

**T.C.  
FIRAT ÜNİVERSİTİSİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DÜŞÜK KARBONLU VE DÜŞÜK ALAŞIMLI BİR ÇELİKTE KAYNAK  
ENERJİSİNİN ISININ TESİRİ ALTINDA KALAN BÖLGE (ITAB)'NİN  
YAPISINA ETKİSİ**

**Mehmet EROĞLU**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
METAL EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI**

Bu tez,.....tarihinde, aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği /  
oy çokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

(imza)

(imza)

(imza)

DanışmanYrd. Doç. Dr. Mustafa Al

## ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

DÜŞÜK KARBONLU VE DÜŞÜK ALAŞIMLI BİR ÇELİKTE KAYNAK  
ENERJİSİNİN ISININ TESİRİ ALTINDA KALAN BÖLGE (ITAB)'NİN  
YAPISINA ETKİSİ

Mehmet EROĞLU

Fırat Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

1995, Sayfa : 88

Kaynak akımı, gerilimi ve hızını içeren enerji girişi veya ısı girişi kaynak sonrası oluşacak mikroyapı ve kaynağın özelliklerini belirleyen en önemli parametrelerden bir tanesidir. Bu parametre ısı çevrimiyle direkt ilişkilidir. Bu nedenle, bu çalışmada kaynak yapılan numunelerin kalınlığı sabit tutulup, enerji girişi değiştirilerek, enerji girişinin kaynak bölgesi mikroyapısı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Böylece, kaynak sonrası mikroyapı belirlenmesi hedeflenmiştir.

Enerji girişi 0.5 kJ / mm'den başlayıp, 1.24, 1.76 ve 2.16 kJ / mm şeklinde artmaktadır. Kaynak yapılan levha % 0.18 C, % 0.028 Si, % 1.040 Mn, % 0.017P ve % 0.008 S bileşime sahip olup, kalınlığı 1.25 cm dir.

Kaynak yapılırken, ısı çevrimini kaydetmek ve 800 - 500 °C sıcaklıkları arasındaki soğuma süresini bulmak için data - login sistemi kullanılmıştır. Ayrıca,

teorik bağıntılardan elde edilen ısı çevrimi eğrileri ile, data - login sisteminden elde edilen ısı çevrimi eğrileri karşılaştırılmıştır.

Kaynak sonrasında parçalar mekanik yolla kesildikten sonra zımparalama, parlatma ve %2'lik nital çözeltisi içinde dağlama işleminden sonra, optik mikroskop kullanılarak metalografik muayeneye tabi tutulmuştur. Sertlik ölçümleri 5 Kg yük kullanılarak, vikers sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Bu işlemler gerçekleştirildikten sonra, enerji girişi (ısı çevrimi), soğuma süresi ve mikroyapı ilişkisi kurulmaya çalışılmıştır.

Sonuç olarak; en küçük enerji girişinden en büyüğüne doğru, kaynak metalinde mikroyapı martenzit + bainitten asiküler ferrite ve ITAB'ın tane irleşen bölgesinde martenzitten perlit ve widmanstätten ferrite doğru değişmektedir. ITAB'ın tane incelen bölgesinde ise, yapı genel olarak poligonal ferrit ve perlitte oluşmakta ve bir miktar martenzit bulunmaktadır. Data - login sistemiyle elde edilen ısı çevrimi eğrileriyle, teorik bağıntılardan elde edilen ısı çevrimi eğrilerinin çok iyi bir uyum içinde oldukları bulunmuştur. Böylelikle tozaltı kaynağında bu bağıntıların rahatlıkla kullanılabilceği söylenebilmektedir.

**SUMMARY**

MSc Thesis

**THE EFFECT OF WELD ENERGY INPUT ON THE HEAT AFFECTED ZONE  
(HAZ) OF A LOW CARBON AND LOW ALLOY STEEL**

Mehmet EROĞLU

Firat University  
Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Department of Metal Education

1995, Page: 88

Energy input or heat input including welding current and voltage is one of the most important parameters which determines welding quality and microstructure after welding. There is a direct relationship between energy input and thermal cycle. Therefore, in this study, the effect of energy input on the microstructure of the weld zone was investigated by holding the specimens thicknesses constant and using various energy inputs. Doing so, it was aimed to determine the microstructure after welding.

The energy inputs are from 0.5 kJ / mm to 1.24, 1.7 and 2.16 kJ /mm. The material welded is the steel plate having a content of % 0.18 C, % 0.028 Si, % 1.040 Mn, % 0.017 P, % 0.008 S and a thickness of 1.25 cm.

Data - login system was used to record the thermal cycle and cooling time between 800 - 500 °C during welding. Theoretical and experimental cycle curves were compared.

The welded parts were cut mechanically polished and etched with % 2 nital solution. The prepared specimens were examined metallografically by an optic microscope. The hardness of the weld zone was measured by using vickers hardness tester for a load of 5 kg. Finally, the relations between microstructure and heat input and cooling time were determined.

As a result, from the lowest energy input up to the highest energy input, it has been determined that the microstructure changed from martensite + bainit to acicular ferrit in weld metal and from martensite to pearlite and widmanstätten ferrit in the grain growth zone of the HAZ. The microstructure in the grain refined zone of the HAZ, in general consists of pearlit and poligonal ferrit and also there is some martensite. The results from the comparison of experimental and theoretical thermal cycle curves which were very similar, showed that these theoretical equations (thermal cycle equations) can be used to determine cooling time and thermal cycle curve for submerged arc welding.

## TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesi, yönlendirilmesi ve tamamlanmasında benden her türlü yardımlarını esirgemeyen danışman hocam sayın Yard. Doç. Dr. Mustafa AKSOY'a ve bölüm başkanım sayın Prof. Dr. M. M. YILDIRIM'a teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

## İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	III
SUMMARY.....	V
TEŞEKKÜR.....	VII
İÇİNDEKİLER.....	VIII
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	XI
TABLolar LİSTESİ.....	XIV
SİMGELER LİSTESİ.....	XV
<b>BÖLÜM : I</b>	
<b>GİRİŞ.....</b>	<b>1</b>
<b>BÖLÜM : II</b>	
<b>ARK KAYNAK İŞLEMİ.....</b>	<b>3</b>
2.1. Ark Kaynağının Genel Özellikleri.....	3
<b>BÖLÜM : III</b>	
<b>KAYNAKTA ISI AKIŞI VE ISI ÇEVİRİMİ.....</b>	<b>4</b>
3.1. Sıcaklık Alanı Analizi İçin Cıslım Geometrisi Bellirlenmesi.....	4
3.2. Kaynakta Isı çevrimi.....	5
3.2.1. Isı Çevrimini Kontrol Eden Faktörler.....	5
3.2.1.1. Enerji Girişi.....	5
3.2.1.2. Ön Isıtma Sıcaklığı.....	7
3.2.1.3. Birleştirme Şekli ve Levha Kalınlığı.....	7
3.2.1.4. Kaynak Damlasının Şekli ve Boyutu.....	7
3.2.1.5. Anametalin Isıl Özellikleri.....	8
3.2.2. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)'de Isı Çevrimi.....	9
3.2.2.1. ITAB'da Isı Çevrimi Formülleri.....	10

**BÖLÜM : IV**

<b>KAYNAK BÖLGESİNİN İNCELENMESİ.....</b>	<b>12</b>
4.1. Giriş.....	12
4.2. Kaynak Metali.....	12
4.2.1. Kaynak Metali Mikroyapısı.....	16
4.2.1.1. Tane Sınırı Ferrit (Allotriomorfik Ferrit).....	16
4.2.1.2. Widmanstättten Ferrit.....	17
4.2.1.3. Asiküler Ferrit.....	17
4.2.1.4. İdiomorfik Ferrit.....	18
4.2.1.5. Mikro Fazlar.....	18
4.2.1.5.1. Bainit Oluşumu.....	18
4.2.1.6. İnküzyonlar.....	20
4.2.1.7. Yeniden Östenit Oluşumu.....	21
4.2.1.8. Kaynak Metali İçin Mikroyapı Modeli.....	22
4.2.2. Asiküler Ferrit ve Bainit İlişkisi.....	25
4.3. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB).....	26
4.3.1. ITAB'ın Alt Bölümleri.....	26
4.3.1.1. Tane İrileşen Bölge.....	27
4.3.1.2. Tane İncelen Bölge.....	29
4.3.1.3. Kısmen Dönüşmüş Bölge.....	29
4.3.1.4. Sementit (Karbür) Küreleşmesi olan Bölge.....	29
4.3.1.5. Değişime Uğramamış Anametal.....	30
4.3.2. ITAB'da Meydana Gelebilecek Yapılar.....	30
4.3.3. Kaynak Süresince ITAB'da Östenit Tane Büyümesi.....	30

**BÖLÜM : V**

<b>CCT DİYAĞRAMLARI VE KAYNAK İŞLEMİNE UYGULANMASI.....</b>	<b>36</b>
5.1. Giriş.....	36
5.2. Alaşım Elementlerinin CCT'ye Etkileri.....	36
5.3. CCT Diyağramı - Enerji Girişi ve ITAB'da Gelişen Yapılar.....	38



**BÖLÜM : VI**

<b>DENEY ÇALIŞMASI</b> .....	42
6.1. Uygulanan Kaynak Tekniği.....	42
6.2. Kaynak İçin Deney Numunelerinin Hazırlanması.....	43
6.3. ITAB'da Isı Çevrimi Ölçümü İçin Ön Hazırlık ve Kaynak İşlemi.....	44
6.4. Kullanılan Kaynak Parametreleri ve Enerji Girişi.....	46
6.5. Sertlik Ölçümleri Ve Metalografik Çalışma.....	46

**BÖLÜM : VII**

<b>DENEY SONUÇLARI</b> .....	48
7.1. Numunelerden Elde Edilen Isı Çevrimi Eğrileri.....	48
7.2. Sertlik Ölçüm Sonuçları ve ITAB'ların Genişlikleri.....	52
7.3. Enerji Girişi, ITAB'da Elde Edilen Maksimum Sertlik ve Hesaplanan Soğuma Süreleri İlişkisi.....	59
7.4. İç yapı İnceleme Sonuçları.....	59

**BÖLÜM : VIII**

<b>SONUÇ VE ÖNERİLER</b> .....	68
<b>KAYNAKLAR</b> .....	71

## ŞEKİLLER LİSTESİ

	<b>Sayfa</b>
Şekil 3.1a. Yüzeyde noktasal ısı kaynaklı yarı - sonsuz katı.....	4
Şekil 3.1b. Yüzeye dik pozisyonda çizgisel ısı kaynaklı sonsuz levha.....	4
Şekil 3.1c. Alansal ısı kaynaklı sonsuz çubuk.....	4
Şekil 3.2a. Üç boyutlu ısı akışı.....	5
Şekil 3.2b. İki boyutlu ısı akışı.....	5
Şekil 3.3a. Sıcaklığa bağlı olarak ısı iletkenliği.....	8
Şekil 3.3b. Sıcaklığa bağlı olarak ısı yayılabilirlik.....	8
Şekil 3.4. Çeliklerin özgül ısı kapasitelerinin sıcaklıkla değişimi.....	9
Şekil 4.1. Kaynak bölgesi şematik görünüşü.....	12
Şekil 4.2a. Gözyaşı damlası şeklinde kaynak banyosu.....	15
Şekil 4.2b. Eliptik şeklinde kaynak banyosu.....	15
Şekil 4.3a. Üst bainit oluşumu.....	19
Şekil 4.3b. Alt bainit oluşumu.....	19
Şekil 4.4. Düşük alaşımlı bir çeliğin kaynak metalinde oluşabilecek mikroyapıların şematik gösterimi.....	23
Şekil 4.5. Kaynak metali mikroyapısını hesaplamak için akış diyagramı..	24
Şekil 4.6a. ITAB'ın alt bölümleri. ....	28
Şekil 4.6b. Düşük alaşımlı bir çelikte ITAB'da erişilen maximum sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişimler .....	28
Şekil 4.7. Isı çevrimi eğrisinin yüksek sıcaklık kısmının bir parabol olarak tanımlanmasının şematik gösterimi.. ....	32
Şekil 4.8. Pik sıcaklık ve enerji girişine bağlı olarak, hesaplanmış östenit tane boyutunu veren üç boyutlu grafik.....	33
Şekil 4.9. Maximum tane boyutunu gösteren grafik.....	34
Şekil 4.10a. Tane büyümesini engelleyen karbür ve nitratların sıcaklıkla olan çözünme miktarı.....	35
Şekil 5.1a. Kaynak giriş enerjisinin CCT diyagramı faz bölgelerinin hareketi üzerine olan etkisi. ....	39

Şekil 5.1b.	Alaşım elementlerinin ve başlangıç östenit tane boyutunun CCT diyagramı faz bölgelerinin hareketi üzerine etkisi.....	39
Şekil 5.2.	Soğuma süresinin 10 sn den düşük olduğu zaman yalnızca martenzitin oluştuğunu gösteren bir CCT diyagramı.....	41
Şekil 5.3.	Tane irileşen bölgede enerji girişine bağlı olarak meydana gelebilecek yapılar.....	41
Şekil 6.1.	Deneylerde kullanılan tozaltı kaynak makinasının genel görünüşü .....	43
Şekil 6.2.	Termokupulun yerleştirilme biçimi.....	44
Şekil 6.3.	Termokupulleri yerleştirilmiş bir kaynak deney numunesi.....	45
Şekil 6.4.	Data - login sistemi.....	45
Şekil 6.5.	Sertlik ölçümünün yapıldığı bölgelerin gösterilmesi.....	47
Şekil 7.1.	0.5 kj / mm enerji girişi için ısı çevrimi eğrisi.....	48
Şekil 7.2a.	1.24 kj /mm enerji girişi için ısı çevrimi eğrisi.....	49
Şekil 7.2b.	1.76 kj / mm enerji girişi için ısı çevrimi eğrisi.....	49
Şekil 7.3.	2.16 kj / mm enerji girişi için ısı çevrimi eğrisi.....	50
Şekil 7.4a.	0.5 kj / mm enerji girişi için değişik pik sıcaklıklarda hesaplanarak elde edilen ısı çevrimi eğrileri.....	51
Şekil 7.4b.	1.24 kj / mm enerji girişi için değişik pik sıcaklıklarda hesaplanarak elde edilen ısı çevrimi eğrileri.....	51
Şekil 7.4c	1.76 kj / mm enerji girişi için değişik pik sıcaklıklarda hesaplanarak elde edilen ısı çevrimi eğrileri.....	51
Şekil 7.4d	2.16 kj / mm enerji girişi için değişik pik sıcaklıklarda hesaplanarak elde edilen ısı çevrimi eğrileri.....	51
Şekil 7.5.	0.5 kj / mm enerji girişi için Sertlik ölçülen bölgeler.....	52
Şekil 7.6.	0.5 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.....	53
Şekil 7.7.	1.24 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçülen bölgeler.....	53
Şekil 7.8.	1.24 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm Sonuçları.....	54
Şekil 7.9.	1.76 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçülen bölgeler.....	55
Şekil 7.10.	1.76 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.....	56
Şekil 7.11.	2.16 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçülen bölgeler .....	56
Şekil 7.12.	2.16 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.....	57

Şekil 7.13.	Enerji girişine bağlı olarak ITAB'ın genişliği.....	58
Şekil 7.14a.	Enerji girişine bağlı olarak ITAB'da elde edilen maksimum sertlik değerleri.....	59
Şekil 7.14b.	Enerji girişine bağlı olarak hesaplanan soğuma süreleri.....	59
Şekil 7.15.	0.5 kj / mm enerji girişi için kaynak bölgesi.....	60
Şekil 7.16.	0.5 kj / mm enerji girişi için iri tanelli bölge.....	60
Şekil 7.17.	0.5 kj / mm enerji girişi için ince tanelli bölge.....	61
Şekil 7.18.	0.5 kj / mm enerji girişi için kaynak dikişi.....	61
Şekil 7.19.	1.24 kj / mm enerji girişi için dikiş + iri tanelli bölge.....	62
Şekil 7.20.	1.24 kj / mm enerji girişi için iri tanelli bölge.....	62
Şekil 7.21.	1.24 kj / mm enerji girişi için ince tanelli bölge.....	63
Şekil 7.22.	1.24 kj / mm enerji girişi için duel fazlı bölge.....	63
Şekil 7.23.	1.24 kj / mm enerji girişi için kaynak dikişi.....	64
Şekil 7.24.	1.76 kj / mm enerji girişi için iri tanelli bölge.....	64
Şekil 7.25.	1.76 kj / mm enerji girişi için ince tanelli bölge.....	65
Şekil 7.26.	1.26 kj / mm enerji girişi için kaynak dikişi.....	65
Şekil 7.27.	2.16 kj / mm enerji girişi için iri tanelli bölge.....	66
Şekil 7.28.	2.16 kj / mm enerji girişi için ince tanelli bölge.....	66
Şekil 7.29.	2.16 kj / mm enerji girişi için kaynak dikişi.....	67

## TABLOLAR LİSTESİ

	<b>Sayfa</b>
Tablo 3.1. Değişik kaynak tekniklerinin ark verimlilik katsayıları.....	7
Tablo 6.1. Deneyde kullanılan kaynak tozunun bileşimi.....	42
Tablo 6.2. Deneyde kullanılan kaynak telinin bileşimi.....	43
Tablo 6.3. Deneyde kullanılan çeliğin açık analizi.....	43
Tablo 6.4. Kaynak işlemlerinde kullanılan kaynak parametreleri ve enerji girişleri.....	46
Tablo 7.1. 0.5 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.....	52
Tablo 7.2. 1.24 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.....	54
Tablo 7.3. 1.76 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.....	55
Tablo 7.4. 2.16 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.....	57
Tablo 7.5. Enerji girişine bağlı olarak ITAB ve alt bölümlerinin genişlikleri.....	58

**SİMGELER LİSTESİ**

**I = Kaynak akımı**

**t = Zaman**

**S = Kaynak hızı**

**$\lambda$  = Isı iletim katsayısı**

**$\rho$  = Malzeme yoğunluğu**

**$T_p$  = Pik (maksimum) sıcaklık**

**d = Kaynak yapılan parçanın kalınlığı**

**$\alpha_w$  = Widmanstatten ferrit**

**$V_\alpha$  = Tane sınırı ferritin teorik hacim oranı**

**$V_w$  = Widmanstatten ferritin hacim oranı**

**V = Ark voltajı**

**E = Enerji girişi**

**$\eta$  = Ark verimlilik katsayısı**

**$\alpha$  = Isıl yayılabilirlik katsayısı**

**C = Özgül ısı kapasitesi**

**$T_0$  = Ön ısıtma sıcaklığı**

**d' = Kritik levha kalınlığı**

**$\alpha_a$  = Asiküler ferrit**

**$V_m$  = Martenzitin hacim oranı**

**$V_a$  = Asiküler ferritin hacim oranı**

**BÖLÜM : I****GİRİŞ**

Ergime kaynağında kaynak metali ve ITAB'da gelişen mikroyapılar, kaynağın mekanik özelliklerini önemli derecede etkilemektedirler. Kaynak metali mikroyapısı soğuma tarafından kontrol edilirken, ITAB'da oluşacak mikroyapılar hem ısıtma hemde soğuma tarafından kontrol edilmektedir.

A<sub>3</sub> sıcaklığının altındaki soğuma hızlarına bağlı olarak düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metalinde oluşacak yapılar; ötektoid altı ferrit, widmansfätten ferrit, asiküler ferrit, bainit ve martenzit olarak belirtilmektedir (Dolby, 1983). Bu yapıların ITAB'de aynı oluşum mekanizmasına sahip olduğu vurgulanmaktadır. Dallam, düşük karbonlu çeliklerin kaynak metallerinde oluşacak mikroyapıları sınıflandırarak incelemektedir (Dallam, 1985).

ITAB; küreleşmiş, kısmen dönüşmüş, tane incelmış ve tane irileşmiş bölgelerden oluşmaktadır (Easterling, 1992).

Son zamanlarda HSLA çeliklerinin kaynak metalinde, ince taneli olması nedeniyle yüksek dayanım gösterdiği için, asiküler ferrit oluşumu mekanizması üzerinde pekçok çalışmalar yapılmaktadır (Abson vd, 1986). Diğer yandan tane sınırı ferrit, widmansfätten ferrit, bainit ve martenzitin varlığı kaynak metalinin tokluğu ve dayanımını belirlemek için göz önünde bulundurulmalıdır.

Kaynakta ısı çevrimi, oluşacak mikroyapıları kontrol ettiği için, kaynağın özelliklerini direkt olarak etkilemektedir. Isı çevrimi ölçümleri, kaynak sonrasında herhangi bir metallografik incelemeye gerek kalmaksızın mikroyapı ve diğer özelliklerinin tahminine imkan vermektedir. Bunu yapmak için, ölçüm ve analiz teknikleri geliştirilmiştir (Barlow, 1982).

Kaynakta enerji girişi ve kaynak yapılan parçanın kalınlığı çok önemli iki parametredir. Hernekadar düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynaklarında pek problemle karşılaşılmamakla beraber, enerji girişi ve kalınlık yani, ısı çevrimine bağlı olarak oluşabilecek istenmeyen mikroyapılar nedeniyle

bazı problemler ortaya çıkabilmektedir. Bu problemlerin başında ITAB'ın tane irileşen bölgesinde martenzit oluşumu gelmektedir (Svensson, 1993). Tane incelen bölgede herhangi bir problemle karşılaşılmamasına karşın, kısmen dönüşmüş bölge oluşacak mikroyapılar bakımından büyük bir öneme sahiptir. Kaynakta kısmen dönüşmüş bölgede o kadar fazla bir çalışma yapılmamıştır. Bu bölge suni olarak elde edilmeye çalışılarak (Akselsen vd, 1987; Akselsen vd, 1994) gerçek kaynak işleminde oluşacak bu bölgenin mikroyapısına ışık tutulmaya çalışılmıştır. Ancak gerçek kaynak işleminde bu bölgeyi Joarder ve arkadaşları (1991) incelemişlerdir. Fakat bu inceleme tek bir enerji girişi ve ısı çevrim ölçülmeksizin gerçekleştirilmiştir.

İşte yapılan bu tezin amacı; farklı enerji girişleri kullanarak, düşük karbonlu ve düşük alaşımlı bir çeliğin kaynak bölgesinde oluşacak yapıları belirleyip, enerji girişi - mikroyapı ilişkisi kurmaktır. Ayrıca,  $A_1 - A_3$  sıcaklıkları arasına çıkan bölge üzerine dikkatler çekilerek, yüksek karbon içeriğine sahip martenzitin varlığını araştırmaktır. Bu tez çalışmasının en önemli özelliklerinde bir tanesi de, kaynak esnasında ısı çevrimini ölçmek için data - login sisteminin kullanılmasıdır. Böylece, enerji girişi - soğuma süresi - mikroyapı ilişkisi kurulabilmektedir.



**ARK KAYNAK İŞLEMİ****2.1. Ark Kaynağının Genel özellikleri**

Tüm kaynak sistemleri iş parçası ve elektrod arasındaki arki başlatmak için gerekli güç kaynağına sahiplerdir. Erimiş olan kaynak metalini havanın zararlı etkisinden korumak için, bir örtü sisteminden faydalanılır. Ark, elektrod ve iş parçası arasındaki boşlukta oluşur. İyonize olmuş atomlar ve serbest elektronlardan oluşan plazma, ark tarafından oluşturulur. Ark'ın merkezinde sıcaklığın çok yüksek derecelere kadar çıkması nedeniyle, bu bölge çok sıcaktır. Arkla oluşturulan ısı, plazma içinde iş parçasına taşınarak, onun erimesine sebep olmaktadır. Plazma kuvvetleri erimiş olan damlaların iş parçasına taşınmasını sağlamaktadır.

Erimiş olan kaynak banyosu, dolgu metal (elektrod) ve anametalin karışımından oluşmaktadır. Elektrod ve anametalin karışma derecesi " çözünebilirlik " olarak isimlendirilmektedir. Elektrik akımı iş parçasından topraklama kutbuna ve oradan da güç kaynağına geri dönerek, kapalı devre tamamlanmış olur. Ark sonucunda oluşan ısı, hem radyasyonla havaya hem de iş parçası içinde yayılarak uzaklaşmaktadır. Yukarıda yapılan genel tanımlama Gaz - Tungesten - Ark (GTA) kaynağına uygulanamaz. Çünkü, burada elektrod tungesten veya onun bir alaşımından yapılmakta ve erime noktasına erişilememektedir. Bu nedenle kaynak banyosuna katılamamaktadır. Böylece GTA için iki durum sözkonusu olmaktadır.

- Kaynak banyosu iş parçası erimesiyle oluşur,
- Dolgu metalini ayrı olarak ilave edilir.

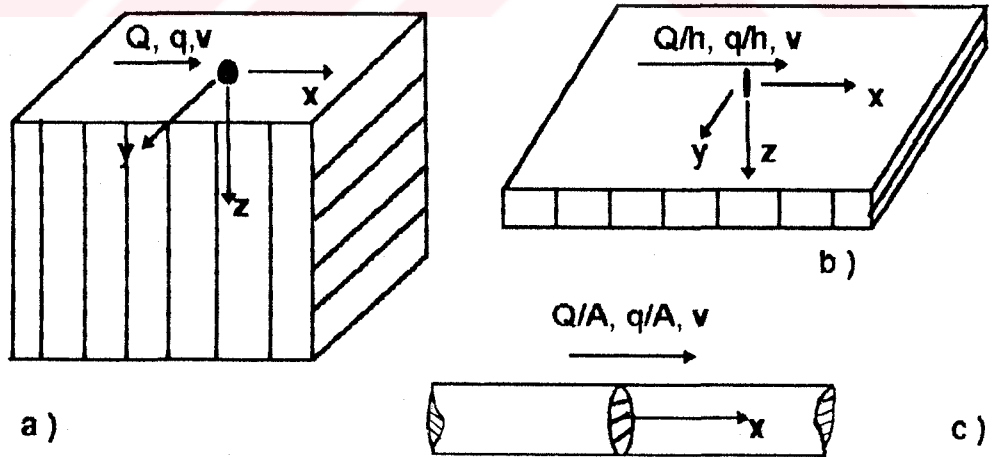
Bilimsel açıdan daha kesin bir tanımlama şu şekilde yapılmaktadır. Elektrod; kaynak düzeneğinin akımını taşıyan parçasıdır. Kaynak banyosuna ilave edilen malzeme dolgu metalini olarak isimlendirilmektedir. Birleştirilecek olan iki iş parçası, ana malzeme ve elektrod karışımı neficesinde meydana gelen kaynak metalini tarafından birbirlerine tutturulmaktadır (Svensson, 1994).

