen bir çalışmalarında, 1053, 1083 ve 1113 $^{\circ}\text{K}$ sıcaklıklarda ve % 12.5, %25, %37.5 ve % 50 deformasyon miktarlarını interkritik tavlama sıcaklığında denemişler, sonra buzlu tuz banyosunda su verme işlemi yapmışlardır. Deneysel çalışmaların sonucunda mekanik ve metalografik özellikleri inceleyerek sonuçları şu şekilde özetlemişlerdir.

Farklı interkritik tavlama sıcaklıklarında deformasyon miktarının etkisi Şekil 6.6.'da verilmiştir. Grafikten görüldüğü gibi her üç sıcaklık değerinde de uygulanan deformasyon miktarı ile akma dayanımı (YS) artmakta, çekme dayanımı (UTS) ise düzensiz bir değişim göstermektedir. 1083 $^{\circ}\text{K}$ ve 1113 $^{\circ}\text{K}$ 'de, toplam uzama ise %12.5'a kadar olan deformasyonlarda azalmakta

fakat sonra daha yüksek deformasyonlarda hemen hemen sabit kalmaktadır. 1053 ⁰K'de ise önce %18 den %28'e artmakta , sonra artan deformasyonla %13'e azalmaktadır. Deneysel sonuçlara göre dayanım ve sünekliğin optimum kombinasyonu 1083 ⁰K sıcaklıkta ve % 50 deformasyon miktarında elde edilmektedir. Bu numunede; 575 MN/m² akma dayanımı, 690 MN/m² çekme dayanımı, %17 toplam uzama gerçekleştiği belirtilmektedir [3].



Şekil 6.6. İnterkritik tavlama sıcaklıkları ve deformasyonla mekanik özelliklerin değişimi [3]

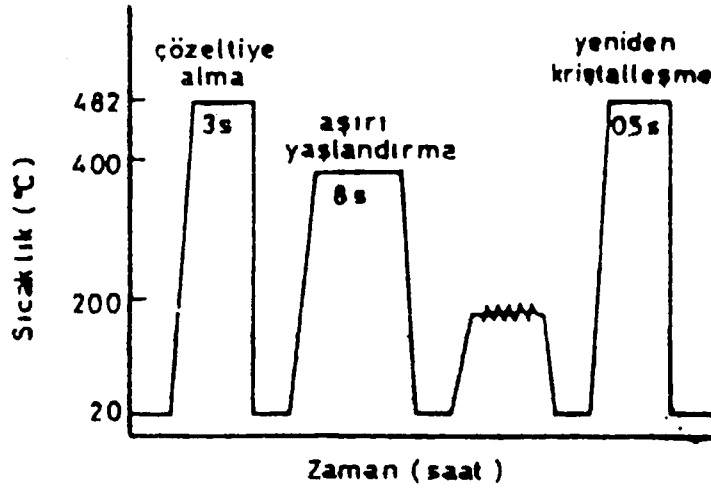
Deformasyonun mikroyapısal özelliği çok karmaşık bir şekilde etkilediği belirtilmektedir. Tane boyutu, ikinci fazın hacim oranı, yeniden kristalleşmemiş ferrit, dislokasyon yoğunluğu ve dağılımı gibi faktörler hem deformasyon miktarı, hem de sıcaklıktan etkilenmektedir. İnce sementit partiküllerinin çökmesinin de malzemenin dayanımına katkıda bulunduğu belirtilmektedir [3].

Çelik türlerinden yüksek hız çelikleri ile ilgili yapılan bir çalışmada, uygulanan termomekanik işlemlerde deformasyon miktarı % 40'ın üzerinde olduğunda bu malzemenin eğilme dayanımı ve kırılma tokluğunun, deforme edilmemiş numunelerle karşılaştırıldığında %15-20 kadar arttığı belirtilmektedir [39].

Yüksek karbonlu çeliklere uygulanan termomekanik işlemlerle küreselleşmiş çok küçük sementit tanecikleri ile küçük ferrit taneleri içeren mikroyapılar elde edilmiş ve bu malzemelerin süper plastik deformasyon özelliklerine sahip olduğu belirtilmiştir [1].

6.4. Alüminyumda Termomekanik İşlem

Termomekanik işlem alüminyum ve alaşımlarına da uygulanabilmektedir. Uygulanan termomekanik işlemlerle alüminyum malzemede, mikroyapıdaki fazların dağılımı, tane boyutu, yeniden kristalleşme derecesi kontrol edilebilmektedir. Şekil.6.7'de yüksek mukavemetli 7000 serisi bir alüminyum alaşımına uygulanan termomekanik işlem görülmektedir.



Şekil.6.7. 7000 serisi alüminyum alaşımına uygulanan termomekanik işlem [1]

Şekildeki termomekanik işlem uygulanan alüminyum alaşımı çökeltme sertleşmesi yapılabilen bir alaşımdır ve bahsedilen termomekanik işlem ile çökelti boyut ve dağılımı ile tane boyutu kontrol edilebilmekte ve işlem sonunda çökeltme sertleşmesi sağlanmakta, küçük ve eşeksenli tanelerden oluşan bir yapı elde edilebilmektedir. Bu şekilde malzemenin mukavemetinin artması yanında sünekliğinin de arttığı belirtilmektedir ve aynı zamanda bu malzemenin yüksek sıcaklık deformasyon kabiliyetinde önemli ölçüde geliştiği ve belirli bir süperplastiklik kazandığı belirtilmektedir [1,42].

Lee and Mc Nelley [5] 7475 alüminyum alaşımında termomekanik işlem yoluyla tane inceltme konusunda yaptıkları çalışmada termomekanik işlem sonucu elde edilen ince taneli yapı, işlemden önceki yapının yeniden kristalleşmesiyle açıklanmaktadır. İnce çökelek partiküllerinin dağılımının ince, sürekli yeniden kristalleşmiş ve sünek (özlü) bir yapı oluşmasına neden olurken, daha kaba çökeltilerin süreksiz kristalleşmeyi getirdiği ve daha kaba tanelerin oluşumuna neden olduğu sonucuna varılmıştır.

Aynı alaşımın (7475 alüminyum) termomekanik işlem yoluyla süperplastik özellik kazandırılması konusunda başka araştırmacılar tarafından yapılmış bir çalışma da bulunmaktadır. Bu çalışmada yapılan termomekanik işlem; ergiyik işlemi, haddeleme ile deformasyon, yeniden kristalleşme ve suni yaşlandırmayı içermektedir. Araştırmacılar deneysel çalışmalarında sıra ile, 490 °C’de 3 saat ısıtma işlemi, 350 °C’de sıcak haddeleme için yavaş soğutma, 350 °C’de %85 oranında haddeleme ile deformasyon, 490 °C’de 30 dakika tuz banyosunda hızlı yeniden kristalleşme ve 100 °C’de 1 saat suni yaşlandırma, takiben 180 °C’ye çıkma ve 5 saat yaşlandırma ve suda soğutma işlemlerini uygulamışlardır. Bu işlemler sonucunda alaşımın tane boyutu 100 µm’den 10µm’ye indirilmiştir. Tane incelmesinin sebebi yeniden kristalleşme olarak belirtilmektedir. Alaşımın yapısındaki büyük partiküller (1µm’den büyük), yeniden kristalleşen taneler için çekirdeklenme yüzeyi gibi davranmakta, küçük partiküller ise yeniden kristalleşen tanelerin büyümesini, dislokasyon hücre duvarlarında ve alttane (subgrain) sınırlarında sürüklenme kuvveti yoluyla geciktirmektedirler. Bu küçük partiküllerin alaşıma krom veya manganez ilavesi ile meydana geldiği belirtilmektedir. Yeniden kristalleşme işlemine suni yaşlandırma işleminin eklenmesi, ikinci faz partiküllerinin dağılmasını ve süperplastik deformasyon esnasında tane boyutunun kararlılığını sağlamak ve bu da daha büyük miktarlarda süneklik sağlamak için faydalı olmaktadır. Yapılan çalışma sonucunda 7475 alüminyum alaşımında %1700’lük uzama elde edilmiştir ve bu da daha önceki çalışmalara göre daha gelişmiş bir süperplastiklik özelliğidir [6,40,41].

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

7.1. Malzeme

Çalışmalar için iki tür malzeme seçilmiştir. Bu malzemeler, 4 mm kalınlığında düşük karbonlu çelik ve 5 mm kalınlığında alüminyumdur. Bu iki tip malzemenin kimyasal bileşimi Çizelge 7.1. ve Çizelge 7.2.'de verilmektedir.

Çizelge 7.1. Çelik malzeme kimyasal bileşimi (% Ağırlık)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0,0356	0,0032	0,310	0,0035	0,0170	0,0067	0,0096	0,0073	0,0071	0,0614

Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	As	Sb	Fe
0,0016	0,0017	0,0046	0,0063	0,009	0,001	0,01	0,008	99,5

Çizelge 7.2. Alüminyum malzeme kimyasal bileşimi (% Ağırlık)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Cr	Zn	Ti	Sn
0,103	0,373	0,305	0,0082	0,0024	0,0025	0,0028	0,0213	0,0048	0,0025

Pb	Sb	Al
0,0022	0,0004	99,4

Çalışmada kullanılan malzemeler plaka saçıtan giyotin makasta kesilmiştir. Çelik malzemede ebatlar; kalınlık, genişlik, uzunluk, sırasıyla 4x40x300 mm, alüminyum malzemede ise bu ebatlar; yine aynı sıra ile, 5x40x300 mm'dir.

7.2. Kaynak İşlemi ve Kullanılan Parametreler

Deneyslerde gazaltı kaynak yöntemlerinden MİG-MAG kaynak yöntemi kullanılmıştır. Kullanılan kaynak parametreleri, çelik ve alüminyum malzemeye göre değişiktir. Çelik malzemenin kaynağında aktif koruyucu gaz yani MAG kaynağı kullanılırken, alüminyum malzemenin kaynağında inert gaz dolayısıyla da MİG kaynak yöntemi kullanılmıştır. Kaynak parametreleri belirlenirken, pilot kaynak işlemleri yapılarak, istenilen nüfuziyet (parça kalınlığının tamamına), düzgün dikiş yüzeyi, ve benzeri nitelikleri sağlayan kaynak parametreleri tespit edilmiş ve kaynak işleminde uygulanmıştır.

Çelik malzeme için kullanılan kaynak parametreleri şunlardır:

Koruyucu gaz: Karbondioksit (CO_2)

Kaynak akımı: 160 ± 5 A

Kaynak gerilimi: 28 ± 2 V

Kaynak hızı: 18 cm / dk

Kaynak teli: SG 2 kaynak teli

Kaynak teli çapı: 1.2 mm

Paso sayısı: 1

Tokluğu artırması bakımından Helyum-Argon-Karbondioksit (veya Oksijen) karışım gazı kullanılabilirdi. Ancak bu gazın pahalı olması ve ayrıca tokluğun daha yaygın kullanılan karbondioksit koruyucu gazı altındaki kaynak işleminde artırılması endüstriyel önem arz etmektedir. Bu sebeple de koruyucu gaz olarak karbondioksit seçilmiştir.

Alüminyum malzeme için kullanılan kaynak parametreleri ise şunlardır:

Koruyucu gaz: Argon (Ar)

Kaynak akımı: 135 ± 5 A

Kaynak gerilimi: 18 ± 2 V

Kaynak hızı: 20 cm/dk

Kaynak teli: AL-MG 5 kaynak teli

Kaynak teli çapı: 1.2 mm

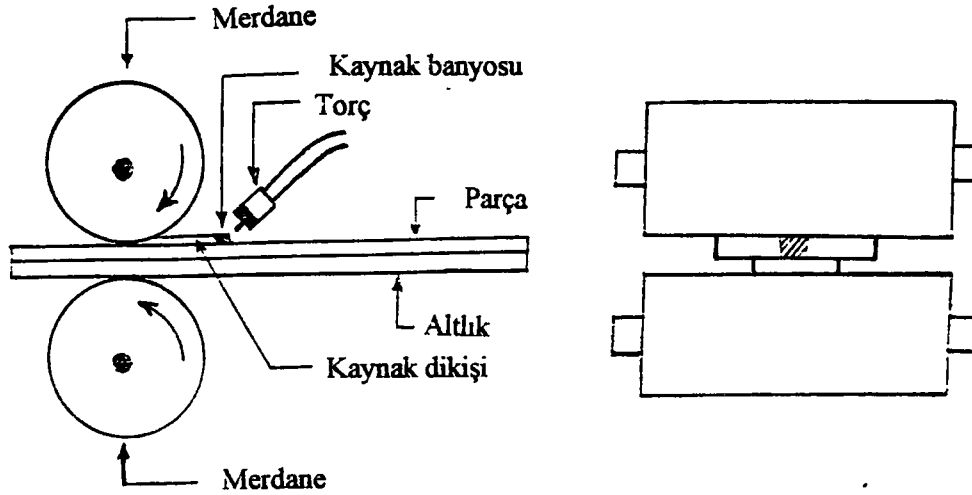
Paso sayısı: 1

7.3. Deney Düzeneği ve Deneylerin Yapılışı

Yapılan çalışmada numunelerin bir kısmına kaynak işlemi tek başına uygulanmıştır. Numunelerin diğer kısmına ise kaynak işleminin devamında termomekanik işlem uygulanmıştır. Her iki durumda da kaynak işlemi yapılırken, daha önce boyutları verilen parçalar, ikişer ikişer yanyana getirilerek ve parçaların altına altlık yerleştirilerek alın kaynağı yapılmıştır.

