

65P16

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DÜŞÜK KARBONLU BİR ÇELİKTE KAYNAK ENERJİ GİRİŞİ VE
BAŞLANGIÇ TANE BOYUTUNUN KAYNAK BÖLGESİNİN İÇ YAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE OLAN ETKİSİ

Mehmet EROĞLU

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

1997
ELAZIĞ

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DÜŞÜK KARBONLU BİR ÇELİKTE KAYNAK ENERJİ GİRİŞİ VE
BAŞLANGIÇ TANE BOYUTUNUN KAYNAK BÖLGESİNİN İÇ YAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE OLAN ETKİSİ

Mehmet EROĞLU

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Bu tez/...../ 199.... Tarihinde Aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından
Oybirliği / Oyçokluğu ile Başarılı / Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.

(İmza)

(İmza)

(İmza)

Danışman

Yrd.Doç.Dr. Mustafa AKSOY

ÖZET

DOKTORA TEZİ

**DÜŞÜK KARBONLU BİR ÇELİKTE KAYNAK ENERJİ GİRİŞİ VE
BAŞLANGIÇ TANE BOYUTUNUN KAYNAK BÖLGESİNİN İÇ YAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE OLAN ETKİSİ**

Mehmet EROĞLU

**Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü**

Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

1997, Sayfa : 103

Düşük karbonlu bir çelikte kaynak enerji girişı ve başlangıç tane boyutunun kaynak bölgesinin mikro yapısına ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Çalışmanın birinci bölümü, konuya genel bir girişle beraber bu konuyla ilgili yapılan çalışmalar hakkında kısa bir literatür incelemesini, ikinci bölümü çok kristalli malzemelerin tane yapılarını, üçüncü bölümü ark kaynağı ve ark kaynağında ısı akışını, dördüncü bölümü kaynak bölgesini, beşinci bölümü deney çalışmalarını, altıncı bölümü deney sonuçları ve tartışmayı ve yedinci bölümü genel sonuçlar ve önerileri kapsamaktadır.

Deney çalışmalarında, kaynak deney numuneleri için SAE 1020 çeliği kullanılmıştır. Bu çelikteki ferrit ve perlitin ASTM tane boyut numaraları ASTM E - 112' ye göre doğrusal kesişim metoduyla bulunmuştur. Kaynak yapılacak

numunelerin dört farklı tane boyutuna sahip olmaları planlandığı için, orijinal malzemedan hazırlanan numunelere 880 °C'de tane küçültme, 1000 °C ve 1100 °C'de tane büyültme ısıt işlemleri uygulanmıştır. Gerekli ısıt işlemlerden sonra, ısıt işlem görmüş numunelerin tane boyut numaraları da doğrusal kesişim yöntemiyle bulunmuştur. 1 numara olarak isimlendirilen tane küçültmesine tabi tutulmuş numunelerdeki ferrit tane boyut numarası 9.8 ve perlit tane boyut numarası 11.3, 2 numara olarak isimlendirilen ısıt işlem görmemiş orijinal numunelerde ferrit tane boyut numarası 8.12 ve perlit tane boyut numarası 9.9, 3 numara olarak isimlendirilen iri taneli numunelerde ferrit tane boyut numarası 6.2 ve perlit tane boyut numarası 7 ve biraz daha iri tanelere sahip 4 numara olarak isimlendirilen numunelerde ferrit tane boyut numarası 4.5 ve perlit tane boyut numarası 5.1 olarak bulunmuştur. Bundan sonra, orijinal ve ısıt işlem ile tane boyutları değiştirilen numunelerin ısıt iletkenlik katsayıları ve ısı kapasiteleri belirlenmiştir. Yapılan bu ölçümler neticesinde; tane boyutu artışıyla beraber, ısıt iletkenliğin azaldığı ve ısı kapasitesinin arttığı görülmüştür.

Dört farklı tane boyutuna sahip 150 mm x 200 mm x 12.5 mm ebatlarındaki numunelere toz altı kaynak makinesinde kaynak çekilmiştir. Kaynak, kaynak ağzı açmadan yüzeye bir paso şeklinde gerçekleştirilmiştir. Kaynak işleminde 0.5, 1 ve 1.8 kJ / mm olmak üzere, üç farklı enerji girişi kullanılmıştır.

Kaynak işleminden sonra, kaynak bölgesinden mikro yapı, sertlik ve tokluk numuneleri çıkartılmıştır. mikro yapı incelemeleri hem optik mikroskopta hem de taramalı elektron mikroskobunda gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri için Vickers sertlik ölçüm yöntemi ve yük olarak beş kilogram yük seçilmiştir. Kaynak metalinde ve ITAB' da tokluk numuneleri BS : 131 : 2 : 1972' ye göre çıkartılıp, oda sıcaklığında kırılmıştır.

Mikro yapı incelemeleri sonucunda; aynı enerji girişi için, bütün numunelerin kaynak metalinde oluşan mikro fazların yaklaşık olarak aynı oldukları gözlenmiştir. Bu nedenle, bunlarda ölçülen sertlik ve tokluk değerlerinin de birbirlerine çok yakın çıktığı görülmüştür. Enerji girişine bağlı olarak kaynak metallerinde oluşan mikro yapılar ; martenzit + beynit' ten kaba tane sınırı ferrit

+ kaba asiküler ferrit + kaba widmanstättten ferrit + perlit' e doğru değişmektedir. Bütün numunelerin kaynak metallerinde en yüksek tokluk 1kJ / mm enerji girişinde elde edilmiştir. Çünkü, bu enerji girişinde tokluğunun çok iyi olduğu bilinen asiküler ferrit mikro yapıya hakim olmuştur.

Aynı enerji girişinde 1 ve 2 no' lu numunelerin ITAB' ları yaklaşık olarak aynı mikro yapıya sahip olurken, 3 ve 4 no' lu numunelerin ITAB'ları da kendi aralarında oldukça benzerlik göstermişlerdir. Enerji girişine bağlı olarak 1 ve 2 no' lu numunelerin ITAB' larında oluşan mikro yapılar; martenzit + beynit' ten kaba tane sınırı ferrit + kaba widmanstättten ferrit + perlit' e doğru değişirken , 3 ve 4 no' lu numunelerde ferrit + martenzit + beynit' ten kaba tane sınırı ferrit + kaba widmanstättten ferrit + perlit'e doğru değişmiştir. 0.5 ve 1 kJ / mm enerji girişlerinden 3 ve 4 no' lu numunelerin ITAB' larında iri ferrit + iri perlit tanelerinden oluşmuş östenitler arasındaki karbon difüzyonunun tam anlamıyla gerçekleşmediği görülmüştür. Buna ise, tane sınırlarının az oluşu ve ısı kapasitesinin yüksek olması neden olmaktadır. 1 ve 2 no' lu numunelerin ITAB' larında en yüksek tokluk 1 kJ / mm enerji girişinde elde edilirken, 3 ve 4 nolu numunelerin ITAB' larında 1.8 kJ / mm enerji girişinde elde edilmiştir. Bunun nedeni ise, 1 ve 1.8 kJ / mm enerji girişlerindeki ITAB'ların bütünü göz önünde bulundurulduğunda, fazla iri olmayan ferrit + perlit yapısının elde edilmesidir.

Gerekli mikro yapı, sertlik ve tokluk incelemeleri neticesinde; küçük tane boyutuna sahip düşük karbonlu çeliklerin kaynağından orta seviyedeki enerji girişinin kaynağın mukavemeti açısından en iyi sonuç verdiği görülürken, iri taneli düşük karbonlu çeliklerde orta seviyenin üstündeki enerji girişi en iyi sonucu vermiştir.

ABSTRACT

PhD. THESIS

**EFFECTS OF WELDING ENERGY INPUT AND INITIAL GRAIN SIZE ON THE
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE WELDING
ZONE OF A LOW CARBON STEEL**

Mehmet EROĞLU

University of Firat

Faculty of Technical Education

Department of Metallurgy

1997, Page : 103

In this study effects of heat input and initial grain size on the microstructure and mechanical properties in the welding zone of a plain - low carbon steel were investigated. In the first chapter of the study, a comprehensive literature research on the subject is given. In the second chapter, the grain size of polycrystalline materials, in the third chapter, arc welding and heat flow, in the fourth chapter, the welding zone, in the fifth chapter, experimental studies, in the sixth chapter, the results of experiments and discussion, and in the seventh chapter, the general results and recommendations are presented respectively.