## KAYNAKTA ISI AKIŞI VE ISI ÇEVİRİMİ

## 3.1. Sıcaklık Alanı Analizi İçin Cisim Geometrisi Belirlenmesi

Yarı - sonsuz büyüklükte katı, sonsuz büyüklükte levha ve sonsuz büyüklükte çubuk olmak üzere, şekil 3.1.de verildiği gibi, üç değişik temel cisim geometrisi kabul edilmektedir. Yarı - sonsuz katıda ısı şekil 3.2a.'da görüldüğü gibi üç boyutlu olarak yayılmakta ve ısı kaynağı yüzeyin merkezinde yer almaktadır. Bu cisimden alınan levha şeklinde olan kesit tabakası, kalın levhalar için uygulamada bir model olarak kabul edilmektedir.

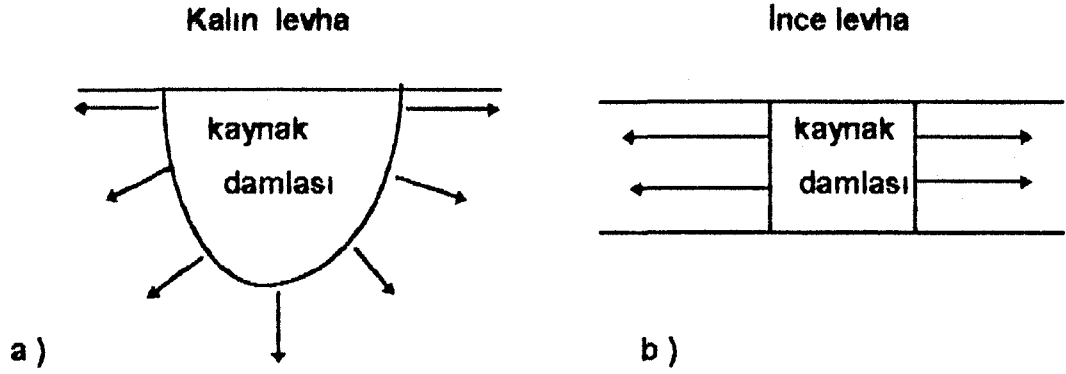
Sonsuz levha durumunda ısı şekil 3.2b.'de görüldüğü gibi iki boyutlu olarak yayılmakta ve ısı akışı yoğunluğu levha kalınlığı üzerinde sabit kalmaktadır. Isı kaynağı levhanın merkezinde bulunmaktadır. Sonsuz çubukta, ısı yayılması tek boyutlu olmaktadır. Düzlemsel bir ısı kaynağı ile sonsuz levhada ve yarı sonsuz katıda, bazı özel durumlarda tek boyutlu ısı akışı mümkün olmaktadır (Radaç, 1992).



$Q$  = Isı miktarı (j)     $v$  = Kaynak hız

$q$  = Isı akışı (j / sn)     $h$  = Levha kalınlığı     $A$  = Alan

Şekil 3.1. Sıcaklık alanı analizi için basit geometrik cisimler. a) Yüzeyde noktasal ısı kaynaklı yarı - sonsuz katı, b) Yüzeye dik pozisyonda çizgisel ısı kaynaklı sonsuz levha, c) Alansal ısı kaynaklı sonsuz çubuk (Radaç, 1992).



Şekil 3.2. a ) Üç boyutlu ısı akışı b ) İki boyutlu ısı akışı (Signes, 1972).

### 3. 2. Kaynak Isı Çevrimi

Ark kaynağı, çok yoğun ve hareket eden ısı kaynağının iş parçasına uygulandığı bir işlemdir. Isı çevrimi ITAB'da mikroyapı değişikliklerini, dikişin nüfuziyeti ve genişliğini, hatta kalıntı gerilmelerin anlaşılması için, ısı kaynağı ile ilgili sıcaklık gradyanlarının şeklini tahmin etmede büyük önem taşımaktadır.

Deneylerde ITAB'da ısı çevriminin termokupul kullanılarak ölçülmesine karşılık, dikişte bu o kadar kolay olmamaktadır. Kaynak ısı çevriminin teorik analizleri de yapılmakta ve elde edilen değerler deneylerde bulunanlarla çok yakın olmaktadır (Easterling, 1992).

#### 3.2.1. Isı Çevrimini Kontrol Eden Faktörler

Herhangi bir özel kaynak işlemi için, kaynak süresince meydana gelen ısı çevrimi üzerinde birçok faktör etkili olmaktadır. Bunlardan önemli olanları aşağıda açıklanmaktadır.

##### 3.2.1.1. Enerji Girişi

Kaynakta ısı (enerji) girişi şöyle verilmektedir.

$$\text{Isı Girişi} = I.V.t \text{ (Joul )} \dots\dots\dots(1)$$

Şayet kaynak hızı ' S ' ve kaynağın boyu ' L ' ise  $S = \frac{L}{t}$  dir.....(2)

Böylece,  $I.V.L$   
Isı Girişi =  $\frac{I.V.L}{S}$  ( joul ) olur.....(3)

Kaynağın birim uzunluğa başına düşen enerji (E), şöyle yazılabilir.

$$E = \frac{I.V}{S} \text{ j/m veya } \frac{I.V}{S} \times \frac{60}{1000} \text{ kj/mm .....(4)}$$

Formüllerde;

I = Kaynak akımı (Amper),

V = Ark voltajı (Volt),

t = Zaman (Sn) dir.

Böylece, birim uzunluğa düşen ısı girişi, kaynak yapmak için kullanılan akım, voltaj ve kaynak hızına bağlı olmaktadır. Isı girişi, ısı çevrimini belirlemede en önemli faktör olmaktadır. Çünkü, birim uzunluk başına ne kadar fazla ısı girişi olursa, ısı da okadar fazla yayılacaktır. Genel olarak, daha yüksek ısı girişinde, soğuma hızı daha yavaş olmaktadır.

Yukarıda verilen ısı girişi formülünde, kaynak arkının tüm ısısının kullanıldığı görülmektedir. Oysa pratikte, pekçok işlemde ark % 100 verimli olmamakta ve ısının bir kısmı çevreye yayılmaktadır. Bu durumda ısı girişinin ark verimliliği katsayısı ile çarpılması gerekmektedir. Buna göre enerji girişi şöyle yazılabilir.

$$E = I.V.\eta / S .....(5)$$

$\eta$  = Kaynak tekniğine göre değişen ark verimliliği katsayısı.

(Anık v.d., 1993)

Tablo 3.1.de önemli kaynak tekniklerinin ark verimlilik katsayıları verilmektedir.

Tablo 3.1. Değişik kaynak tekniklerinin ark verimlilik katsayıları(Easterling, 1992).

Kaynak Tekniği	$\eta$ (Ark verimlilik katsayısı)
Elektrik Ark Kaynağı	0.7 - 0.85
Tungsten - İnert Gaz (Argon)	0.22 - 0.48
Metal - İnert Gaz (Argon)	0.66 - 0.75
Tozaltı Kaynağı	0.90 - 0.99

### 3.2.1.2. Ön Isıtma Sıcaklığı

Daha yüksek ön ısıtma sıcaklığı, daha düşük soğuma hızına neden olmaktadır (Jacson ve Shruballs, 1975). Ayrıca, kaynak öncesinde parçanın sıcaklığının artırılmasıyla ısı çevrimi grafiğinin soğuma kısmı uzatılmakta ve kontrol edilebilmektedir.

### 3.2.1.3. Birleştirme Şekil Ve Levha Kalınlığı

Bu faktörler de kaynak ısı çevrimi üzerinde etkili olmaktadır. Çünkü, bunlar soğuma hızlarını ve ısının uzaklaşmasını etkileyebilmektedir. Levha kalınlığı arttığında, ısı daha hızlı yayıldığı için, soğuma da hızlı olmaktadır. Aynı kalınlığa sahip levhanın alın ve ikiden fazla bacaklı birleştirme durumu düşünülürse, ikiden fazla bacaklı durumda ısı daha çok yayılabilme yolu bulacağından, soğuma da daha hızlı gerçekleşecektir. Levha kalınlığı arttığında, ısı akışı iki boyutlu durumdan üç boyutlu duruma geçecektir ( kritik levha kalınlığının üzerinde ).

### 3.2.1.4. Kaynak Damlasının Şekil ve Boyutu

Küçük kaynak damlası parça üzerinde dar bir bölgede eritme yapacağı için soğuma, büyük kaynak damlasına göre hızlı olacaktır (Jacson ve Shruballs, 1975).

### 3.2.1.5. Anametalin Isıl Özellikleri

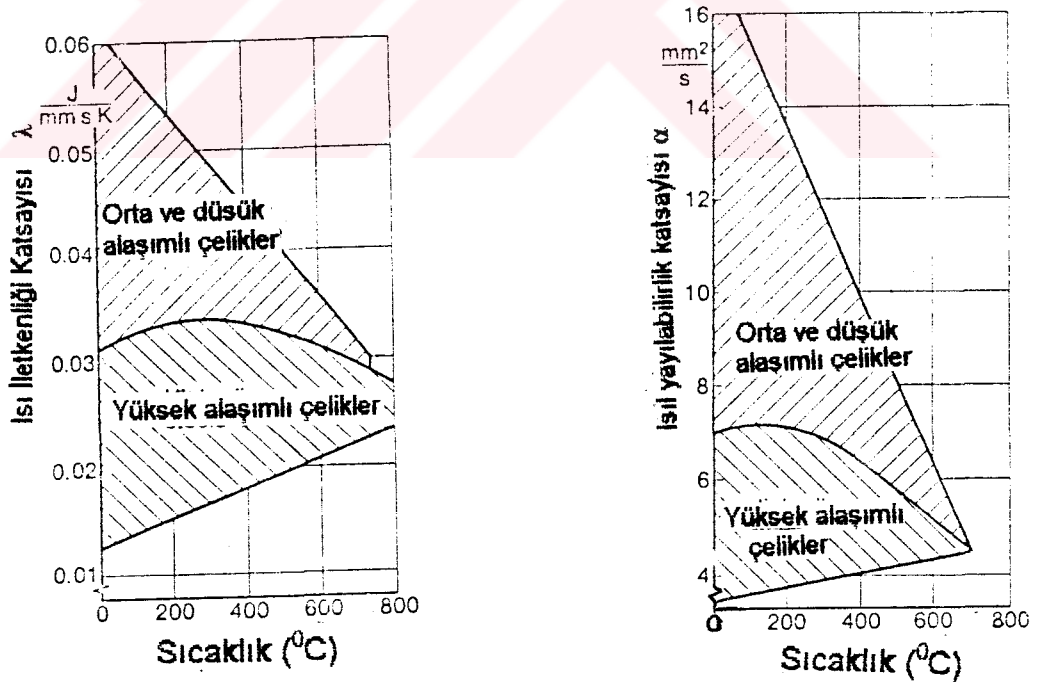
Kaynaktan uzakta anametalde, ısının transferi veya yayılabildiği oran anametalin ısı iletkenliği ( $\lambda$ ) ve ısı yayılabilirliği ( $\alpha$ ) ile belirlenmektedir. Isıl yayılabilirlik şöyle ifade edilmektedir;

$$\alpha = \lambda / \rho C \dots\dots\dots (6)$$

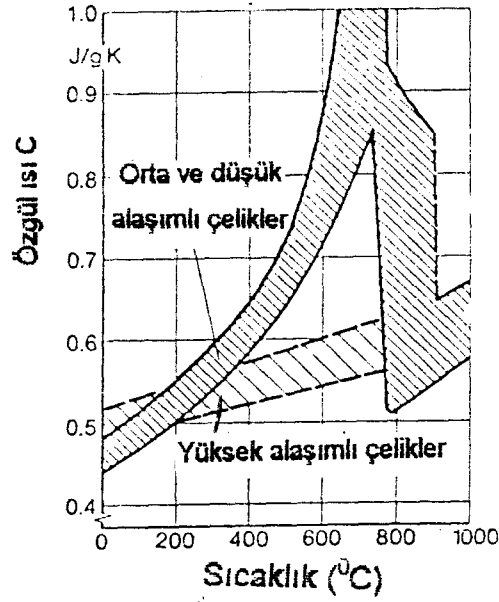
Burada;

$\rho$  = Malzemenin yoğunluğu,  $C$  = Özgül ısı kapasitesidir.

$\alpha$  ve  $k$ 'nin değeri büyüdüğünde, soğuma hızı da artmaktadır. Malzemenin bu özelliklerinin ısı çevrimi üzerine olan etkisi incelenirken, bu değerlerin sıcaklıkla değişmesi nedeniyle, karmaşık bir durum alacağı göz önünde bulundurulmalıdır (Blotgett, 1984). Çeliklerin ısı özelliklerinin sıcaklıkla değişimi şekil 3.3a, 3b ve 3.4. de verilmektedir



Şekil 3.3. Sıcaklığa bağlı olarak a ) Isı iletkenliği , b ) Isıl yayılabilirliğin değişimi (Radaj, 1992).



Şekil 3.4. Çeliklerin özgül ısı kapasitelerinin sıcaklıkla değişimi (Radaj, 1992)

### 3.2.2. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)' de Isı Çevrimi

Pekçok kaynak şartlarında, iş parçası boyunca kaynak hızı ısı yayılabilirliğinin hızından çok daha büyük olmaktadır. Diğer bir deyişle, kaynağın ilerleme yönündeki ısı akışı, ilerleme yönüne dik olandan daha az olmaktadır. Bu durumda, kalın levhalarda ısının uzaklaşması için gerekli olan süre malzemenin ısı iletkenliği ( $\lambda$ ) ve ince levhalarda hem ısı iletkenliği hem de birim hacim başına özgül ısı ( $\rho C$ ) ile orantılıdır.

Anametalde verilen bir nokta için, ısı çevrimi basit bir sıcaklık - zaman diyagramı ile temsil edilebilmektedir. Diyagramda, 800 - 500 °C sıcaklıkları arasında geçen süre ITAB'da oluşacak mikroyapıyı büyük oranda belirlediği için, büyük bir öneme sahip olmakta ve soğuma süresi olarak isimlendirilmektedir. Soğuma süresi genellikle " $\Delta t_{8-5}$ " şeklinde gösterilir. Verilen bir kaynak işlemi için, anametalde soğuma süresinin sabit olduğu deneysel olarak ispatlanmıştır. 800 °C sıcaklığı önemlidir. Çünkü, pekçok çelik için bu sıcaklık yaklaşık  $A_3$  dönüşüm sıcaklığını temsil etmektedir (Easterling, 1992).

### 3.2.2.1. ITAB'da Isı Çevrimi Formülleri

Kalın Levha (Üç Boyutlu Isı Akışı) İçin :

$$T_p - T_0 = \left( \frac{2}{\pi \cdot e} \right) \frac{q/v}{\rho C \cdot r^2} \text{ (Pik sıcaklık eşitliği)} \dots \dots \dots (7)$$

$$\Delta t_{8-5} = \frac{q/v}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \theta_1} \text{ (Soğuma süresi)} \dots \dots \dots (8)$$

$$\frac{1}{\theta_1} = \left( \frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1073 - T_0} \right) \dots \dots \dots (9)$$

$$T - T_0 = \theta_1 \frac{\Delta t_{8-5}}{t} \exp - \left( \frac{\Delta t_{8-5}}{e \cdot t} \cdot \left( \frac{\theta_1}{T_p - T_0} \right) \right) \text{ (Isı çevrimi)} \dots \dots \dots (10)$$

İnce Levha ( İki Boyutlu Isı Akışı ) İçin :

$$T_p - T_0 = \left( \frac{2}{\pi \cdot e} \right)^{1/2} \frac{q/v}{d \cdot \rho C \cdot 2r} \text{ (Pik sıcaklık eşitliği)} \dots \dots \dots (11)$$

$$\Delta t_{8-5} = \frac{(q/v)^2}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot (\rho C) \cdot \theta_2^2 \cdot d^2} \text{ ( Soğuma süresi )} \dots \dots \dots (12)$$

$$\frac{1}{\theta_2^2} = \frac{1}{(773 - T_0)^2} - \frac{1}{(1073 - T_0)^2} \dots \dots \dots (13)$$

$$T - T_0 = \theta_2 \left( \frac{\Delta t_{8-5}}{t} \right)^{1/2} \exp - \left( \frac{\Delta t_{8-5} \cdot \theta_2^2}{2 \cdot e \cdot t \cdot (T_p - T_0)^2} \right) \text{ (Isı çevrimi)} \dots \dots \dots (14)$$

(Easterling, 1992)



Verilen bir kaynak işleminde, hangi levha eşitliğinin uygulanacağı kritik levha kalınlığı ile belirlenmektedir. Kritik levha kalınlığı şöyle verilmektedir.

$$d' = \left\{ \frac{q}{2\rho C v} \times \left( \frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1073 - T_0} \right) \right\}^{1/2} \dots \dots \dots (15)$$

Verilen tüm formüllerde;

$T_p$  = Pik (maximum) sıcaklık,

$T_0$  = Ön ısıtma sıcaklığı,

$q / v$  = Giriş enerjisi,

$\rho C$  = Birim hacim başına özgül ısı,

$r$  = Isı kaynağının merkezinden olan mesafe,

$e$  = Doğal logaritma tabanı (2.718),

$d$  = Kaynak yapılacak parçanın kalınlığı,

$d'$  = Kritik levha kalınlığıdır.

Şayet,  $d'$  (kritik levha kalınlığı)  $>$   $d$  (kaynak yapılan parça kalınlığı) ise, iki boyutlu ısı akışı olacağından ince levha eşitlikleri, aksi durumda ise kalın levha eşitlikleri uygulanmalıdır (Barlow, 1982 ; Easterling, 1992 )

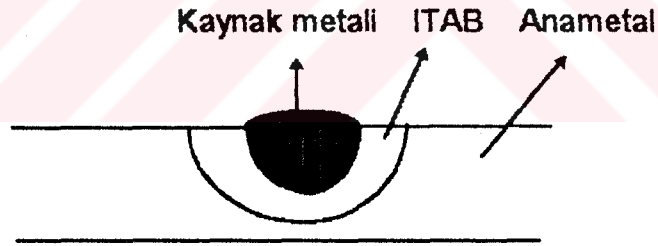
Yukarıda verilen formüller kullanılarak, elde edilen ısı çevrimi eğrisiyle, tozaltı kaynağı kullanılarak, yapılmış kaynaktan elde edilen ısı çevrimi eğrisi arasındaki benzerliğin çok kuvvetli olduğu belirtilmektedir (Easterling, 1992). Böylece, yukarıda elde edilen formülleri tozaltı kaynağı için rahatlıkla kullanabiliriz. Ayrıca, bu formüllerin kaynak tekniğine göre değişebileceği gözönünde bulundurulmalıdır.

## KAYNAK BÖLGESİNİN İNCELENMESİ

### 4.1. Giriş

Metalik malzemeler bir kaynak işlemi gördükleri zaman, kaynak dikişine bitişik olan bölge, kaynağa uygulanmış olan sıcaklık derecesinin, daha doğrusu ısı çevriminin etkisi altında kalır. Yüksek mukavemetli yapı çeliklerinde bu ısı çevrimi, çeliğin eldesi esnasında görmüş olduğu ısı çevrimlerinden farklı olduğundan, ortaya içyapısı, buna bağlı olarak da mekanik özellikleri farklı bir bölge ortaya çıkar.

Kaynak yapılan bir parçada kaynak bölgesi, erime bölgesi ve ısının tesiri altında kalan bölge (ITAB) olmak üzere iki bölümde incelenmektedir. Şekil 4.1. de kaynak bölgesi görülmektedir (Anık v.d., 1993).



Şekil 4.1. Kaynak bölgesi şematik görünüşü.

### 4.2. Kaynak Metali

Ergime kaynağında kaynak metalinin mikroyapısı ısıl şartlar ve kimyasal bileşim tarafından büyük oranda etkilenmektedir. Düşük alaşımlı çeliklerde, banyo aşağı yukarı hücre ve yüksek alaşımlı çeliklerde dendritik hücre şeklinde katılaşmaktadır. Katılaşmada nihai soğuma, sıvı - katı arayüzeyindeki sıcaklık gradyanı ve arayüzeyin katılaşma oranının bir fonksiyonu olmaktadır (Davies ve Garland, 1975).

Anametal ısının uzaklaştırılmasında ve kaynak metalinin katılaşmasında büyük bir öneme sahiptir. Katılaşma sıvı metalin anametalde çekirdeklenerek büyümesi ile meydana gelmektedir. Çünkü heterojen çekirdeklenme kaynaktan beklenmemektedir.

Katılaşma süresince anametalde tutunarak büyüyen taneler sıvının izotermine göre  $< 100 >$  yönünde büyümek için diğer tanelerden daha avantajlı duruma geçmektedirler. Katılaşma başlangıcında kristal büyüme hızının yavaş oluşu, kısmen düzlemsel katılaşmanın oluşması ile ilişkilendirilmektedir. Kaynak banyosunun merkezine doğru sıcaklık gradyanının azalması nedeniyle, büyüme hızı artmakta ve mikroyapı hücre şeklinden dendritik hücre şekline doğru değişmektedir. Hatta, katılaşmanın önünde dendritlerin bağımsız çekirdeklenmesi meydana gelebilmektedir. Önemle vurgulanması gereken diğer bir konu ise, kaynak metalinde oluşan dendritik ve hücre şeklindeki yapıların dökümden daha ince olmasıdır. Bu ise, kaynaktan katılaşma hızının daha yüksek olması nedeniyle.

Hücrelerarası meydana gelen boşluklar, hücre veya dendrit sınırlarında segregasyon derecesini etkilemektedir. Daha dar boşluklar daha az segregasyona yol açmaktadır. Segregasyon derecesini etkileyen şu faktörleri sıralayabiliriz.

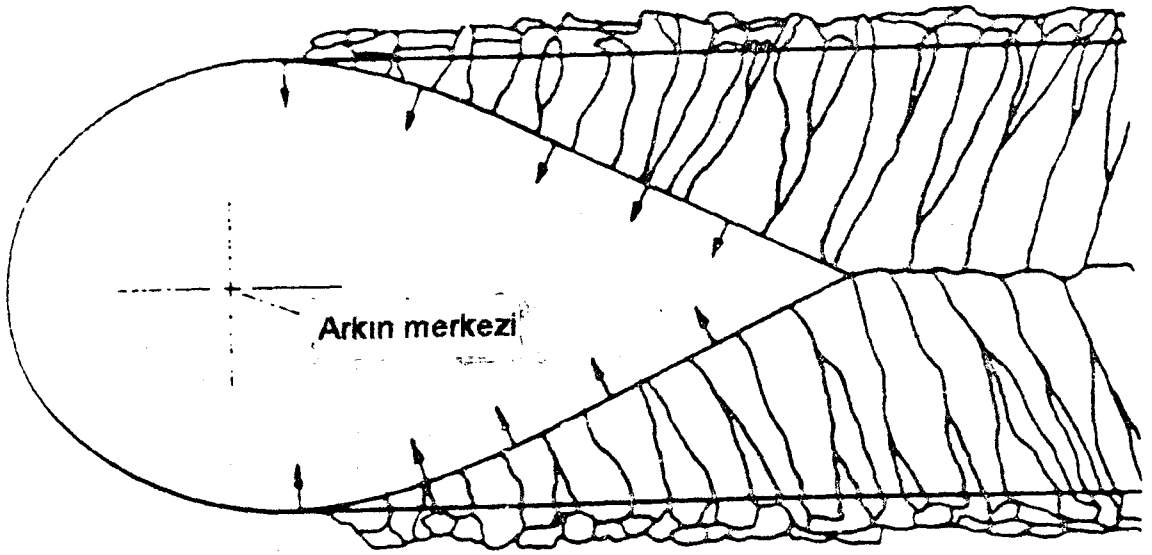
- Hücre sınırlarında boşluklar ve boşlukların yoğunluğu ,
- Var olan sıvının toplam miktarı,
- Sıvının dağılımı (Easterling, 1992).

Kaynak işleminde kaynak banyosunun çok hızlı katılaşması, kaynak damlasının merkezinde başlamakta ve bunun enine katılaşma yapısına sahip olacağı beklenmektedir. Hücre şeklinde tanenin gerçek boyutu, katı-sıvı arayüzeyinde ısı gradyanı ile lineer bir biçimde artacağı belirtilmektedir (Savage, 1980). Ergime sınırında mikroyapının genel olarak kabalaşması, anametalin başlangıçta sahip olduğu tane boyutu ile yakından ilgili olmaktadır. Geçiş bölgesi en ciddi ısı çevrimine uğrayacağı için, bu bölgedeki taneler çok irileşeceklerdir.