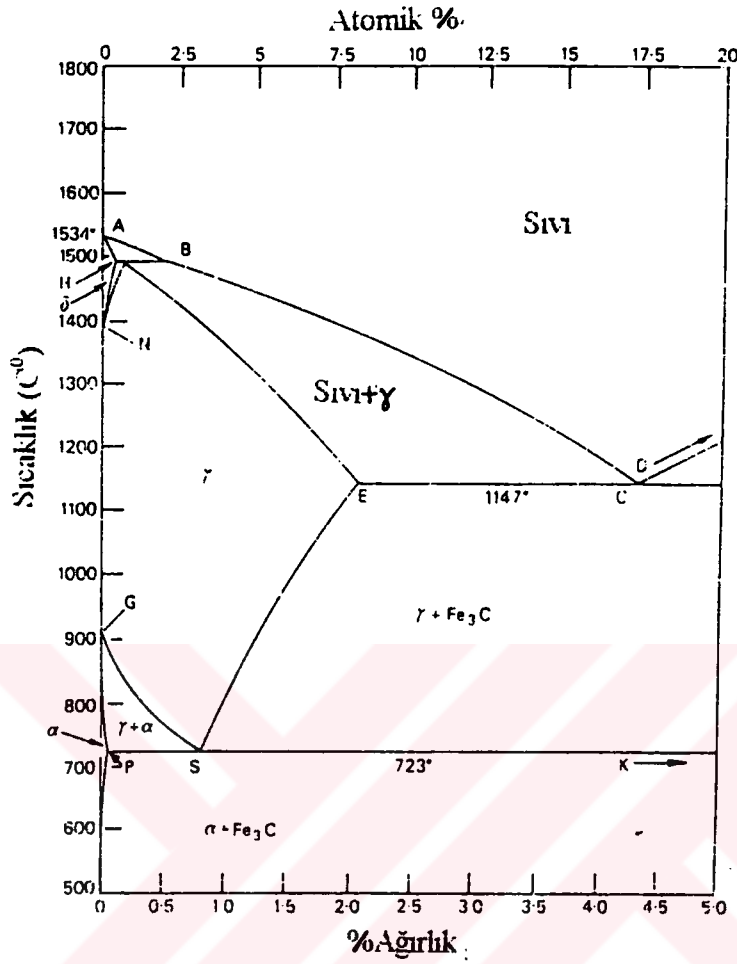
Burada yapılan termomekanik işlemin temel özelliği; diğer klasik termomekanik işlemlerden farklı olarak malzemenin fırında ısıtılma tabii tutulmadan, kaynak işlemindeki ısıdan faydalanılmasıdır. Yani kaynak işleminde ergime bölgesinde katılaşma tamamlandıktan hemen sonra malzeme yüksek sıcaklıklarda iken plastik deformasyon işlemi yapılmıştır. Burada deformasyona uğrayan bölge tamamıyla sıvı durumdan katı duruma geçen ve yüksek sıcaklıklara ulaşan ergime bölgesidir.

Çalışmada, termomekanik işlem için kullanılan deney düzeneği, MIG-MAG kaynak donanımına, haddeleme yoluyla plastik deformasyon işlemini gerçekleştirecek bir merdane sisteminin ilavesiyle elde edilmiştir. Deney düzeneği şematik olarak Şekil 7.1.'de görülmektedir.



Şekil 7.1. Termomekanik işlem deney düzeneği

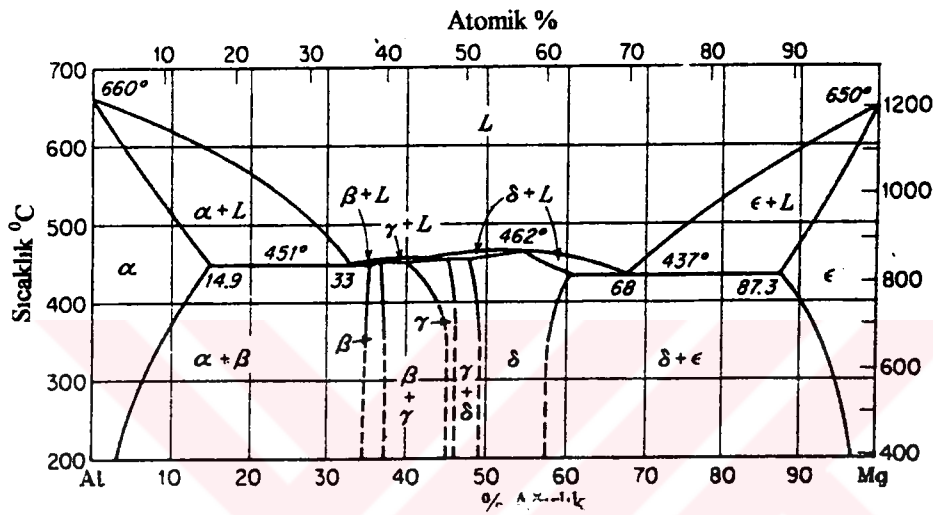
Şekilde görüldüğü gibi, kaymak sırasında ergiyen ve sonra katı hale geçen kaynak metali, katılaştıktan hemen sonra, yüksek sıcaklıklarda, merdaneler arasına girmekte ve merdaneler arasındaki açıklık, toplam malzeme kalınlığından daha küçük olduğu için, merdaneler tarafından uygulanan radyal basıncın oluşturduğu kuvvetle plastik deformasyona uğrayarak merdaneler arasından çıkmaktadır. İşlem, 300 mm uzunluktaki deney parçasının sonuna kadar devam etmektedir. Bu şekilde kaynak ve plastik deformasyon işlemi kombine bir şekilde gerçekleşmektedir. Bu işlemde, plastik deformasyon yüksek sıcaklıklarda gerçekleştiği için bu olay “termomekanik işlem” olarak adlandırılmaktadır.



Şekil 7.2. Fe-C denge diyagramı [34]

Şekil 7.2.'de verilen denge diyagramında görüldüğü gibi, saf sıvı demir, yaklaşık olarak 1535 C^0 da katılaşmaya başlamaktadır. Bu çalışmada kullanılan çelik malzeme de alaşım elementleri bakımından saf demire yakındır ve dolayısıyla aynı sıcaklıklarda katılaşmaya başlamaktadır. Katılaşmanın başlamasından hemen sonra oluşan faz δ fazıdır. Daha sonra oluşan faz östenittir. Östenit fazı denge diyagramında saf demir için $1400\text{-}900\text{ C}^0$ sıcaklık aralığındadır. Çalışmada, çelik malzemenin kaynağında uygulanan termomekanik işlem östenit bölgesinde yapılmaktadır. Termomekanik işlem esnasında östenit fazı yeniden kristalleşmeye uğramakta daha küçük tane boyuna sahip bir yapı oluşmaktadır.

Şekil 7.3.'te Al-Mg denge diyagramı görülmektedir. Alüminyumun magnezyum ile denge diyagramının verilmesinin sebebi, çalışmada kullanılan alüminyum malzemenin kaynak metalinde en fazla oranda bulunan alaşım elementinin magnezyum olmasıdır (%3.38).



Şekil 7.3. Al-Mg denge diyagramı [48]

Denge diyagramında görüldüğü gibi, sıvı alüminyumun katılaşması 660 C⁰ da başlamaktadır. Magnezyum, alüminyumda 450 C⁰ da %17.4, oda sıcaklığında ise %1.9 oranında çözünerek katı eriyik bölgesi oluşturmaktadır. Alüminyumun kaynağında uygulanan termomekanik işlem, denge diyagramında görülen katı eriyik bölgesinde olmaktadır.

Termomekanik işlem sonucu gerçekleşen deformasyon oranları Eş.7.1.'de verilen bağıntı ile hesaplanmıştır.

$$DO = (h_2 - h_1) / h_1 \quad (7.1.)$$

Burada;

DO= Deformasyon oranı

h_2 = Son yükseklik h_1 = İlk yükseklik 'tir.

Çıkan sonuç 100 ile çarpılarak %'de deformasyon miktarı belirlenmiştir.

Deformasyon oranlarının hesabı hem tüm kesit kalınlığında, hem de parça kalınlığının üzerindeki kesitte hesaplanmıştır. Tüm kesit kalınlığındaki deformasyon oranı hesabında, dikiş tepe noktasından, parça tabanına kadar olan yükseklik alınmıştır. Diğer deformasyon oranının hesabında ise, tüm yükseklikten parça kalınlığı çıkarılarak sadece parçanın üzerindeki dikiş kısmında olan yükseklik değişimine göre hesaplama yapılmıştır. Çelik malzemede tüm kesitteki deformasyon %20 oranında, parça kalınlığının üzerindeki deformasyon %50 oranında yapılmıştır. Alüminyum malzemede ise tüm kesitteki deformasyon %25 oranında, parça kalınlığının üzerindeki deformasyon %60 oranında uygulanmıştır. Daha düşük deformasyon oranlarında yeniden kristalleşme olmayacağı için, deformasyon oranları tüm parça kesitinde %15'in üzerinde tutulmuştur.

7.4. Kaynak Metali Kimyasal Analizi

Esas metal ile kaynak metali arasındaki kimyasal bileşim farklılığının belirlenmesi için kaynak metali bölgesinden spektroanaliz yaptırılmıştır. Çizelge 7.3.'te çelik malzemeye ait kaynak metali kimyasal bileşimi, Çizelge 7.4.'te ise alüminyum malzemeye ait kaynak metali kimyasal bileşimi verilmektedir. Spektroanaliz sonuçları; kaynak metali bölgesinin kimyasal bileşiminin, esas metale benzemekle birlikte biraz değişiklik gösterdiğini ortaya koymaktadır. Bu değişim; kullanılan kaynak telinden ve kaynak banyosunda oluşan reaksiyon sebebiyle olmaktadır.

Çizelge 7.3. Çelik malzemede kaynak metali kimyasal bileşimi (% Ağırlık)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0,0901	0,33	0,683	0,0123	0,0175	0,0251	0,0138	0,0273	0,0148	0,0919

Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	As	Sb	Fe
0,0016	0,0024	0,005	0,0063	0,0009	0,004	0,0027	0,0199	98,6

Çizelge 7.3.'te çelik malzeme kimyasal bileşimindeki alaşım elementleri içinde Mangan oranının diğerlerine göre yüksek olduğu görülmektedir. Mangan östenitin ferrite dönüşüm sıcaklığını azaltan bir elementtir. Böylece mikroyapıda asiküler ferrit oluşumu teşvik edilmektedir. Mangan oranı arttıkça asiküler ferrit oranı artmaktadır. Mangan oranının artması mikroyapıyı inceltmekte bu da kaynak metalinde mukavemet ve sertliğin artmasını sağlamaktadır. Ayrıca mangan, çeliğin sertleşme kabiliyetini artıran bir element olduğu için kaynak metali mikrofazı içinde bulunan martenzit hacim oranını artmasına yol açarak mukavemet artışında etkin olabilmektedir [22].

Çizelge 7.4. Alüminyum malzemede kaynak metali kimyasal bileşimi (% Ağırlık)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Cr	Zn	Ti
0,067	0,161	0,0046	0,118	3,38	0,0028	0,0981	0,0088	0,0627

Sn	Pb	Sb	Al
0,0022	0,0017	0,0023	96,1

Çizelge 7.4.'te görülen alüminyum malzeme kimyasal bileşiminde magnezyum oranının yüksek olduğu görülmektedir. Alüminyumda magnezyum, alaşıma

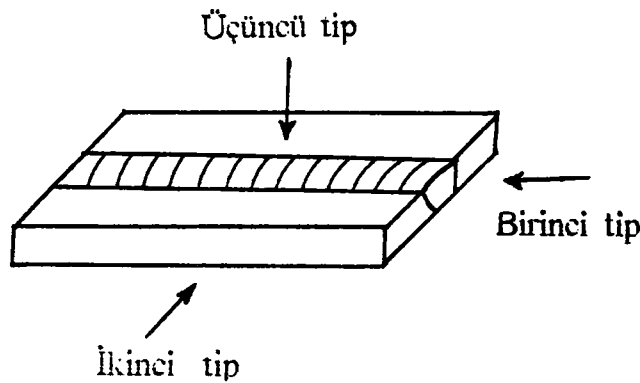
yüksek dayanım, soğuk işlemde iyi süneklik ve yüksek korozyon direnci özelliklerini sağlayan bir alaşım elementidir.

7.5. Deney Numunelerinin Hazırlanması

Yapılan çalışmada, mikroyapı, sertlik ve darbe dayanımı olmak üzere üç değişik özellik araştırılmış ve bu üç özelliğin sonuçlarına göre bazı özellikler hakkında ilişkilendirme yapılmıştır. Örneğin sertlik özelliği ile dayanım arasındaki bir ilişki bulunması gibi. Mikroyapı ve darbe deneyleri için, parçalardan deney numuneleri hazırlanmış, sertlik ölçümü ise mikroyapı için hazırlanan numunelerde mikroyapı resimleri çekildikten sonra yapılmıştır. Kaynakla birleştirilen parçalardan deney numuneleri çıkarılırken, parçaların başından ve sonundan 20 mm'lik bir uzunluk kesilerek arta kalan kısımlardan numuneler hazırlanmıştır. Bunun sebebi parçanın baş ve son kısımlarının kaynaklı malzemeyi iyi temsil etmemesidir.

7.5.1. Mikroyapı inceleme numunelerinin hazırlanması

Mikroyapı incelemeleri amacıyla, dikişe göre üç değişik yönde deney numuneleri hazırlanmıştır. Bu numunelerin alındığı yönler şematik olarak Şekil 7.4.'te görülmektedir.



Şekil 7.4. Değişik tip mikroyapı numuneleri

Birinci tip numuneler, kaynak bölgesine önden bakmak amacıyla hazırlanan ve kaynak metali, ITAB ve esas metalin görülebildiği numunelerdir. Bu tip numuneler, kaynak numunesinden, kaynak dikişine dik yönde enine kesit alınmak suretiyle hazırlanmıştır.

İkinci tip mikroyapı numuneleri, kaynak dikişine paralel yönde, boyuna kesitte alınan numunelerdir. Bu numuneler hazırlanırken , deney parçaları kaynak merkez çizgisi boyunca ortadan kesilerek ikiye bölünmüş ve kaynak merkez çizgisine dik yönde bakacak şekilde hazırlanmıştır.

Üçüncü tip numuneler ise kaynak dikişi üzerinden alınan numunelerdir. Kaynak dikişi yüzeyi taşa tutulup düzeltilerek bu numuneler hazırlanmıştır.

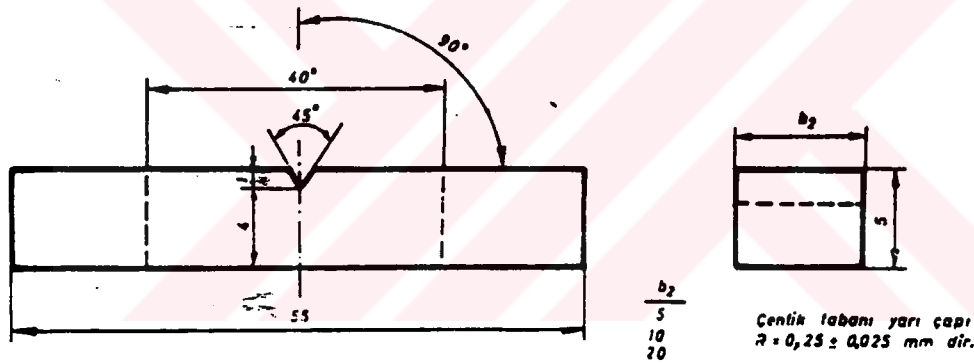
Parça kalınlıkları küçük olduğu için numuneler uygun boyutlarda kesilerek bakalit gömme yapılmıştır. Bunu takiben zımparalama işlemine geçilmiş ve sırası ile 180, 220, 320, 500, 800 ve 1200 numaralı zımparalar ile numunelerin yüzeyleri parlatmaya hazırlanmıştır. Parlatma işlemi, 3 mikronluk elmas pasta ve yağlayıcı sıvı kullanılarak yapılmıştır. Daha sonra, çelik numuneler %2'lik nital çözeltisi (2 ml HNO_3 + 98 ml etanol) ile, alüminyum numuneler ise Modifiye Keller Reaktif (2 ml HF + 3 ml HCl + 20 ml HNO_3 + 175 ml H_2O) ile dağlanarak mikroyapılar elde edilmiştir. Bu numunelerden Olympus marka optik mikroskopta mikroyapı resimleri çekilmiştir.