In the experiments SAE 1020 steel was used as plates. It was aimed to produce plates having four different grain sizes. With this aim the ASTM grain size numbers of ferrite and pearlite of SAE 1020 steel were determined by using lineal intercept method according to the ASTM E - 112 and then, the plates were heat treated at different temperatures, such as 800 °C, 1000 °C and 1100 °C

respectively. Former for grain refinement and latter for grain coarsening. Following this, the ASTM grain size numbers of heat treated plates were determined with the same method. In the first plates - grain refined ferrite grain size number was 9.8 and pearlite grain size number was 11.3. In the second (non- heat treated), third (heat treated at 1000 °C) and fourth (heat treated at 1100 °C) plates the ferrite and pearlite grain size numbers were determined as 8.12 : 9.9 ; 6.2 : 7 ; 4.5 : 5.1 respectively.

After heat treatments heat conductivity and heat capacity of original (non- heat treated) and heat treated plates were determined. As a result, it was seen that heat conductivity decreased and heat capacity increased with the increase in grain size number.

Bead - on - plate welds were applied to original and heat treated plates in 150 mm x 200 mm x 12.5 mm dimensions using submerged arc welding machine. Three heat inputs : 0.5, 1 and 1.8 kJ / mm were used in the experiments.

After welding, the specimens were cut from welding zone for microstructure, hardness and toughness examinations. Microstructures were examined by both optical and scanning electron microscopies. The hardness values were measured with Vickers hardness scale applying a load of 5 kg. Specimens for toughness were prepared from both weld metal and HAZ according to BS : 131 : 2 : 1972 and broken at room temperature.

From the microstructure examinations, it was observed that microstructures of all the weld metals were nearly the same for the same heat inputs. Consequently the hardness and toughness values were found similar to each other. Depending on the heat input, the microstructures of weld metals changed from martensite + bainite to coarse grain boundary ferrite + coarse acicular ferrite + coarse widmanstätten ferrite + pearlite. The highest toughness values of the weld metals were obtained at the heat input of 1 kJ / mm. Because acicular ferrite as known very tough phase was formed with this heat input.

The microstructures in HAZ of the plates 1 and 2 were nearly the same while of the plates 3 and 4 were very similar at the same heat input. Depending

on the heat input, the microstructures of HAZs changed from martensite + bainite to coarse grain boundary ferrite + coarse widmanstätten ferrite + pearlite in the plates 1 and 2, from martensite + bainite + ferrite to coarse grain boundary ferrite + coarse widmanstätten ferrite + pearlite in the plates 3 and 4.

With the heat inputs of 0.5 and 1 kJ / mm, in the HAZs of plates 3 and 4, it was seen that diffusion of carbon did not occur completely among the austenite grains formed from coarse pearlite and coarse ferrite grains. This is because of the insufficient grain boundaries and high heat capacity. The highest toughness values were obtained with a heat input of 1 kJ / mm in HAZs of plates 1 and 2 whereas with a heat input of 1.8 kJ / mm in the plates 3 and 4. This is because of formation of ferrite + pearlite being not so coarse when it is considered all HAZs for both heat inputs.

From microstructure, toughness and hardness observations, it was understood that a medium heat input for the welding of plain - low carbon steels having small grains gave the best results with respect to strength of the weldment while the higher heat inputs resulted in better data with the welding of plain - low carbon steels having coarse grains.

TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde sağladığı büyük katkılardan dolayı Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölüm Başkanı sayın danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa AKSOY' a; bu günlere gelmemde hiç bir yardımlarını esirgemeyen Metalurji Eğitimi Bölüm Başkanı sayın Doç. Dr. Ayşen HAKSEVER' e ve Malzeme Anabilim Dalı Başkanı ve Muş Meslek Yüksek Okulu müdürü sayın Prof. Dr. M.Mustafa YILDIRIM' a teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Projenin başarılı ve verimli olması açısından mali destek sağlayan başta sayın Rektörümüz Prof. Dr. G. Eyüp İSBİR ve FÜNAF (Fırat Üniversitesi Araştırma Fonu) Müdürü sayın Prof. Dr. Fikret Tümen Bey olmak üzere, tüm FÜNAF çalışanlarına teşekkürlerimi arz ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
Özet.....	I
Abstract.....	IV
Teşekkür.....	VII
İçindekiler.....	VIII
Semboller.....	XI
Şekiller.....	XIII
Tablolar.....	XVI
Resimler.....	XVIII
1. GİRİŞ.....	1
2. ÇOK KRİSTALLİ MALZEMELERDE TANE YAPISI.....	4
2.1. Giriş.....	4
2.2. Tane Sınırları.....	6
2.3. Tane Şekli ve Boyutu.....	6
2.4. Alt Taneler.....	8
3. ARK KAYNAĞI.....	9
3.1. Ark Kaynağında Isı Çevrimi.....	10
3.2. Ark Kaynağında Isı Akışı Eşitlikleri.....	12
3.3. Ark Kaynağında ITAB'da Isıl Çevrim.....	16
4. KAYNAK BÖLGESİ.....	19
4.1. Giriş.....	19
4.2. Kaynak Metali.....	19
4.2.1. Östenit Tane Yapısının Değerlendirilmesi.....	21
4.2.2. Kaynak Metali Mikro Yapısı.....	23
4.2.2.1. Tane sınırı ferrit.....	25
4.2.2.2. Katılaşmada segragasyonun etkisi	28
4.2.2.3. Witmanstatten ferrit.....	29
4.2.2.4. Asiküler ferrit.....	31
4.2.2.5. Asiküler ferritin büyüme mekanizması.....	33

4.2.2.6. Asiküler ferritin çekirdeklenmesi.....	34
4.2.2.7. Asiküler ferrit oluşumunda diğer fazların rolü.....	36
4.2.2.8. Alt asiküler ferrit.....	38
4.3. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB).....	39
4.3.1. ITAB'ın Alt Bölümleri.....	40
4.3.1.1. Tane irileşen bölge.....	41
4.3.1.2. Tane incelen bölge.....	41
4.3.1.3. Kısmen dönüşmüş bölge.....	41
4.3.1.4. Karbür küreleşmesi olan bölge.....	42
4.3.1.5. Değişime uğramamış ana metal.....	43
4.3.2. ITAB'da Meydana Gelebilecek Yapılar.....	43
4.3.3. Kaynak Süresince ITAB'da Östenit Tane Büyümesi.....	48
5. DENEY ÇALIŞMALARI.....	50
5.1. Deney Malzemeleri ve Kaynağa Hazırlanması.....	50
5.2. Kaynak Deney Numunelerinde Isıl Özelliklerin Belirlenmesi.....	52
5.3. Uygulanan Kaynak Tekniği.....	53
5.4. Kaynak Parametreleri ve Enerji Girişi.....	53
5.5. Optik mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu.....	54
5.6. Kaynak Dikişi Boyutlarının Belirlenmesi.....	54
5.7. Dikişte Kolon Tipi Taneler Arasındaki Mesafenin Bulunması.....	55
5.8. ITAB'ın Genişliklerinin Belirlenmesi.....	55
5.9. Sertlik Ölçümleri.....	55
5.10. Tokluk Deneyi.....	56
6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	58
6.1. Tane Boyutu Belirleme Sonuçları.....	58
6.2. Isıl İletkenlik ve Isı Kapasitesi Ölçüm Sonuçları.....	59
6.3. Dikişin Boyutlarını Belirleme Sonuçları.....	59
6.4. Dikişte Kolon Tipi Tanelerin Genişliklerinin Ölçüm Sonuçları.....	60
6.5. ITAB'ın Genişliklerini Belirleme Sonuçları.....	61

6.6. Metalografik İnceleme Sonuçları.....	61
6.7.Sertlik Deneyi Sonuçları.....	84
6.8. Tokluk Deneyi Sonuçları.....	96
7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	101
8. KAYNAKLAR.....	104



SEMBOLLER

λ : Isıl iletkenlik katsayısı (J / mm s K)

ρ : Yoğunluk (g / mm³)

C : Özgül ısı kapasitesi (J / g K)

E : Kaynak enerji girişi (kJ / mm)

η : Ark verimliliği

V : Volt

I : Amper

v: Kaynak hızı (mm / sn)

d" : Kritik levha kalınlığı (mm)

Δt_{8-5} : Soğuma süresi (sn)

MAC: Martenzit, Östenit, Karbür

α : Tane sınırı ferrit

q : Tane sınırı ferrit'in yarı kalınlığı

α_1 : Tek boyutlu parabolik kalınlaşma oranı sabiti

t : Süre (sn)

T_h : Tane sınırı ferrit'in büyümeye başladığı sıcaklık

T_L : Tane sınırı ferrit'in dönüşümünü tamamladığı sıcaklık

α_w : Widmānstatten ferrit (Tane sınırı widmanstātten ferrit)

α_{wi} : Tane içi widmanstātten ferrit

α_a : Asiküler ferrit

V_w : Widmanstātten ferrit'in hacim oranı

V_α : Tane sınırı ferrit'in hacim oranı

V_a : Asiküler ferrit'in hacim oranı

V_m : Mikro fazların hacim oranı

V_f : Tane boyutu bulunulması istenilen fazın hacim oranı

M : Martenzit

P : Perlit

B : Beynit

F : Ferrit (poligonal)