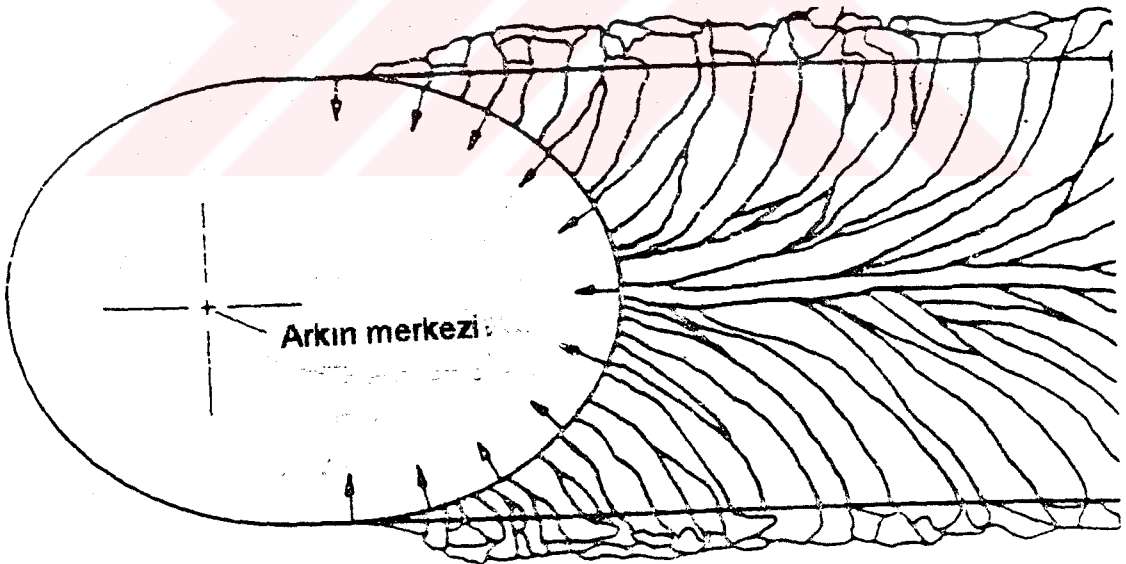
Kaynak hızı, kaynak metal mikroyapısı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Kaynak süresince büyüyen kristaller en dik sıcaklık gradyanını

izlemeye çalışmaktadırlar. Kaynak banyosunda maksimum sıcaklık gradyanı banyonun sınırlarındaki bütün noktalara diktir. İzotermiler arasındaki mesafe ile kaynak hızı arasında zıt bir ilişki bulunmaktadır. Böylece, verilen bir malzeme için büyümeyi kontrol eden kaynak banyosu geometrisi ikinci bir husus olarak ele alınmaktadır. Kaynak hızındaki artış, banyonun şeklini eliptik'ten daha dar olan gözyaşı damlasına benzer bir şekle doğru değiştirmektedir.

Şekil 4.2a.da görüldüğü gibi, gözyaşı damlası şeklinde kaynak banyosu katılaşması, kaynak merkezi çizgisine kadar oldukça sabit ısı gradyanıyla devam eder. Bunun da nedeni, kaynağın daha çok açisal geometrisinden dolayıdır. Bu nedenle, daha düşük kaynak hızlarında kristaller büyüme yönlerini değiştirmeye ihtiyaç duymayacaklar ve kararlı bir biçimde büyüyeceklerdir. Şekil 4.2b.de gösterilen eliptik kaynak havuzunda maximum ısı gradyanı yönünde olan yoğun değişme nedeniyle daha çok kolon tipi tanelerin oluştuğu görülmektedir. Çünkü, ısı kaynağı uzaklaştığında, maximum sıcaklık gradyanı kristallerin büyüme yönlerini sabit bir biçimde değiştirmektedir. Böylece, büyüyen kolon tipi kristaller kendi tercihli büyüme yönleri olan  $\langle 100 \rangle$  yönünü takip ederlerken, bu defa maximum sıcaklık gradyanını izlemek zorunda kalacaklardır. Netice olarak, kaynak havuzu içinde geride kalan katılaşmış bölgede kolon tipi bir tane, gerekli büyüme yönünde ilerlemiş kavisli bir görünüm sergileyecektir. Şayet, kolay büyüme yönüne  $\langle 100 \rangle$  yönlenme ve maximum ısı gradyanı yönünün sürekli değişmesi yüzünden, çok sayıdaki komşu taneler için büyüme güçleşiyorsa, sıvıdan arayüzeye rastgele tutunmuş küçük parçacıkların bulunduğu kısımda yeni kolon tipi tane oluşumu başlatılabilmektedir. Bir defa kolon tipi büyüme başladıktan sonra, kolon şeklinde katılaşma devam etmekte ve yapıya hakim olmaktadır. Bununla beraber, yüksek kaynak hızlarında yapılmış kaynaklarda, kaynak metalinin son katılan bölgesinde kolon tipi büyümeden, eş eksenli büyümeye doğru bir geçişin olduğu bulunmuştur. Bu geçişin, katılaşmanın son safhası olan bu bölgede yüksek orandaki segregasyon nedeniyle olduğu düşünülmektedir (Savage v.d., 1976).



a)



b)

Şekil 4.2. a) Gözyaşı damlası şeklinde kaynak banyosu, b) Eliptik şekilde kaynak banyosu (Savage, 1980)

#### 4.2.1. Kaynak Metali Mikroyapısı

Kaynak metallerinin katılaşması süresince, katılaşma ya  $\delta$  (delta) ferritten dönüşmüş östenitten yada direkt olarak östenitten oluşmaktadır. Östenitten direkt olarak dönüşüm durumunda, östenit taneleri,  $\delta$  (delta) ferrit kolon tipi tanelerden daha ince olmaktadır

Düşük alaşımlı çeliğin kaynağında nihai mikroyapı soğuma hızı ve kimyasal bileşime bağlı olarak  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşümü süresince oluşmaktadır. En çok oluşan yapıları şunlardır ( Barbaro v.d., 1989; Liu ve Olson, 1986; Harrison ve Farrar, 1987; Lee v.d., 1989; Glover v.d., 1977; Kenny v.d., 1985; Abson ve Paegeter, 1986 ) :

- Tane sınırı ferrit,
- Widmanstatten ferrit,
- Asiküler ferrit.

Daha az rastlanan yapılar ise ;

- Mikro fazlar ,
- İdiomorfik ferrit (Svensson, 1994) .

##### 4.2.1.1. Tane Sınırı( Allotriomorfik ) Ferrit

Tane sınırı ferrit, genellikle 1000 °C - 650 °C sıcaklıkları arasında kaynak metalinin soğuması süresince oluşmakta ve çekirdeklenmesi ise östenit tane sınırlarında heterojen olarak meydana gelmektedir (Abson v.d., 1986). Nihai büyüme ise, oldukça hızlı bir şekilde olmaktadır.

Kaynak metallerinde oluşan tane sınırı ferrit büyümesi, dönüşüm süresince yer alan alaşım elementlerinin yeniden düzenlenmesi olmaksızın gerçekleşmektedir. Böylece, büyüme hızı karbonun kalıntı östenit içine difüzyonu ile kontrol edilebilmektedir (Bhadeshia v.d., 1985).

Tane sınırı ferrit, kaynaklarda tokluğu belirleyici olarak görülmektedir. Bu ise onun kısmen kaba taneli oluşuna, morfolojisine ve çatlak başlamasında minimum etkisi olan sürekli tabakalara sahip olması ile açıklanmaktadır (Bhadeshia v.d., 1989) .

#### 4.2.1.2. Widmanstätten Ferrit

Widmanstätten ferrit ( $\alpha_w$ ), 750 - 650 °C sıcaklıkları arasında oluşmaktadır (Abson v.d.,1986). Tane sınırı ferrite göre daha hızlı soğuma sonucunda oluşmaktadır. Widmanstätten ferrit'in oluşumu iki şekilde gerçekleşmektedir. Bunlardan birincisi, direkt olarak tane sınırı ferritin kaplamadığı östenit tane sınırlarında oluşmaktadır. İkinci oluşum şekli ise,  $\alpha/\gamma$  tane sınırlarında, tane sınırı ferrit taneleri üzerinde gerçekleşmektedir. Widmanstätten ferrit,östenit alanları ile ayrılmış paralel levhalardan oluşmaktadır. Neticede, widmanstätten ferrit levhaları arasında kalan bu östenitler kalıntı östenit, martenzit, bozunmuş perlit veya ileride açıklanan mikrofazlara dönüşmektedir.

Widmanstätten ferrit, bir diğer fazın yerini alma dönüşümü şeklinde oluşan bir dönüşüm neticesinde,  $A_{c3}$  sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda oluşan soğumalarda meydana gelmektedir. Widmanstätten ferrit bir ortaklaşa büyümeyi içermektedir.Çünkü,tane sınırlarında ferrit'ten büyüyen widmanstätten ferrit levhaları, birbirlerini etkileyebilmekte ve hatta biri diğeriyle birleşmek suretiyle büyümelerini devam ettirmektedir (Bhadeshia, 1989). Widmanstätten ferrit'in düşük olan tokluğu nedeniyle kaynakta oluşumları pek istenmemektedir (Devletian ve Wood, 1983).

#### 4.2.1.3. Asiküler Ferrit

Asiküler ferrit ( $\alpha_a$ ), özellikle kaynak metalinde ortaya çıkmakta ve kolon tipi östenit taneleri arasında oluşmaktadır. Oluşumu yaklaşık 650 °C'nin altında gerçekleşmektedir (Abson v.d., 1986).

Günümüze kadar asiküler ferrit fazının belirlenmesi çalışması devam etmektedir.Bu fazın bainite olan benzerliği nedeniyle bu yapı üzerinde son yapılan çalışmalarda, asiküler ferritin bainit olduğu gösterilmeye çalışılmıştır. Asiküler ferrit levhaları, diffüzyon olmaksızın ve diğer bir fazın yerini alma dönüşümü şeklinde, çok hızlı bir şekilde oluşmaktadır. Dönüşüm bittiği andan itibaren, karbon kalıntı östenit içerisine dağılmaktadır. Asiküler ferrit morfolojik



bakımdan yaprak şeklinde olan klasik bainite göre farklılıklar arz etmektedir. Çünkü, asiküler ferrit ya inklüzyonlar üzerinde ya da daha önceden varolan levhalar üzerinde granüllerarası çekirdeklenmektedir. Büyümesi ise komşu alanlarda oluşmuş levhalar tarafından engellenmektedir.

Kaynak metalinde asiküler ferrit oldukça arzu edilmektedir. Çok sayıdaki paralel olmayan tane sınırları çatlak başlamasını önlemektedirler. Ayrıca, bunların tokluları da çok iyidir (Bhadeshia, 1989).

#### **4.2.1.4. İdiomorfik Ferrit**

1948 yılında ilk defa Dube tarafından belirlenen idiomorfik ferrit, eşeksenli bir morfolojiye sahip ve taneler arasında oluşmaktadır. İdiomorfik ferrit, taneler arası poligonal ferrit olarak tanımlanıldığında, bu durumun çeliklerin kaynağında ortaya çıktığına inanılmaktadır. Kesin bir kanıt olmamakla beraber, kayakta bu ferritin hacim oranı daima çok düşüktür.

#### **4.2.1.5. Mikro Fazlar**

Kaynaktaki mikrofazlar, son kalan östenit dönüşümünün olduğu bölgelerde karbon miktarına bağlı olarak martenzit, karbür, tam teşekkül etmemiş perlit, bainit veya kalıntı östenit karışımlarından teşekkül etmektedir (Svensson, 1994). Bu fazlar paralel widmanstätten Ferrit levhaları arasına yerleştiği gibi, aynı zamanda asiküler ferrit gibi bir birlerine paralel olmayan levhalar arasında da ortaya çıkabilmektedirler.

Mikro fazları içeren dönüşüm ürünlerinin tabiatından hareketle, şayet bunlar yüksek hacim oranlarında iseler, kaynak metalinin özellikleri üzerinde istenmeyen etkiler yapabilmektedirler.

##### **4.2.1.5.1. Bainit Oluşumu**

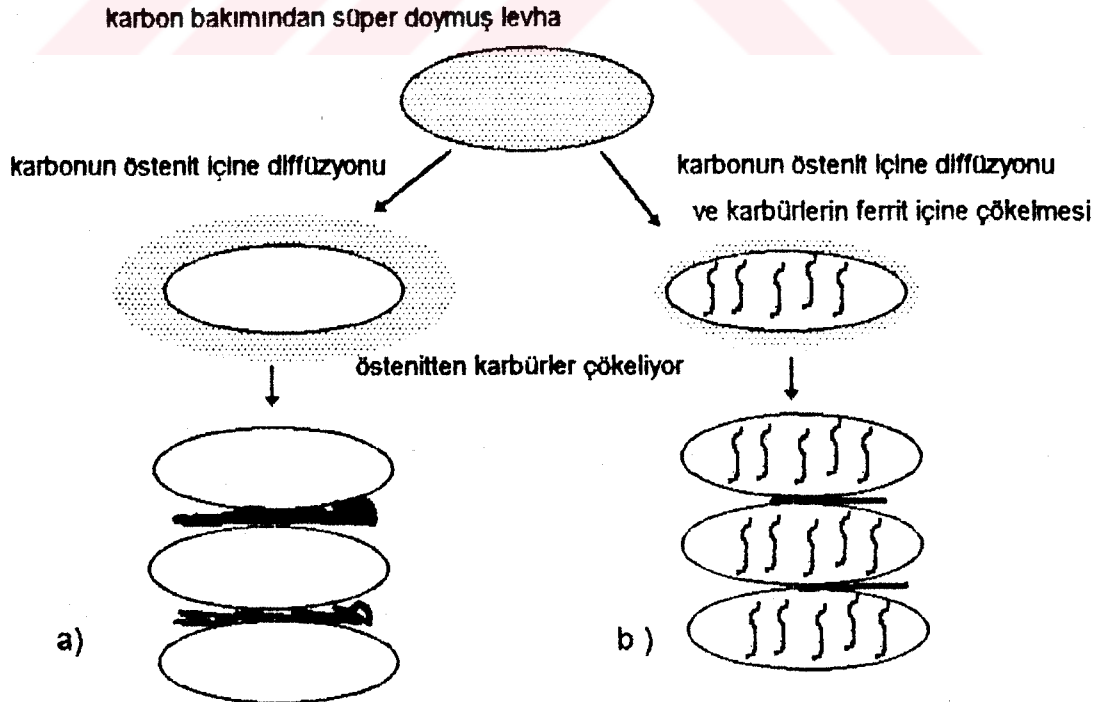
Bainit, ince perlit bölgesinin altında ve martenzit başlama sıcaklığının ( $M_s$ ), üstündeki bir sıcaklıkta östenitten oluşmaktadır. Düşük alaşımlı çeliklerde, perlit ve bainit sıcaklıkları arasında kesin bir ayırım bulunmaması nedeniyle,



mikroyapı ve kinetik çalışmaları güçleşmektedir. Buna karşılık, orta alaşımlı çeliklerde bu iki bölge biri birinden oldukça rahat bir şekilde ayırt edilebilmekte ve bunların TTT diyagramları iki ayrı S eğrisi içermektedir. Daha alçakta olan eğrinin en üst kısmı genellikle yatay eksene paralel bir durum sergilemekte, bu ise bainit dönüşüm sıcaklığına ( $B_s$ ), uygun düşmektedir.

Bainit östenit ( $\gamma$ ), martenzit ( $\alpha'$ ) veya sementit ( $\theta$ ) bölgeleriyle ayrılmış ferrit levhalarının yaprağa benzer bir şekilde büyümesidir. Ferrit levhalarının kalınlığı dönüşüm sıcaklığına ve alaşımın bileşimine bağlı olarak değişmesine rağmen, sahip oldukları kalınlık yaklaşık 0.5 - 0.7  $\mu\text{m}$  dir. Bainiti oluşturan fazların birinin diğerine göre kristallografik yönelmesi yaklaşık aynı yöne doğru olmaktadır.

Üst ve alt bainit olmak üzere iki çeşit bainit bulunmaktadır. Üst bainit biri birlerine bitişik ve hemen hemen aynı yönlenmeye sahip ferrit levhalarından oluşmaktadır. Ferrit levhaları aynı düzleme sahip ve yaprak şeklinli oluşturan üç boyutlu ince sivri uçlu levhalar şekliindedir. Üst bainit daha yüksek sıcaklıkta oluştuğu için, östenitin akma dayanımı kısmen düşük olduğunda, ferritin çevresinde şekil değişiminin sebep olduğu plastik hareket, yüksek dislokasyon yoğunluğunun oluşumuna neden olmaktadır.



Şekil 4.3. a) Üst bainit , b) Alt bainit oluşumu (Vishnu, 1993)

Alt bainitte karbürler ferrit içinde çökeldiği için, bunun üst bainitten ayırt edilmesi kolay olmaktadır. Şekil.4.3'de bu durum açıkça görülmektedir. Bu karbürlerin sementit olması durumunda, bunlar genellikle ferritin büyüme yönüne  $60^\circ$  lik bir açı ile çökelmektedirler (Bhadeshia, 1989). Kristallografik analizler (Bhadeshia ve Edmonds 1980) karbürlerin fazlararası çökme şeklinde olmayacağını gösteren  $\alpha - \gamma - \theta$  üç fazın yönlenme ilişkisini göstermişlerdir. Bu nedenle bunlar ya dönüşüm süresince östenitten yada aşırı doymuş ferritten çökeceklerdir.

#### 4.2.1.6. İnküzyonlar

Kaynakta inküzyonlar, öncelikli olarak kaynak müddetince oluşmuş oksitler veya kaynak banyosunu korumak amacıyla kullanılan elementlerden oluşmuş curuf şeklindedir. Metalik olmayan inküzyonlar üç sınıfta toplanabilir.

##### 1. Grup metalik olmayan inküzyonlar

Şayet, soğuma süresince inküzyon oluşturucu elementler'in doyum noktası aşılırsa, inküzyonlar olarak bu deoksidasyon ürünleri oluşmaktadır. Bunların boyutları  $1 - 3 \mu\text{m}$  dir.

##### 2. Grup metalik olmayan inküzyonlar

Bu inküzyonlar birinci tipte olduğu gibi kaynak banyosu içinde teşekkül etmektedirler. Bunlar katılma süresince oluşan hücreler arasında fazla sıvının bulunması sonucunda meydana gelen inküzyonlardır. Bunlar etkili bir biçimde kaynak metalinde kalmaktadırlar. Bunların sahip oldukları boyutları birinci gruptakilere nazaran çok daha küçüktür. Kendilerine ait karakteristik boyutları yaklaşık  $0.5 \mu\text{m}$  dir. Birinci grup inküzyonların aksine, bu gruptakilerin boyutları büyük oranda soğuma hızına bağlı kalmaktadır.

##### 3. Grup metalik olmayan inküzyonlar

Bu grupta yer alan inküzyonların yukarıda bahsedilen inküzyonlardan farkı; bu gruptakilerin dış kaynaklı oluşlarıdır. Bunların çapları yaklaşık  $10 \mu\text{m}$

ye kadar çıkabilmektedir. Genellikle, kaynak sırasında oluşan curufun, kaynak banyosunda kalması neticesinde bu tür inklüzyonlar ortaya çıkmaktadır. Üçüncü gruptan olan inklüzyonlar, kaynak metalini tokluğunu düşürdüğü için pek istenmemektedirler. Düşük alaşımli çeliklerde her ne kadar 1  $\mu\text{m}$  boyutlarında inklüzyonlara rastlansa bile, genelde rastlanan boyut yaklaşık 0.3  $\mu\text{m}$  olmaktadır. Kimyasal kompozisyon açısından inklüzyonlar çok karmaşıktırlar ve kaynak tekniğine göre değişim gösterirler.

Inklüzyonların tane büyümesini engellemesinden dolayı, yüksek hacim oranına sahip inklüzyonların, kaynak metalinde östenit tane küçülmesine neden olacağı düşünülmektedir. Harrison ve Farrar (1981), Ferrante ve Farrar (1982) yapmış oldukları deneysel çalışmalarında, farklı oksijen miktarlarına sahip kaynak metallerini tekrar östenit alanına ısıtmışlardır. Tane irileşmesine müsaade etmek için bu bölgede yeterli süre tutmuşlardır. Sonuç olarak, eş eksenli tanelerin boyutlarının artan oksijen miktarıyla azaldığı bulunmuştur. Çünkü, kaynakta inklüzyonların hacim oranı toplam oksijen miktarı ile çok yakından ilgilidir. Bunun da nedeni, banyoda bulunan oksijenin büyük miktarının oksitler olarak bulunması ve pekçok inklüzyonların da oksitler olmasıdır. Netice olarak, inklüzyonlar tane boyutunu sınırlandırmaktadırlar.

Inklüzyonların kaynak metalinde gerilim yoğunlaşmasına ve kaynak metalini kırılabilirliğine neden oldukları bilinmektedir. Bu sebepten, inklüzyonların hacim oranının minimum seviyede tutulması arzu edilmektedir. Inklüzyonlarla ilgili yapılan diğer çalışmalarda, inklüzyonların boyutu, tipi ve hatta dağılımının büyük bir önem taşıdığı vurgulanmaktadır (Ferrante ve Farrar, 1982). Kaynakta, inklüzyonların asiküler ferritin çekirdeklenmesinde bir ön ihtiyaç olmasına rağmen, kritik hacim oranının üstünde, asiküler ferritin hacim oranını istenmeyen yönde değiştirmektedir (Liu ve Olson, 1986).

#### 4.2.1.7. Yeniden Östenit Oluşumu

Çok pasolu kaynak işleminde, kaynak metalini şiddeti değişen birden fazla ısı çevrimine maruz kalabilmektedir. Böylece, en son pasonun altında kalan kısımlarda, sıcaklığın östenit alanına kadar çıkabildiği bölgeler yeniden

östenitleşmektedir. Bu ilave dönüşüm, irileşmiş ve yaklaşık olarak eş eksenli tanelerin oluşumuna sebep olmaktadır. Kaynak terminolojisinde bu bölge açık bir şekilde tanımlanılmamakta ve yeniden ısınmış olan bu bölge yapısı için üçüncül mikroyapı ifadesi kullanılmaktadır (Hoekstra v.d., 1986). Yeniden östenitleşmiş bölgenin kaynak metaline göre tokluğu yüksek, fakat buna karşılık dayanımı düşüktür.

Östenitin yeniden çekirdeklenmesi kimyasal bileşim, kaynak metalinin başlangıç mikroyapısı ve ısı çevrimin şiddetine bağlı olmaktadır. Östenitin büyüebilmesi ise arayüze karbon difüzyonuna bağlı kalmaktadır. Yüksek dayanımlı bir çeliğin çok pasolu kaynağının yeniden östenitleşen bölgesi üzerinde yapılan bir çalışmada, mekanik özelliklerin iyi olduğu bulunmuştur

#### 4.2.1.8. Kaynak Metali İçin Mikroyapı Modeli

1985 yılında Bhadeshia v.d.,(1985) tarafından, kaynak metalinin mikroyapısını birkaç anahtar değişkenin bir fonksiyonu olarak ifade eden bir model sunulmuştur. Bu konuda yapılan çalışmalar bu modelin tamamıyla başarılı bir model olduğunu, elektrik ark kaynağında verilen bir kimyasal bileşim ve kaynak parametreleri için, kaynak metalindeki mevcut fazların hacim oranlarını tahmin etmede kullanılabileceğini göstermiştir. Model aşağıda anlatıldığı şekilde gerçekleştirilmiştir.

Model şekil 4.4.de gösterildiği gibi, başlangıç östenit tanelerinin hegzagonal prizmalar şeklinde olduğunu kabul etmektedir. Östenitin dönüşüm kademesinde, östenit tane sınırlarında ilk olarak uniform tane sınırı ferrit tabakası oluşmaktadır. Bunu ikinci kademede görüldüğü gibi, yine östenit tane sınırlarında gelişen widmanstättten ferritin oluşumu izlemektedir. Daha sonra, widmanstättten ferritin büyüme hızına bağlı olarak ya tanenin diğer tarafında tane sınırı ferrit yada tanelerin içinde inklüzyonlar üzerinde asiküler ferrit çekirdeklenmektedir. Şekil 4.5. mikroyapının hesaplanmasındaki adımları göstermektedir. Kimyasal bileşimin bilinmesi ve mikroyapıdaki sıvı segregasyonunun tahmini ile Bhadeshia tarafından bir bilgisayar programı

geliştirilmiştir. Program, mikroyapı'nın sıvı bakımından fakir ve zengin olan bölgeleri için hesaplamalara termo dinamik teori , faz diyagramı ve TTT eğrilerine müsaade etmektedir. Tüm alaşım elemanlarının katı çözelti içinde kalması sağlanarak, alaşım elementleri ( C, Mn, Ni, Cr, Mo, ve V ) miktarının % 5'e kadar olması durumunda hesaplamalar geçerli olmaktadır.

Martenzit, bainit, widmanstätten ferrit ve tane sınırı ferrit başlama sıcaklıkları sırasıyla  $M_s$ ,  $B_s$ ,  $W_s$ , ve  $T_h$  ve tane sınırı ferrit bitiş sıcaklığı  $T_f$ , TTT (izotermal soğuma eğrisi) diyagramlarından türetilmiş CCT diagramları yardımıyla bulunabilmektedir. Tane sınırını yarı kalınlığı  $q$  ve  $800 \rightarrow 500$  °C sıcaklık bölgesindeki soğuma hızı bilinerek,  $T_h$  den  $T_f$  ye kadar geçen zaman  $t_1$ , hesaplanabilir. Ayrıca, tanelerin geometrisinden faydalanılarak tane sınırı ferrit hacim oranı  $V_\alpha$  tahmin edilebilir.