7.5.2. Sertlik deneyi numunelerinin hazırlanması

Mikroyapı incelemeleri için hazırlanan numuneler aynı zamanda sertlik deneylerinde de kullanılmıştır. Sertlik ölçümleri Instron Wolpert marka deney cihazında, Vickers yöntemi ile 10 kg'lık yük uygulanarak yapılmıştır.

7.5.3. Darbe deneyi numunelerinin hazırlanması

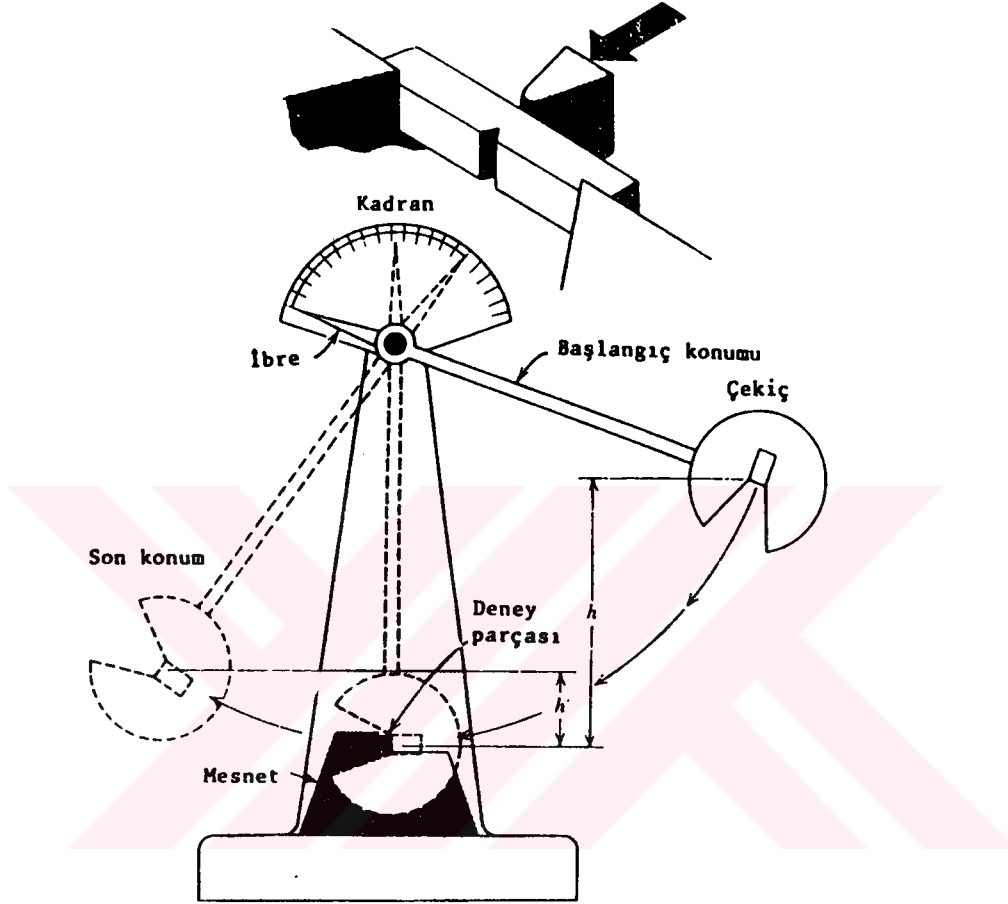
Yapılan çalışmada V çentikli Charpy darbe deney numuneleri hazırlanmıştır. Bunun için öncelikle parça kalınlığının üzerindeki kaynak dikişi talaş kaldırarak temizlenmiş ve düz bir yüzey elde edilmiştir. Frezeleme işleminden sonra parçalar hidrolik testerede 10 mm genişliklerde kesilmiştir. Kesme sırasında oluşan talaş v.b pislikler temizlenmiştir. Daha sonra kesilip temizlenen numunelere çentik açma işlemlerine geçilmiştir. Vargel tezgahında, 45^0 lik açılı kalem (uç) kullanılarak, numunelerin bir kısmında kaynak merkezine, diğer kısmında ITAB'a , 1 mm derinlikte V çentik açılmıştır. Standartlarda, 5-10 mm kalınlıklardaki levhalara ait Charpy deney parçası Şekil 7.5.' te görülmektedir [44,45].



Şekil 7.5. 5-10 mm kalınlıktaki levhalara ait Charpy deney parçası [44]

Yapılan çalışmada, alüminyum malzemeden hazırlanan darbe deney numunesi Şekil 7.5.'te verilen ölçülere göre hazırlanmıştır. Fakat çelik malzemede 5 mm kalınlıktaki levhaya çekilen kaynak dikişinin deformasyonu çok düşük oranlarda olduğu için 4 mm kalınlığında parçalar kullanılmış ve dolayısı ile darbe deney parçalarının kalınlığı 4 mm olmuştur. Bu deney numunelerinden alınan sonuçlar kendi aralarında karşılaştırıldığı için, numune kalınlığının, 5 mm yerine 4 mm olmasında bir sakınca görülmemektedir. Çentik darbe

deneyleri Tinius Olsen marka cihazda yapılmıştır. Şekil 7.6.'da standart Charpy deney cihazının şematik görünümü verilmektedir.



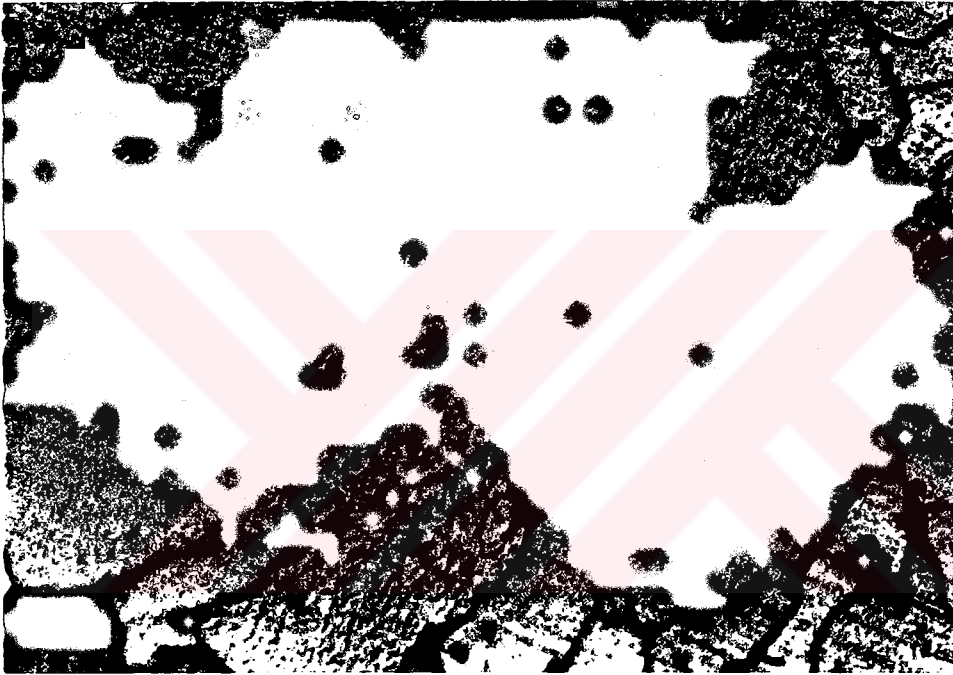
Şekil 7.6. Charpy deney cihazı şematik görünümü [23]

8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

8.1. Mikroyapı Sonuçları ve Tartışma

8.1.1. Çelik malzeme mikroyapı sonuçları ve tartışma

Kaynak işleminde kullanılan çelik ana malzemeye ait tipik mikroyapı Şekil 8.1.'de verilmektedir.



Şekil 8.1. Çelik ana malzeme mikroyapısı x300

Şekilde görüldüğü gibi çelik ana malzeme, ferritik bir anayapıdan oluşmaktadır. Tane sınırlarında ise çok az miktarda perlit fazı görülmektedir. Bu mikroyapı, çok düşük karbon oranına sahip, alaşımsız çeliklere ait, tipik bir mikroyapıdır. Bu ana malzeme, sıcak hadde ürünü bir tabakadan alındığı için, az miktardaki perlit fazı da yapıda homojen olarak dağılmaktadır.

Şekil 8.2.a.'da işlem görmemiş (ÇNK), Şekil 8.2.b.'de ise termomekanik işlem görmüş (ÇTMK) kaynak metali mikroyapısı görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 8.2. (a) ÇNK (b) ÇTMK, kaynak metali mikroyapısı x300

Şekil 8.2.a. ve 8.2.b.'de görülen mikroyapılar karşılaştırıldığında; işlem görmemiş kaynak metali tane yapısının çok kaba tanelerden oluştuğu görülmektedir (Şekil 8.2.a.). Zaten normal kaynak yapıları da bu şekilde kaba, sütunsal tanelerle karakterize edilmektedir. Şekil 8.2.b. ise, kaynak sonrası termomekanik işlem görmüş çelik numunelerin mikroyapısına aittir ve normal kaynak mikroyapısına göre nispeten daha küçük boyutlu, ince tanelerden oluşmaktadır.

Şekil 8.3.'te ÇNK numunelerinin kaynak metali bölgesinde, iki değişik yerden alınan mikroyapılar, Şekil 8.4.'te ise ÇTMK numunelerinin iki değişik kaynak metali bölgesinden alınan mikroyapılar, aynı büyütme oranında (x150) verilmektedir.





Şekil 8.3. ÇNK numunesinde iki değişik bölgede kaynak metali mikroyapısı

x150



Şekil 8.4. ÇTMK numunesinde iki değişik bölgede kaynak metali mikroyapısı
x150

Şekil 8.3. ve Şekil 8.4.'te görülen mikroyapılar, daha geniş bir alanı inceleme ve değerlendirme amacı ile, önceki resimlere göre daha küçük büyütme oranında çekilmiştir. Şekil 8.3. ve Şekil 8.4.'daki mikroyapılar karşılaştırıldığında tane boyutundaki küçülme bariz bir şekilde görülmektedir. Şekil 8.3., kaynak sonrası hiçbir işlem görmemiş kaynak metali mikroyapısına aittir ve katılaşma yönünde uzamış oldukça kaba tanelerden oluşurken, Şekil 8.4.'te görülen kaynak sonrası termomekanik işlem görmüş numuneye ait mikroyapı, oldukça küçük tanelerden oluşmaktadır. Bu mikroyapıda da uzamış taneler mevcuttur fakat bunlar daha ince bir şekilde uzamaktadırlar. Ayrıca termomekanik işlem görmüş numunelerin mikroyapılarında, bölgesel olarak, çok küçük boyutlu ve çok ince tanelere rastlanmaktadır. Bu taneler, işlem görmemiş kaynak numunesinde görülmemektedir ve termomekanik işlemin bir sonucu olarak, yeniden kristalleşmeden dolayı oluşmaktadır. Çizgisel hesaplama metodu ile yapılan tane boyutu hesabı, bu fotoğraflarda (8.3. ve 8.4.) yapılmıştır ve hesaplama sonuçları ısı tesiri altında kalan bölgede yapılan hesaplama sonuçları ile birlikte Çizelge 8.1.'de verilmiştir.

Şekil 8.5.'te ısı tesiri altındaki bölgenin mikroyapısı görülmektedir. Bu bölge, kaynakta oluşan yüksek ısının etkisiyle tane irileşmesinin olduğu bölgedir.



(a)



(b)

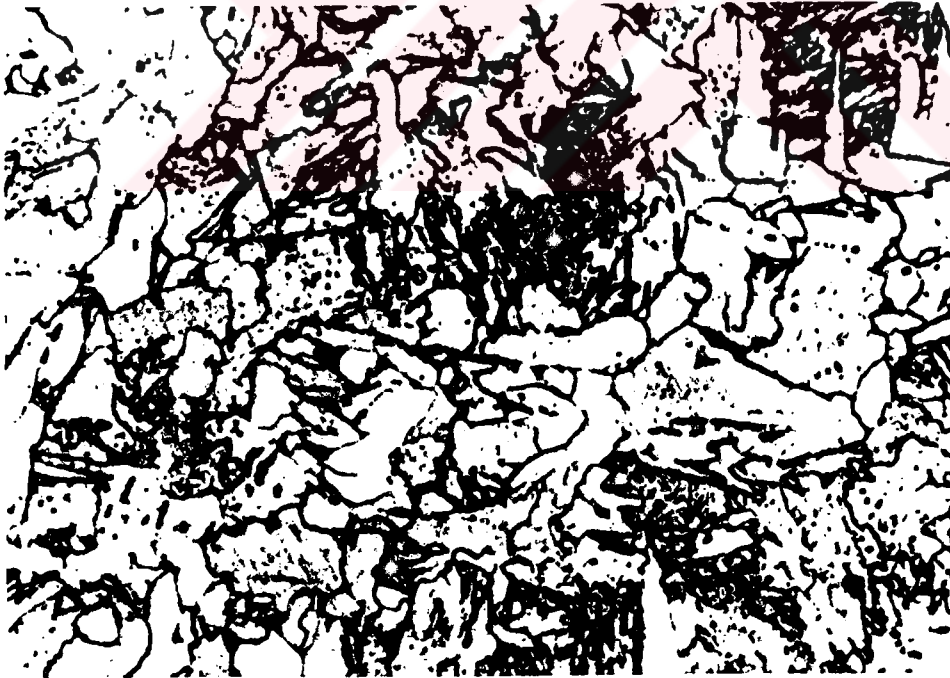
Şekil 8.5. (a) ÇNK (b) ÇTMK numunelerinde ITAB mikroyapısı x300

ITAB'a ait mikroyapılara bakıldığında, işlem görmemiş numunede bu bölgede aşırı irileşmiş taneler dikkat çekmektedir. Termomekanik işlem gören kaynak numunesinde ise bu bölge daha ince tanelidir. Aynı bölgeden, daha küçük büyütmede çekilen ve daha geniş bir alanı kapsayan mikroyapılar Şekil 8.6.'da görülmektedir. Bu resimlerde görülen mikroyapılar birbirine benzemekle birlikte, büyük taneler, işlem görmemiş numuneye ait resimde (Şekil 8.6.a.) daha geniş bir alanı kapsamaktadır. Termomekanik işlem görmüş numune mikroyapısında (Şekil 8.6.b.) ise bu tip iri taneler çok azdır. ITAB'a ait tane boyutu hesaplamaları bu fotoğraflar üzerinde yapılmıştır ve kaynak metali tane boyutu hesabı sonuçları ile birlikte Çizelge 8.1.'de verilmektedir.