L_T : Toplam uzunluk (mm)

M : Büyültme

N : Kesilen toplam tane sayısı

L_3 : Tanede doğrusal olarak kesilen mesafe

G : ASTM tane boyut numarası

N_p : Kesilen ortalama perlit tane sayısı

NL_p : Yönlenmeye paralel yönde kesilen perlit tane sayısı

NL_d : Yönlenmeye dik yönde kesilen perlit tane sayısı

NL_ϕ : Yönlenmeye çapraz olarak kesilen perlit tane sayısı

W : Dikiş genişliği

H : Dikişin üst kısım yüksekliği

P : Dikişin derinliği

SEM : Taramalı Elektron Mikroskobu

ŞEKİLLER

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Tane şekli.....	7
Şekil 2.2. Tane sınırları.....	7
Şekil 2.3. Alt taneler.....	8
Şekil 3.1. Isıl iletkenlik ve ısıl yayılabilirliğin sıcaklıkla değişimi.....	11
Şekil 3.2. Çeliklerde özgül ısı kapasitesinin sıcaklıkla değişimi.....	11
Şekil 3.3. Kaynakta noktasal ısı kaynağı q ve v 'nin gösterilmesi.....	12
Şekil 3.4. Kaynakta üç ve iki boyutlu ısı akışı.....	14
Şekil 3.5. Ark kaynağında üç boyutlu sıcaklık dağılımı.....	15
Şekil 3.6. İnce ve kalın levha için hesaplanmış sıcaklık dağılımları.....	16
Şekil 4.1. Kaynak bölgesi.....	19
Şekil 4.2. Kaynak metalinde inklüzyonların yerleşme durumu.....	21
Şekil 4.3. Kaynak metalinde kolon tipi taneler için hegzagonal model.....	22
Şekil 4.4. Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı bir çeliğin kaynak metalinde oluşabilecek yapılar.....	23
Şekil 4.5. Kaynak metalinde α' hacim oranının hesaplanmış parabolik kalınlaşma oranı sabiti.....	26
Şekil 4.6. Östenit içindeki karbon difüzyonunun bileşime bağlılığı.....	27
Şekil 4.7. Widmanstätten ferritin değişik morfolojileri.....	30
Şekil 4.8. Kaynak metalinde mikroyapı gelişiminin şematik görünümü.....	30
Şekil 4.9. İzotermal dönüşümle gerçekleşmiş asiküler ferrit için tamamlanmış reaksiyon olayının gösterilmesi.....	34
Şekil 4.10. Asiküler ferrit ve inklüzyon arasında gelişen yönlenme ilişkisi.....	35
Şekil 4.11. Asiküler ferritten beynitik yapıya geçişin şematik görünümü.....	37
Şekil 4.12. Üst beynitten alt beynite geçişin şematik görünümü.....	39
Şekil 4.13. ITAB'ın alt bölümleri.....	42
Şekil 4.14. Isı çevrimi eğrisinin yüksek sıcaklık kısmının bir parabol olarak tanımlanmasının şematik gösterimi.....	45

Şekil 4.15. Pik sıcaklık ve enerji girişine bağlı olarak tane boyutunu veren üç boyutlu grafik.....	46
Şekil 4.16. Çelikte dağılan partiküllerin tane boyutuna etkisinin gösterilmesi.....	47
Şekil 4.17. Tane büyümesini engelleyen karbür ve nitratların sıcaklık ve zamanla olan çözünme miktarı.....	48
Şekil 4.18. Kaynak enerji girişi için alaşım elementleri ve östenit tane boyutunun CCT diyagramı üzerine etkileri.....	49
Şekil 5.1. Kaynak dikişinin boyutları.....	54
Şekil 5.2. Sertlik ölçüm bölgeleri.....	55
Şekil 5.3. Tokluk numunesi.....	56
Şekil 5.4. Dikişte tokluk numunesinin çıkartılışı.....	57
Şekil 5.5. ITAB'da tokluk numunesinin çıkartılışı.....	57
Şekil 6.1. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	85
Şekil 6.2. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	86
Şekil 6.3. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	87
Şekil 6.4. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	88
Şekil 6.5. 1 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	89
Şekil 6.6. 1 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	90
Şekil 6.7. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	91
Şekil 6.8. 1 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	92
Şekil 6.9. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	93

Şekil 6.10. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	94
Şekil 6.11. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	95
Şekil 6.12. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	96



TABLOLAR

	<u>Sayfa</u>
Tablo 3.1. Seçilen birkaç malzeme için λ ve C_p değerleri.....	10
Tablo 3.2. Seçilen birkaç malzeme için ark verimlilikleri.....	12
Tablo 4.1. Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metalinde oluşan mikro yapılar için çeşitli araştırmacıların kullandıkları isimler.....	24
Tablo 5.1. Deneyde kullanılan çeliğin açık analizi.....	50
Tablo 5.2. Kaynak tozu ve telinin açık analizi.....	53
Tablo 5.3. Kaynak parametreleri ve enerji girişleri.....	53
Tablo 6.1. Kaynak yapılan numunelerin başlangıç ferrit ve perlit tane boyut numaraları.....	58
Tablo 6.2. Kaynak numunelerinin ısı iletkenlik katsayıları ve ısı kapasiteleri....	59
Tablo 6.3. Enerji girişine bağlı olarak dikiş boyutları.....	60
Tablo 6.4. Enerji girişine bağlı olarak kolon tipi tanelerin genişlikleri.....	60
Tablo 6.5. Enerji girişine bağlı olarak ITAB'ın genişlikleri.....	61
Tablo 6.6. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	84
Tablo 6.7. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	85
Tablo 6.8. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	86
Tablo 6.9. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	87
Tablo 6.10. 1 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	88
Tablo 6.11. 1 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	89
Tablo 6.12. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	90

Tablo 6.13. 1 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	91
Tablo 6.14. 1 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	92
Tablo 6.15. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	93
Tablo 6.16. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	94
Tablo 6.17. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.....	95
Tablo 6.18. Ana malzemelerin toklukları.....	96
Tablo 6.19. Enerji girişine bağlı olarak ITAB için elde edilen tokluk değerleri....	97
Tablo 6.20. Enerji girişine bağlı olarak kaynak metal için elde edilen tokluk değerleri.....	97

RESİMLER

Sayfa

Resim 1. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	62
Resim 2. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge.	63
Resim 3. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge (SEM).	63
Resim 4. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin kaynak metali.....	64
Resim 5. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin kaynak metali (SEM).....	64
Resim 6. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	65
Resim 7. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge	65
Resim 8. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge (SEM).....	66
Resim 9. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin kaynak metali.....	66
Resim 10. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	67
Resim 11. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin ITAB'ı.....	68
Resim 12. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin kaynak metali.....	68
Resim 13. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin kaynak metali (SEM).....	69
Resim 14. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	69
Resim 15. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin ITAB'ı.....	70
Resim 16. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin ITAB'ı (SEM).....	70
Resim 17. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak metali.....	71
Resim 18. 1 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge.....	72
Resim 19. 1 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin kaynak metali.....	72
Resim 20. 1 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge.....	73

Resim 21. 1 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak metali.....	73
Resim 22. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	75
Resim 23. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin ITAB'ı.....	75
Resim 24. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metali.....	76
Resim 25. 1 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	76
Resim 26. 1 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin ITAB'ı.....	77
Resim 27. 1 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak metali.	77
Resim 28. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge.....	78
Resim 29. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge (SEM).....	79
Resim 30. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak metali.....	79
Resim 31. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge.....	80
Resim 32. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak metali.....	80
Resim 33. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	81
Resim 34. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metali.....	82
Resim 35. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesi.....	82
Resim 36. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge.....	83
Resim 37. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak metali.....	83
Resim 38. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin ITAB'ının kırık yüzeyi (SEM).....	86
Resim 39. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak metalinin kırık yüzeyi (SEM).....	99
Resim 40. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin ITAB'ının kırık yüzeyi (SEM).....	99
Resim 41. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metalinin kırık yüzeyi (SEM).....	100

1. GİRİŞ

Kaynakta enerji girişinin kaynak bölgesinde oluşan mikro yapılar üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğu görülmektedir (Barlow, 1982 : Barlow ve Percival, 1983 : Anık "vd", 1993 : Harrison ve Farrar, 1989 : Svensson, 1994: Easterling, 1992). Kaynak bölgesinin dayanımı burada oluşan mikro yapılara bağlı olduğu için, kaynak enerji girişi ayarlanarak buranın dayanımına müdahale edilebilmektedir (Radaj, 1992).