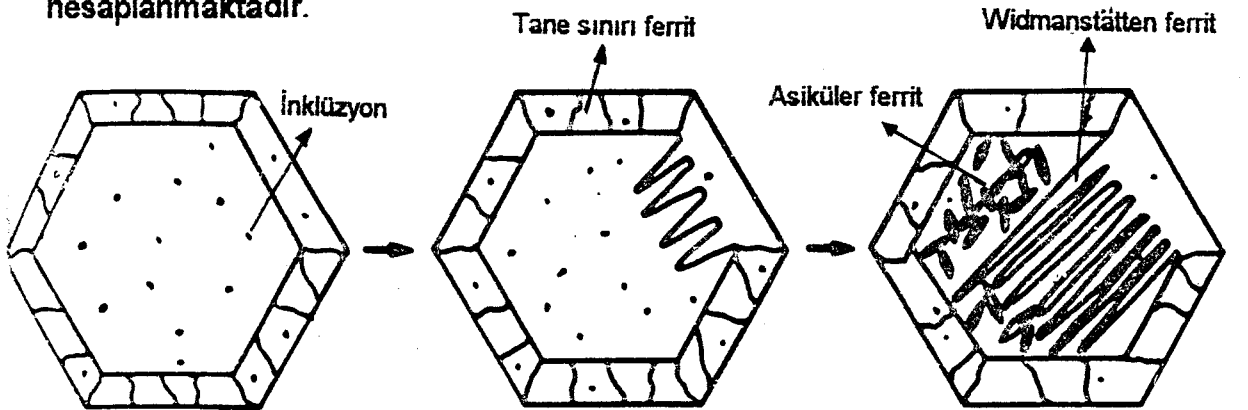
Tane sınırı ferrit hesaplanmış hacim oranı yaklaşık yarı değerdedir ve bu gerçekten de gözlenmiştir. Tane sınırı ferrit hesaplanan hacim oranından  $V_\alpha$  ( hesap), teorik hacim oranı elde edilebilir.

$$V_\alpha = 2.04 \{ V_\alpha (\text{ hesap } ) \} + 0.035 \dots\dots\dots(16)$$

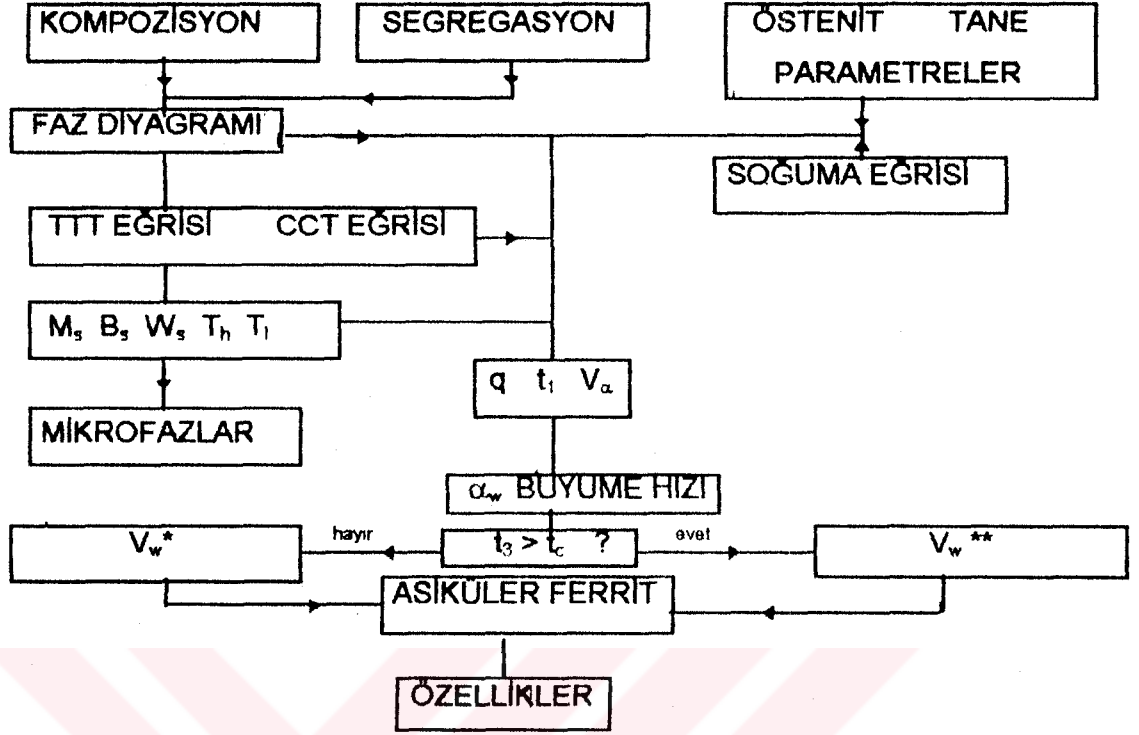
$V_\alpha$  = Tane sınırı ferrit teorik hacim oranı

$V_\alpha (\text{ hesap } )$  = Tane sınırı ferrit hesaplanan hacim oranı

Bu hesaplamanın  $V_\alpha$  için, oldukça doğru bir sonuç verdiği bulunmuştur. Martenzit başlama sıcaklığında, dönüşmemiş östenitten gözlenebilen martenzitin maksimum hacim oranından yaklaşımla, mikro fazların hacim oranı  $V_m$ , tahmin edilebilmektedir. Daha sonra  $\alpha$ ,  $\alpha_w$ ,  $\alpha_a$ 'nın maksimum büyümeleri hesaplanmaktadır.



Şekil 4.4. Düşük alaşımlı bir çeliğin kaynak metalinde oluşabilecek mikroyapıların şematik gösterimi (Bhadeshia, 1989) .



$V_w^*$  = Uzun kollu

$V_w^{**}$  = Kısa kollu

Şekil 4.5. Kaynak metali mikro yapısını hesaplamak için akış diyagramı (Bhadeshia, 1989)

$t = t_1$  de Widmanstätten ferrit dönüşümü başlamaktadır. Hacim oranı, çekirdeklenmenin  $\gamma / \alpha$  arayüzeyinde olduğu düşünülerek tahmin edilmektedir.  $\alpha_w$  büyümesi, yeterli oranda hızlıdır ve izotermal olarak gerçekleşmektedir.

$\alpha_w$ 'in uzun kollu veya kısa kollu olarak, asiküler ferrit ile östenit taneleri içinde büyüyüp büyümeyeceklerini hesaplayarak, asiküler ferritin hacim oranı tahmin edilmektedir. Şayet,  $\alpha_w$ 'nın östenit tanelerinin karşı kenarına büyümesi için ihtiyaç duyulan zaman ( $t_3$ ), kritik zaman ( $t_c$ )'dan küçük ise asiküler ferritin hacim oranı aşağıdaki gibi tahmin edilmektedir.

$$V_a = 1 - V_\alpha - V_w - V_m \dots \dots \dots (17)$$

$V_a$  = Asiküler ferritin hacim oranı,  $V_\alpha$  = Tane sınırı ferritin hacim oranı,

$V_w$  = widmanstätten ferritin hacim oranı,  $V_m$  = Martenzitin hacim oranı.

Böylece, bir kaynakta tane sınırı ferrit, widmanstätten ferrit, asiküler ferrit ve mikro fazların hacim oranları tahmin edilebilmektedir (Bhadeshia, 1989).



#### 4.2.2. Asiküler Ferrit Ve Bainit İlişkisi

Geliştirilen mekanizma ile, asiküler ferritin oluşumu ve büyümesi anlaşılmaya başlanmıştır. Asiküler ferritin granül içinde çekirdeklenmiş bir bainit olduğu görüşü bulunmaktadır. Buna da kanıt olarak, aşağıdaki maddeler öne sürülmektedir.

- Dönüşümün sebep olduğu şekil değişikliği, bainitinkine benzer bir biçimde birbirlerini kesen bileşen ve değişmeyen düzlem gerilimi ile karakterize edilmektedir.

- Dönüşümün depolanmış enerjisinin yaklaşık 400 J / mol olduğu tahmin edilmektedir. Bu değer bainit için de yaklaşık aynı, fakat widmanstätten ferrit için 50 J / mol civarındadır.

- Mikroanaliz deneyleri östenitten asiküler ferrite dönüşüm süresince, yer alan alaşım elementlerinin bir yere toplanmış olmadığını göstermiştir.

- Asiküler ferrit taneleri ve östenit arasındaki yönelme ilişkisi, daima sıkı paket östenit düzleminin sıkı paket asiküler ferrit düzlemine paralel olduğu şeklindedir.

- Asiküler ferrit dönüşümü "sona ermeyen reaksiyon" şeklindedir. Reaksiyonun derecesi sıfıra doğru eğilim gösterirken, dönüşüm sıcaklığı bainit başlama sıcaklığına doğru artmaktadır.

Asiküler ferrit ve klasik bainit arasındaki fark; çekirdeklenmenin östenit tane yüzeyinde olduğu bainitin, yaprak şeklinde olan morfolojisi yerine, asiküler ferritin tane içerisinde nokta şeklinde çekirdeklenme alanlarında (inklüzyonlar gibi) çekirdeklenip, bütün yönlere doğru büyüyen levhalar şeklinde olmasıdır. Asiküler ferritin demet halinde olmasının nedeni; birbirlerine bitişik olan alanlarda bağımsız olarak çekirdeklenen levhaların büyümeleri esnasında, biri birlerini keserek kendi büyümelerini engellemeleridir. Bainit, östenit / östenit tane yüzeylerinde çekirdeklenir ve oluşan alt yapıların tekrarlanması ile büyüme devam eder. Araştırmalar başlangıç östenit tane boyutunu değiştirerek, hem bainiti hem de asiküler ferriti aynı kaynaktan elde etmişlerdir. Östenit tane boyutu düşürülerek asiküler ferrit oluşumu engellenip, bainit oluşumu sağlanabilmektedir (Svensson, 1994).

### 4.3. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)

Erime çizgisinin esas metal tarafında, kaynak sırasında uygulanmış olan ısının oluşturduğu çeşitli ısı çevrimlerinden etkilenmiş ve dolayısı ile içyapı değişimine uğramış bir bölge vardır; bu bölgeye, ısının tesiri altında kalan bölge adı verilir (ITAB).

Isının tesiri altında kalan bölge kaynak metali ile esas metalin birleştiği sınırdan başlayarak, kaynak işlemi anında sıcaklığın içyapı, dolayısı ile metalin özelliklerini etkilediği bölgedir.

Çeliklerin kaynağında, bu bölgede sıcaklık 1450-700 °C arasında değişmektedir; burada erişilen maksimum sıcaklığa bağlı olarak çeşitli iç yapı ve özellik gösteren bölgeler görülür.

Bu bölgede erişilen maksimum sıcaklık derecesi, kaynak dikisi eksenine olan uzaklığın ve sıcaklık değişimi de zamanın bir fonksiyonu olarak bilinirse; kaynak işlemi sonunda oluşabilecek içyapı, esas metalin özellikleri ve bileşimi göz önünde tutularak bir dereceye kadar önceden tahmin edilebilir. Kaynak sırasında ısının tesiri altında kalan bölge hızlı bir şekilde ısınmakta ve sonrada parça kalınlığı, kaynağa uygulanan enerji ve ön tav sıcaklığının fonksiyonu olarak gene hızlı bir biçimde soğumaktadır. Çeliğin bileşimine göre bu soğuma hızı, kritik soğuma hızını aştığında, genellikle 900 °C'nin üstündeki bir sıcaklığa kadar ısınmış bölgelerde sert, dolayısı ile de kırılgan bir yapı elde edilir. Genellikle, ısının tesiri altında kalan bölge diye adlandırılan bu bölge kaynak bağlantısının en kritik bölgesidir ve birçok çatlama ve kırılma bu bölgede oluşur (Anık v.d., 1993).

#### 4.3.1. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)'nin Alt Bölümleri

Çeliklerin kaynağında ısının tesiri altında kalan bölge iç yapıda tane büyüklüğü bakımından şu değişik bölgeleri içermektedir.

- İri taneli bölge,
- İnce taneli bölge,
- Kısmen dönüşüme uğramış bölge,



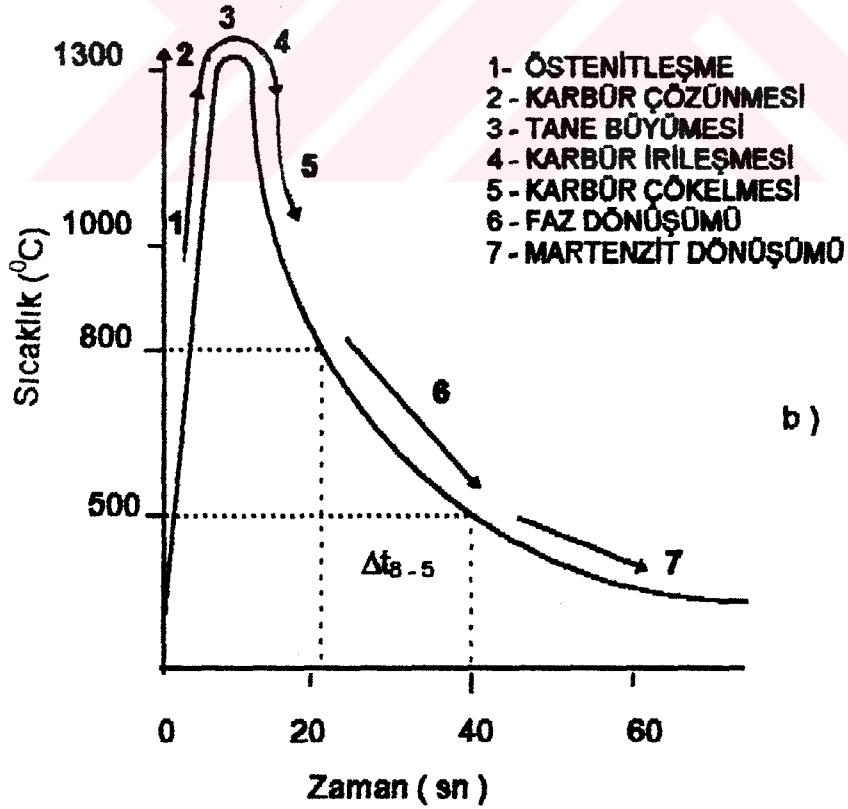
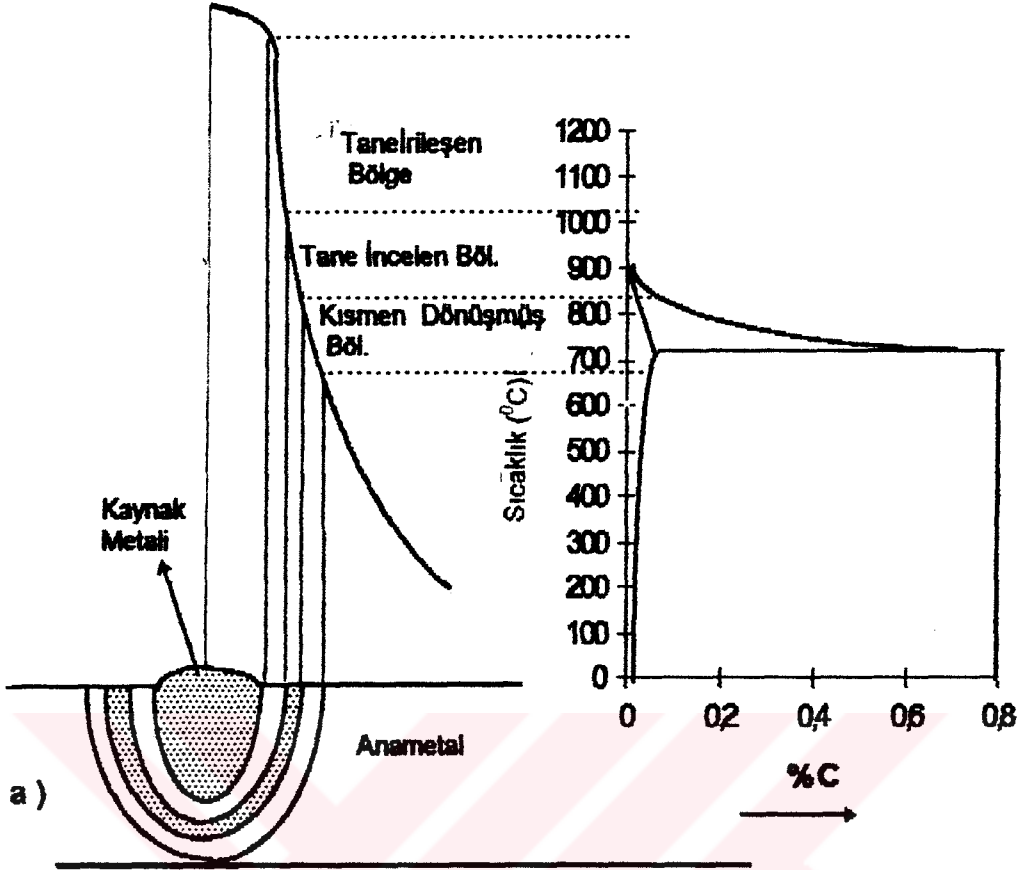
- iç yapı değişikliğine uğramamış bölge (Anık v.d.,1993).

Easterling (1992), ve Joarder (1991) düşük alaşımlı çeliklerde ITAB'ın bu alt bölümlerine anametalle kısmen dönüşmüş bölge arasında gerçekleşen karbür küreleşmesini de dahil etmektedir.

ITAB'da ortaya çıkan iç yapı değişiklikleri erişilen sıcaklığın fonksiyonu olarak esas metalin türüne, bileşimine, ısı işlem ve üretim durumuna bağlı olarak çok çeşitlidir. Bu iç yapı değişiklikleri, o bölgede erişilen azami sıcaklık derecesi ve etkime süresi bilinirse esas metalin türü, bileşimi ve üretim durumu gözönünde bulundurularak önceden tahmin edilebilir. Buna bağlı olarak da bölgenin fiziksel ve kimyasal özellikleri saptanabilir. Şekil 4.6a.da sıcaklığa bağlı olarak ITAB'ın alt bölümleri ve 6b de ise, erişilen maximum (pik) sıcaklığa bağlı olarak, ITAB'da mikroyapı değişiklikleri gösterilmektedir.

#### 4.3.1.1. Tane İrileşen Bölge

Düşük karbon eşdeğerinde, ötektoid altı ferrit, tane sınırlarında bir ağ örgüsü şeklinde ortaya çıkmaktadır. Daha yüksek karbon eşdeğerlerinde, özellikle widmanstätten ferrit gibi, daha düşük sıcaklık dönüşüm ürünleri oluşmaktadır. Özellikle Niobium'la alaşımlandırılmış düşük sertleşme yeteneğine sahip çeliklerde, fazlar arası çökeltmenin olduğu ve bunun tokluğu istenmeyen bir biçimde etkilediği bilinmektedir. Çok yüksek karbon eşdeğerlerinde martenzit oluşmaktadır. Çünkü martenzit dönüşecek olan son üründür (Easterling, 1992)



Şekil 4.6.a) ITAB'ın alt bölümleri b) Düşük alaşımlı bir çelikte ITAB'da erşilen maximum sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişmeler (Rada], 1992).

#### 4.3.1.2. Tane İncelen Bölge

Bu bölgede erişilen maksimum sıcaklık ( $\sim 1100$  °C), tane irileşen bölgeye göre daha düşüktür. Isıtma süresince,  $\alpha \rightarrow \gamma$  dönüşümü neticesinde oluşan östenit büyümek için yeterli zamana sahip olamamaktadır. Bu nedenle östenit taneleri küçük kalmaktadırlar. Ayrıca, bu bölgede karbürler tam olarak çözünmemektedirler. Kaynak giriş enerjisi, levha kalınlığı vb. diğer faktörlere bağlı olarak,  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşümü, ince ferrit - perlit yapısını oluşturma eğiliminde olacaktır. Geniş tane sınırı, ferrit oluşumunu desteklemektedir. Tane merkezlerinde karbon bakımından zengin olan östenitten perlit oluşmaktadır. Mikroalaşımlanmış çeliklerde bu bölge geniş olma eğiliminde olmaktadır. Çünkü, bu sıcaklıklarda karbonitratlar tane büyümesini engelleme açısından etkilidirler (Easterlin, 1992).

#### 4.3.1.3. Kısmen Dönüşmüş Bölge

750 - 900 °C sıcaklıkları aralığında anametaldeki perlit,  $\alpha \rightarrow \gamma$  dönüşüm sıcaklığının daha düşük olması nedeniyle, hızlı olarak östenitleşir. Bu oluşan östenit, karbon (C) ve mangan (Mn) açısından zengin olmaktadır. Bu nedenle, soğuma hızına bağlı olarak,  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşümü neticesinde oluşabilecek yapılar değişebilmektedir. Oluşabilecek olan muhtemel yapılar ; perlit, üst bainit, ototemperlenmiş martenzit veya yüksek karbonlu martenzittir (Easterling, 1992; Aksoy, 1993).

#### 4.3.1.4. Sementit (Karbür) Küreleşmesi Olan Bölge

Karbür küreleşmesi, sıcaklığın yaklaşık olarak 700 - 750 °C olduğu sıcaklıklar arasında meydana gelmektedir. Çok az bir  $\alpha \rightarrow \gamma$  dönüşümü olmaktadır. Bu bölgede perlitte bulunan lamel şeklindeki sementit ( $Fe_3C$ ) küresel hale dönüşmektedir. Tane sınırlarında ve üçlü birleşme bölgelerinde küreleşmiş sementit parçacıklarının topaklaşması, bu düşük sıcaklıklarda karbon için, tane sınırlarının difüzyon kanalları olarak üstlendiği rolü göstermektedir (Easterling, 1994; Yıldırım, 1994).

#### 4.3.1.5. Değişime Uğramamış Anametal

Sıcaklığın maksimum 650 °C'ye kadar çıktığı ve mikroyapıda herhangi bir değişimin görülmediği bölgedir. Bununla beraber, ısıtma ve kalıntı gerilimin ortaklaşa etkili sonucunda yaşlanma meydana gelmektedir. Bu ise hareket eden dislokasyonların C ve N gibi arayer alaşım elementlerini süpürerek uzaklaştırması ile ilişkilendirilmektedir. Katı çözeltide dislokasyon açısından zengin olan bölgelerde, soğumaya bağlı olarak bunlar kilitlenmekte ve kırılabilirliğe sebep olmaktadır. Bu problem kaynak sonrası ısıtma veya çok pasolu çalışma ile giderilebilmektedir (Easterling, 1992).

#### 4.3.2. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge ( ITAB )' de Meydana Gelebilecek Yapılar

ITAB'da  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşümü genel olarak, kaynak metalinde olan aynı yolu izlemekle (Svensson, 1994 ) birlikte, kaynak metal ile ITAB arasında nihai yapıyı oldukça farklı yapan bazı önemli farklılıklar bulunmaktadır. Bunlardan en önemlisi; kaynak metalinde curuf parçacıklarının ve kolon tipi östenit varlığıdır. C - Mn, C - Mn - Ni veya C - Mn - Mo çeliklerinin kaynak metalleri için tane sınırı ferrit, widmanstätten ferrit ve asiküler ferrit olmak üzere üç çeşit ferritik yapı ve bunun yanında düşük oranlarda mikrofazların (perlit, bainit, martenzit veya kalıntı östenit ) bulunduğu, önceki bölümde kaynak metal kısmında anlatılmıştı. İleriki bölümde ITAB'da oluşacak bu yapılar, CCT (sürekli soğuma diyagramı) diyagramı ile ilişkilendirilerek daha detaylı bir şekilde anlatılmaktadır.

#### 4.3.3. Kaynak Süresince ITAB'da Östenit Tane Büyümesi

Kaynakta serbest tane büyümesi ve parçacık kontrollü tane büyümesi olmak üzere, iki çeşit tane büyümesi söz konusudur. İzotermal şartlar altında tane büyümesi şu ilişki ile verilmektedir.

$$d\gamma^{1/n}_1 = d\gamma_0^{1/n}_1 + K_0 \exp(-Q / RT) t \dots \dots \dots (18)$$

$d_f$  = Zamana bağlı tane boyutu,  $d_{f0}$  = Başlangıç tane boyutu,  
 $n_1$  = Genellikle 0.1 - 0.3 arasında değişebilen bir üst,  
 $Q$  = Tane büyümesi için aktivasyon enerjisidir.

Kaynakta olduğu gibi, izotermal olmayan şartlar süresince, eşitliğin zamana bağlı kısmı tane irileşen bölgede harcanan zaman üzerinde integrale edilmelidir. Numerik ve analitik olarak sık sık kullanılan prosedürleri açıklığa kavuşturmak için, integrasyon biraz daha karmaşık hale sokulabilir. Basitleştirilmiş analitik integrasyon prosedürleri Ion tarafından geliştirilmiştir. Isıtma ve soğuma eğrisinin yüksek sıcaklık kısmının şekil 4.7.'de görüldüğü gibi bir parabolle berirlenebileceği kabul edilerek, integral şu şekilde çözülebilmektedir.

$$\int \exp(-Q / RT) dt = \alpha \tau \exp(-Q / RT_p) \dots \dots \dots (19)$$

Burada  $T_p$  plk sıcaklık,  $\alpha$  ve  $\tau$  ise kalın ve ince levha için ayrı ayrı şu formüllerle verilmektedir.

Kalın levha için :

$$\alpha = \sqrt{2\pi R_p T_p / Q} \dots \dots \dots (20)$$

$$\tau = (q / v) / [2\pi \lambda e (T_p - T_0)] \dots \dots \dots (21)$$

İnce levha için :

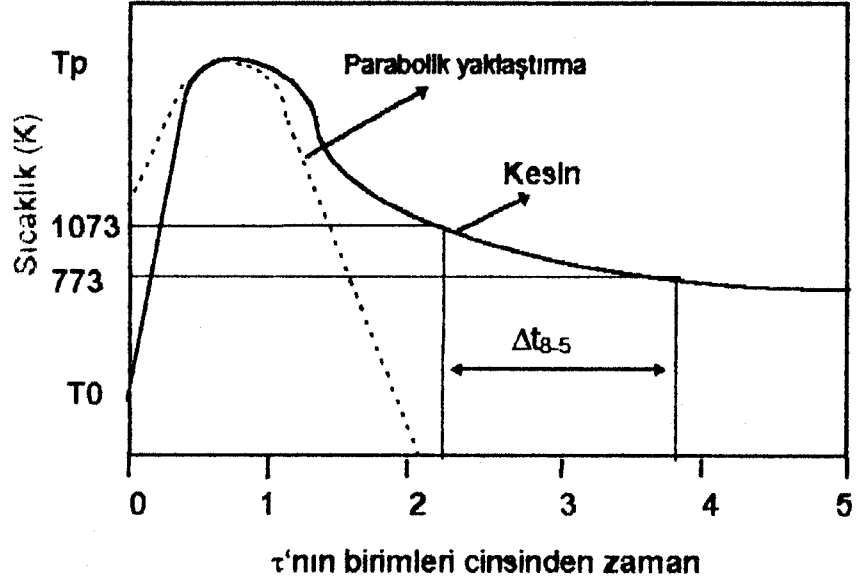
$$\alpha = 2\sqrt{\pi R T_p / Q} \dots \dots \dots (22)$$

$$\tau = (q / v d)^2 / [2\pi \lambda p e (T_p - T_0)^2] \dots \dots \dots (23)$$

$d$  = Kalınlık

$q / v$  = Enerji girişi,

$T_0$  = Başlangıç sıcaklığıdır.