(a)



(b)

Şekil 8.6. (a) ÇNK, (b) ÇTMK numunelerinde ITAB mikroyapıları x150

Çizelge 8.1. ÇNK ve ÇTMK numunelerinde tane boyutu değişimi

	ÇNK	ÇTMK	% Değişim
Kaynak Metali	64 μm	35 μm	45
ITAB	60 μm	45 μm	25

Çizelge 8.1.'de görüldüğü gibi, kaynak sonrası işlem görmemiş numunenin (ÇNK) mikroyapısında kaynak metali tane boyutu 64 μm olarak hesaplanırken, termomekanik işlem sonrası (ÇTMK) bu boyut 35 μm olarak hesaplanmıştır. Bu da önemli oranda bir tane küçülmesini ifade etmektedir. Aynı şekilde ITAB'da yapılan hesaplamalarda, normal kaynak numunesinde tane boyutu 60 μm , termomekanik işlem görmüş numunede 45 μm olarak hesaplanmıştır. ITAB'da gerçekleşen tane küçülmesi, kaynak metalinde olan tane küçülmesine göre daha az oranda olmuştur. Bunun sebebi; ITAB'da sıcaklığın kaynak metaline göre daha düşük olması ve bunun sonucunda deformasyonun etkili olamamasıdır. Kaynak metalinde ise daha yüksek sıcaklıklardan dolayı deformasyon, yeniden kristalleşmeyi kontrol edebilmekte ve tane boyutundaki küçülme daha etkili olabilmektedir.

ITAB mikroyapısının daha küçük büyütme oranında çekilmiş mikroyapıları Şekil 8.7.'de verilmektedir. Şekil 8.7.a. ÇNK numunesinin mikroyapısını, Şekil 8.7.b. ise ÇTMK numunesinin mikroyapısını göstermektedir. Önceki verilen mikroyapı fotoğraflarına göre, burada daha geniş bir alanı incelemek ve değerlendirmek mümkündür.



(a)



(b)

Şekil 8.7.(a) ÇNK, (b) ÇTMK numunelerinde ITAB mikroyapıları x75

Şekil 8.7.b.'de görülen termomekanik işlem görmüş ITAB mikroyapısında çok geniş bir alan, ince, eşeksenli tanelerden oluşmaktadır. Çok az sayıda nisbeten büyük tane görülmektedir. Şekil 8.7.a. ile karşılaştırıldığında ÇTMK numunelerinin ITAB bölgesinin nisbeten ince tane yapısında olduğu açıkça görülmektedir.

Şekil 8.8.'de kaynak dikişine paralel yönde (boyuna kesit) alınan numunelere ait mikroyapı, şekil 8.9.'da ise, dikiş üzeri düzlenerek alınan mikroyapılar görülmektedir.





(a)



(b)

Şekil 8.8. (a) ÇNK, (b) ÇTMK, boyuna kesit mikroyapıları x150



(a)



(b)

Şekil 8.9. (a) ÇNK, (b) ÇTMK, dikiş üzerinden alınan mikroyapı x150

Şekil 8.8.'de verilen mikroyapılar, numunenin kaynak merkez çizgisi boyunca kesilerek, kaynak dikişine paralel yönde alınan numunelerin mikroyapılarıdır. Kaynak metali, parça kalınlığının tamamına nüfuz ettiği için, yapı tamamıyla kaynak metalinden oluşmaktadır. Şekil 8.9. ise, dikiş üzerinin taşla düzeltilerek, tam yüzey üzerinden alınan mikroyapılardır. Bu incelemeler, mikroyapıdaki değişimin, kaynak metalinin üç değişik yönünde olup olmadığını görmek amacı ile yapılmıştır. Bu yönlerde de, termomekanik işlem gören numunelerin mikroyapılarında tane incelmesi olduğu belirlenmiştir.

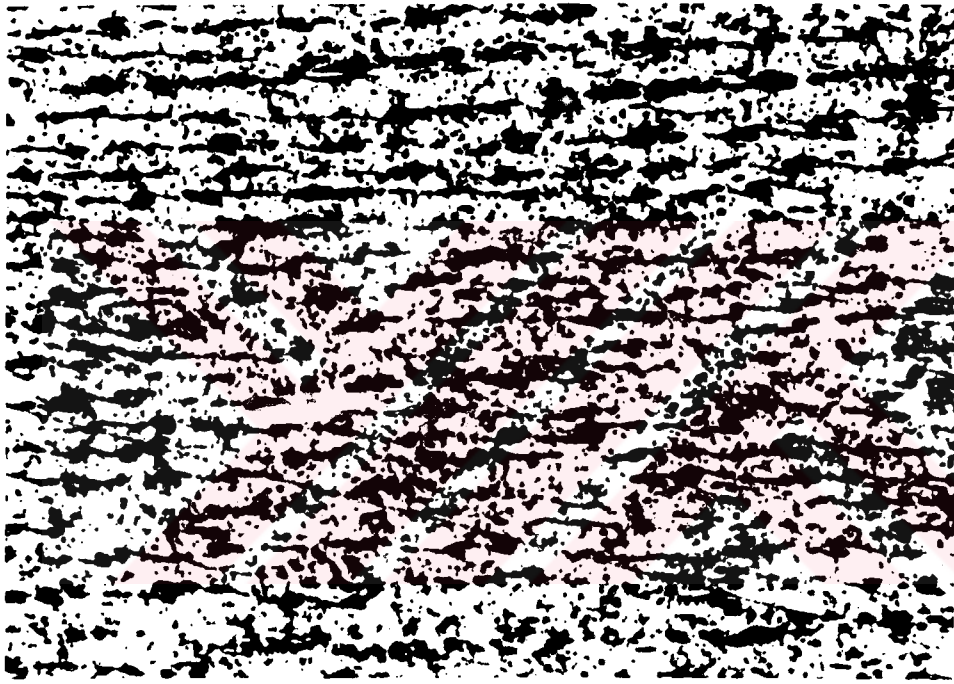
Verilmiş olan kaynak metali mikroyapıları değişik fazlardan oluşmaktadır. Şekil 7.2.'de verilen Fe-C denge diyagramına göre, kaynak esnasında katılaşma başladığında östenitten, primer ferrit, widmanstatten kenar levhaları, asiküler ferrit, beynit ve martenzit dönüşümleri olmaktadır. Bu fazların oluşumunu etkileyen faktörler; soğuma hızı, kaynak metali kimyasal bileşimi ve inklüzyon yoğunluğu olmaktadır. Katılaşma sonrasındaki soğuma esnasında östenit tane sınırlarında primer tane sınırı ferriti oluşmakta; ondan sonra ise ferrit-östenit tane sınırlarında widmanstatten kenar levhaları veya ferrit kenar levhaları çekirdeklenmesi ve büyümesi gerçekleşmektedir. Bunun sonrasında ise östenit taneleri içerisinde inklüzyonlardan asiküler ferrit taneleri çekirdeklenmektedir. Asiküler ferrit tanelerinin büyümesi tamamlanınca, kalan östenit mikrofazlara dönüşmektedir. Bu mikrofazlar, martenzit, perlit, beynit, kalıntı östenit olabilmektedir. Bunların hacim oranı çok azdır. Kaynak metalinde önemli olan üç faz, primer ferrit, widmanstatten kenar levhaları ve asiküler ferrit fazlarıdır [21,22].

Şekil 8.3. ve Şekil 8.4.'te verilen kaynak metali mikroyapılarında da küçük eşeksenli tanelerden oluşan poligonal ferrit (PF), ince uzamış ferrit çöpleri diye tanımlanan asiküler ferrit (AF) ve ikinci faz ferritler (İFF) görülmektedir. Literatürde belirtilen ve perlit, martenzit veya kalıntı östenitten oluşan

mikrofazlar ise boyutlarının ve miktarlarının çok küçük ($10\ \mu\text{m}$ 'dan daha küçük) olmasından ve optik mikroskop limitinin sınırlı olmasından dolayı fotoğraflarda belirlenememiştir.

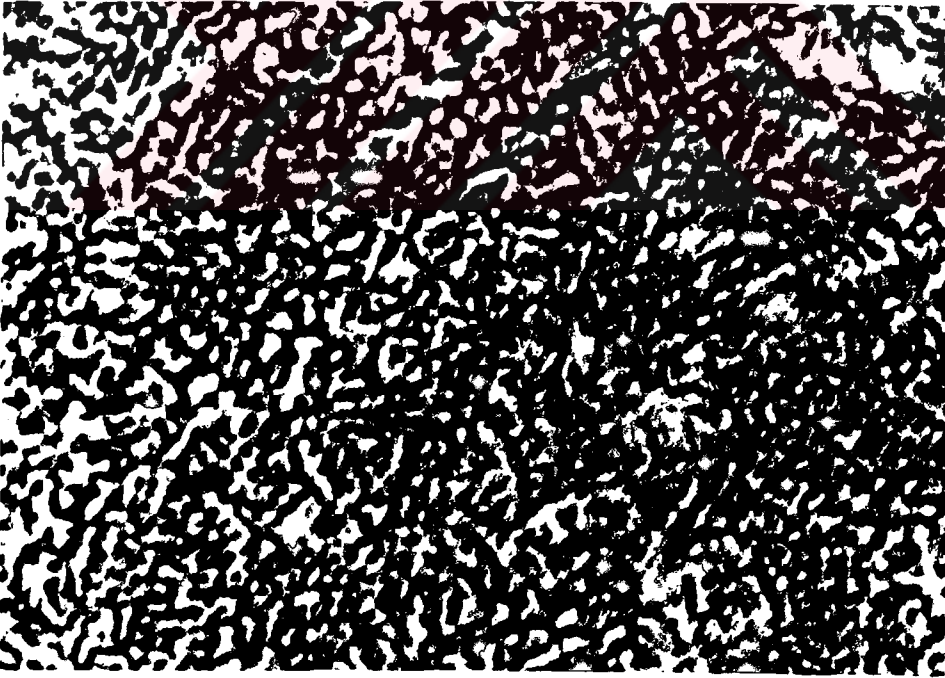
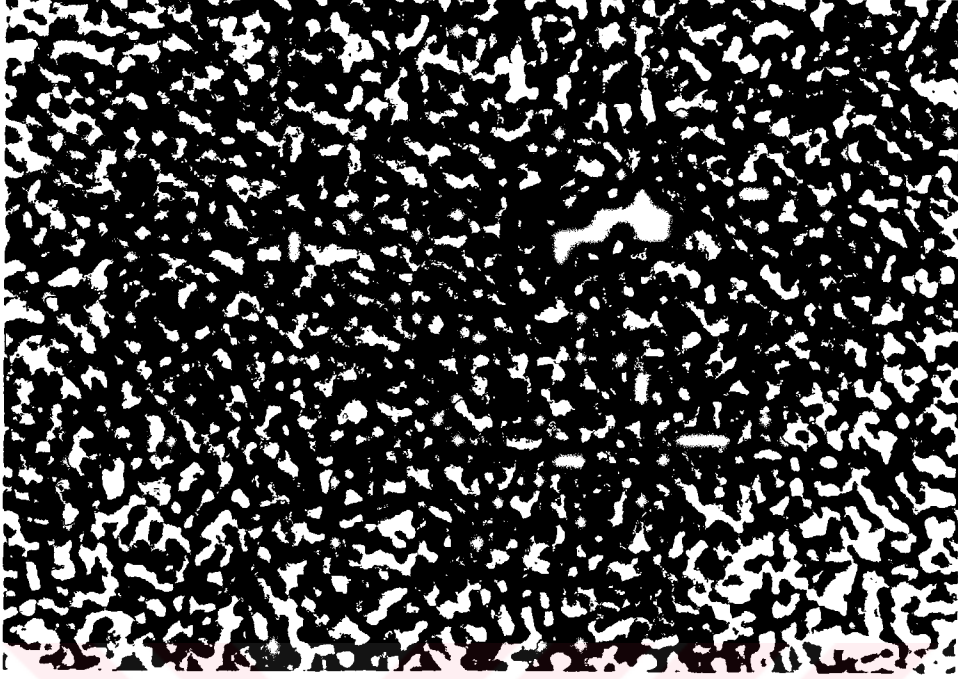
8.1.2. Alüminyum malzeme mikroyapı sonuçları ve tartışma

Şekil 8.10.'da alüminyum kaynağında kullanılan ana malzeme mikroyapısı görülmektedir.