Kaynakta enerji girişiyle beraber oluşan ısı çevrimi üzerine pek çok çalışma yapılmıştır (Barlow, 1982 : Barlow ve Percival, 1983 : Glover "vd", 1977 : Signes, 1972). Bu çalışmaların neticesinde; kaynak metalinde ve ITAB' da soğuma hızının yanında, ITAB' da soğuma süresini veren bir takım matematiksel formüller geliştirilmiştir. Geliştirilen bu formüller yardımıyla soğuma süreleri tespit edilerek, ITAB'da oluşabilecek yapılar tahmin edilmektedir.

Enerji girişine bağlı olarak, düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında, kaynak metalinde oluşan mikro yapılar ; tane sınırı ferrit, widmanstatten ferrit, asiküler ferrit ve mikro fazlar (Martenzit, kalıntı östenit ve perlit) olarak belirtilmektedir (Abson ve pargetter, 1986 : Evans, 1982 : Glover "vd", 1982 : Grong ve Matlock, 1986 : Harrison ve Farrar, 1989; Lee "vd", 1986 : Svensson, 1993 : Yang ve Bhadeshia, 1990).

Kaynak metalinde asiküler ferrit kaynak metalinin tokluğunu artırdığı için, bu fazın oluşumu istenmektedir (Bhadeshia, 1989 : Kluken "vd", 1991 : Liu, 1986 : Mills "vd", 1987 : Yang ve Bhadeshia, 1990). Tane sınırı ferritin tokluğu düşürmesi nedeniyle, bu faz kaynak metalinde pek istenmese de, bunun belirli bir miktarda oluşumunun tokluğu artırdığı belirtilmektedir (Bhadeshia, 1989). Bu fazın tane sınırlarında yer alması, inklüzyonların tane sınırlarında toplanmasını engellemektedir. Asiküler ferrit oluşumu kısmen yüksek soğuma hızlarında meydana geldiği için, bu soğuma hızını veren enerji girişinin kullanılması tavsiye edilmektedir (Svensson, 1994). Ayrıca, düşük soğuma hızlarında martenzitin meydana gelebileceği vurgulanarak, bu soğuma hızını veren enerji girişlerinden

de kaçınılmaktadır (Easterling, 1992). Yüksek enerji girişlerinde ise, arzu edilen yumuşak fazlar oluşmakta ancak, katılaşmanın ve soğumanın yavaş olması tanelerin irileşmesine neden olmaktadır (Svensson, 1994).

Çeliklerin kaynağında ITAB' da yapı tane büyüklüğü bakımından; iri taneli, ince taneli, kısmen dönüşüme uğramış ve sementit küreleşmesi olan bölge olarak sınıflandırılmaktadır (Easterlig, 1992 : Joarder "vd", 1991). ITAB' ın bu alt bölümlerindeki tane büyüklükleri üzerinde enerji girişi direkt etkili olmaktadır. Enerji girişindeki artışla beraber ITAB'ın genişliği artmakta ve tane irileşen bölgede taneler aşırı irileşmektedir (Barlow, 1982). Ayrıca, bu konuda yapılan araştırmalar sonucunda; enerji girişine bağlı olarak tane irileşmesi bir diyagram halinde verilmektedir (Easterlig, 1992).

Enerji girişine bağlı olarak ITAB' da oluşan mikro yapılar, kaynak metalinde oluşan mikro yapılar ile aynı oluşum mekanizmalarına sahiptirler. Ancak, asiküler ferrit oluşumu ITAB' da gözlenmemektedir (Svensson, 1994). Çünkü, asiküler ferritler inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmektedirler. Kaynak metali inklüzyonlar açısından zengin olduğu için, asiküler ferrit oluşumu burada görülmektedir (Yang, 1987a : Mills "vd", 1987 : Ricks, 1982 : Liu ve Olson, 1986).

ITAB' da oluşan en büyük problem tane irileşen bölgede görülmektedir (Aksoy, 1993 : Easterlig, 1992 : Svensson, 1994). Düşük enerji girişlerinde soğuma hızının yüksek olması nedeniyle, burada martenzit fazı oluşabilmektedir (Barlow, 1982 : Barlow ve Percival, 1983). Martenzitin ise tokluğu düşürmesi nedeniyle, bunun oluşumu istenmemektedir. Bu nedenle, bu fazın oluşumuna neden olan enerji girişlerinden kaçınılmaktadır (Svensson, 1994). Yüksek enerji girişlerinde ise, aşırı tane büyümesi görülmektedir (Anık "vd", 1993 : Easterlig, 1992 : Svensson, 1994). ITAB'ın tane incelen bölgesinde ise, her hangi bir problem ile karşılaşılmamaktadır. Çünkü, burada mikro yapı; küçük tane boyutuna sahip ferrit ve perlitten oluşmaktadır (Aksoy, 1993 : Anık "vd", 1993 : Easterlig, 1992 : Svensson, 1994).

Günümüze kadar yapılan çalışmalarda kaynak yapılan parçaların başlangıçta sahip oldukları tane boyutları göz önünde bulundurulmamıştır.

Ayrıca, yapılan literatür incelemeleri neticesinde, aynı bileşime sahip olan numunelerin tane boyutları değiştirilerek yapılan bir kaynak çalışmasına da rastlanmamıştır. Bu nedenle, yapılan bu çalışmanın amacı; bu konudaki boşluğu gidermek ve bu konuyla ilgili gizli kalmış noktaları ortaya çıkarmaktır. Bunun için seçilen SAE 1020 çeliğine 880 °C' de tane küçültme, 1000 ve 1100 °C' de tane büyültme ısıtma işlemleri uygulanarak başlangıç ferrit ve perlit tane boyutları değiştirilmiştir. Tane boyutu değiştirilmeyen (orjinal) ve değiştirilen numunelere üç farklı enerji girişiyle kaynak yapılmıştır. Kaynaktan sonra kaynak bölgesinde mikro yapı, sertlik ve tokluk incelemeleri gerçekleştirilerek, enerji girişiyle başlangıç tane boyutu arasındaki ilişki kurulmaya çalışılmıştır.



2. ÇOK KRİSTALLİ MALZEMELERDE TANE YAPISI

2.1. Giriş

Endüstride kullanılan metal ve alaşımlar biri diğeriyle bitişik olan pek çok kristallerden oluşmaktadırlar. Böyle malzemeler çok kristalli malzemeler olarak isimlendirilmektedir. Her bir kristale ise tane denilmektedir. Tanelerin boyutları 10 μm den 10 mm' ye kadar çok geniş bir aralıkta değişebilmektedir. Bir metalin her bir santimetre küpünde milyonlarca tane ve her bir tanede milyarlarca kristal hücreleri bulunmaktadır.

Genel kristallografi açısından, taneler gelişi güzel yönlendirilmektedirler. Yani, tanelerin kristal latisleri rastgele eşlenmektedirler. Bu durumda, kristallerin özelliklerindeki anizotropi ortalama bir değer olarak alınmakta ve malzemenin özelliklerinin homojen olduğu kabul edilmektedir. Ancak, bazı malzemelerde taneler tercihli yönere sahiptirler. Bu durumda ise, kristal tekstüründen söz edilmektedir. Bu duruma özellikle haddelemede rastlanmaktadır (Samuels, 1993 : Timings, 1985).

2.2. Tane Sınırları

Çok kristalli bir malzemede taneler fiziksel olarak birbirlerinden ayrılmamakta ve tane sınırlarıyla bağlanmaktadırlar. Tane sınırları bitişiklikteki tanelere göre, daha az düzenli bir atom dizilimine sahiptirler. Tane sınırındaki atomlar kristal latisleri boyunca uzanmamaktadırlar. Bu durum özellikle bitişik taneler arasında geniş bir yönelme farklılığı olduğu zaman daha belirgin olmaktadır. Tane sınırlarıyla ilgili gözlemler şu sonuçları ortaya koymaktadır.

1-Tane sınırları yüzey gibi davranmaktadırlar. Bunların sahip oldukları serbest enerjileri serbest yüzeylere göre daha azdır,

2-Tane sınırları yaklaşık iki veya üç atom genişliğinde olabilecek kadar çok dardır,

3-Bazen atomların düzenli bir durum aldığı tane sınırlarına da rastlanmaktadır. Bu durumda, tane sınırlarındaki atomlar tane sınırının her iki yanındaki tanelerin kristal latisine yerleşmektedirler. Böylece bu bölgeler tane içindeki dislokasyonları da kendilerine çekmektedirler.

Tane sınırları optik mikroskopta rahatlıkla görülebilmektedir. Bunlar gerekli dağlamadan sonra koyu çizgiler veya bazı durumlarda taneler arasında ani renk değişimi şeklinde görülmektedirler. Ancak, optik mikroskop tane sınırı genişliği hakkında tam manasıyla bir bilgi verememektedir.