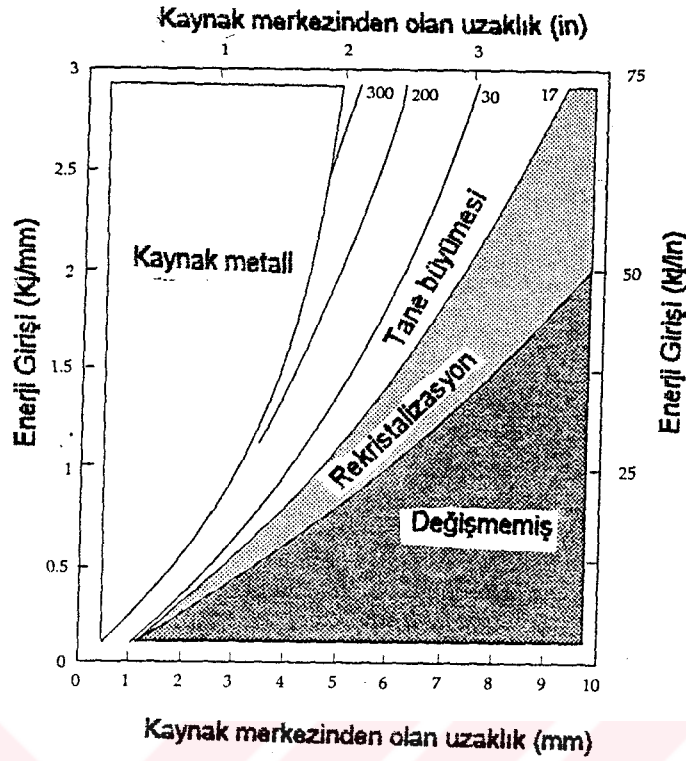


Şekil 4.7. Isı çevrimi eğrisinin yüksek sıcaklık kısmının bir parabol olarak tanımlanmasının şematik gösterimi (Svensson, 1994).

Bu çözümleri başarmak için, yüksek enerjili hızlı kaynak sınırlandırması durumu kullanılmıştır. Tane boyutunun hesaplamalarını içeren bu ifadeler, tam anlamıyla kesinlik ifade etmezler. Ayrıca,  $K$ ,  $Q$  ve  $n_1$  parametrelerinin değerlerinin kesinlik arz etmemesi ve büyük hatalar beklenmesi nedeniyle ITAB'da bir ölçüm yapılarak, hesaplamaları kalibre etmek gerekmektedir. Pk sıcaklık ve enerji girişi, tane büyümesi üzerinde iki temel değişkendir. Bu nedenle pk sıcaklık ve enerji girişine bağlı olarak tane büyümesini göstermek amacıyla şekil 4.8. deki grafik geliştirilmiştir.

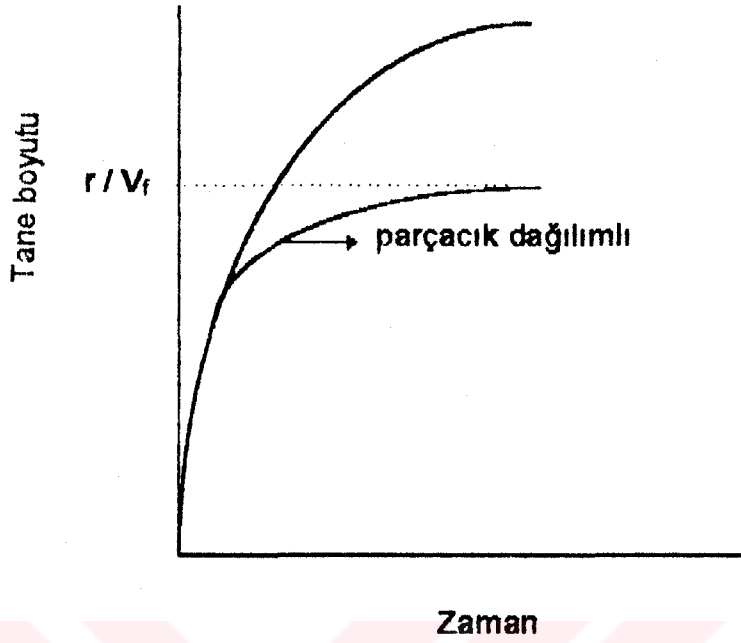
östenit tane büyümesi tamamıyla serbest bir biçimde olmamaktadır. Temel olarak iki mekanizma tarafından sınırlandırılmaktadır.

Birinci mekanizma hemen hemen bütün çeliklerde görülebilen ısı engellemedir. Bu mekanizma gerçek ITAB'da gerçekleşen maximum tane boyutu ile ITAB'ı temsil etmek amacıyla suni olarak oluşturulmuş, ITAB'daki maximum tane boyutunun karşılaştırılması neticesinde bulunmuştur. Deneysel çalışmalar gerçek ITAB'da tane boyutunun daha küçük olduğunu göstermiştir (Svensson, 1994).



Şekil 4.8. Pık sıcaklık ve enerji girişine bağılı olarak, hesaplanmış östenit tane boyutunu veren üçboyutlu grafik. Hesaplamalar Niobium mikro alaşımlandırılmış çeliği için yapılmış ve üç boyutlu ısı akışının olduğu kabul edilmektedir. (Easterling, 1992)

Çeliklerin kayanğında, orta seviyede enerji girişiyle yapılan kaynakta en etkili sonuç elde edilmiştir. Birinci mekanizmanın oluşumu tam manasıyla anlaşılammış ise de, yüksek sıcaklıklara maruz kalmayan küçük tanelerin kendilerine komşu olan ve çok yüksek sıcaklığa maruz kalmış tanelerin büyümesini engellediklerine inanılmaktadır. İkinci mekanizma olarak, çoğu zaman dışarıdan bilinçli olarak ilave edilen alaşım elementlerinin etkisi olarak ele alınmaktadır. Çelik içerisinde dağılmış olan partiküllerin hacim oranı  $V_v$  ise, partiküller tarafından sınırlandırılmış tane boyutu şekil 4.9.'da gösterildiği gibi belirlenmektedir.



Şekil 4.9. Çelikte, dağılan partiküllerin hacim oranı  $V_v$  olduğu andaki, elde edilen maximum tane boyutunu gösteren grafik (Porter ve Easterling, 1981).

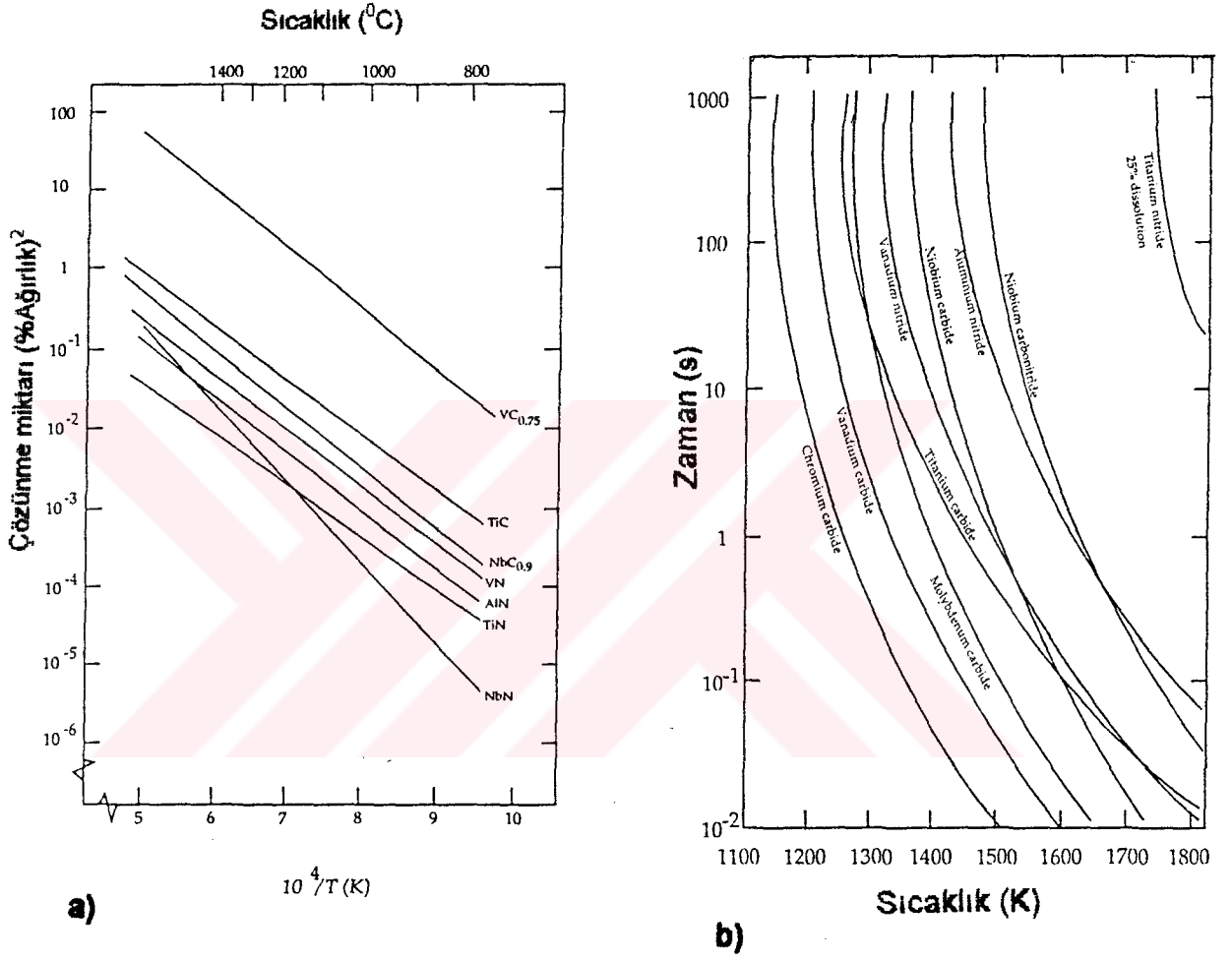
Maximum tane boyutu şöyle verilmektedir.

$$D_{\max} = 4r / 3V_v \quad (24)$$

$r$  = Partiküllerin yarıçapı.

Şekil 4.10a'da bilinçli olarak eklenen alşım elementlerinin oluşturmuş oldukları bileşikler arasında en yaygın olanaları olan karbürler ve nitrürlerin sıcaklıkla olan çözünme miktarı, şekil 10b'de ise, sıcaklığa bağlı olarak karbür ve nitrürlerin östenit içinde tamamen çözünmeleri için gerekli olan süre gösterilmektedir. Görüleceği gibi, titanyum nitrat çok yüksek sıcaklıklara kadar kararlılığını korumaktadır.





Şekil 4.10. a) Tane büyümesini engelleyen, karbür ve nitratların sıcaklıkla olan çözünme miktarı, b) Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak, östenit içerisinde karbür ve nitrürlerin tamamıyla çözünebilmeleri için hesaplanmış zamanlar (Easterling, 1992 )

**CCT DİYAĞRAMLARI VE KAYNAK İŞLEMİNE UYGULANMASI****5.1. Giriş**

Kaynak işleminde CCT (Sürekli soğuma eğrisi) diyagramları üzerinde yapılan çalışmalar yeni olmayıp, uzun bir süreden beri devam etmektedir. CCT diyagramları kaynak işlemi süresince metalurjik işlemlerin anlaşılmasına büyük oranda katkıda bulunmaktadır. Kaynakta CCT diyagramlarının en çok kullanıldığı alanları şöyle sıralayabiliriz;

ITAB'ın mikroyapısının belirlenmesinde,

Kaynak metall mikroyapısının belirlenmesinde,

ITAB'da hidrojen kırılabilirliğinin tespitinde,

ITAB'ın tokluğunun belirlenmesinde

Kaynak metall tokluğunun belirlenmesinde,

Yeniden ısıtma gibi durumlarda çatlama riskinin belirlenmesinde bir model geliştirmek için kullanılır (Harrison ve Farrar, 1989).

**5.2. Alaşım Elementlerinin CCT'ye Etkileri**

CCT diyagramları, kaynak işlemi süresince alaşım elementlerinin  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşümü üzerinde olan etkilerini gözlemede en faydalı yolu sağlamaktadır. Mn, Si, Mo, Cr ve Ni'nin CCT diyagramları üzerinde olan etkilerinin incelenmesi neticesinde; Mn ve Ni'nin bütün dönüşüm bölgesini daha uzun sürelerle ve daha düşük sıcaklıklara doğru kaydıracağı ve sertlik artışına sebep olduğu, Mo ve Cr'nin CCT diyagramlarının ferrit ve perlit bölgelerini daha uzun zamana doğru kaydıracağı ve bainit bölgesini genişlettiği gözlenmiştir. Bu elementler martenzit sertliği üzerinde çok az bir etkiye sahiptirler. Bununla beraber, daha düşük soğuma oranlarında sertlikte meydana gelen artış, orta bölgedeki fazda meydana gelen morfolojik değişme nedeniyle olmaktadır. Silisyum'un perlit dönüşümünü kısmen geciktirmesi ve sıcaklığını kısmen daha yüksek

sıcaklıklara yükseltmesi hariç, CCT diyagramları üzerinde çok az bir etkiye sahiptir (Harrison ve Farrar, 1989).

Harrison ve Farrar (1987) diğer bir çalışmalarında, elektrik ark kaynağı kullanarak yapmış oldukları kaynakta, kaynak metali için çıkarmış oldukları CCT diyagramları üzerine Mn ve Ni'nin etkisini incelemiştir. Sonuçta heriki elementin tüm dönüşüm bölgesini daha uzun sürelerle ve daha düşük sıcaklıklara doğru kaydırıldığını, ayrıca soğuma hızına bağlı olarak, çekirdeklenmiş tane sınırı ferrit miktarı azalırken, asiküler ferrit miktarının arttığını gözlemişlerdir.

Kaynak metali oksijen içeriği Ito v.d., ( 1982 ) tarafından Si - Mn - ( Ti ) - ( B ) için değişen oksijen miktarına sahip, MIG kaynağı ile üretilmiş kaynak metali CCT diyagramları oluşturulmuştur. Daha yüksek oksijen seviyesinin tüm CCT diagramını daha kısa sürelerle kaydırıldığı ve düşük oksijen miktarlarında, kaynak soğuma hızlarında üst bainit'in oluşma eğiliminde olduğu gözlenmiştir.

C - Si - Mn - Al çeliklerinde ITAB da ve hem basit hemde karbonatlı tozlar kullanmak şartıyla yapılan tozaltı kaynağında kaynak metalinde, Nb'nin etkisi araştırılmıştır. Sonuç olarak; orta seviyedeki soğuma hızlarında, bu elementin dönüşüm sıcaklıklarını bastırarak azaltması üzerinde güçlü bir etkiye sahip olduğu belirtilmiştir. C - Mn çeliklerinin ITAB'ında Nb, tane sınırı ötektoid altı ferriti ve blok perlit oluşumunu engellemekte ve periyodik perlit yapılarını elimine etmektedir. Nb ayrıca, asiküler ferrit oluşumunu ve üst bainit oluşumunu azaltmakta, buna karşılık alt bainit oluşumunu desteklemektedir. Kaynak metalinde Nb, tane sınırı ötektoid altı ferriti ve blok perlit oluşumunu engellemekte ve daha düşük sertleşebilirlikte (veya daha yüksek oksijen içerilmesi durumunda) widmanstätten ferrit ve üst bainit yapılarının oluşumunu desteklemektedir. Daha yüksek sertleşebilirlikte (veya daha düşük oksijen içeriğinde) Nb'nin asiküler ferrit oluşumunu desteklediği gözlenmiştir (Harrison ve Farrar, 1989).

Alaşım elementlerinin CCT diyagramları üzerinde olan etkilerini araştırmamak için pekçok sayıda düşük östenit sıcaklığına çıkarılmış çelikler, incelemelere tabi tutulmuşlardır. Burada, heme kadar bu çalışmalar östenitin küçük taneli olması nedeniyle tam olarak kaynak durumlarına uygulanamazsa da, muhtemelen, alaşım elemanlarının etkileri benzer olmaktadır.

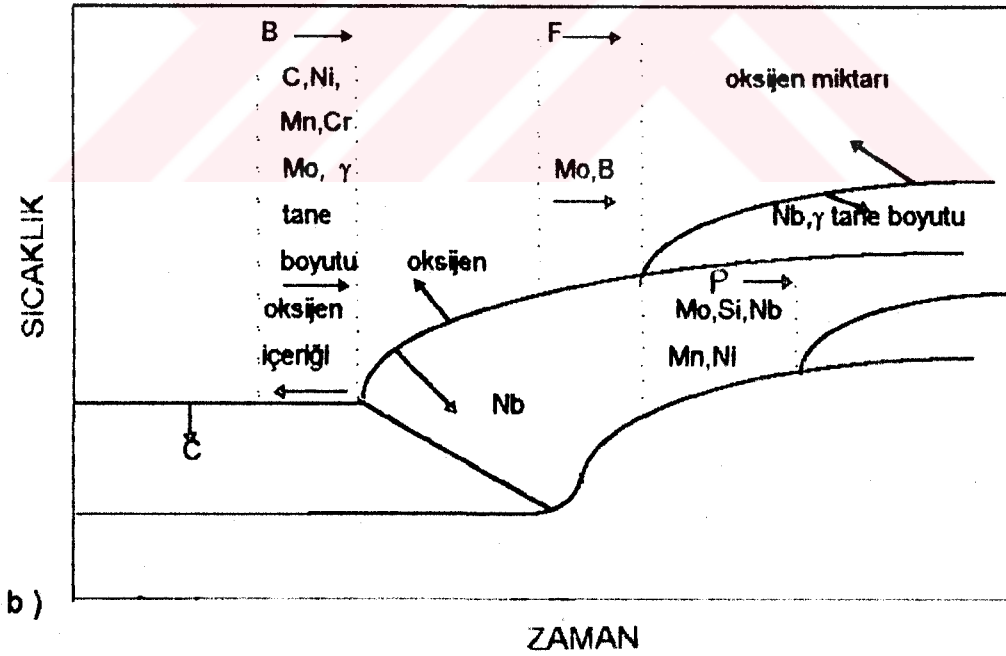
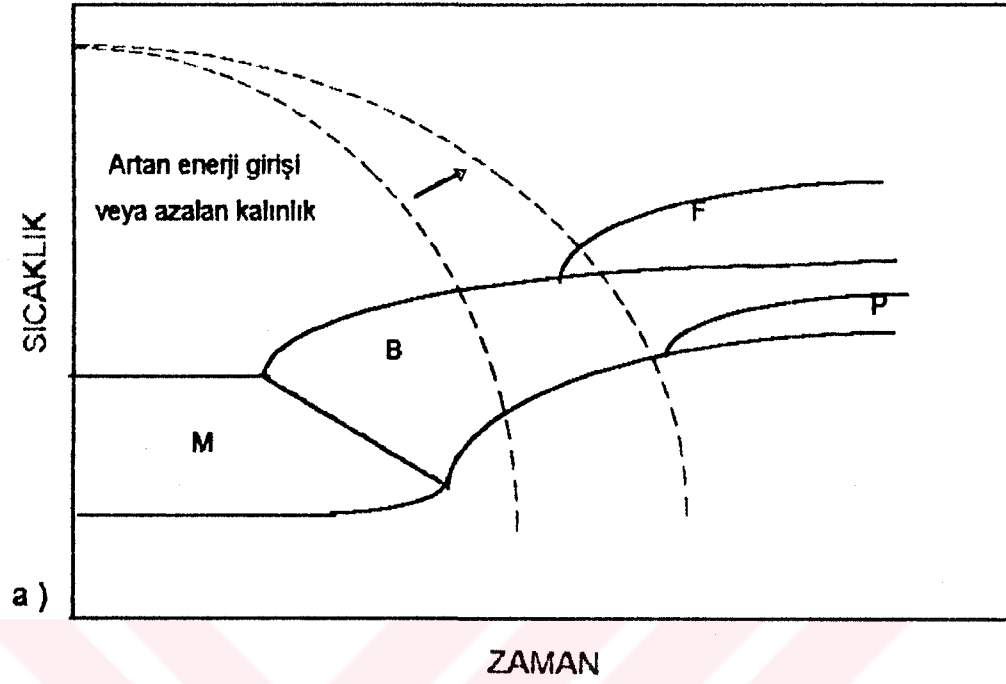
CCT diyagramlarının 63 tanesi üzerinde yapılan diğer bir çalışmada, martenzit ve bainit yapılarının üzerine C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo, V ve östenit tane boyutunun etkisini belirlemek için analizler yapılmış ve eşitlikler geliştirilmiştir. Geliştirilen bu eşitlikler C, Mn, Ni, Cr, Mo ve tane boyutundaki artışın, CCT'de tüm ferrit ve bainit bölgelerini daha uzun sürelerle doğru kaydırıldığını göstermiştir (Harrison ve Farrar, 1989).

CCT diyagramının faz bölgeleri üzerinde başlangıç östenit tane boyutu, alaşım elementleri ve kaynak giriş enerjisinin etkisi şekil 5.1a. ve 1b.'de gösterilmektedir

### 5.3.CCT Diyagramı- Enerji Girişi ve ITAB'da Gelişen Yapılar

ITAB'ın farklı bölgelerinde meydana gelen mikro yapılar çeliğin kimyasal bileşimi (sertleşebilirlik), ısı çevrimi ve östenit tane boyutuna bağlıdır. Tane boyutunun hem kimyasal bileşime, hemde ısı çevrimine bağlı olması nedeniyle, yukarıda sıralanan üç faktör belirli bir noktaya kadar biri birlerine bağlı kalmaktadır. ITAB'ın tane irileşen ve kısmen dönüşmüş olan bölgesi ısı çevrimi açısından bakıldığında büyük bir öneme sahip olmaktadır.

Tane irileşen bölgede, tane büyümesi temel problem olarak ortaya çıkmaktadır. Düşük enerji girişinde, tane büyümesi için gerekli olan sıcaklığın üzerinde kalma süresi kısa olmaktadır. Bu durumda, östenit tane boyutu hem yeterince büyük olmamakta, hemde tane irileşen bölge daha dar olmaktadır. Çünkü, tane büyümesinin gerçekleşmesi için gerekli olan sıcaklığın üzerinde erşilen maksimum sıcaklık, erime sınırına yakın olmaktadır. Enerji girişiyle ilgili olan diğer bir konu ise soğuma hızıdır. Düşük enerji girişi daha yüksek soğuma hızına sebep olacağından, sertleşebilirlikleri yüksek olan çeliklerde östenitten ferrite dönüşüm esnasında bainit veya martenzitin oluşma ihtimali büyük olmaktadır. Buna karşılık, bu ihtimal küçük östenit tane boyutu ile azaltılmaktadır. Çünkü, küçük östenit tane boyutu durumunda, tane sınırı yüzey alanı daha geniş olmaktadır, bu ise tane sınırı ferritin çekirdeklenme şansını artırmaktadır.

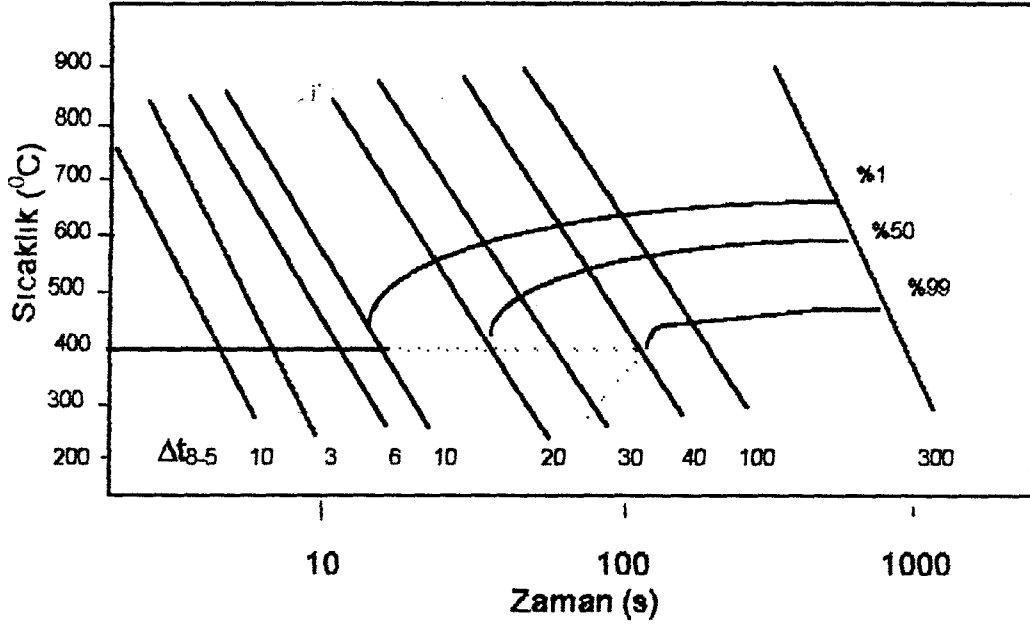


Şekil 5.1. a ) Kaynak giriş enerjisinin, b ) Alaşım elementlerinin ve başlangıç östenit tane boyutunun CCT diyagramı faz bölgelerinin hareketi üzerinde etkisini gösteren şematik diagram (Harrison ve Farrar, 1989).