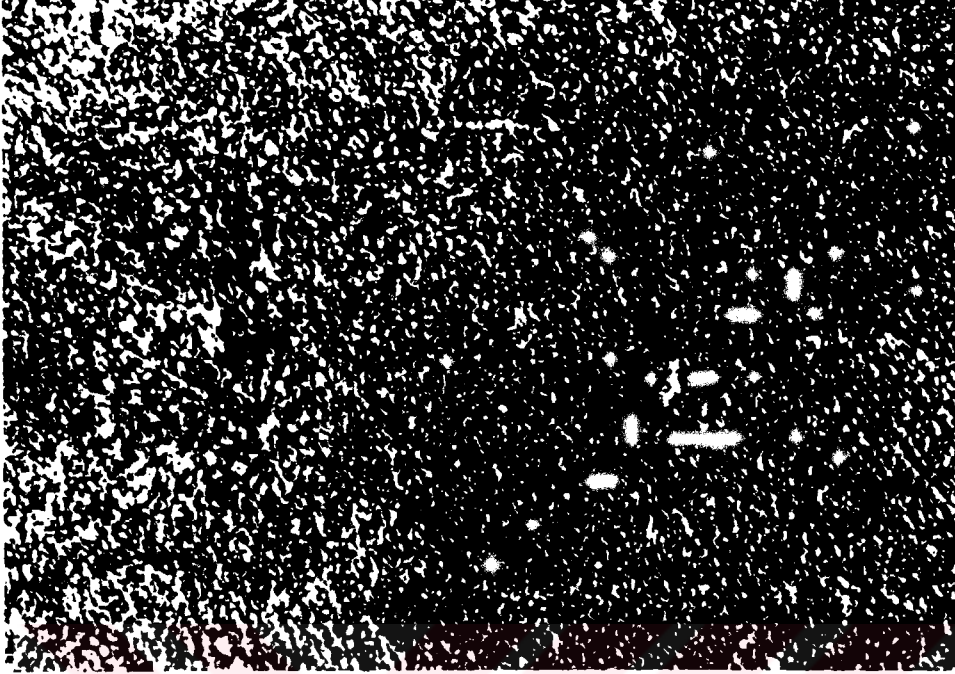


Şekil 8.10. Alüminyum ana malzeme mikroyapısı x150

Alüminyum ana malzeme, hadde mamülü bir tabakadan alınmış olduğu için mikroyapıda, haddeleme esnasında oluşan uzamış ince taneler görülmektedir. Çizelge 7.2.'de verilen alüminyum ana malzeme kimyasal analizinde de görüldüğü gibi alaşım elementlerinin miktarı çok azdır ve malzeme ticari saflıktadır. Kaynak bölgesine ait mikroyapılar, ana malzeme mikroyapısına göre oldukça farklıdır. Şekil 8.11. normal kaynak (ANK), Şekil 8.12. ise termomekanik kaynak (ATMK) mikroyapılarını göstermektedir.

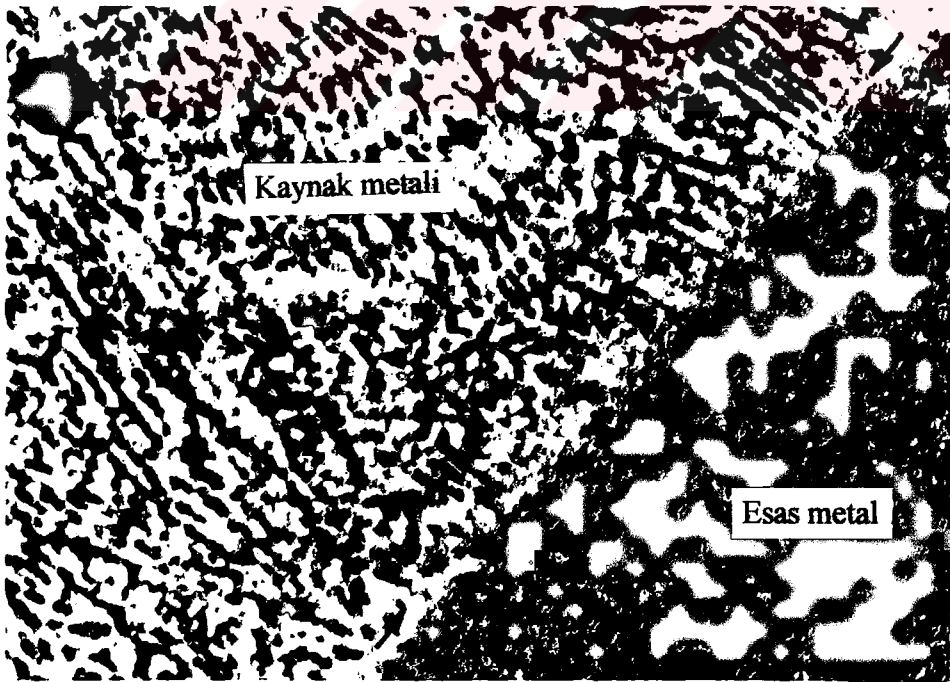
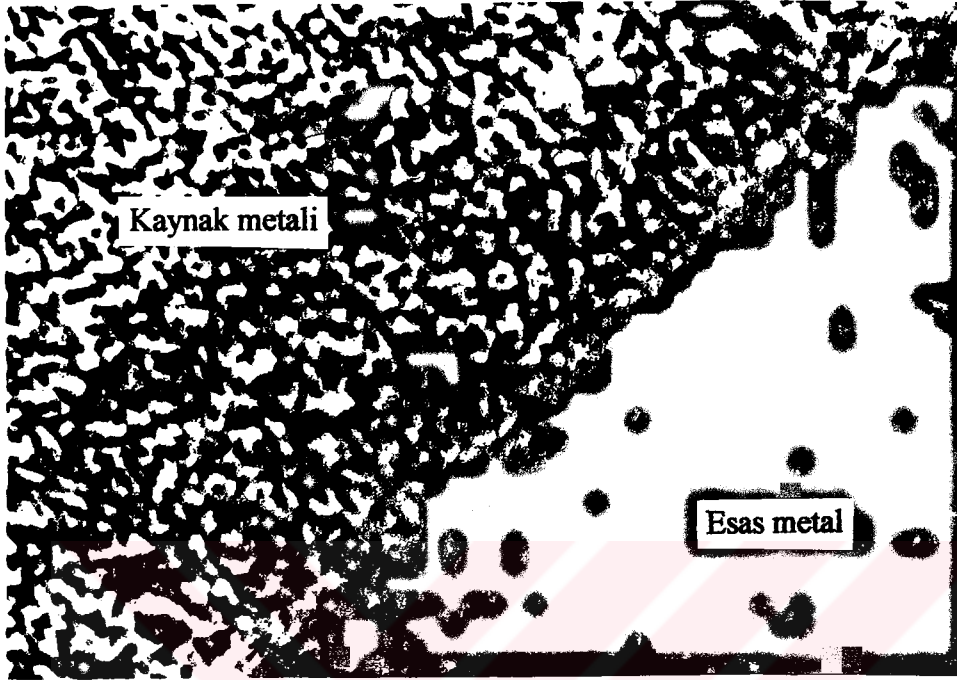


Şekil 8.11. ANK numunesinin iki değişik bölgesinde kaynak metali mikroyapısı x75

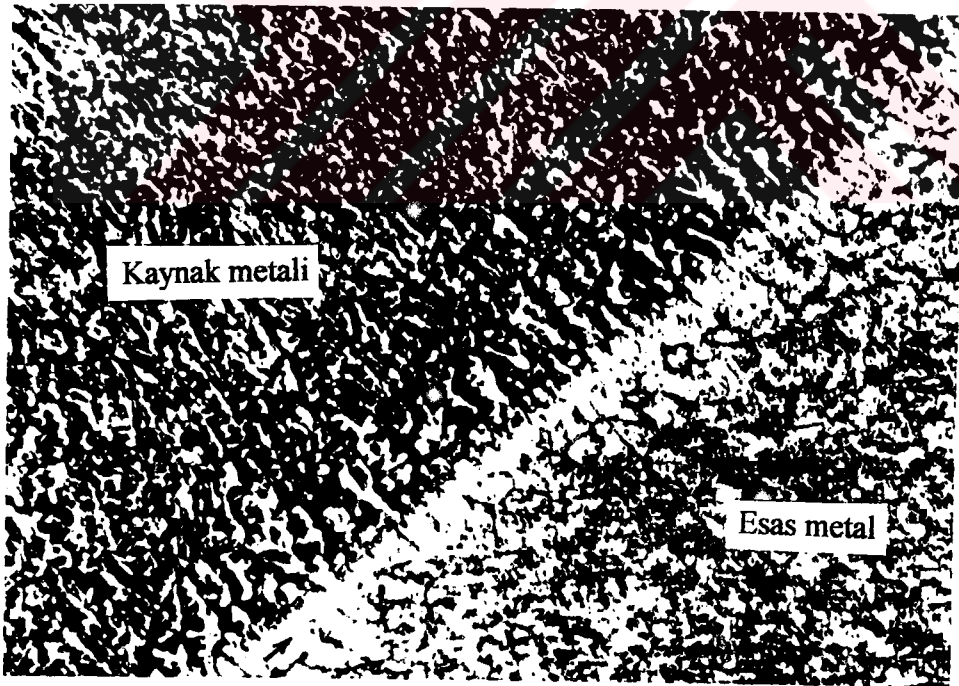
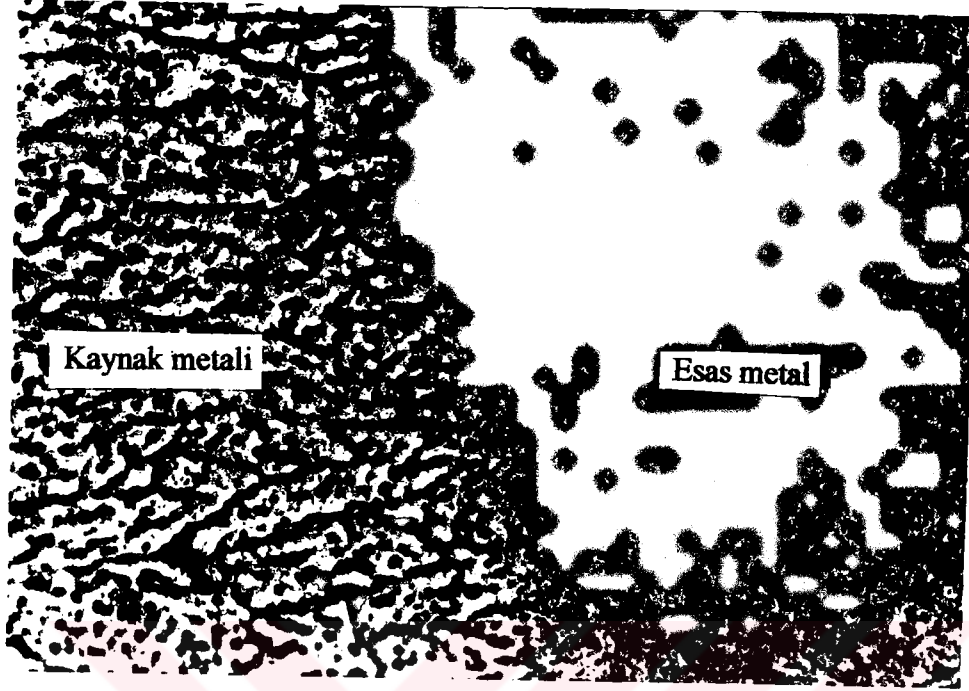


Şekil 8.12. ATMK numunesinin iki değişik bölgesinde kaynak metali mikroyapısı x75

Şekil 8.11. ve Şekil 8.12.'de görülen mikroyapılar literatürdeki, alüminyumun gazaltı kaynağı ile ilgili mikroyapılarla karşılaştırılmış [46] ve birbirine çok benzeyen yapılar olduğu görülmüştür. Bu mikroyapılarda, dendritler arası bölgelerde görülen siyah renkli uzantıların Al-Si ve Al-Mg₂Si olduğu belirtilmektedir [46]. Bölüm 7'de verilen Al-Mg ikili denge diyagramında görüldüğü gibi 450 C⁰ da alüminyumda %17.4, oda sıcaklığında ise %1.9 oranında Mg çözünmektedir ve numunelerdeki kaynak metali bileşiminde %3.38 oranında Mg bulunmaktadır. Ana malzeme ve kaynak metali, farklı bileşimlerde olduğu için dağlama işleminde, değişik oranda etkilenmektedir. Kaynak metali bölgesi ana malzemeye nazaran geç dağlanmaktadır. Bu farklı etkileşim sebebiyle de Şekil 8.13. ve Şekil 8.14.'te verilmiş olan ısı tesiri altındaki bölgeye (ITAB) ait mikroyapı fotoğraflarında taneler belirgin bir şekilde elde edilememiştir. Fakat ITAB'da tane sınırları açık bir şekilde görülebilmektedir. Şekil 8.11. ve Şekil 8.12.'de verilen kaynak metali mikroyapıları tane boyutu hesaplamaları için uygun olmadığından dolayı, alüminyum malzemedede tane boyut hesabı yapılmamıştır. Fakat bu iki resim karşılaştırıldığında, işlem görmeyen (ANK) ve kaynak sonrası termomekanik işlem gören (ATMK) numunelerin mikroyapılarının oldukça farklı olduğu görülmektedir. Şekil 8.12.'de verilen termomekanik işlem gören kaynak metali mikroyapısı, işlem görmeyen kaynak metali mikroyapısına göre çok daha ince tanelerden oluşmaktadır. Şekil 8.13. ve Şekil 8.14.'te ise ITAB'ın iki değişik bölgesinden alınan mikroyapılar görülmektedir.



Şekil 8.13. ANK numunesinde iki değişik bölgede ITAB mikroyapısı x75



Şekil 8.14. ATMK numunesinde iki değişik bölgede ITAB mikroyapısı x75

ITAB mikroyapısını gösteren fotoğraflarda, kaynak/ana metal ergime çizgisi açıkça görülmektedir ve oklarla belirtilmiştir. Bu resimlerde, ergime sınırından kaynak merkezine doğru uzanan sütunsal taneler de belirgin bir şekilde ayırt edilebilmektedir. Optik mikroskopta yapılan gözlemlerde, termomekanik işlem görmüş numuneye ait mikroyapıda, ITAB'daki tanelerin daha küçük olduğu tespit edilmiş fakat kaynak metali ve esas metalin farklı oranlarda dağılması sebebiyle bu yapı fotoğraflarda tam olarak elde edilememiştir. Şekil 8.13.'te verilen normal kaynak numunesine ait kaynak metali mikroyapısında okla işaretli gaz boşluğu görülmektedir. Bunlara diğer çalışmalarda da [46] rastlanıldığı belirtilmekle birlikte bunların gaz boşluğu olduğu rahatlıkla söylenebilmektedir. Bu tür gaz boşluklarına termomekanik işlem görmüş numunelerde rastlanmamıştır. Bu da termomekanik işlemin bir sonucu olabilmektedir. Çünkü, termomekanik işlemde, yapıda bulunan inklüzyonlar (kalıntı) deformasyonun etkisiyle parçalanmakta ve yapıya daha üniform olarak dağılmaktadır. Termomekanik işlem ile, gaz boşluğu ve benzeri sebeplerden oluşabilecek gözenekler giderilebilmekte veya boyutları nisbeten küçültülebilmektedir.