Tane sınırları büyük miktarda kristal hatalarını içeren bölgelerdir. Bu nedenle bir takım özelliklere sahiptirler. Çözünen atomlar tane sınırlarına tanelere göre daha kolay yerleştiklerinden, tane sınırlarında segragasyonlar meydana gelmektedir. Katı çözelti durumundan soğuma süresince tane sınırları çökelti fazların tercih etmiş olduğu bölgelerdir. Bunun aksine ısıtma durumunda ise, tane sınırlarına çökelmiş olan fazlar çözünmeye başlamaktadırlar. Isıtma esnasında tane sınırları ilk etkilenen bölgelerdir. Bu nedenle, bir metal ısıtıldığında ergime ilk olarak tane sınırlarında başlamaktadır. Tane sınırları difüzyon açısından da büyük bir öneme sahiptirler. Çünkü bunlar difüzyon için kolay geçiş yollarıdır. Aktivasyon enerjisinin düşük olması nedeniyle tane sınırlarındaki difüzyon boşluklara göre daha kolay olmaktadır.

Küçük açılı, büyük açılı ve ikiz tane sınırları olmak üzere üç tür tane sınırı bulunmaktadır. Küçük açılı tane sınırları mükemmel bir kristalin aynı düzlemde uzanan bir seri dislokasyonlar olarak ifade edilmektedirler. İki komşu tanenin kristal kafesi, yüzey sınırlarındaki dislokasyon yoğunluğuyla orantılı bir açı oluşturmaktadır. Büyük açılı tane sınırlarına sahip iki komşu tanenin (kristal kafesi) arasındaki hiç bir dislokasyon izini ayırt etmek mümkün olmamaktadır. İkiz tane sınırlarında, ikizler arasındaki sınır bir atomik düzlem olup, tam olarak birbirinin aynadaki simetriği olarak nitelendirilen her iki kristal kafesiyle uyum içindedir.

Diğer bir terim faz sınırları olup, farklı iki fazın veya kristal yapıların arasındaki sınır olarak tarif edilmektedir. Böyle sınırlar büyük açılı tane sınırlarıyla mukayese edilebilirler. Bazen kristal yapının belirli düzlemler

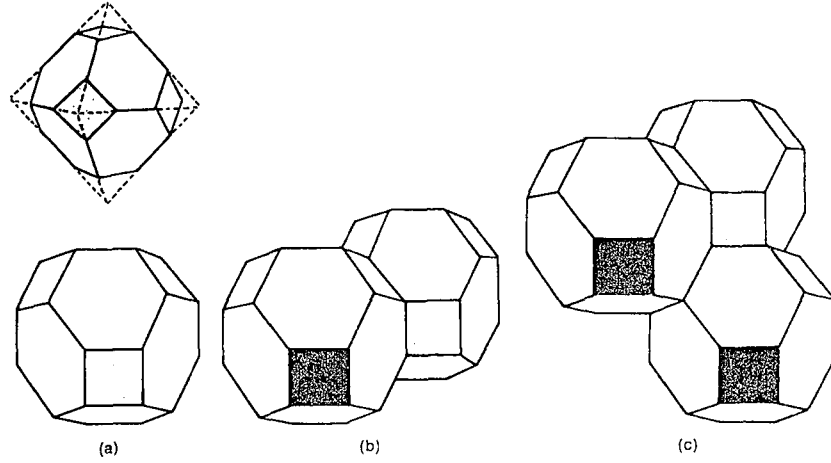
boyunca özel benzerliğe sahip oldukları görülmektedir. Sonuç olarak bunlar düzenli ve karşılıklı olarak yönlendirilmektedirler. Bu tür kristal kafesine koheran kafesler adı verilmektedir (Samules, 1993 : Porter ve Eastreling, 1981 : Higgins, 1971: Askeland, 1994 : Tekin, 1984).

2.3. Tane Şekli ve Boyutu

Çok kristalli bir malzemede taneler, önceden oluşmuş çekirdeklerden büyümektedirler. Şayet şartlar tanelerin tüm yönlerde eşit olarak büyümelerine müsade ediyorsa, taneler eş eksenli bir şekle sahip olarak büyümelerini tamamlamaktadırlar. Yine şayet, taneler aynı zamanda çekirdeklenmişlerse aynı tane boyutuna sahip olacaklardır. Fakat normalde, taneler belirli bir sürede çekirdeklendikleri için, tane boyutları da değişebilmektedir.

Tane sınırları yüzey enerjisine sahiptirler. Bu nedenle taneler minimum yüzey alanına sahip bir şekil almaya eğilim göstermektedirler. Birim hacim başına en küçük yüzey alanına sahip katı küredir. Fakat, çok kristalli bir malzemede tanelerin küresel olması düşünülmemektedir. Çünkü, taneler birbirlerine tutunmak zorundadırlar. Bu durumda ise, tane şeklinin küresel olması mümkün olmamaktadır. Minimum alana sahip tane şekli 2.1a 'da gösterilmektedir. Bu şeklin 14 kenarı bulunmakta ve yalın halde octahedron olarak isimlendirilmektedir. Ancak, bu şekil daha bilimsel olarak tetrakaidekahedron olarak bilinmektedir. Şekil 2.1b ve c'de gösterildiği gibi, bu şekle sahip taneler üç boyutlu bir alanı üniform ve tamamıyla doldurmak için birbirlerine tutunmaktadırlar. Bu ise denge şartlarında ideal tane şeklini ortaya çıkarmaktadır.

Bir metalin tane şeklinin üç boyutlu görünümü taneler arası gerçekleşen kırılmayla elde edilebilmektedir. Bu görüntülerde taneler değişebilen kenar sayısına sahip poligonal şeklindedirler. Bu kenarlar genellikle yaklaşık olarak düz veya kısmen eğri halindedirler. Bu durum şekil 2.2'de görülmektedir (Samules, 1993).



Şekil 2.1. a) En üstteki şekil tek bir tetrakaidekahedron ve onun altındaki 14 kenarlı tetrakaidekahedron, b) İki tetrakaidekahedron beraber, c) üç tetrakaidekahedron beraber (Samules, 1993).



Şekil 2.2. Tane sınırları (Samules, 1993).

Poligonal tanelerin çapları geniş bir aralıkta değişebilmektedir. Ancak, istatistiksel hesaplamalar gerçek tane çapının belirlenmesini mümkün kılmıştır. Tane sınırları üçlü noktalarda birleşmektedirler. Bu üçlü birleşme açısı değişebilmesine rağmen, denge halinde teorik olarak bu açı 120° olarak alınmaktadır.

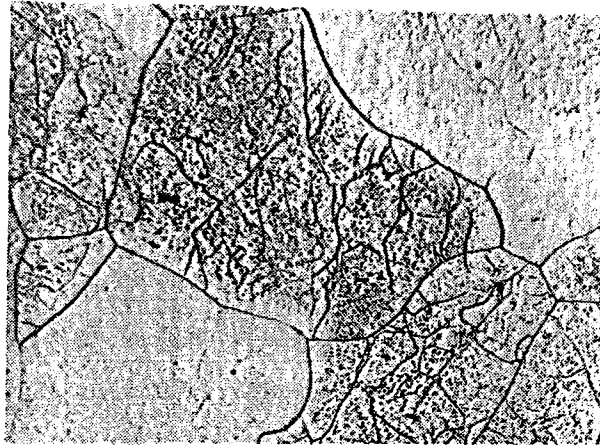
Bir tane sınırının hareketi atomların kristal latisi boyunca hareketini gerektirmektedir. Endüstride kullanılan pek çok metallerde tane sınırları oda

sıcaklığında statik durumdadırlar ve difüzyon gerçekleşmemektedir. Ancak sıcaklık yükselmesiyle beraber, difüzyon hızıda artmaktadır. Bu durumda taneler sınır yüzey enerjilerini minimuma indirmek için büyümeye başlamaktadırlar. Bu büyüme oranı malzemenin cinsine bağlı olarak belirli bir değere kadar hızla artmakta, ondan sonra ise yavaş bir şekilde devam etmektedir. Tane büyümesi işlemi süresince büyüyen taneler tam büyümekte, küçülenler ise tam küçülmektedirler. Taneler bir defa büyüdükten sonra, ikinci bir çekirdeklenme işlemi olmaksızın eski durumlarına dönememektedirler.

Tanelerin eş eksenli oldukları bilinse de, bazen bu durum ortaya çıkmayabilmektedir. Örneğin, malzemede tane büyümesini engelleyen partiküller veya fazlar varsa, bu durumda eş eksenli tane ortaya çıkmayabilir. Çünkü tane büyümesi sırasında partiküllerin bulunduğu tarafta büyüme daha az olacağından, tane eş eksenli olmayacaktır (Samules, 1993).