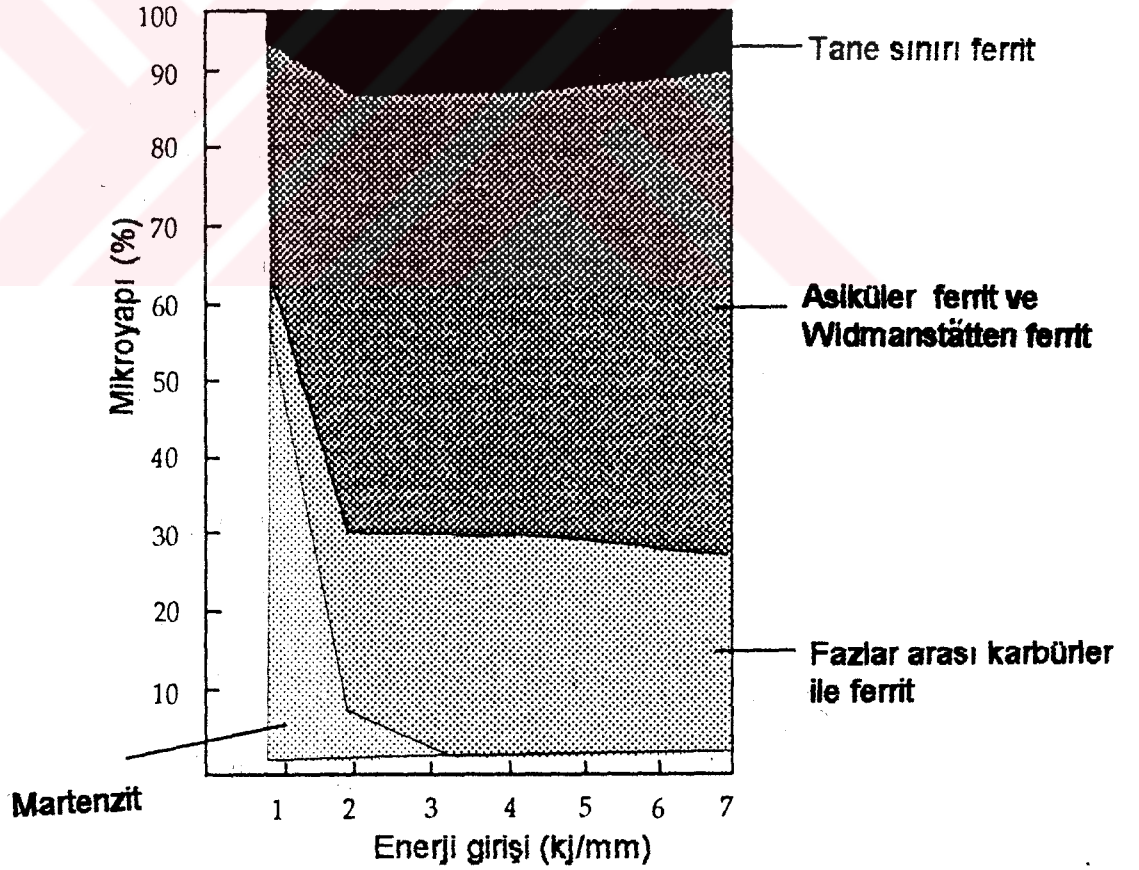
Yüksek enerji girişi, daha büyük tane boyutuna sahip, daha geniş tane irileşen bölge oluşturmada ve dönüşüm sıcaklığı aralığındaki soğuma hızı daha yavaş olmaktadır. Irileşmiş östenit taneler, bainit veya martenzit gibi yapıların oluşumunu desteklemeye çalışırken, yavaş soğuma bu yapıların oluşma riskini azaltmaktadır. Bununla beraber, kaynak yapılmış çeliklerde irileşmiş östenit tanelerinden martenzit dönüşümü gözlenmemiştir. Bunların yerine daha çok kaba yapılar olan ya üst bainit ya da Widmanstätten ferrit yapıları gözlenmektedir. Isı girişindeki artışla bu yapıların kabalıkları da artmaktadır.

Kısmen dönüşmüş bölgede, karbon bakımından zengin olan perlit hızlı olarak östenite dönüşmekte ve ferritler olduğu gibi kalmaktadırlar. Isı çevriminde, soğuma esnasında ferrite dönüşüm süresince şayet soğuma hızlı ise, karbon açısından zengin olan östenitten martenzit oluşma riski artmaktadır.

Çok düşük karbonlu çeliğe göre oldukça yüksek karbon içeriği (% 0.18 gibi) olan, normalize edilmiş, alışlagelmiş çelikler için, hızlı soğuma meydana geldiğinde kırılgan ve oldukça zararlı olan martenzit meydana gelebilmektedir. Şekil 5.2. de gösterilen CCT diyagramında  $800^{\circ}\text{C} - 500^{\circ}\text{C}$  arasında olan soğuma süresi 10 sn den küçük olduğunda martenzit oluşmaktadır. Böyle soğuma zamanları  $1\text{ kJ} / \text{mm}$  gibi enerji girişi ve 20 mm gibi levha kalınlıklarında oluşmaktadır. Şayet soğuma süreleri daha uzun ise, kaba yapılar ortaya çıkmaktadır. Şekil 5.3. de tane irileşen bölgede ısı girişinin bir fonksiyonu olarak, mikro yapılar gösterilmektedir ( Svensson, 1994).



Şekil 5.2. Soğuma süresi 10 sn den daha düşük olduğu zaman yalnızca martenzitin oluştuğunu gösteren bir CCT diyagramı (Svensson, 1994 ).



Şekil 5.3. Tane irileşen bölgede enerji girişine bağlı olarak meydana gelebilecek yapılar (Svensson, 1994).



## BÖLÜM : VI

### DENEY ÇALIŞMASI

Tezin deney çalışmaları İngiltere'de Huddersfield Üniversitesinin sağlamış olduğu imkanlarla yapılmıştır.

#### 6.1. Uygulanan Kaynak Tekniği

Kaynak parametrelerini kolaylıkla kontrol etmek amacıyla tozaltı kaynak tekniği kullanılmıştır. Kullanılan kaynak makinası, güç kaynağı ve diğer birkaç parametre aşağıda verilmiştir. Söz konusu makina, şekil 6.1' de gösterilmektedir.

Kaynak makinası : ESAB.A6B - UP  
 Güç kaynağı : ESAB.LAE 1250  
 Elektrod açısı : 90°  
 Akım ve polarite : DC elektrod pozitif (DCEP)

Kaynak işleminde LINCOLN ELECTRIC tarafından üretilmiş 860 nolu kaynak tozu ve L - 61 nolu 0,4 mm çapında kaynak telli (AWS A5.17 - 89'a göre F7A2 - EM12K) kullanılmıştır. Bunların bileşimleri aşağıda tablo 6.1. ve 6.2 de verilmektedir.

Tablo 6.1. Deneyde kullanılan kaynak tozunun bileşimi.

Bileşikler	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + MnO <sub>2</sub>	CaO + MgO	SiO <sub>2</sub> + TiO <sub>2</sub>	CaF <sub>2</sub>
% Miktar	35	25	20	15

Tablo 6.2. Deneyde kullanılan kaynak telinin bileşimi.

Alaşım Elementleri	C	Mn	Si	S	P
% Miktar	0.08	1.5	0.4	0.014	0.012





kil 6.1. Deneylerde kullanılan tozaltı kaynak makinasının genel görünüşü

## 6.2. Kaynak İçin Deney Numunelerinin Hazırlanması

BSEN10025Fe430A(43A) standardında olan ve açık analizi tablo 6.3. de verilen, 12.5 mm kalınlığa sahip çelikten kaynak numuneleri hazırlanmıştır.

Tablo 6.3. Deneyde kullanılan düşük karbonlu çeliğin açık analizi.

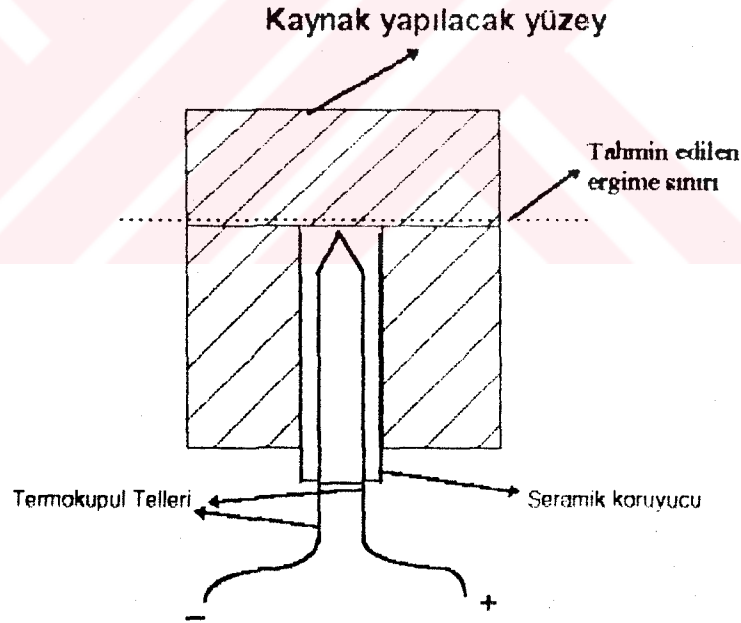
Alaşım Elementleri	C	Si	Mn	P	S
%Miktar	0.18	0.028	1.040	0.017	0.008

Deney numuneleri 250mm x 150mm x 12.5mm ebatlarında hazırlanmıştır. Kaynak öncesinde numunelerin yüzeyleri alkol ve köpüklü su ile iyice yıkanarak, yağ vb. gibi pisliklerden temizlenmiştir.

### 6.3. ITAB'da Isı Çevrimi Ölçümü İçin Ön Hazırlıklar Ve Kaynak İşlemi

Bu çalışmada BOP (Bead - on - plate) yani, herhangi bir kaynak ağzı açmaksızın, direkt olarak levhanın yüzeyine kaynak yapılması tekniği kullanılmıştır.

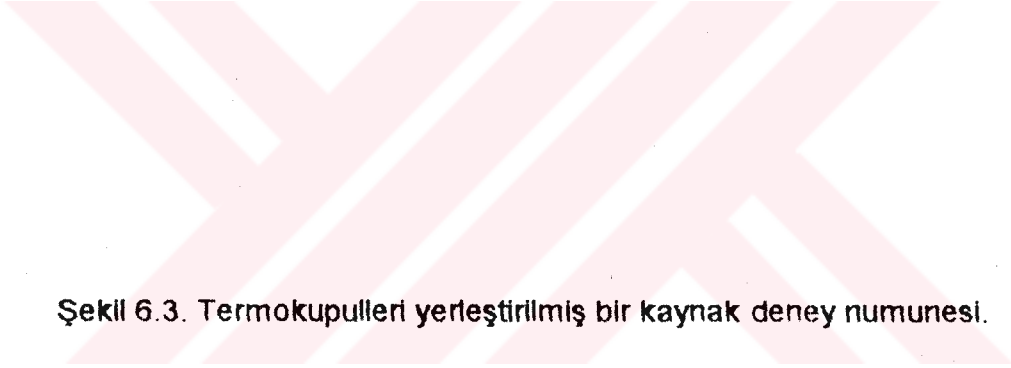
Deney başlangıcında termokupullerin yerleştirileceği derinliği tespit etmek için, dört farklı enerji girişi kullanılarak, her bir enerji girişi için en az iki numune kaynak edilmiştir. Kaynak yapılan numuneler, kaynak merkezinden olmak üzere iki parçaya kesilerek, penetrasyon derinliği ölçülmüştür. Penetrasyon belirlendikten sonra, termokupullerin kaç mm derinliğe yerleştirileceğine karar verilmiştir. Termokupullerin yerleştirileceği kör delikler CNC matkabı kullanılarak 3 mm çapında ve uç kısımları düz biçimde açılmış ve daha sonra bunlar alkol ve sabunlu suyla temizlenmiştir. Termokupulleri yerleştirme biçimi şekil 6.2. ve 6.3.'de gösterilmektedir.



Şekil 6.2. Isıl çevrimi tesbit etmek için termokupul'ün yerleştirilme biçimi.

Termokupullerin düzgün bir biçimde yerleştirilmesi ve daha önceden hazırlanan yargımcı ekipmanlarla desteklenmesinden sonra, kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Termokupul olarak 4 adet " K "tipi (Ni-Cr/Ni-Al) termokupul kullanılmıştır. Isı çevrimini kaydetmek için data - login sistemi kullanılmıştır.

Termokupuller data - login sistemine bağlanmıştır. Her bir test için tüm kanallar 10 Hz ve toplam 120 Sn olarak yüklenmiştir. Databox için önceden programlanmış bir hazır program kullanılmıştır. Yukarıda belirtilen sistem şekil 6.4.'de gösterilmektedir.



Şekil 6.3. Termokupulleri yerleştirilmiş bir kaynak deney numunesi.

Şekil 6.4. Data - login sistemi .

#### 6.4. Kullanılan Kaynak Parametreleri Ve Enerji Girişİ

Enerji girişı 6 nolu eşİtlik kullanılarak hesaplanılmıştır.

$$E = \frac{I \cdot V \cdot 0.9}{S} \dots\dots\dots(6)$$

Deneyde kullanılan kaynak parametreleri ve enerji girişleri tablo 6.4. de verilmektedir.

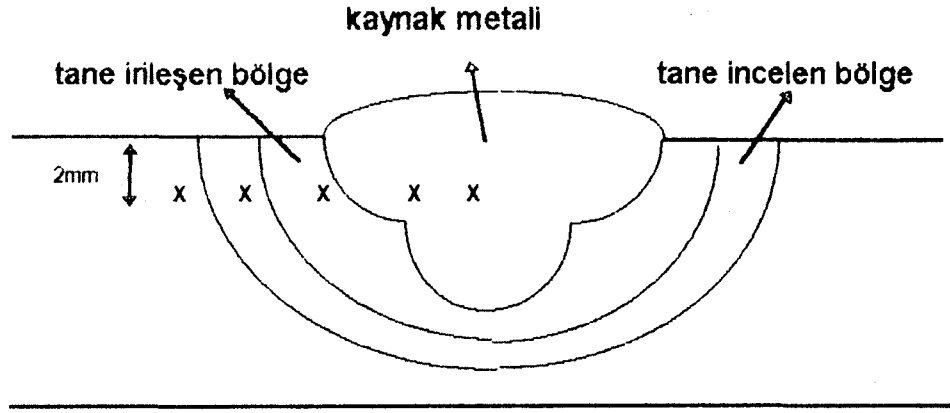
Tablo 6.4. Kaynak İşlemlerinde kullanılan kaynak parametreleri ve enerji girişleri.

Test Numarası	I amp	V volt	S mm / dak	E kj / mm
1	500	30	1800	0.5
2	345	30	500	1.24
3	490	30	500	1.76
4	600	30	500	2.16

#### 6.5.Sertlik Ölçümleri Ve Metallografik Çalışma

Kaynak işleminde sonra, mekanik yolla 40 mm x 10 mm x 12.5mm ebatlarında metallografi ve sertlik ölçüm numuneleri çıkartılmıştır. Numune yüzeyleri zımparalama ve parlatma işlemlerinden sonra %2'lik nital çözeltisinde dağlanmıştır.

Sertlik ölçümleri için vikers sertlik cihazı kullanılmış ve yük olarak 5 kg seçilmiştir. Sertlik ölçümleri şekil 6.5.de gösterildiği gibi yüzeyin 2 mm altında, kaynak metalinde ve ITAB'ın her bölgesinde yapılmıştır.



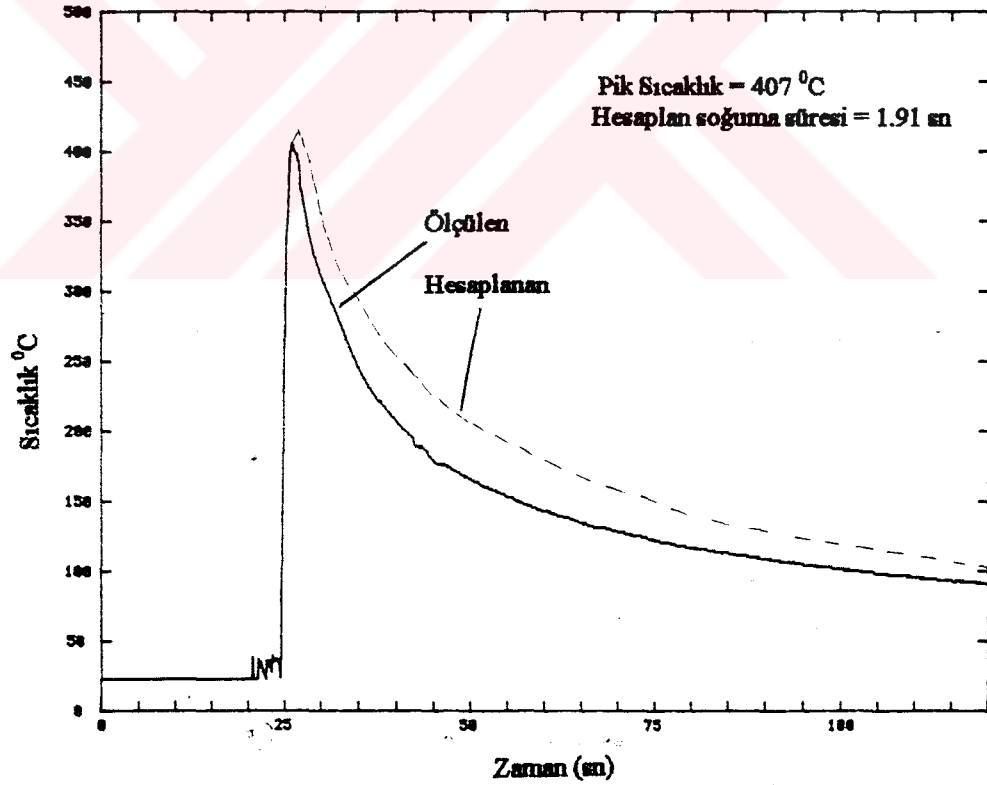
Şekil 6.5. Sertlik ölçümünün yapıldığı bölgelerin gösterilmesi.

Mikroyapı resimleri optik mikroskop kullanılarak, değişik büyütmelerde çekilmiştir.

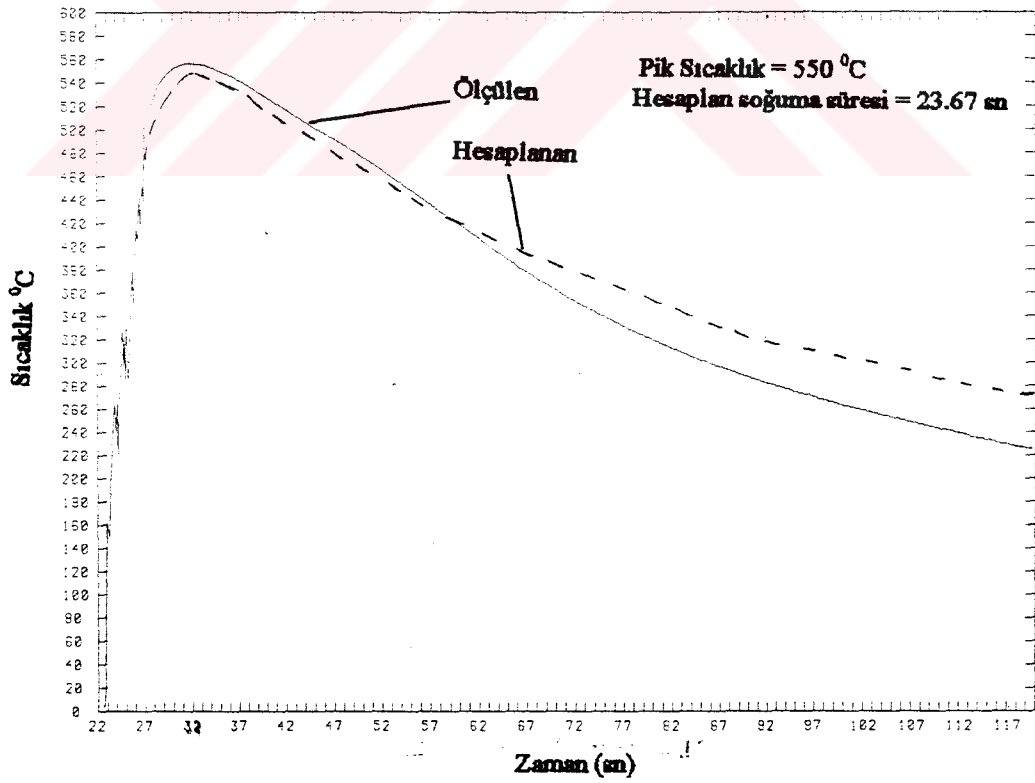
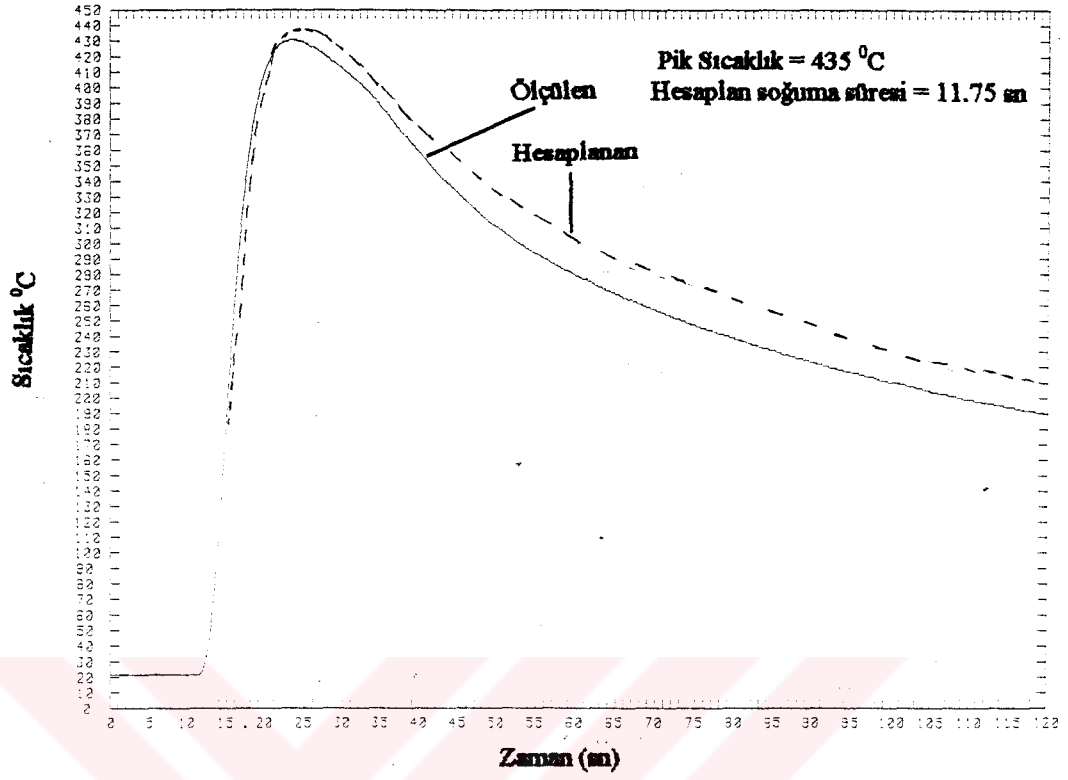
## DENEY SONUÇLARI

## 7.1. Numunelerden Elde Edilen Isı Çevrimi Eğrileri

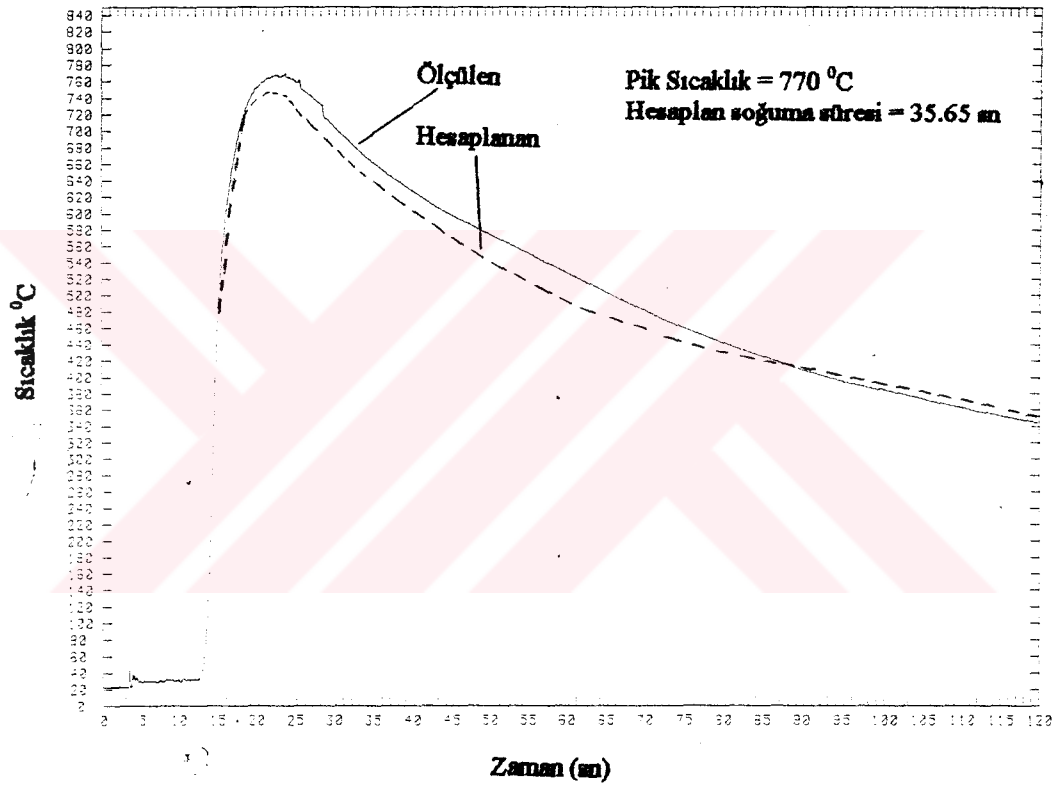
Bu bölümde deneyde kullanılan data - logiri sisteminden elde edilen ısı çevrimi sonuçları ile, hesaplamalarla elde edilen sonuçlar aşağıda birlikte verilmektedir.