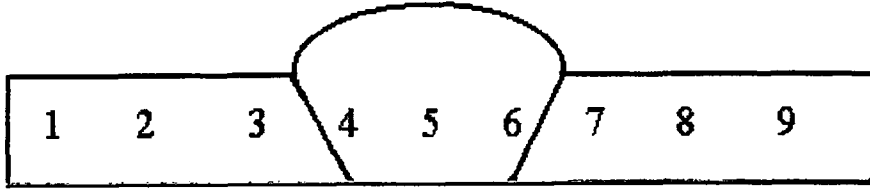
Petersen, W.A.'nın paslanmaz çelikler ile ilgili yaptığı çalışmada, araştırmacı aşılama yolu ile elde ettiği ince taneli kaynak mikroyapısını iyi katılaşma karakteristiği ile açıklanmaktadır. Burada belirtilen mikroyapıda tane incelmeleri mekanizmasının, bir dönüşüm sonucu olmayıp, katılaşma işlemi sonucu olduğu belirtilmektedir [8]. Garland, J.G.'ın düşük karbonlu çeliklerde, aşılama ve titreşim ile yaptığı kaynaklarda mikroyapıda meydana gelen inceltme, yine iyi katılaşma karakteristiğine bağlanmaktadır [7]. Tewari, S.P. and Shanker, A.'nın yaptığı çalışmalarda da titreşimin etkisinin, kaynakta iyi katılaşma karakteristiği sağlaması sebebiyle tane inceltmesinin olduğu belirtilmektedir [9]. Bölüm 5'te anlatılmış olan tane inceltme yöntemlerinin hepsinde de araştırmacılar, tane inceltme mekanizmasının, heterojen çekirdeklenme

(aşılama metodunda), dendrit uçlarının kopması (titreşim ve manyetik karıştırma metodu) gibi sebeplerden dolayı iyi katılaşma karakteristiklerinin bir sonucu olduğunu belirtilmektedirler.

Bu çalışmada denenen termomekanik işlemde ise tane küçülmesinin mekanizması dinamik yeniden kristalleşmedir. Termomekanik işlemin diğer malzemelerde uygulanmasında, döküm sonucu oluşan, orjinal, kaba döküm yapısı, yeniden kristalleşme ile bozulmakta, segregasyon nisbeten azalmaktadır [1,5,6,34]. Aynı şekilde kaba taneli olarak bilinen kaynak yapısı da bu şekilde termomekanik işlemin sonucunda yeniden kristalleşme ile nisbeten daha ince boyutlu bir mikroyapıya dönüşmektedir. Termomekanik işlemde, deformasyonun mikroyapıyı etkilemesi çok kompleks bir şekilde olmaktadır. Tane boyutu, ikinci fazın hacim oranı, yeniden kristalleşmemiş ferrit, dislokasyon yoğunluğu ve dağılımı gibi faktörler, hem deformasyon miktarından, hem de deformasyon sıcaklığından etkilenmektedir [3].

8.2. Sertlik Deneyi Sonuçları ve Tartışma

Çalışmada kullanılan numunelerde, kaynak dikişine dik yönde (enine kesit), kaynak dikişine paralel yönde (boyuna kesit) ve dikiş üzerinde, Vickers sertlik ölçümü (makro) yapılmıştır. Numunede sertlik alınan noktalar Şekil 8.15.'te verilmektedir. Hazırlanan sertlik tablolarında, sertlik alınan bölgeler şekilde verilmiş olan numaralarla belirtilmektedir. Enine kesitte parça kalınlığı ortasından sertlik ölçülmüştür. Üstten ve yandan sertlik alınırken üç ayrı yerden sertlik ölçümü yapılarak, enine kesitten sertlik alınırken ise üç ayrı numuneden sertlik alınarak ortalaması alınmıştır [47]. Normal koşullarda kaynak edilen numunelere ait sertlik değerleri Çizelge 8.2.'de, termomekanik işlem görmüş numunelere ait sertlik değerleri Çizelge 8.3.'de verilmektedir.



Şekil 8.15. Numunelerde sertlik alınan bölgeler.

Çizelge 8.2. Normal koşullarda kaynak edilmiş çelik numunelerde sertlik değerleri (HV 10).

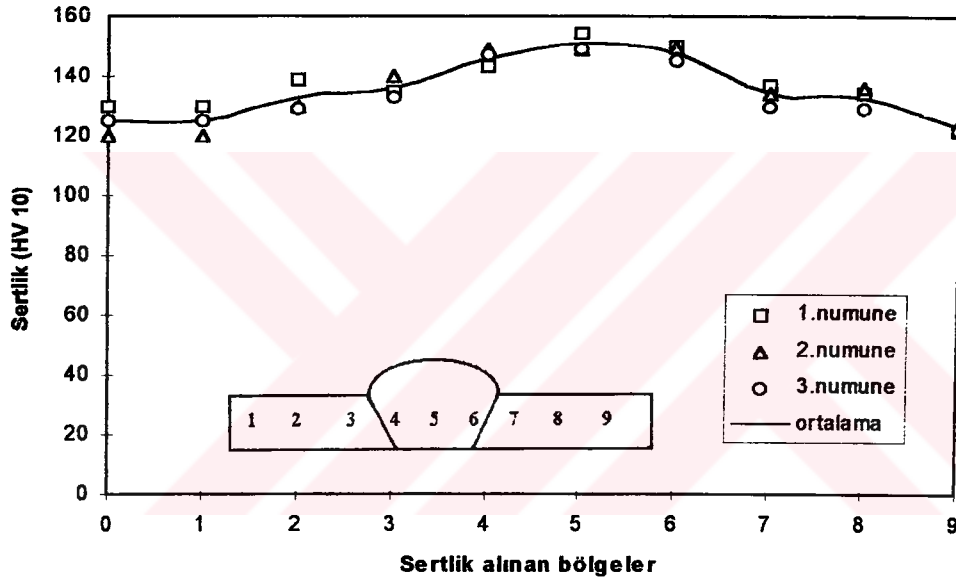
	1.numune	2.numune	3.numune	ortalama
1	130	120	125	125
2	139	130	129	133
3	135	140	133	136
4	143	149	147	146
5	154	149	149	151
6	150	150	145	148
7	137	134	130	134
8	134	136	129	133
9	122	124	122	123

Çizelge 8.3. Termomekanik işlem görmüş çelik numunelerde sertlik değerleri (HV 10).

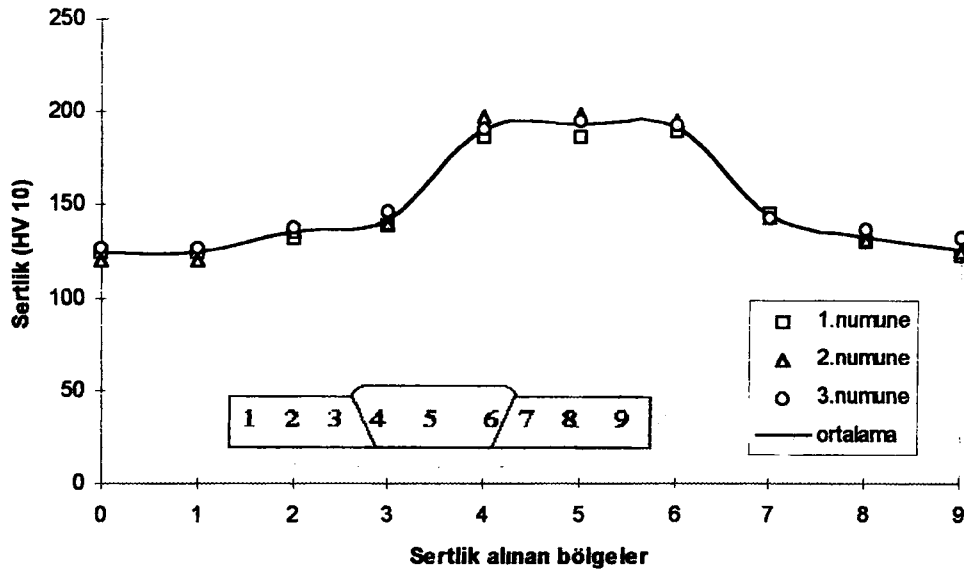
	1.numune	2.numune	3.numune	ortalama
1	125	120	127	124
2	132	135	137	135
3	139	140	146	142
4	186	197	190	191
5	186	198	195	193
6	189	195	193	192
7	145	143	143	144
8	130	131	136	132
9	122	124	132	126

Normal kaynak edilmiş çelik numunelerde, sertlik alınan bölgelere göre sertlik dağılım grafiği Şekil 8.16'da verilmiştir.

Termomekanik işlem görmüş çelik kaynak numunelerinde numunelerin bölgelere göre sertlik dağılım grafiği Şekil 8.17.'de görülmektedir.



Şekil 8.16. Normal kaynak numunelerinde sertlik dağılım grafiği.



Şekil 8.17. Termomekanik çelik kaynak numunelerinin sertlik dağılım grafiği.

Alüminyum deney numunelerinde de aynı yerlerden sertlik ölçümleri yapılmıştır. Çizelge 8.4.'de normal koşullarda kaynak edilen alüminyum malzemeye ait sertlik değerleri, Çizelge 8.5.'de ise termomekanik işlem görmüş alüminyum kaynak malzemesine ait sertlik değerleri verilmiştir.

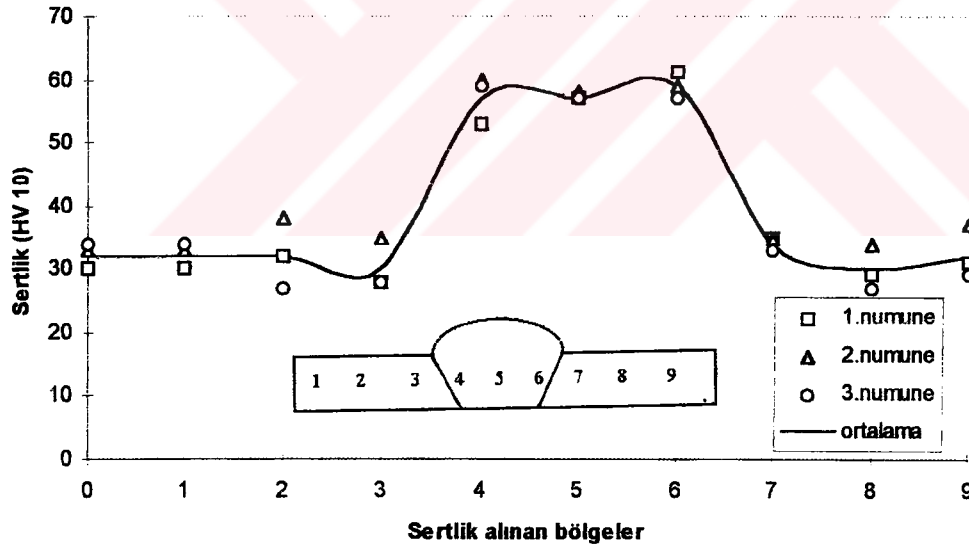
Çizelge 8.4. Normal koşullar altında kaynak edilmiş alüminyum numunelerde sertlik değerleri (HV 10).

	1.numune	2.numune	3.numune	ortalama
1	30	33	34	32
2	32	38	27	32
3	28	35	28	30
4	53	60	59	57
5	57	58	57	57
6	61	59	57	59
7	35	35	33	34
8	29	34	27	30
9	31	37	29	32

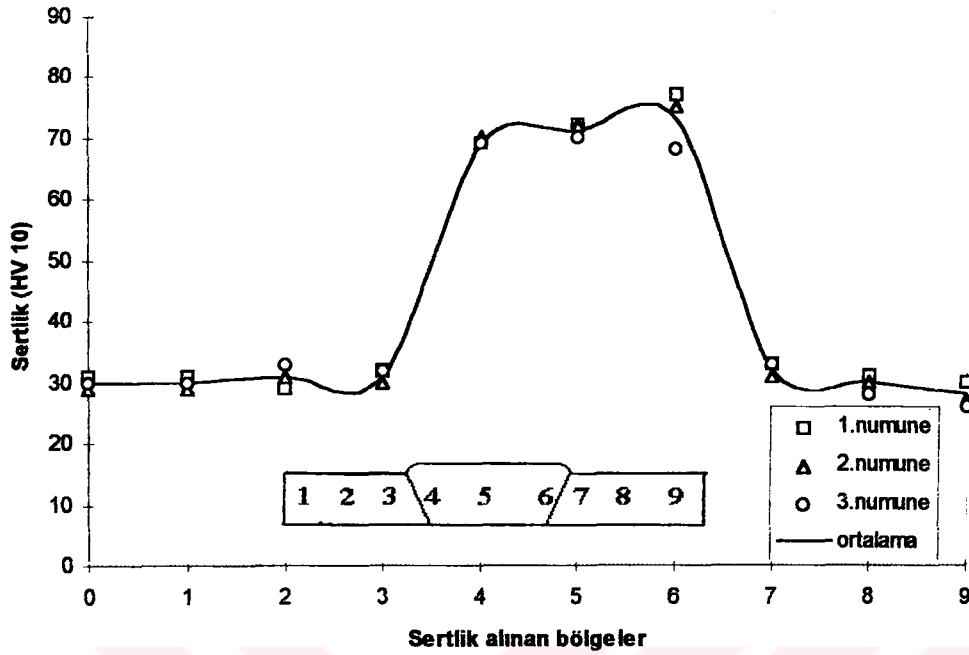
Çizelge 8.5. Termomekanik işlem görmüş alüminyum numunelerde sertlik değerleri (HV 10).

	1.numune	2.numune	3.numune	ortalama
1	31	29	30	30
2	29	31	33	31
3	32	30	32	31
4	69	70	69	69
5	72	72	70	71
6	77	75	68	73
7	33	31	33	32
8	31	30	28	30
9	30	27	26	28

Normal kaynak edilmiş alüminyum numunelerde bölgelere göre sertlik dağılımı Şekil 8.18.'de, termomekanik numunelerde sertlik dağılımı ise Şekil 8.19.'da verilmektedir.