2.4. Alt Taneler

Şekil 2.3'de görüldüğü gibi, taneler alt tanelere bölünebilmektedirler. Alt tanelerin yönlenmeleri sadece bir kaç derece farklıdır. Alt taneler yönlenmede değişikliklere sebep olan normal dislokasyonlar içermektedir (Samules, 1993).



Şekil 2. 3. Alt Taneler (Samules, 1993).

3. ARK KAYNAĞI

Tüm kaynak sistemleri iş parçası ve elektrot arasındaki arkı başlatmak için gerekli güç kaynağına sahiptirler. Erimiş olan kaynak metalini havanın zararlı etkisinden korumak için, bir örtü sisteminden faydalanılır. Ark, elektrot ve iş parçası arasındaki boşlukta oluşur. İyonize olmuş atomlar ve serbest elektronlardan oluşan plazma, ark tarafından oluşturulur. Ark' ın merkezinde ısının 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 metali (elektrot) ve ana metalin karışımından oluşmaktadır. Elektrot ve ana metalin karışma derecesi "çözünürlük" 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 kaynağına uygulanamaz. Çünkü, burada elektrot tungesten veya onun bir alaşımından yapılmakta ve erime noktasına erişilememektedir. Bu nedenle kaynak banyosuna katılamamaktadır. Böylece GTA için iki durum söz konusu olmaktadır.

1- Kaynak banyosu iş parçası erimesiyle oluşur.

2 - Dolgu metali ayrı olarak ilave edilir.

Bilimsel açıdan daha kesin bir tanımlama şu şekilde yapılmaktadır. Elektrot kaynak düzeneğinin akımını taşıyan parçasıdır. Kaynak banyosuna ilave edilen malzeme dolgu metali olarak isimlendirilmektedir. Birleştirilecek olan iki iş parçası, ana malzeme ve elektrot karışımı neticesinde meydana gelen kaynak metali tarafından birbirine tutturulmaktadır (Svensson,1994).

3.1. Ark Kaynağında Isı Çevrimi

Bir ısı iletiminde malzemelerin şu özelliklerine ihtiyaç duyulmaktadır;

- Isıl iletkenlik λ (J / mm s K),
- Özgül ısı kapasitesi C (J / gK),
- Yoğunluk ρ (g / mm³) ve
- Isıl yayılabilirlik a (mm² / s).

Tablo 3.1'de birkaç malzeme için λ , C_p ve a değerleri verilmektedir.

Tablo 3.1. Birkaç malzeme için λ , c_p ve a değerleri (Radaj, 1992).

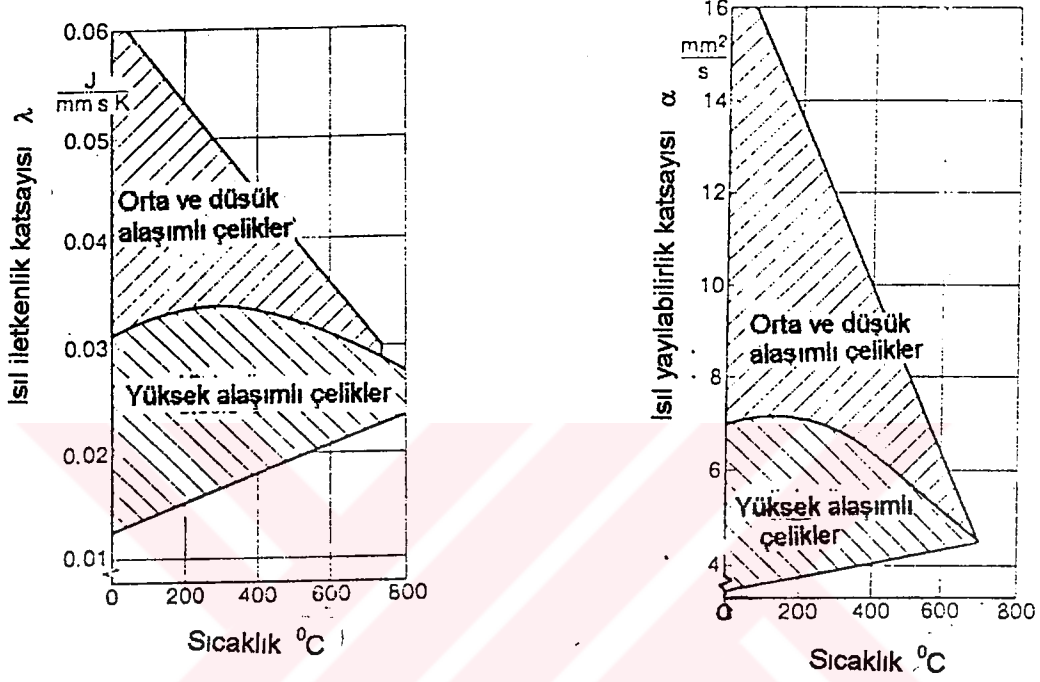
Malzeme	λ (J / mm s K)	C_p (J / mm ³ K)	a (mm ² / s)	T_{max} (°C)
Orta ve düşük alaşımlı çelikler	0.038 - 0.042	$4.9 - 5.2 \times 10^{-3}$	7.5 - 9.0	500 - 600
Östenitik Cr-Ni çelikler	0.025 - 0.033	$4.4 - 4.8 \times 10^{-3}$	5.3 - 7.0	600
Al alaşımları	0.27	2.7×10^{-3}	100	300
Ti alaşımları	0.017	2.8×10^{-3}	6	700

Isıl iletkenlik ve ısı yayılabilirlik kristal kafesteki serbest elektronların hareketine bağlı olmaktadır (Askeland, 1994). Verilen bir sıcaklıkta alaşım elementi miktarı artışıyla beraber ısı iletkenlik ve ısı yayılabilirlik azalmaktadır (Radaj, 1992). Bu durum Şekil 3.1a ve b'de görülmektedir.

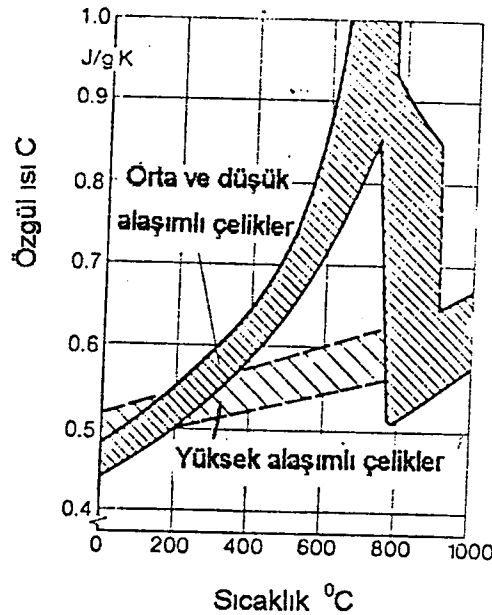
Özgül ısı kapasitesi (C) şekil 3.2'de görüldüğü gibi sıcaklıkla beraber artmaktadır. Alaşımlı çeliklerde sıcaklıkla beraber C'nin yavaş, düşük alaşımlı çeliklerde ise hızlı bir artış gösterdiği görülmektedir (Radaj, 1992).

Ark kaynağı hareketli ve yoğun bir ısı kaynağını içermektedir. Isının tesiri altında kalan bölge (ITAB)'de oluşacak mikroyapıları, kalıntı gerilimleri ve dikiş derinliği gibi özelliklerin anlaşılmasına ısı çevrimi ışık tutmaktadır. ITAB'da meydana gelen ısı çevrimi yerleştirilen termo-çift vasıtasıyla kolaylıkla

ölçülürken, dikişte bu ölçüm çok zor olmaktadır. Deneysel sonuçlardan elde edilen ısı çevrim eğrileriyle, bu ölçümlerden çıkartılan matematiksel ifadeler arasında çok iyi bir uyum olduğu görülmektedir (Radaj, 1992 : Barlow ve Percival, 1983 : Glover "vd", 1977 : Barlow, 1982).



Şekil 3.1. a) ısı iletkenlik ve b) ısı yayılabilirliğin sıcaklıkla değişimi (Radaj , 1992).



Şekil 3.2. Çeliklerde özgül ısı kapasitesinin sıcaklıkla değişimi (Radaj , 1992)

3.2. Ark Kaynağında Isı Akışı Eşitlikleri

Kaynakta enerji girişi 3.1 nolu eşitlik ile verilmektedir (Anık, 1993).