Şekil 7.1. 0.5 kJ / mm enerji girişi için ısı çevrimi eğrileri

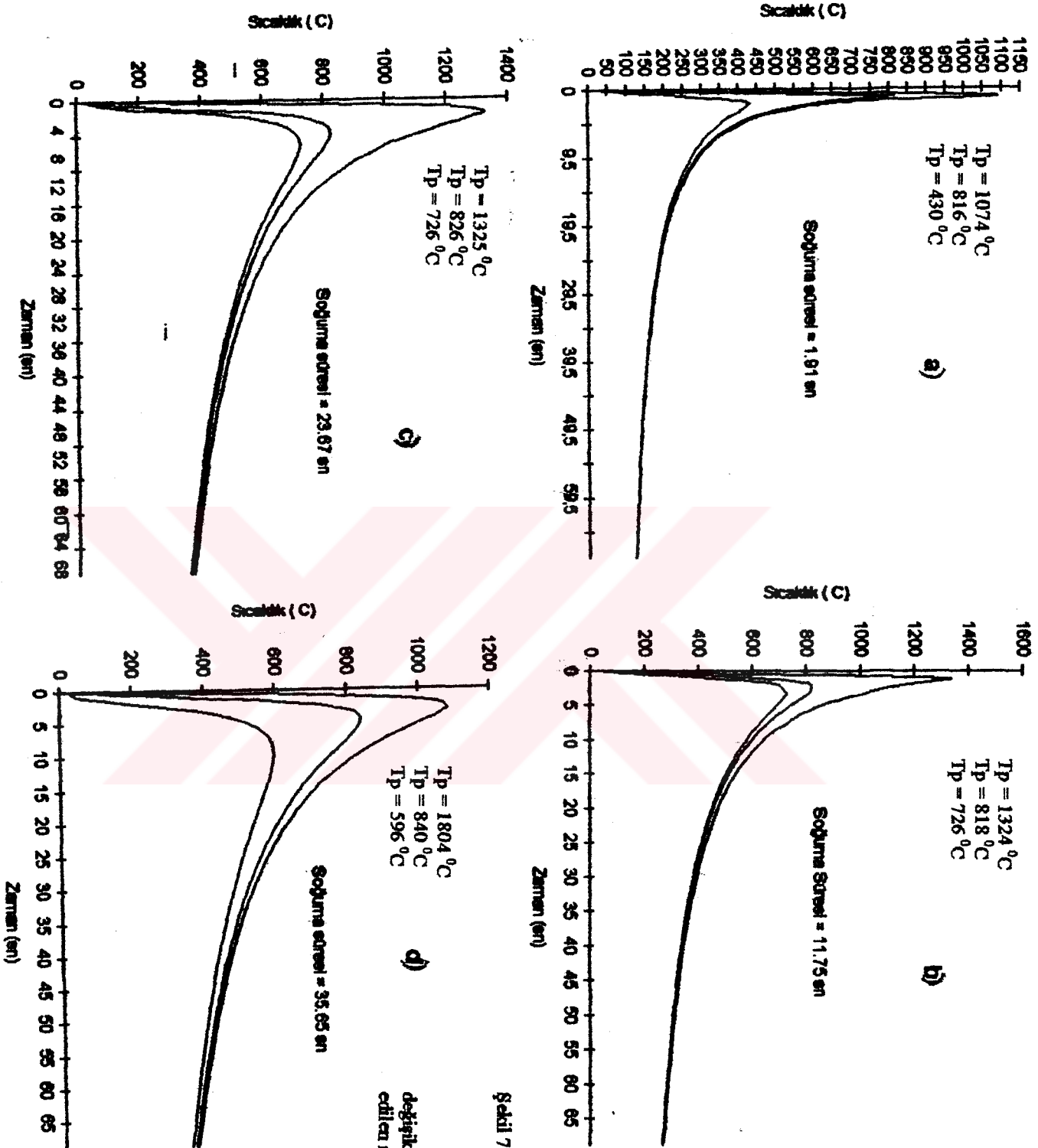


Şekil 7.2. a) 1.24 kJ / mm enerji girişi b) 1.76 kJ / mm enerji girişi için ısı çevrimi eğrileri



Şekil 7.3. 2.16 kJ /mm enerji girişi için ısı çevrimi eğrileri.



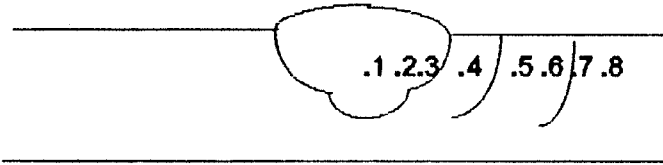


Şekil 7.4.a) 0,5 kg / mm enerji girişi  
 b) 1,24 kg / mm enerji girişi  
 c) 1,76 kg / mm enerji girişi  
 d) 2,16 kg / mm enerji girişi için  
 değişik pik sıcaklıklarında hesaplanarak elde  
 edilen ısı çevrimi eğrileri.

## 7.2. Numunelerden Elde Edilen Sertlik Ölçüm Sonuçları Ve ITAB'ların Genişlikleri

Numunelerden elde edilen sertlik değerleri tablo 7.1 - 4'de ve grafik olarak şekil 7.6-8-10-12'de, sertlik ölçülen bölgeler şekil 7.5-7-9-11'de ve numunelerin ITAB'larının genişlikleri ise tablo 7.5'de verilmektedir.

1 nolu numune için elde edilen sertlik değerleri :

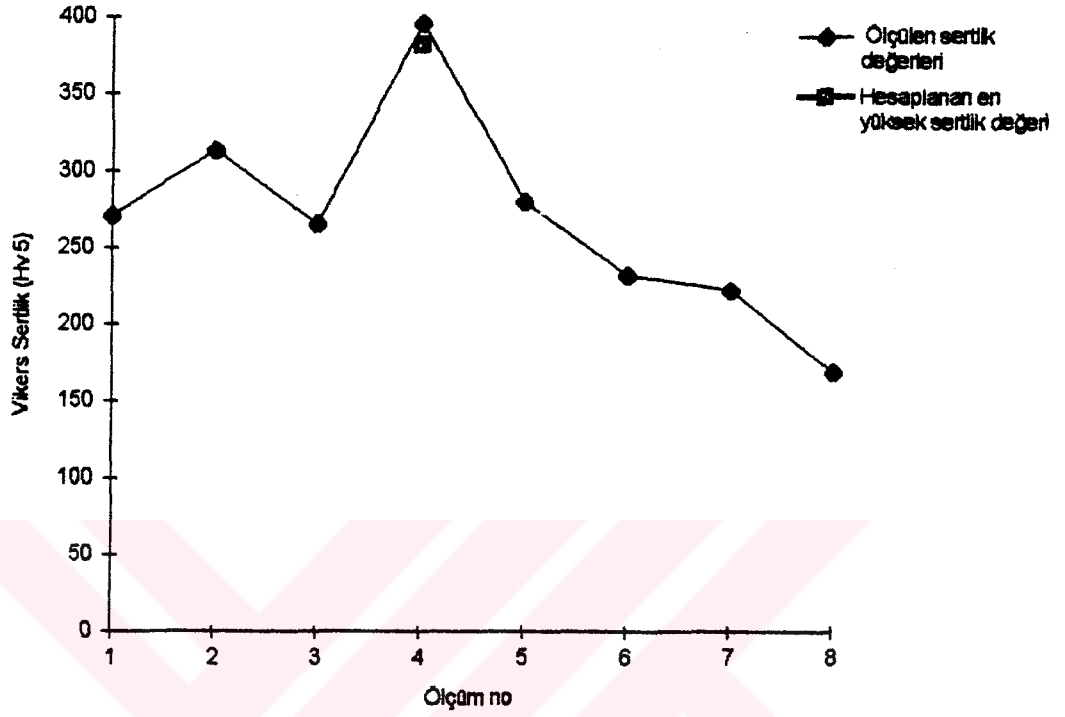


Şekil 7.5. 0.5 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçülen bölgeler.

Tablo 7.1. 0.5 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.

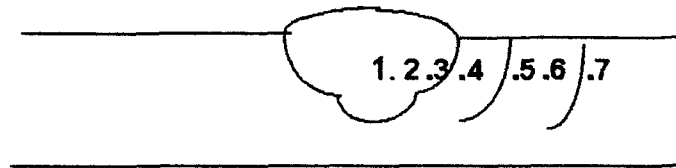
ÖLÇÜM NO	MESAFE (mm)	VIKERS SERTLİK (Hv 5)	SERTLİK ÖLÇÜLEN BÖLGE
1	Dikişin merkezi	271	Dikiş
2	0.5	313	
3	2.5	265	
4	3.2	396 *382	İri Tanelli Bölge
5	3.5	280	İnce Tanelli Bölge
6	3.7	232	
7	4.1	222	İnce Tanelli+Anametal
8	4.6	169	Anametal

\*Hesapla bulunan (Yurloka v.d., 1967'ne göre) en yüksek sertlik değeri.



Şekil 7.6. 0.5 kJ / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.

2 nolu numune için elde edilen sertlik değerleri :

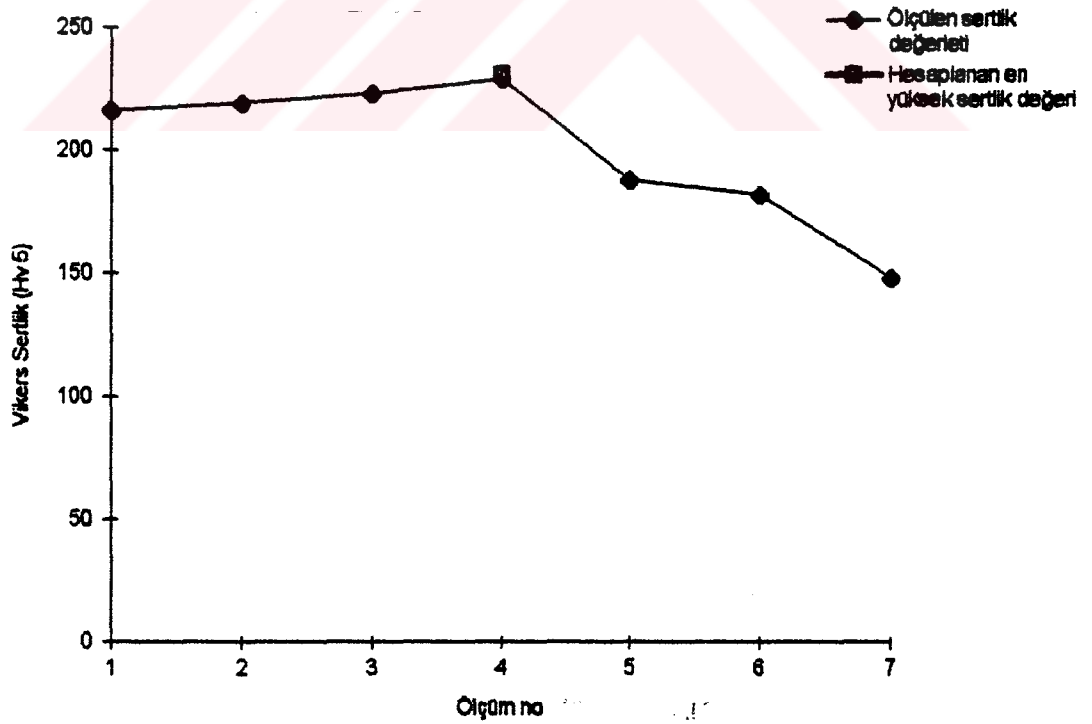


Şekil 7.7. 1.24 kJ / mm enerji girişi için sertlik ölçülen bölgeler.

Tablo 7.2. 1.24 kJ / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.

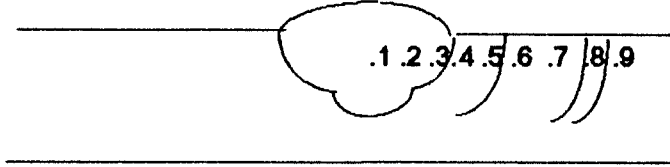
ÖLÇÜM NO	MESAFE (mm)	VIKERS SERTLİK (Hv 5)	SERTLİK ÖLÇÜLEN BÖLGE
1	Dikişin merkezi	216	Dikiş
2	1.8	219	
3	4.6	223	
4	5.9	229 <sup>*231</sup>	İri Taneli Bölge
5	6.4	188	İnce Taneli Bölge
6	6.8	182	
7	7.8	148	Anametal

\* Hesaplanan en yüksek sertlik değeri



Şekil 7.8. 1.24 kJ / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları

3 nolu numune için elde edilen sertlik değerleri :

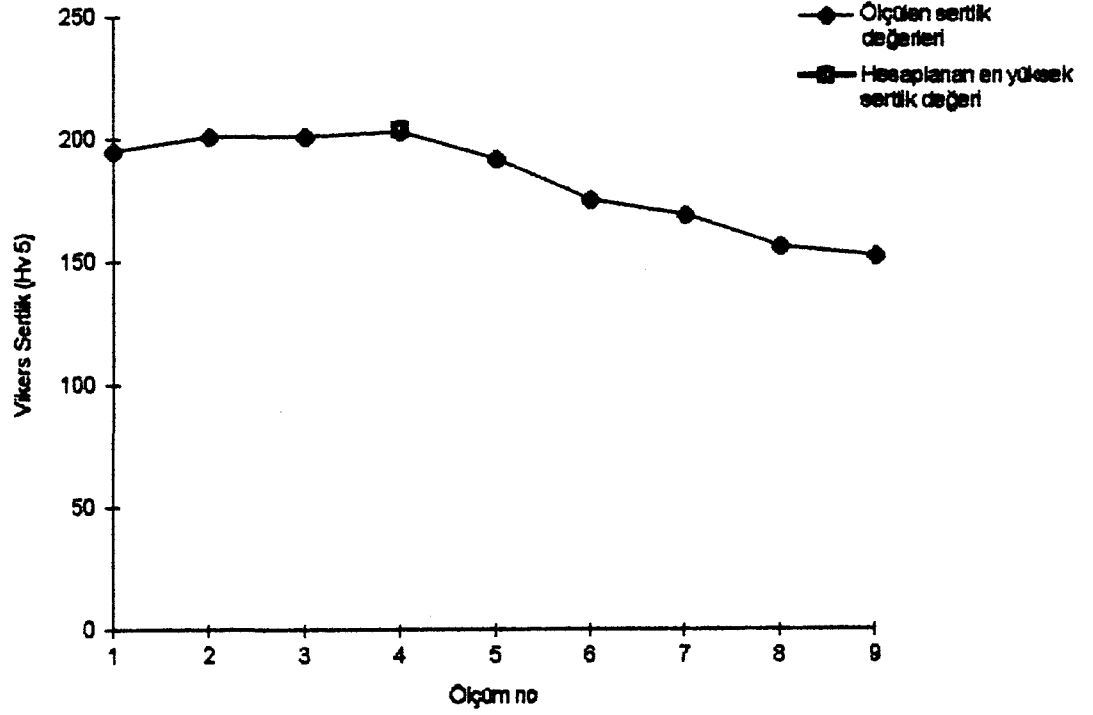


Şekil 7.9. 1.76 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm bölgeleri.

Tablo7.3. 1.76 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.

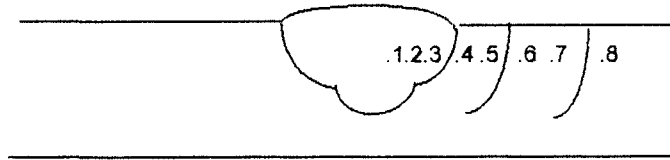
ÖLÇÜM NO	MESAFE (mm)	VIKERS SERTLİK (Hv 5)	SERTLİK ÖLÇÜLEN BÖLGE
1	Dikişin merkezi	195	Dikiş
2	2	201	
3	3.4	201	
4	4	203 <sup>+204</sup>	İri
5	4.4	192	Taneli Bölge
6	5	175	İnce Taneli Bölge
7	5.9	169	
8	6.7	156	Küreleşen Bölge
9	8.8	152	Anametal

\* Hesaplanan en yüksek sertlik değeri



Şekil 7.10. 1.76 k / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.

4 nolu numune için elde edilen sertlik değerleri :

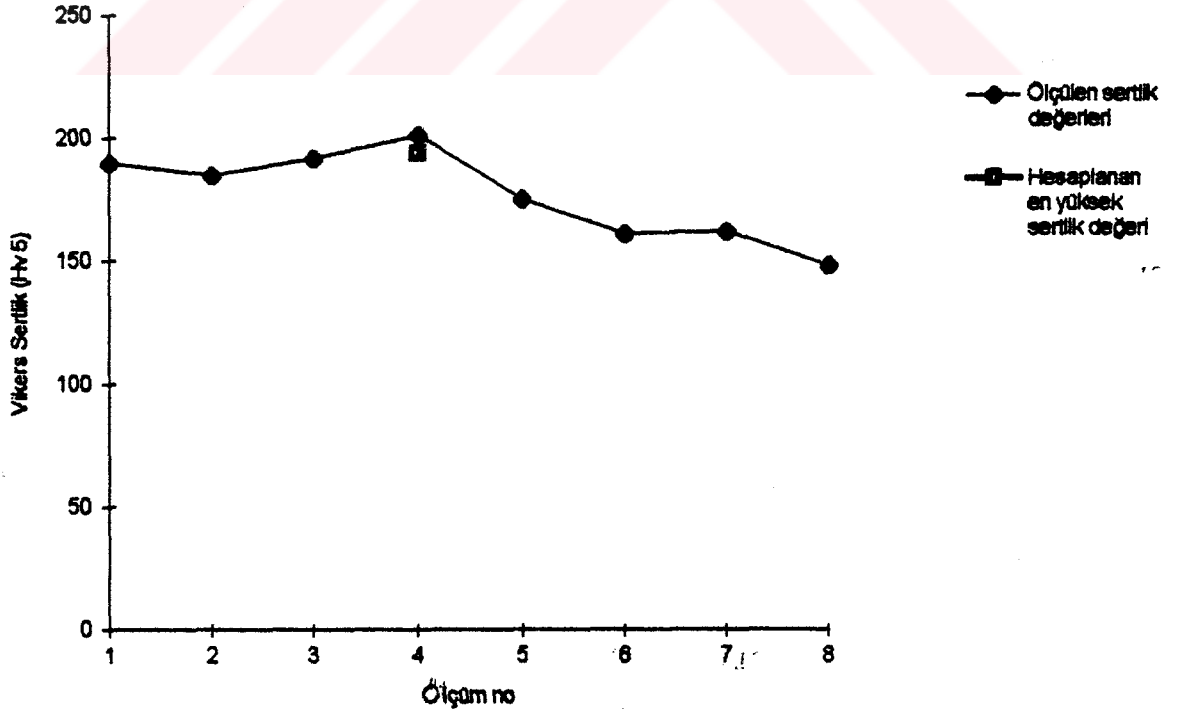


Şekil 7.11. 2.16 kJ / mm enerji girişi için sertlik ölçüm bölgeleri.

Tablo 7.4. 2.16 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları.

ÖLÇÜM NO	MESAFE (mm)	VIKERS SERTLİK (Hv 5)	SERTLİK ÖLÇÜLEN BÖLGE
1	Dikişin merkezi	190	Dikiş
2	2.1	185	
3	4.4	192	
4	6.2	201 *194	İri
5	6.8	175	Taneli Bölge
6	7.6	161	İnce Taneli bölge
7	9.2	162	
8	11.2	148	Anametal

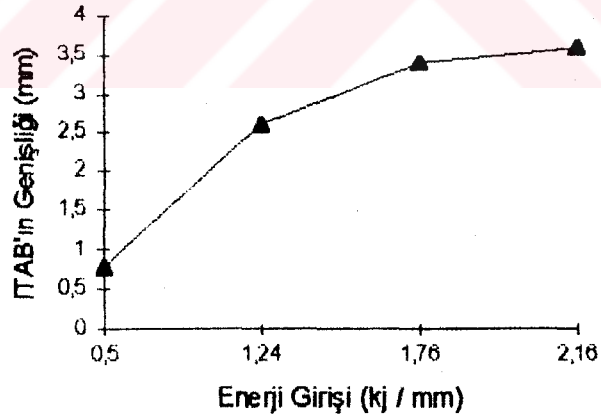
\* Hesaplanan en yüksek sertlik değeri



Şekil 7.12. 2.16 kj / mm enerji girişi için sertlik ölçüm sonuçları

Tablo 7.5. Enerji girişine bağlı olarak ITAB ve alt bölümlerinin genişlikleri.

Enerji Girişi (kj / mm)	0.5	1.24	1.76	2.16
Bölge	0.5	1.24	1.76	2.16
İri Taneli (mm)	0.4	1.4	1	1.4
İnce Taneli (mm)	0.38	0.8	1.6	2.7
Küreleşen (mm)	—	—	0.8	0.5
ITAB (mm)	0.78	2.2	3.4	3.6

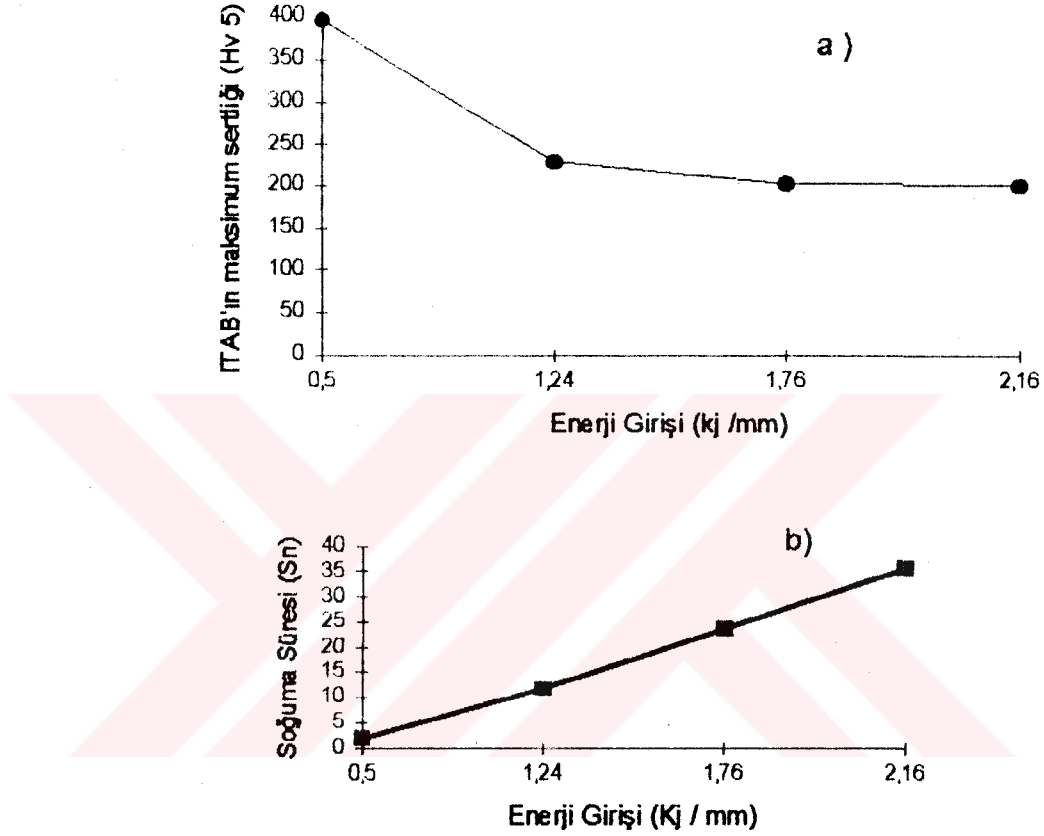


Şekil 7.13. Enerji girişine bağlı olarak ITAB'ın genişliği.



### 7.3. Enerji Girişİ, ITAB'da Elde Edilen Maksimum Sertlik Ve Hesaplanan Soğuma Süreleri İlişkisi

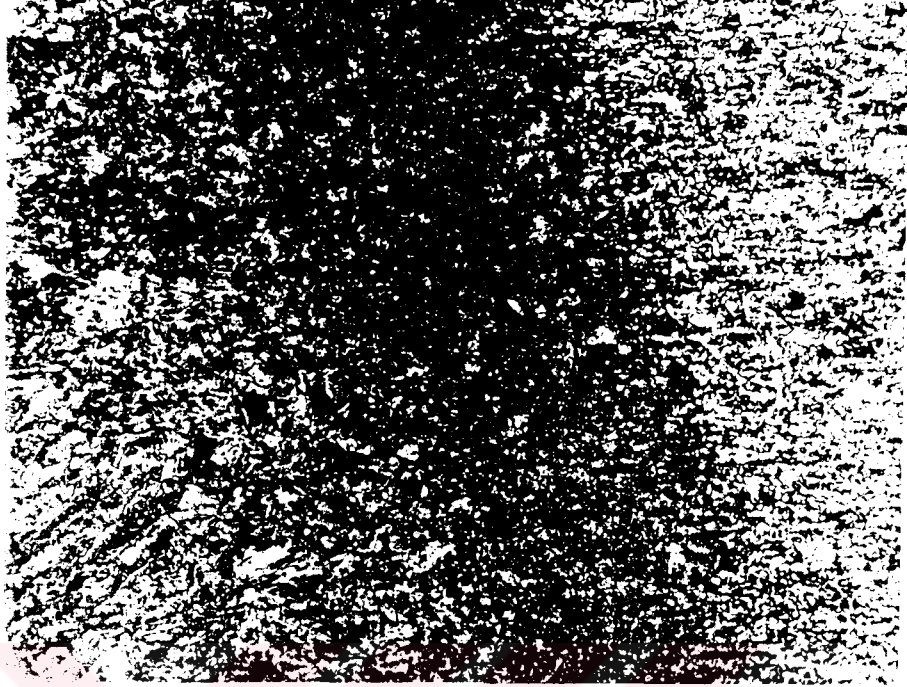
Enerji girişine bağlı olarak ITAB'da elde edilen maksimum sertlik değerleri aşağıda şekil 7.14a. ve soğuma süreleri 14b' de verilmektedir



Şekil 7.14. Enerji girişine bağlı olarak a) ITAB'da elde edilen maksimum sertlik değerleri, b) Hesaplanan soğuma süreleri.