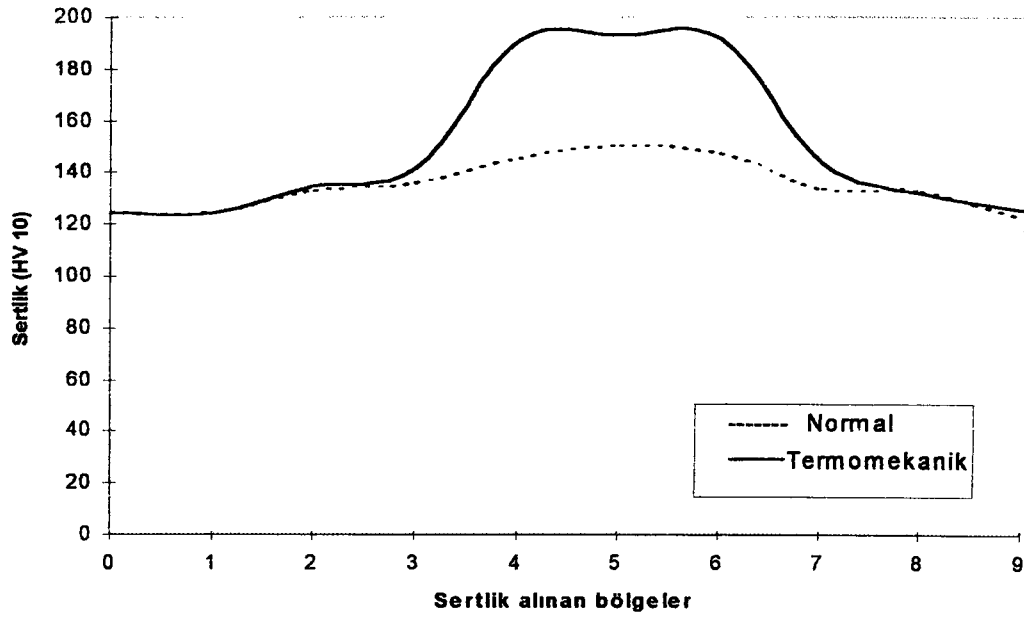


Şekil 8.18. Normal kaynak edilmiş alüminyum numunelerde sertlik dağılımı.

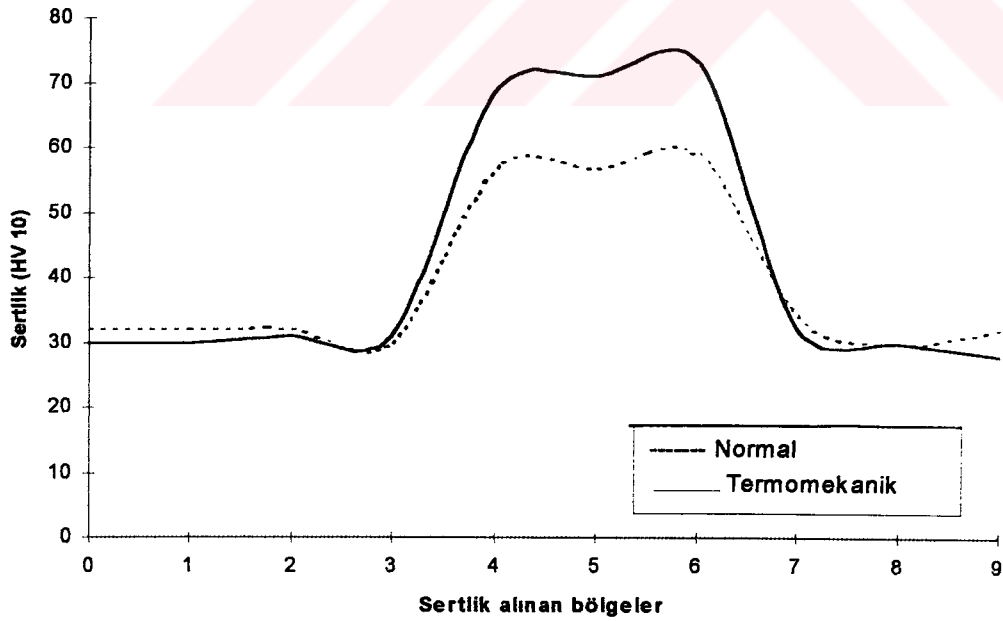


Şekil 8.19. Termomekanik işlem görmüş alüminyum kaynak numunelerinde sertlik dağılımı.

Normal kaynak edilmiş ve termomekanik işlem görmüş çelik malzemeye ait ortalama sertlik dağılımı, iki numune arasında karşılaştırma yapmak amacıyla Şekil 8.20.'de aynı grafik üzerinde verilmektedir. Şekil 8.21.'de ise normal kaynak edilmiş ve termomekanik işlem görmüş alüminyum kaynak numunelerinin ortalama sertlik dağılımı verilmektedir.



Şekil 8.20. Çelik kaynak numunelerinde ortalama sertlik dağılımı.



Şekil 8.21. Alüminyum kaynak numunelerinde ortalama sertlik dağılımı.

Malzemeler üzerinde yapılan en genel mekanik deney sertlik ölçümüdür. Bunun en önemli nedenleri deneyin basit olması ve malzemenin sertliği ile diğer mekanik özelliklerden bazıları hakkında paralel bir ilişkinin bulunmasıdır. Örneğin bütün malzemelerde sertlik arttıkça malzemenin çekme dayanımının da arttığı bilinmektedir. Çeliklerde Brinell Sertlik değeri (BSD) veya Rockwell C Sertlik değeri ile malzemenin çekme dayanımı arasında bir ilişki bulunmaktadır. Bu ilişki Eş.8.1 ve Eş.8.2. ile verilmektedir.

$$\text{Çekme Dayanımı (kg/mm}^2\text{)} = 0.35 \text{ BSD (kg/mm}^2\text{)} \quad (8.1.)$$

$$\text{Çekme Dayanımı (kg/mm}^2\text{)} = 3.5 R_c \quad (8.2.)$$

Çelik kaynak numunelerinde yapılan sertlik ölçümleri sonucunda, ana malzemenin ısıdan etkilenmeyen bölgelerinde sertlik değerleri ortalama olarak 125 HV olarak ölçülmüştür. Kaynak dikişine doğru ilerledikçe sertlik değerlerinde artma eğilimi görülmektedir. Kaynak dikişi üzerinde üç değişik noktada alınan sertliklerde en yüksek değerler ölçülmüştür. Ana malzemeye nazaran kaynak dikişi üzerinde sertliğin yüksek olmasının sebebi, kaynak dikişinin kimyasal bileşimi ve karakteristiğidir. Kimyasal bileşim olarak ana metal ile kaynak dikişi arasında üç alaşım elementinin miktarlarında belirgin bir artış spektroanaliz sonucunda belirlenmiştir (Çizelge 7.3. ve 7.4.). Bu üç elementten birisi olan karbonun miktarı ana metalde %0.03 iken kaynak metalinde %0.09'a , silisyum miktarı ana metalde %0.003 iken kaynak metalinde %0.3'e, manganez miktarı ise ana metalde %0.31 iken kaynak metalinde %0.68'e yükselmiştir. Alaşımda karbon, silisyum ve mangan, çeliğin sertleşebilirliğini artıran elementler olarak bilinmektedir. Karbon oranı ile asiküler ferrit oranı artarken, primer ferrit oranı azalmaktadır. Silisyumun katı eriyik sertleşmesi yapması, mikrofazda martenzit hacim oranını artırmasına ve asiküler ferrit oranını yükseltmesine bağlı olarak sertlik artmaktadır. Mangan da sertliği artıran bir elementtir ve kaynak metali

mikrofazı içinde bulunan martenzitin hacim oranının artışına yol açarak sertliği arttırmaktadır. Katılaşma karakteristiği olarak da kaynak metali hızlı katılaşma özelliğine sahiptir. Hızlı katılaşma kaynak metalinde martenzitik dönüşümün bir sonucu olarak sertliğin artmasını sağlamaktadır.

Şekil 8.16. ve Şekil 8.17.'de görülen çelik malzeme normal kaynak numunesi ve termomekanik işlem görmüş kaynak numunelerinin ortalama sertlik grafiklerine göre, normal kaynak metalinin sertliği ana malzemeye göre biraz artış gösterirken, termomekanik işlem görmüş kaynak numunesinde bu artış çok daha yüksek değerlerde olmaktadır. Çelik malzemede normal kaynak numuneleri ve termomekanik işlem görmüş kaynak numunelerinin sertlik diyagramı aynı grafik üzerinde Şekil 8.20.'de görülmektedir. Burada görüldüğü gibi, termomekanik işlem görmüş kaynak metalinin sertliği, hiçbir işlem görmemiş normal kaynak metalinin sertliğinden oldukça yüksektir. Sertliğin yüksek olması Eş. 8.1 ve Eş. 8.2.'ye göre dayanımın da yüksek olması anlamına gelmektedir. İki tip numunelerde de kaynak parametreleri ve kaynak şartları aynı olduğuna göre, sertlik ve dolayısı ile dayanımdaki artışın sebebi termomekanik işlem olmaktadır. Termomekanik işlem sonucunda oluşan tane boyutunun küçülmesi Eş.8.3.'de verilen Hall-Petch bağıntısına göre malzemenin akma dayanımını etkilemektedir. Bu bağıntıya göre tane boyutunun küçülmesi malzemenin akma dayanımını artırmaktadır. Çalışmada yapılan termomekanik işlem görmüş malzemenin mikroyapısında görülen tane küçülmesi, sertlik ve dayanımı artırmıştır.

$$\sigma_a = \sigma_I + k d^{-1/2} \quad (8.3)$$

Burada;

σ_a = Akma dayanımı

σ_I = Malzeme sürtünme direnci

k = Malzeme sabiti

d = Tane boyutu' nu ifade etmektedir.

Tane boyutunun küçülmesi ile birim hacimdeki tane yüzey alanı artmakta ve tane sınırları da dislokasyon hareketlerini engelleyici etki yaptığı için sertlik ve dayanım artmaktadır.

Çelik malzemede, kaynak dikişi üzerinden ve dikiş boyuna kesitinden alınan sertlik değerleri de enine kesitten alınan sertlik değerlerine paralel olmuştur. Normal kaynak numunesinde dikiş üzeri sertliği 153 HV iken, termomekanik işlem görmüş kaynak numunesinde 202 HV'dir. Dikiş boyuna kesitinden alınan sertlik normal kaynak numunesinde 163 HV iken, termomekanik işlem görmüş kaynak numunesinde 190 HV olmuştur. Deformasyonun yüzeyde daha etkili olması nedeni ile dikiş ortası sertlik değerinden 12 HV değerinde yüksek ölçülmüştür.

Alüminyum malzemelere baktığımızda da benzer sonuçlar görülmektedir. Çelikteki malzemede görülen sertlik dağılımında olduğu gibi alüminyum malzemede de kaynak metalinin sertliği, esas alüminyum malzemeye göre daha yüksektir. Şekil 8.18. ve Şekil 8.19.'de görülen alüminyum malzemede sertlik dağılım grafiklerinin çelik malzemeye ait grafiklerden tek farkı esas metal ve kaynak metali sertlik değerleri farkının daha yüksek olmasıdır. Bunun temel sebebi yine kaynak metali kimyasal bileşim farkı ve katılaşma hızıdır. Alüminyum esas metal ile kaynak metali kimyasal bileşimlerine baktığımızda önemli farklar görülmektedir. Alüminyum esas metalde %0.0024 olan magnezyum miktarı kaynak metalinde %3.38 ve mangan miktarı ise esas metalde %0.008 iken kaynak metalinde %0.1'e yükselmiştir. Alüminyumda magnezyum, alaşıma yüksek dayanım, soğuk işlemden iyi süneklik ve yüksek korozyon direnci ile iyi kaynaklanabilme özelliği sağlamaktadır. Mangan yine alüminyum alaşımlarında sertleştirici bir elementtir ve korozyon direncini

düşürmeden mekanik özellikleri iyileştirmektedir. Sertlik ticari saflıktaki alüminyum esas metalde düşük, fakat yukarıda sayılan alaşım elementlerinin etkilerinden dolayı kaynak metalinde yüksektir.

Normal kaynak işlemi ile kaynatılan alüminyum numuneler ve termomekanik işlem görmüş numunelerin ortalama sertlik dağılımı, aynı grafik üzerinde Şekil 8.21.'de verilmektedir. Bu grafik, çelik malzemede sertlik dağılımını gösteren grafiğe (Şekil 8.20.) çok benzemektedir. Alüminyum malzemede numune üzerinden alınan sertlik değeri, normal kaynak metalinde 61 HV iken termomekanik işlem görmüş kaynak metalinde 71 HV ve kaynak dikişi boyuna kesitinden alınan sertlik ise normal kaynak metalinde 60 HV iken termomekanik işlem görmüş kaynak metalinde 72 HV olarak ölçülmüştür. Termomekanik işlem görmüş alüminyum kaynak metalinin sertliği ve dolayısıyla dayanımı, hiçbir işlem görmemiş kaynak metaline göre oldukça yüksektir. İki tip alüminyum numunede de kaynak şartları ve kaynak parametreleri aynı olduğuna göre; artışın nedeni termomekanik işlem ve bunun sonucunda oluşan tane incelmesidir. Mekanik özelliklerdeki bu gelişmenin mekanizması, çelik malzeme için açıklanan mekanizmanın benzeri olduğunu belirtmek yanlış olmaz.

8.3. Darbe Deneyi Sonuçları ve Tartışma

Darbe deneyleri oda sıcaklığında yapılmıştır. Deneylerde her tip için beşer adet numune kullanılmış ve sonuçların ortalama değerleri alınmıştır. Deney sonuçları Çizelgeler 8.6.- 8.9.'da verilmektedir.

Çizelge 8.6. Normal ve termomekanik işlem görmüş çelik kaynak numunelerinde kaynak metali darbe deneyi sonuçları (joule).

Ölçüm	Normal	Termomekanik
1	30	22
2	26	24
3	27	26
4	32	20
5	32	23
Ortalama	29	23

Çizelge 8.7. Normal ve termomekanik işlem görmüş çelik kaynak numunelerinde ITAB darbe deneyi sonuçları (joule).

Ölçüm	Normal	Termomekanik
1	24	35
2	25	33
3	20	36
4	24	36
5	29	39
Ortalama	24	36

Çizelge 8.8. Normal ve termomekanik işlem görmüş alüminyum kaynak numunelerinde kaynak metali darbe deneyi sonuçları (joule).

Ölçüm	Normal	Termomekanik
1	17	24
2	16	23
3	18	23
4	18	22
5	19	24
Ortalama	18	23

Çizelge 8.9. Normal ve termomekanik işlem görmüş alüminyum kaynak numunelerinde ITAB darbe deneyi sonuçları (joule).

Ölçüm	Normal	Termomekanik
1	16	19
2	15	17
3	15	18
4	16	17
5	16	19
Ortalama	16	18

Çelik ve alüminyum numunelerde ortalama değerlere göre oluşturulan darbe deneyi sonuçları genel biçimde Çizelge 8.10.'da verilmektedir.

Çizelge 8.10. Darbe deneyi ortalama sonuçları (joule)

Malzeme	ÇELİK		ALÜMİNYUM	
İşlem durumu	Normal	Termomekanik	Normal	Termomekanik
Kaynak metali	29	23	18	23
ITAB	24	36	16	18

Tablolarda görüldüğü gibi çelik malzeme numunelerinde kaynak metali darbe direnci, termomekanik işlem görmüş numunelerde, normal kaynak numunelerine göre yaklaşık olarak 5-6 joule düşük ölçülmüştür. Buna karşın ITAB'da darbe direncinde 12 joule gibi bir artış görülmektedir.