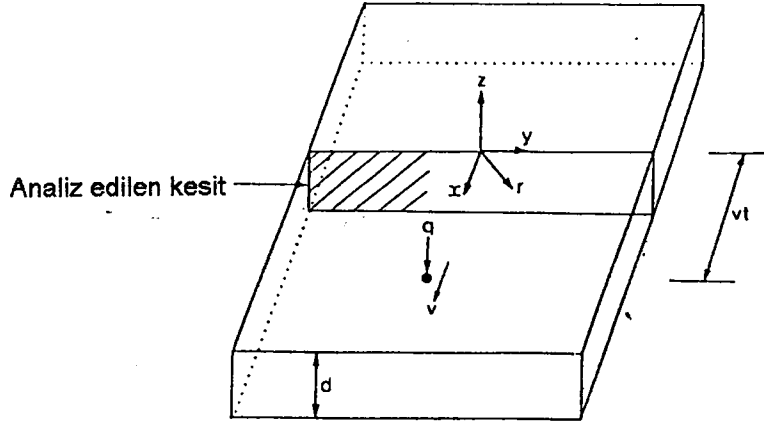
$$E = I.V.\eta / v \quad (J / mm) \quad (3.1)$$

Burada, I ; akım (amper), V ; gerilim (volt), η ; ark verimliliği ve v ; kaynak hızıdır (mm / sn). Ark verimliliği kullanılan kaynak tekniğine göre değişmektedir. Tablo 3.2'de bir kaç kaynak tekniğinin ark verimlilikleri gösterilmektedir.

Tablo 3.2. Seçilen birkaç kaynak tekniği için ark verimlilikleri.

Kaynak Tekniği	η
Elektrik ark kaynağı	0.7 - 0.85
TİG	0.22 - 0.48
Tozaltı kaynağı	0.9 - 0.99

Hareketli ısı kaynağında ısı akışı eşitliklerindeki çözümler Rosenthal tarafından verilmektedir. Şekil 3.3'de görüldüğü gibi, ısı kaynağı X - eksenini boyunca sabit v hızıyla hareket etmektedir.



Şekil 3.3. Kaynakta noktasal ısı kaynağı q ve v 'nin gösterilmesi (Easterling, 1992).

Şekil 3.3'den hareketle, verilen koordinat sisteminde ısı akışı eşitliğinin diferansiyel denklemi şöyle verilmektedir.

$$\frac{\partial^2 T}{\partial^2 X^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Z^2} = 2 \lambda \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3.2)$$

Burada T; sıcaklık (K), t ; zaman (sn) ve λ ; ısı iletkenlik katsayısı ($J m^{-1} s^{-1} K^{-1}$) dır. Bu yaklaşımda, ısı iletkenliğın ve özgül ısı x yoğunluğun sabit olduğu kabul edilmektedir. Noktasal ısı kaynağının X eksenı boyunca ξ kadar yol aldığı kabul edilirse, ξ şu eşitlikle verilmektedir.

$$\xi = X - vt \quad (3.3)$$

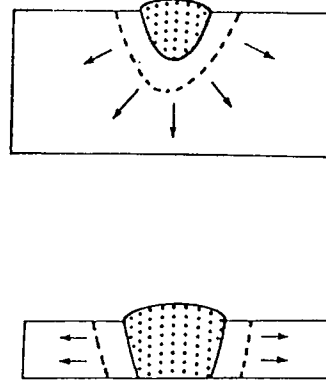
Buna göre 3.2 nolu eşitlik 3.4 nolu eşitlik haline gelmektedir.

$$\frac{\partial^2 T}{\partial^2 \xi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Z^2} = 2 \lambda v \frac{\partial T}{\partial \xi} + 2 \lambda \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3.4)$$

3.4 nolu eşitliğin yazılması durumunda yarı kararlı bir sıcaklık dağılımı ortaya çıkmaktadır. Bu durumda ise, üniform hıza sahip bir ısı kaynağı etrafındaki sıcaklık dağılımı sabit bir duruma gelmektedir. Yani $\partial T / \partial t = 0$ olacaktır. Bu ise, $q / v = a$ sabitini sağlayacaktır. Bu durum pek çok kaynak tekniğı için geçerli olduğundan, 3.4 nolu eşitlik 3.5 şeklinde yazılmaktadır.

$$\frac{\partial^2 T}{\partial^2 \xi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Z^2} = -2 \lambda v \frac{\partial T}{\partial \xi} \quad (3.5)$$

Kaynak edilen levhanın boyutları göz önünde bulundurulduğunda, ısı kaynağında yayılan ısı akışı levha kalınlığına bağılı olmaktadır. Bu durum şekil 3.4'de kalın ve ince levha için gösterilmektedir.



Şekil 3. 4. Kaynakta üç (kalın levha durumunda) ve iki boyutlu (ince levha durumunda) ısı akışı (Signes, 1972).

Kalın levha durumunda ısı akışı üç boyutlu iken, ince levhada iki boyutlu olmaktadır. Yüzey boyunca kaybolan ısı gözardı edilirse de bu her zaman doğru olmamaktadır (özellikle ince levhaların kaynağında).

3.5 nolu eşitlik hem kalın, hemde ince levhalar için çözülebilir. 3.6 nolu eşitlik kalın levhalarda üç boyutlu ısı akışı ve 3.7 nolu eşitlik ince levhada iki boyutlu ısı akışını vermektedir.

$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda} \exp\left(\frac{-v\xi}{2a}\right) \frac{\exp(-vr/2a)}{r} \quad (3.6)$$

$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda d} \exp(v\xi/2a) K_0(vr/2a) \quad (3.7)$$

Burada a ; ısı yayılabilirlik ve $a = \lambda / \rho c$ ($m^2 s^{-1}$) şeklinde verilmektedir. K_0 ; birinci tip Bessel fonksiyonu katsayısıdır. $r = (\xi^2 + Y^2 + Z^2)$ ve ρc ; birim hacim başına özgül ısı ($J m^{-1} K^{-1}$) dır.

Yukardaki eşitliklerden ısı kaynağından belirli mesafedeki ITAB'da meydana gelen ısı çevrimi kalın levha için 3.8 nolu eşitlik ile verilmektedir.

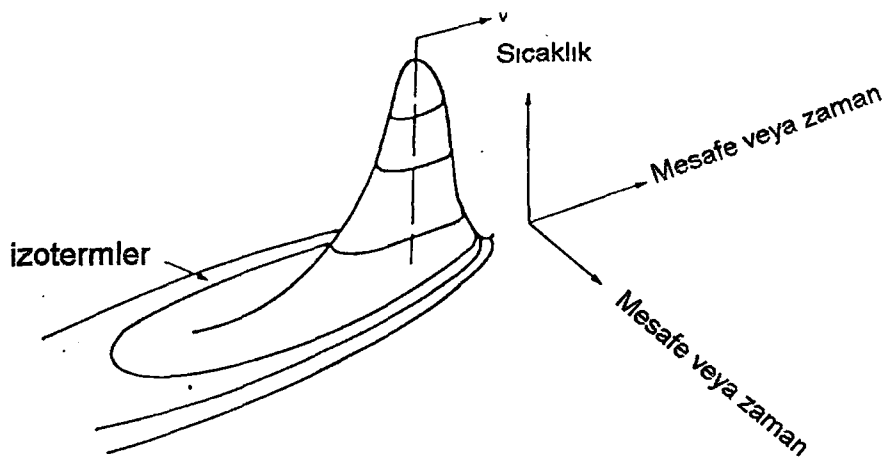
$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp(-r^2/4at) \quad (3.8)$$

Bu eşitlikte termal çevrimin sıcaklık ve zamanın bir fonksiyonu olduğu ortaya çıkmaktadır. Burada T_0 ; kaynak öncesi sıcaklık veya ön ısıtma sıcaklığı (K) dır. Bu eşitlik sadece ITAB'a uygulanmaktadır.

İnce levha durumunda ise, ITAB' daki sıcaklık - zaman dağılımı 3.9 nolu eşitlik ile verilmektedir.