### 7.4. İç Yapı İnceleme Sonuçları

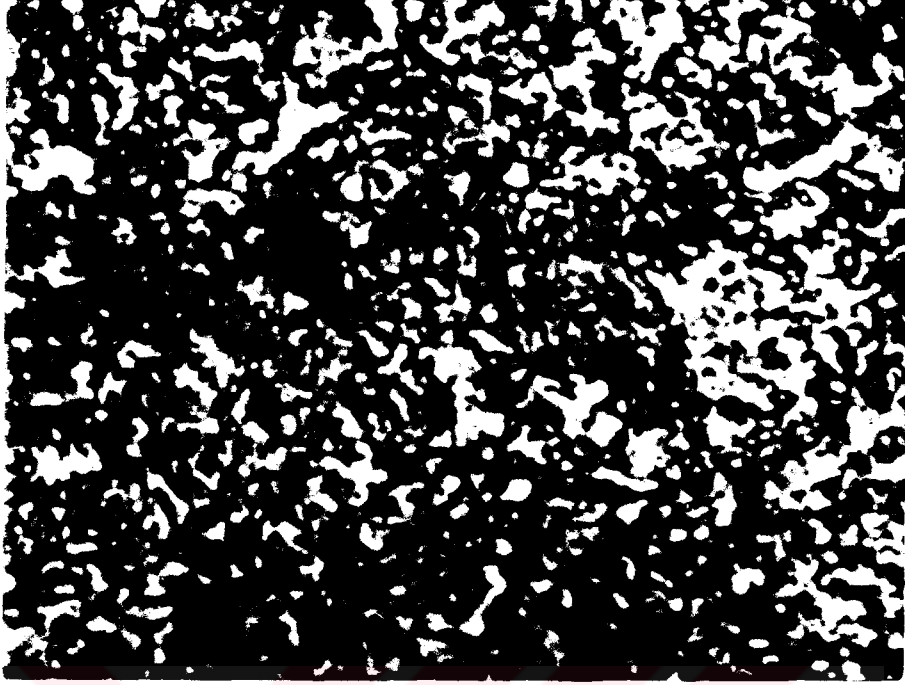
Bütün numunelerde iç yapı kontrolleri, kaynak dikişİ ve ITAB'da sertlik ölçüm noktalarına bağlı kalınarak yapılmıştır. Bu suretle sertlik değİşimiyle metallografik yapı ilişkisi kurulabilecektir. Resimlerde verilen büyütme mikroskop büyütmesidir. Bu incelemeler neticesinde enerji girişine bağlı olarak elde edilen iç yapı görüntüleri şekil 7.15 den 29'e kadar verilmektedir.



Şekil 7.15. 0.5 kj /mm enerji girişi için kaynak dikişi + iri taneli + ince taneli + küreleşen bölge + anametal. 50 X



Şekil 7.16. 0.5 kj / mm enerji girişi için iri taneli bölge. Yapı; martenzit ve bainitten teşekkül etmektedir. 200 X



Şekil 7.17. 0.5 kJ / mm enerji girişi için ince taneli bölge. Yapı; ferrit + perlit ve martenzit'ten teşekkül etmektedir. 400 X



Şekil 7.18 . 0.5 kJ / mm enerji girişli numune de kaynak dikişinin mikroyapısı. Yapı; tane sınırı ferrit + bainit + martenzit ve perlit'ten oluşmaktadır. 500 X



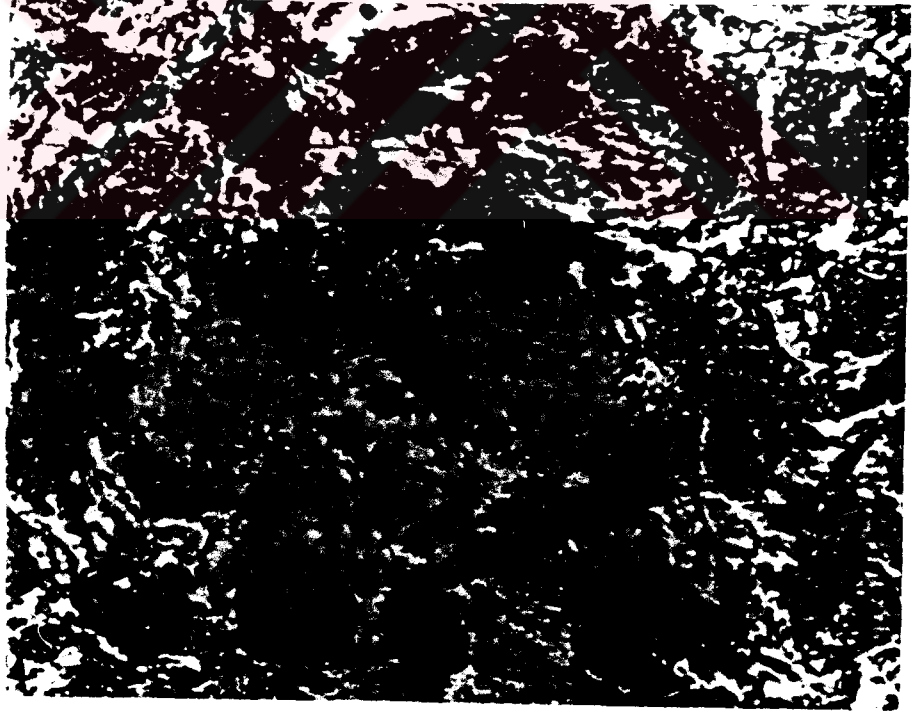
Şekil 7.19. 1.24 kJ / mm enerji girişi için kaynak dikişi + iri tanelli bölge. 50 X



Şekil 7.20. 1.24 kJ / mm enerji girişi için iri tanelli bölge. Yapı: üst (kaba) bainit + perlit ve çok az martenzitten oluşmaktadır. 500 X



Şekil 7.21. 1.24 kJ / mm enerji girişi için ince taneli bölge. Yapı; poligonal ferrit + perlit ve çok az martenzitten oluşmaktadır. 500 X



Şekil 7.22. 1.24 kJ / mm enerji girişi için  $A_1$  -  $A_3$  sıcaklıkları arasındaki sıcaklıklara kadar ısınmış ve tekrar soğumuş bölge. Yapı; ferrit + perlit ve çok az martenzitten oluşmaktadır. 500 X





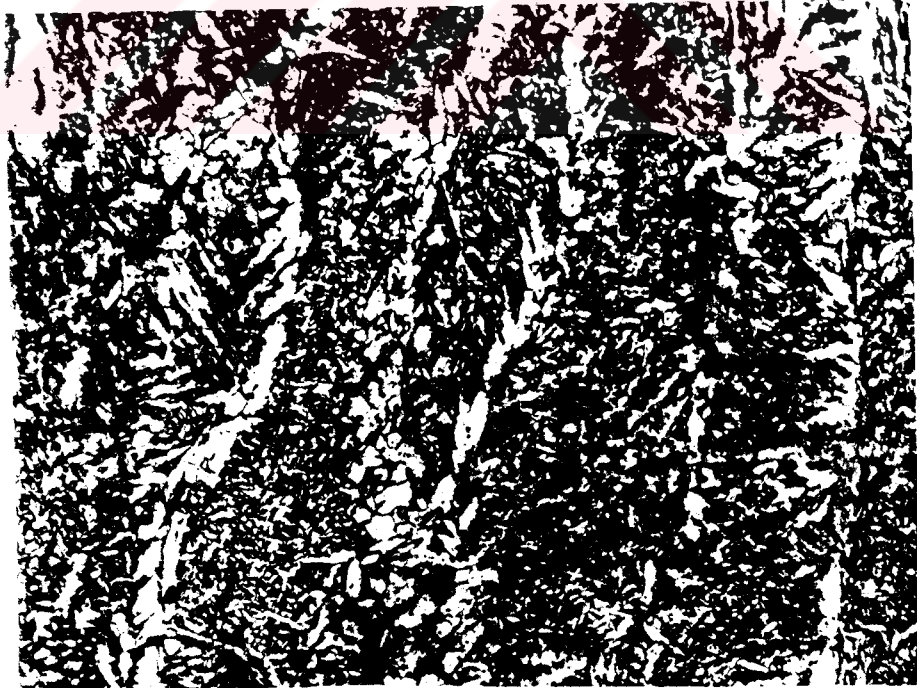
Şekil 7.23. 1.24 kJ / mm enerji girişi için kaynak dikişi. Yapı; tane sınırı ferrit + asiküler ferritten oluşmaktadır. 400 X



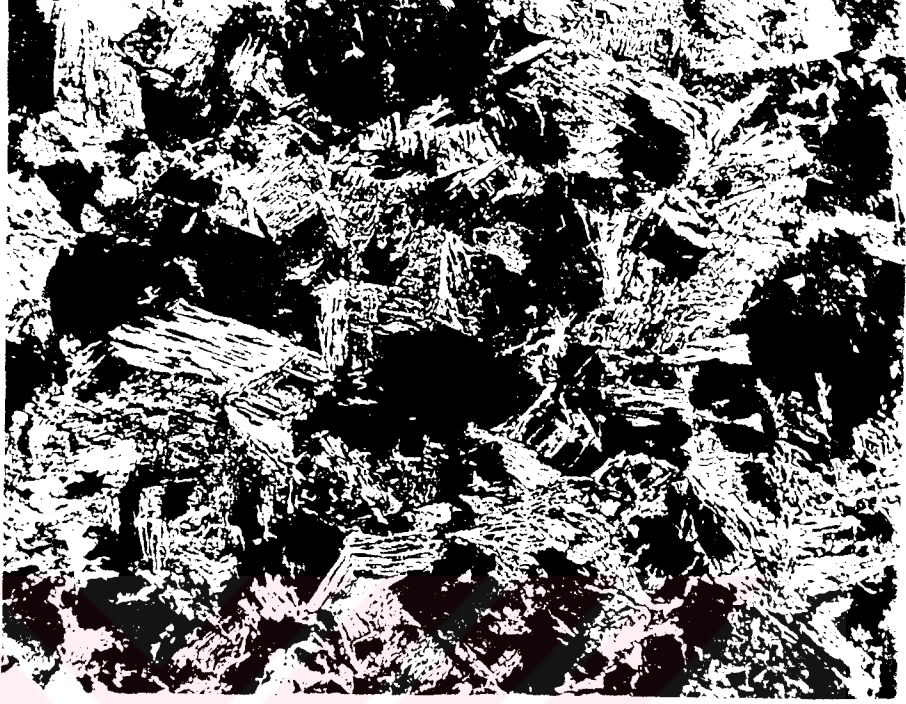
Şekil 7. 24. 1.76 kJ / mm enerji girişi için iri taneli bölge. Yapı; Widmanstätten ferrit + perlit + çok az bainit ve çok az martenzitten oluşmaktadır. 200 X



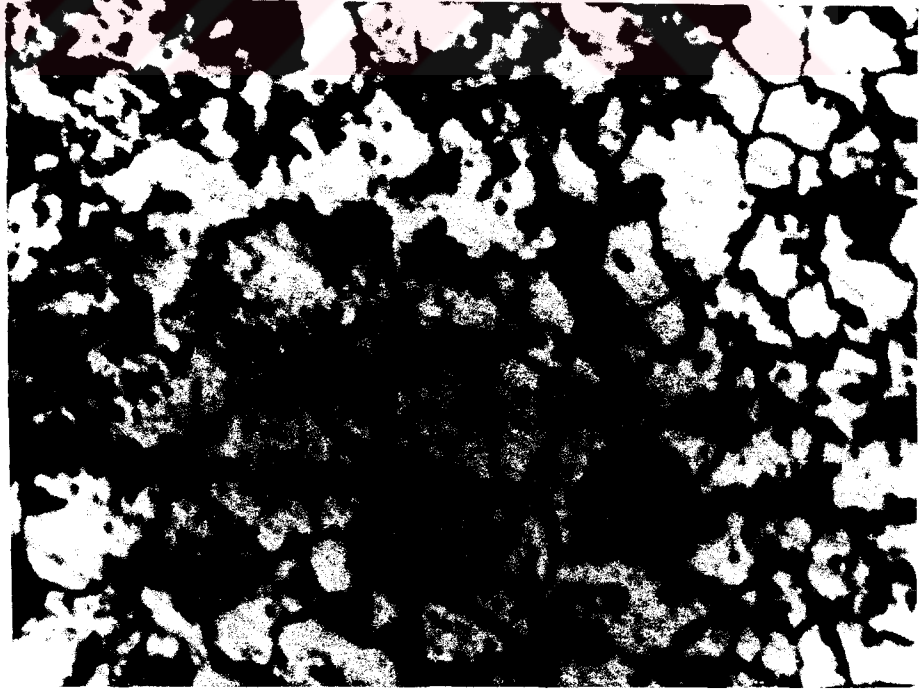
Şekil 7.25. 1.76 kJ / mm enerji girişi için ince taneli bölge. Yapı; poligonal ferrit ve perlitten oluşmaktadır. 1000 X



Şekil 7.26. 1.76 kJ / mm enerji girişi için kaynak dikişi. Yapı; tane sınırı ferrit + asiküler ferrit ve perlitten oluşmaktadır. 200 X



Şekil 7.27. 2.16 kJ / mm enerji girişi için iri taneli bölge. Yapı: perlit + widmanstatten ferritten oluşmaktadır. 200 X



Şekil 7.28. 2.16 kJ /mm enerji girişi için ince taneli bölge. Yapı: poligonal ferrit ve perlitten oluşmaktadır. 1000 X





Şekil 7.29. 2.16 kJ / mm enerji girişi için kaynak dikişi. Yapı; iri taneli tane sınırı ferrit + irileşmiş asiküler ferritten oluşmaktadır. 500 X

## SONUÇ VE ÖNERİLER

Isı çevrimi ölçümü pik sıcaklığın enaz 800 °C sıcaklığa çıktığı mesafede ölçülmek amaçlanmıştır. Fakat, birinci kaynak denemesinden sonra, termokupullerin kaynak edilmesi nedeniyle, ilk kaynak sonucunda elde edilen eğriler göz önünde bulundurulmuştur.

Deneylerde elde edilen ısı çevrimi eğrilerinin, 14 nolu eşitlik kullanılarak elde edilen eğrilerle çok benzer olması nedeniyle, 14 nolu eşitlik yüksek pik sıcaklıkları için de rahatlıkla kullanılabilir. Çünkü, 14 nolu eşitlik kullanılarak ister 100 °C pik sıcaklığı, isterse 1000 °C pik sıcaklığı için, sıcaklık - zaman grafiği çizilirken aynı soğuma süresi alınmaktadır. Dolayısıyla düşük sıcaklıklarda elde ettiğimiz eğrilerin benzerliği, yüksek sıcaklıklarda elde edilecek eğrilerin benzer olacağını göstermektedir. Böylece 14 nolu eşitlikte kullandığımız 12 nolu eşitlik olan soğuma süresi eşitliğini de rahatlıkla kullanabiliriz.

Enerji girişine bağlı olarak ITAB'ın incelenmesi neticesinde şu sonuçlar bulunmuştur:

- ITAB'ın alışılagelmiş alt bölümlerine ilaveten anametalite tane incelen bölge arasında sementit küreleşmesi olan bölge tespit edilmiştir.

- ITAB'da mikroyapıyı belirleyen en önemli faktör enerji girişi veya soğuma süresidir.

- Yapılan deneysel çalışmada ITAB'da soğuma süresi 1.91 sn den 35 sn'ye kadar değişmektedir. Buna bağlı olarak da, tane irileşen bölgede mikroyapı martenzitten, daha kaba yapılar olan widmanstätten ferrite ve perlite doğru değişmekte, tane incelen bölge ise genel olarak poligonal ferrit + perlit ve bir miktar martenzit karışımından teşekkül etmektedir. .

- ITAB'ın genişliği enerji girişiyle beraber artmaktadır. En düşük enerji girişi olan 0.5 kJ / mm enerji girişinde, en dar ITAB elde edilmiştir.

- Enerji girişi arttığında soğuma süresi artmaktadır. Enerji girişiyle soğuma süresi arasında doğrusal bir ilişki bulunmaktadır.

- Soğuma hızı ile soğuma süresi arasında zıt bir ilişkiden hareketle, enerji girişi arttığında soğuma hızı azalmaktadır.

- Anametale doğru gidildikçe erişilen pik sıcaklık azalmaktadır. Bu da ısı çevrimin şiddetinin düştüğünü göstermektedir.

- ITAB'da sertlik ölçümleri sonucunda en yüksek sertlik 0.5 kJ / mm enerji girişi olan en düşük enerji girişinde tane irileşen bölgede elde edilmiştir. Artan enerji girişi ile beraber sertlik de azalmaktadır. Böylece enerji girişi - sertlik arasında zıt bir ilişki kurulmaktadır.

Kaynak metali incelemesi sonucunda şu sonuçlara varılmıştır:

- Genel olarak, kaynak metali katılaşması anametale yakın kısımlarda hücre tipi tanelerden ve kaynağın merkezine doğru kolon tipi tanelerden ve merkezde tekrar hücre tipi tanelerden teşekkül etmektedir.

- Genel olarak mikroyapı oluşumu şu şekilde teşekkül etmektedir: İlk olarak tane sınırlarında tane sınırı ferrit oluşmaktadır. Tane sınırı ferrit üzerinde gelişen widmanstätten ferrit kolları östenit tanesi içine doğru ilerleyerek büyümektedir. Şayet bu kollar önünde inklüzyonlar üzerinde teşekkül etmiş asiküler ferritler varsa, bunların ilerlemeleri durmakta ve kalan kısma asiküler ferritler hakim olmaktadır. Asiküler ferritler ve widmanstätten ferrit kolları arasında kalan östenitte karbon oranının yüksek olması nedeniyle soğuma hızına bağlı olarak değişen yapılar oluşmaktadır. Nitekim, 0.5 kJ /mm enerji girişinde bainit + martenzit ve artan enerji girişi ile daha kaba yapılar elde edilmiştir.

Enerji girişi artışıyla kaynak metalinde gözlenen değişiklikleri şöyle sıralayabiliriz:

- Sertlik azalmıştır
- Kolon tipi tanelerin ortalama genişliği artmaktadır.
- Ötektoid altı ferritin artmasına karşılık, asiküler ferrit azalmaktadır.
- Asiküler ferritin kabalığı artmıştır.
- Eş eksenli ince tanelerin boyutu artmaktadır.
- Asiküler ferritin oranı artmaktadır.

Enerji girişine bağlı olarak, dikişin formuda değişmektedir. Enerji girişi artışı ile penetrasyon da artmaktadır.

Sonuç olarak bu çeliğin düşük enerji girişlerinde kırılğan bir ITAB verdiği görülmektedir. Düşük enerji girişlerinde kaynak öncesi veya sonrası tavlama yapılması veya çok pasolu çalışılması uygun görülmüştür.

Her ne kadar mikroyapılardan hareketle, düşük enerji girişlerinde ITAB'ın kırılğan bir yapı sergileyeceğine karar verilmiş ise de, bu bölgede alınan charpy deney numunelerin, tokluk testi neticesinin araştırılması uygun görülmektedir.



**KAYNAKLAR**

ABSON, J.D., ve PARGETER, J. R., (1986). Factor Influencing as-deposited Strength, Mikrostructure, and Toughness of Manual Metal Arc Welds Suitable for C-Mn Steel Fabrication. **International Metals Reviews**, 31 (4) :141-189

AKSELSEN, M.O., GRONG, O., ve SOLBERG, J.K., (1987). Structure - Property Relationships in Intercritical Heat Affected Zone of Low - Carbon Mikroalloyed Steel. **Materials Science and Technology**, 3 (8) : 649 - 655

AKSELSEN, M.O., RORVIK, G., ve KLUKEN, O.A., (1994). Prediction of Tensile Properties of Intercritical Heat Affected Zone. **Materials Science and Technology**, 10 (1) : 75 - 80

AKSOY, M., (1993). **İleri Kaynak Tekniği** Yüksek Lisans Ders Notları. F.Ü. Elazığ.

ANIK, S., ANIK, E.S. ve VURAL, M., (1993). **1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı**. Birsen yayınevi, İst.

BARBARO, J.F., KRAUKLIS, P., ve EASTERLING, K.E., (1989). Formation of Acicular Ferrite at Oxide Particles in Steels. **Materials Science and Technology**, 5 (11) : 1057-1067

BARLOW, J.A., (1982). Weld Thermal Cycles and Their Application to Submerged Arc Welding. **Welding Inst. Research Bulletin**. 23 (3) :77-82

BHADESHIA, H.K.D.H., SVENSSON, L. -E., ve GRETOFT, B., (1985). a Model for the Development of Mikrostructure in Low Alloy Steel (Fe-Mn-Si-C) Weld Deposits. **Acta metall**, 33, 1271.

BHADESHIA, H.K.D.H., (1989). Keynote Address Modeling the Mikrostructure in the Fusion Zone of Steel Weld Deposits. **Recent Trends In Welding Science and Technology** (Edit by DAVID, S.A., ve VITEK, J.M.). ASM International, Ohio, 189-197

BHADESHIA, H.K.D.H., ve EDMONDS, D.V., (1980). **Acta Metall**, 28, 1265-1273

BLOTGETT, O.W., (1984). Calculation Cooling Rates by Computer Programming. **Welding Journal**, 63 (3) : 19-34

DALLAM, C.B., LIU, S., ve OLSON, D.L., (1985). Flux Composition Dependence of Mikrostructure and Toughness of Submerged Arc HSLA Weldments. **Welding Journal** 64 (5) 149-s - 151-s

DAVIES, G.J., ve GARLAND, J.G., (1975). Solidification Structures and Properties of Fusion Welds. **Int. Metal. Rev.**, 20, 83-106

DEVLETIAN, J.H., ve WOOD, W.E., (1983). **Metals Handbook**. 9<sup>th</sup> Edition, ASM. Metals Park, Ohio, 44073, 6, 21-49

DOLBY, R.E., (1983). **Advances In Welding Metallurgy of steel**. Metals Technology, 10 (9) : 349 - 362

EASTERLING, K.E., (1992). **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. Butterworth-Heinemann Ltd, 2. baskı. U.K.

FERRANTE, M., ve FARRAR, R.A., (1982). The Role of Oxygen Rich Inclusions in Determining the Microstructure of Weld Metal Deposits. **Journal of Materials Science**, 17 : 3293

GLOVER, A.G., McGRATH, J.T. TINKLER, M.J., ve WEATHERLY, G.C., (1977). The Influence of Cooling Rate and Composition on Welding Metal Microstructures in C/Mn and a HSLA Steel. **Welding Journal Research Supplement**, 56 (9) : 267-s - 273-s

HARRISON, P.L., ve FARRAR, R.A., (1987). Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals part-1 Microstructural Development. **Metal Construction**, 19 (7) : 392R-399R

HARRISON, P.L., ve FARRAR, R.A., (1981). Influence of Oxygen Rich Inclusion on the Austenite to Ferrite Phase Transformation in High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steel Weld metals. **Journal of Materials Science**, 16 : 3218

HARRISON, P.L., ve FARRAR, R.A., (1989). Application of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Welding of Steels. **International Materials Reviews**, 34 (1) : 35-50

HARRISON, P.L., ve FARRAR, R.A., (1987). **Met. Constr.** 19, 392R

ITO, Y., NAKAKISHI, M., ve KOMIZO, Y., (1982). **Met. Constr.** 12, 472

JACKSON, C.E., ve SHRUBSALL, A.E., (1975). Pre-determination and Post Heat for Submerged-Arc Welding. **Welding Journal Research Supplement**, 31 (1) : 1-s - 10-s

JUDSON, P., ve McKEOWN, D., (1982). 2<sup>nd</sup> International Conference on Offshore Welded Structures., [Proc. Conf.], Welding Inst., Abington, U.K., paper 3

JOARDER, A., SAHA, S.C., ve GHOSE, A.K., (1991). Study of Submerged Arc Weld Metal and Heat-Affected Zone Microstructures of a Plain Carbon Steel. **Welding Journal Research Supplement**, V 70 : 141-s -146-s

KENNY, B.G., LAZOR, R.B., ve GRAUILLE, B., (1985). Ferrit Transformation Characteristics and CCT Diagrams in Weld Metals. **Metal Construction**, 17 (6) : 374R-381R

LEE, J.L., WANG, S.C., ve CHENG, G.H., (1989). Transformation Processes and Products for C-Mn Steels During Continuous Cooling. **Materials Science and Technology** 5 (7) : 674-681

LIU, S., ve OLSON, D.L., (1986). The Role of Inclusions in Controlling HSLA Steel Weld Microstructures. **Welding Journal Research Supplement**, 65 (6) :139-s - 148-s

RADAJ, D., (1992). **Heat Effect of Welding**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. U.S.

SAVAGE, W.F.,(1980). Solidification Segregation and Weld Imperfections. **Weld World**, 18, 89-114

SAVAGE, F.W., NIPPES, E.F., ve ERICKSON, S.L., (1976). Solidification Mechanisms in Fusion Weld. **Welding Journal Research Supplement**, 55 (8) : 213-s - 220-s

SIGNES, E.G., (1972). A Simplified Method for Calculating Cooling Rates in Mild and Low Alloy Steel Weld Metals. **Welding Journal Research Supplement**, 51 (10) :474-s

SVENSON, L.E., (1994). **Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welding**. CRC Press. Inc., U.S.

VISHNU, R.P., (1993). Solid - State Transformations in Weldments. **ASM Handbook**, Vol 6 1<sup>st</sup> ed. U.S.

YILDIRIM, M.M.,(1994). **İleri Isıl İşlem Yüksek Lisans Ders Notları**. F.Ü. Elazığ.

YURIOKA, N., OKUMURA, M., KASUYA, T., ve COTTON, H.J.U., (1987). Prediction of HAZ Hardness of Transformable Steel. **Metal Construction**, 19 (4) : 217R-223R