Alüminyum malzemenin termomekanik işlem görmüş numunelerinin kaynak metali darbe direnci özellikleri, herhangi bir işlem görmemiş numunelerin kaynak metalininkine göre daha yüksektir. Yine alüminyum numunelerde ITAB darbe direnci termomekanik işlem gören numunelerde daha yüksek ölçülmüştür.

Darbe direncinde termomekanik işlemin etkisini kaynak metali ve ITAB'da ayrı ayrı değerlendirmekte fayda vardır.

Kaynak metalllerinde termomekanik işlemin darbe direncine yaptığı etki, alüminyumda darbe direncinin artma yönünde olurken, bunun aksine çelik malzemede küçük bir azalma yönünde olmuştur. Kaynak metalllerinde tane boyunun küçülmesi kaynak metalinin tokluğunu, dayanımını ve yorulma ömrünü geliştirmektedir (artırmaktadır). Ayrıca ince, eşeksenli tanelerden oluşan kaynak metalllerinde sıcak yırtılma eğilimi de azalmaktadır [21,22,27].

Bu çalışmada uygulanan termomekanik işlemin amacı da tane boyutunu küçülterek , kaynak metalinin hem dayanım, hem de darbe direnci (tokluk) özelliklerini geliştirmektir. Darbe deneyi sonuçlarına göre alüminyumda hem kaynak metalinde hem de ITAB'da gelişme görülürken, çelik malzemede ITAB'da bu özelliklerde gelişme sağlanmasına karşın, kaynak metalinde darbe direncinde azalma belirlenmiştir.. Darbe direncini azaltıcı etki yapan gaz boşluğu, empürite v.b. özelliklere çelik malzeme mikroyapısında bakılmış fakat rastlanmamıştır. Zaten oluşması muhtemel gaz boşluklarının termomekanik işlem ile giderilmesi mümkün olabilmektedir. Termomekanik işlem görmüş çelik malzemenin kaynak metali mikroyapısında ince şekilde uzayan tanelerden oluşan asiküler ferrit miktarının , işlem görmemiş numune mikroyapısına göre çok daha fazla olduğu görülmüştür. Mikroyapıda bulunan asiküler ferrit çentik etkisi yaparak darbe direncinin azalmasına neden olmaktadır[48]. Dolayısıyla termomekanik işlem görmüş çelik malzemenin kaynak metalinde, tane boyutunda meydana gelen küçülme dolayısıyla darbe direncinde artış beklenirken azalma olmasının nedeni fazla miktarda bulunan asiküler ferrit tanelerinin yaptığı olumsuz etki ile açıklanabilmektedir.

Ayrıca çentik darbe deneylerinde kullanılan numunelerin kalınlığı normal deney numunelerinin kalınlığından küçüktür. Bunun sebebi normal deney

numuneleri kalınlığındaki (10 mm) parçaların tek pasoda kaynakla istenilen şekilde birleştirilememesidir. Çok paso kaynak yapılması durumunda ise istenilen şekilde deformasyonu yapmamız mümkün değildir. Sonuçta, bu şekilde normal dışı numune boyutunun kullanılmasının çentik darbe direnci değerlerinde belirgin bir etkisi olabilmektedir.

Bölüm 8.1.'de mikroyapı sonuçlarında belirtildiği gibi, termomekanik işlem ile kaba taneli kaynak yapısında bir incelme gerçekleşmektedir. Tane boyutundaki değişim mikroyapı deney sonuçları bölümünde (Çizelge 8.1) hesaplanmıştır. Tane boyutundaki bu incelme darbe direncinin artmasındaki sebeplerden birisidir.

Termomekanik işlemin, darbe direncini artırmasında tane boyutunun incelmesi dışında etkileri de bulunmaktadır. Bunlardan birisi malzeme bünyesinde bulunan oksitler, silikatlar, sülfatlar gibi metal dışı kalıntıların (inklüzyonların) parçalanarak malzemenin her yanına düzenli olarak dağıtılmasıdır. Gazaltı kaynağında kaynak metalindeki büyük boyutlu kalıntılar, bu bölgeyi zayıflatmakta ve çatlak başlangıcına sebep olmakta, böylece kırılabilirliği artırmaktadır. Bu nedenle istenmemektedir. Kaynak metaline termomekanik işlem uygulaması ile kaynak metalinde bulunan inklüzyonlar ufalanarak malzemenin her yanına daha düzenli olarak dağıtılabilmektedir. Böylece bu inklüzyonların olumsuz etkileri azaltılarak darbe direncinin artmasına etki etmektedir.

Gazaltı kaynağında kaynak metali darbe direncini azaltan bir başka etken de kaynak dikişi içinde kalan gözenekler olmaktadır. Bu gözenekler, kaynak metali içinde kalan gazlardan oluşmaktadır. Bu olay da malzemenin mekanik özelliklerini zayıflatmaktadır. Termomekanik işlem ile kaynak metali içindeki bu gözeneklerin sıcak deformasyonun etkisi ile yok edilerek veya azaltılarak kaynak metali darbe direnci artabilmektedir.

8.4. Genel Sonuçlar

- Kaynak bölgesine uygulanan termomekanik işlem sonucunda hem çelik, hem alüminyum numunelerde kaynak metali ve ITAB bölgeleri mikroyapısında tane boyutunda küçülme olmuştur. Bunun sebebi; uygulanan sıcak deformasyon sonucu oluşan muhtemel dinamik yeniden kristalleşmedir.
- Uygulanan termomekanik işlem ile iki tür malzemedede de kaynak metali bölgesinin sertlik değerlerinde artış olmuştur. Buna bağlı olarak kaynak metali dayanımında da bir artış olduğu söylenebilir. Bu artışın sebebi; termomekanik işlem ile küçük tane boyutuna sahip bir mikroyapının elde edilmesidir.
- Termomekanik işlem sonucunda darbe direncindeki değişim çelik malzemedede ITAB'da artma yönünde olurken, kaynak metalinde azalma yönünde olmuştur. Alüminyum malzemedede ise hem ITAB'da hem de kaynak metalinde darbe direncinde artış tespit edilmiştir. Çelik malzemedede kaynak metalinin darbe direncinde meydana gelen azalmanın nedeni; termomekanik işlem görmüş çelik numunelerin mikroyapılarında fazla miktarda bulunan asiküler ferrit tanelerinin çentik etkisi yapmasıdır. Çelik malzemedede ITAB'da ve alüminyum malzemedede hem ITAB hem de kaynak metalinde darbe direncinin artması ise mikroyapıda meydana gelen tane boyutu küçülmesi sebebiyledir.

KAYNAKLAR

1. Kayalı, E.S., 1995, Kontrollü haddeleme ve termomekanik işlemler, **8.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi**, 695-703, İstanbul.
2. Smirnov, L.W., Smirnov, M.A., Kut'in, A.B. and Filatov, V.I.,1982, Influence of high-temperature thermomechanical treatment on the properties of high-purity steel, **Physics of Metals and Metallography**, 54, (5)
3. Chaturvedi, M.C. and Deb, P., 1983, Effect of thermomechanical treatment on structure and mechanical properties of plain low- carbon dual - phase steel, **Metals Technology**, 10,167-172.
4. Chen, L.J., Wu, T.W. and Cheng, H.C.,1983, Thermomechanical treatment of a 1050 pearlite steel, **Metallurgical Transactions A**, 14A, 365-378.
5. Lee, E.W. and McNelley, T.R., 1987, Aplication of a thermomechanical process for the grain refinement of aluminum alloy 7475, **Materials Science and Engineering**, 96, 253-258.
6. Xinggang, J.,Jianzhong, C. and Longxiang, M., 1993, Grain refinement and superplasticity of high strength 7475 aluminum alloy, **Materials Science and Technology**, 9, 493-496.
7. Garland, J.G., 1974, Weld pool solidification control, 1974, **Metal Construction and British Welding Journal**, April, 121-127.
8. Petersen, W.A., 1973, Fine grained weld structures, **Welding Journal**, 74-79.

9. Tewari, S.P. and Shanker, A., 1993, Microstructural changes associated with vibratory prepared weldments, **Journal of Materials Science Letters**, 12, 1335-1336.
10. Pearce, B.P. and Kerr, H.W., 1981, Grain refinement in magnetically stirred GTA welds of aluminum alloys, **Metallurgical Transactions B**, 12 B, 479-486.
11. Tülbentçi, K., 1990, **MİG-MAG Eriyen Elektrod İle Gazaltı Kaynağı**, İstanbul.
12. Anık, S., 1991, **Kaynak Tekniğı El Kitabı**, İstanbul.
13. Anık, S., Tülbentçi, K., Kaluç, E., 1991, **rtl Elektrod İle Elektrik Ark Kaynağı**, İstanbul.
14. Tülbentçi, K., Kaluç, E., 1997, **MIG-MAG Welding**, İstanbul.
15. Anık, S., 1982, **Kaynak Tekniğı**, Cilt II, İstanbul.
16. Durgutlu, A., 1997, Ark Kaynağında Kaynak Hızının Mikroyapı ve Nfuziyete Etkisinin İncelenmesi, **G..F.B.E. Yüksek Lisans Tezi**, Ankara.
17. Hill, D.C. and Passoja, D.E., 1974, Understanding the role of inclusions and microstructure in ductile fracture, **Welding Research**, November, 481-485.
18. Oğuz, B., 1990, **Demir Dışı Metaller Kaynağı**, İstanbul.
19. Anık, S., 1991, **Kaynak Tekniğı**, Cilt III, İstanbul.
20. Özden, N., 1985, **Kaynağın Isıl İşlemi**, Aliaga.

21. Easterling, K., 1992, **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**, London.
22. Yükler, İ., **Kaynak Metali**, M.. Yayını, İstanbul.
23. Gourd, L.M., 1996, **Principles of Welding Technology**, Çevirenler: İ.B.Eryürek, O. Bodur, A.Dikicioğlu, Birsen Yayınevi, İstanbul.
24. Cebekan, F., 1988, Kaynak banyosunun katılaşması, **Kaynak Dünyası**, Ocak, 11-17.
25. Savage, W.F., Lundin, C.D. and Aronson, A.H., Weld metal solidification mechanics, **Welding Research Supplement**.
26. Askeland, D., R., 1998, **The Science and Engineering of Materials**, Cilt1, Çeviren: Dr. M. Erdoğan, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.
27. Kou, Y. and Le, Y., 1985, Grain structure and solidification cracking in oscillated arc welds of 5052 aluminium alloy, **Metallurgical Transactions A**, 16 A, 1345-1352.
28. Tseng, C.F. and Savage, W.F., 1971, Effect of arc oscilation, **Welding Journal**, 50, 777-786.
29. Sharir, Y., Pelleg, J. and Grill, A.,1978, Effect of arc vibration and current pulses on microstructure and mechanical properties of TiG tantalum welds, **Metals Technology**, June, 190-196.
30. Ganaha, T. and Kerr, H.W., 1978, TiG weld solidification structures in carbon sheet steels, **Metals Technology**, 5, 62-69.

31. Ganaha, T., Pearce, B.P. and Kerr, H.W., 1980, Grain structures in aluminum alloy GTA welds, **Metallurgical Transactions A**, 11A, 1351-1359.
32. Ganaha, T. and Kerr, H.W., 1978, Asymmetrical solidification structures and fluid flow in GTA welds of 7004 aluminum alloy sheets, **Metallurgical Transactions B**, 9B, 313-316.
33. Tlbenti, K., Kalu, E., 1994, Kaynak teknolojisindeki gelişmeler, **Kaynak Dnyası**, 48, 25-27.
34. Honeycombe, R.W.K., 1980, **Steels, Microstructure and Properties**, Cambridge.
35. Backofen, W.A., 1972, **Deformation Processing**, Cambridge.
36. Kayalı, E.S.,imenoglu, H., 1991, **Malzemelerin Yapısı ve Mekanik Davranışları**, İ.T.. Kimya- Metalurji Fakültesi Yayını, İstanbul.
37. Kayalı, E.S., Ensari, C., 1991, **Metallere Plastik şekil Verme İlke Ve Uygulamaları**, İ.T.. Kimya Metalurji Fakültesi Yayını, İstanbul.
38. Dieter, G.E.,1988, **Mechanical Metallurgy**, Mc Graw Hill.
39. Egorov, Y.P., Khazanov, I.O. and Root, R.W.,1983, Effect of thermomechanical treatment on the structure of high-speed steel, **Metal Science and Heat Treatment**, May-June, 333-334.
40. Wert, J.A., Paton, N.E., Hamilton, C.H. and Mahoney M.W., 1981, Grain refinement in 7075 aluminum by thermomechanical processing, **Metallurgical Transactions A**, 12A, 1267-1276.

41. Wert, J.A. and Austin, L.K., 1988, Modelling of thermomechanical processing of heat treatable aluminum alloys, **Metallurgical Transactions A**, 19A, 617-625.
42. McQueen, H.J., 1980, The experimental roots of thermomechanical treatments for aluminum alloys, **Journal of Metals**, February, 17-25.
43. Geçkinli, E., 1989, **Metalografi**, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Yayını, İstanbul.
44. TSE 269, Vurma Deneyi (Metalik Malzemeler İçin), Ankara.
45. TS prEN 875, Tahribatlı Muayeneler-Metalik Malzemelerin Kaynak Dikişlerinde Vurma Deneyi, Ankara.
46. **Metals Handbook**, 1992, Metallography and Microstructures, 9.
47. TSE 9913, Sertlik Ölçümü (Kaynaklı Birleştirmeler İçin), Ankara.
48. Heine, R.,W., Loper, C.,R., Rosenthal, P.,C., 1979, **Principles of Metal Casting**, Tata McGraw-Hill Publishing Company Ltd., New Delhi.

ÖZGEÇMİŞ

Kubilay KARACİF 1972 yılında Çorum ili Sungurlu ilçesinde doğdu. İlköğrenimini Çavuşcu Köyü İlkokulu'nda, ortaöğrenimini Sungurlu Lisesi'nde yaptı. 1990 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya - Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü'nü kazandı ve 1994 yılında mezun oldu. 1995 yılında Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi Anabilim Dalında yüksek lisans eğitimine başladı. Aynı yıl Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metalurji Eğitimi Bölümü'nde Araştırma Görevlisi oldu. Halen bu görevine devam etmekte olan **Kubilay KARACİF** evli ve bir çocuk babasıdır.

TC. YÜKSEKÖĞRETİM BAKANLIĞI
DOKÜMAN YÖNETİM SİSTEMİ