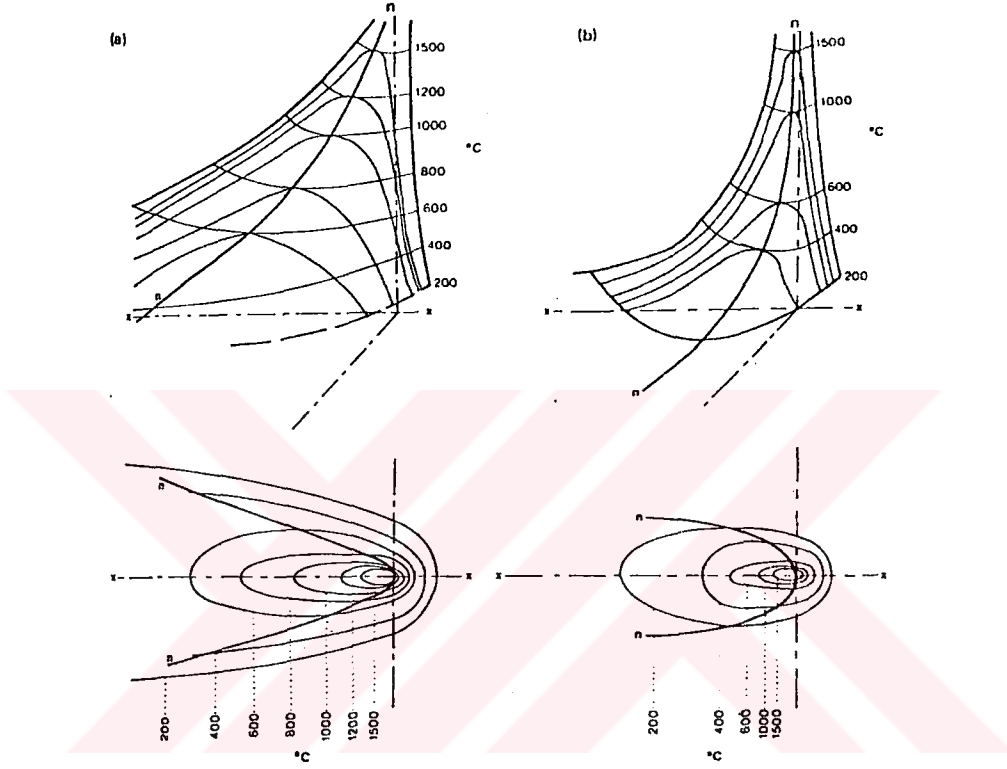
$$T - T_0 = \frac{q/v}{d(4\pi\lambda\rho c t)^{1/2}} \exp(-r^2/4at) \quad (3.9)$$

Burada d; levha kalınlığıdır. 3.6 ve 3.7 nolu eşitlikler ile verilen sıcaklık dağılım alanları şekil 3.5'de, kalın ve ince levha için sıcaklık dağılım alanlarının karşılaştırılması ise, şekil 3.6 da gösterilmektedir.



Şekil 3.5. Ark kaynağında üç boyutlu sıcaklık dağılımı (Easterling, 1992).

Akım yoğunlundaki artış izotermelerin aralığını artırmakta ise de, bunların şeklini etkilememektedir. Bu iş, izotermelerin şekli ve aralıklarının büyük oranda kaynak edilen malzemeye bağlı olduğunu göstermektedir (Easterling, 1992).



Şekil 3. 6. a) ince ve b) kalın levha için hesaplanmış sıcaklık dağılımları (Easterling, 1992).

3.3. Ark Kaynağında ITAB'da Isıl Çevrim

Kaynak yapılırken, kaynak hızı ısının yayılma hızından daha yüksek olmaktadır. Yani, kaynak yönündeki ısı akışı ısı kaynağına dik yönüne göre daha yavaş olmaktadır. Kalın levhalarda ısının yayılabilmesi için gerekli zaman kaynak edilen metalin ısıl iletkenliği ile doğru orantılı iken, ince levhalarda hem ısıl iletkenlik hem de birim hacim başına özgül ısı (ρC) ile orantılıdır. Böylece, ana malzemede verilen bir noktada ısıl çevrim basit bir sıcaklık - zaman

diyagramı ile gösterilebilmektedir. Deneysel olarak yapılmış ısı çevrim ölçümlerinde ITAB'da 800 - 500 °C arasındaki soğuma süresinin sabit olduğu bulunmuştur. 800 °C sıcaklığı pek çok çelikte yaklaşık A₃ sıcaklığını göstermesi açısından önem taşımaktadır. Soğuma süresi (Δt_{8-5}), verilen bir kaynak işlemi için oluşacak mikroyapıyı belirlemede önemli rol oynamaktadır. Kalın parçanın kaynak edilmesi durumunda 3.8 nolu eşitlikten 3.10 nolu eşitlik yazılabilmektedir (Easterling, 1992).

$$T_p - T_0 = \left(\frac{2}{\pi e} \right) \frac{q/v}{\rho c r^2} \quad (3.10)$$

Burada T_p ; termal çevrimin en yüksek sıcaklığı ve $e = 2.778$ dir. Soğuma süresi 3.11 nolu eşitlik ile verilmektedir.

$$\Delta t_{8-5} = \frac{q/v}{2\pi\lambda\theta_1} \quad (3.11)$$

$$\theta_1 = \frac{1}{(773 - T_0)} - \frac{1}{(1073 - T_0)} \quad (3.12)$$

Yukarıdaki eşitliklerden 3.13 nolu eşitlik çıkartılmaktadır.

$$T - T_0 = \theta_1 \frac{\Delta t}{t} \exp - \left(\left(\frac{\Delta t}{et} \left(\frac{\theta_1}{T_p - T_0} \right) \right) \right) \quad (3.13)$$

3.13 nolu eşitlik kalın levha durumunda sıcaklık, zaman ve soğuma süresine bağlı olarak ısı çevrimi vermektedir.

İnce levha olması durumunda ise, aşağıdaki eşitlikler verilmektedir.

$$T_p - T_0 = \left(\frac{2}{\pi e} \right)^{1/2} \frac{q/v}{d\rho c 2r} \quad (3.14)$$

$$\Delta t_{8-5} = \frac{(q/v)^2}{4\pi\lambda\rho c\theta_2^2 d^2} \quad (3.15)$$

$$\frac{1}{\theta_2^2} = \frac{1}{(773 - T_0)^2} - \frac{1}{(1073 - T_0)^2} \quad (3.16)$$

$$T - T_0 = \theta_2 \left(\frac{\Delta t}{t} \right)^{1/2} \exp - \left(\frac{\theta_2^2 \Delta t}{2et (T_p - T_0)^2} \right) \quad (3.17)$$

(Easterling, 1992).

3.17 nolu eşitlik ince levha durumunda sıcaklık, zaman ve soğuma süresine bağlı olarak ısıl çevrimi vermektedir.

Toz altı kaynak makinası kullanılarak yapılan kaynaklarda, ölçülen ve hesaplanan sıcaklık - zaman eğrilerinin birbirlerine oldukça yakın oldukları bulunmuştur (Barlow, 1982 : Svensson, 1994). Kalın veya ince levha eşitliğinin seçileceğini belirleyen faktör, kritik levha kalınlığı (d'') eşitliğidir. Kritik levha kalınlığı eşitliği ise şöyle verilmektedir.

$$d'' = \left\{ \frac{q}{2\rho cv} \times \left(\frac{1}{(773 - T_0)} + \frac{1}{(1073 - T_0)} \right) \right\}^{1/2} \quad (3.18)$$

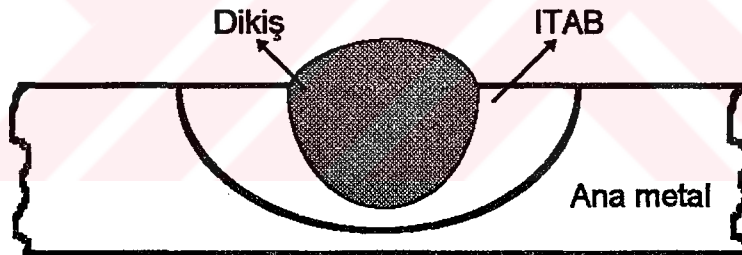
Şayet $d'' < d$ ise, üç boyutlu ısı akışı yani kalın levha eşitliği, tersi durumunda ise ince levha eşitliği kullanılmaktadır (Radaj, 1992).

4. KAYNAK BÖLGESİ

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 çevriminden farklı olduğundan, ortaya içyapısı, buna bağlı olarak da mekanik özellikleri farklı bir bölge ortaya çıkmaktadır.

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



Şekil 4.1. Kaynak Bölgesi.

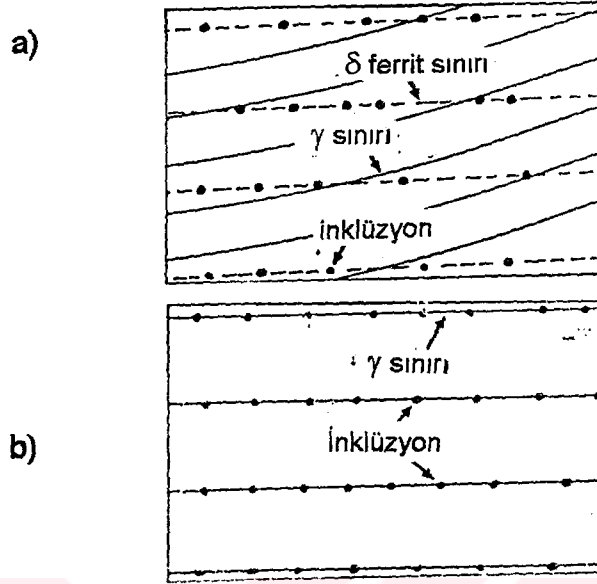
4.2. Kaynak Metali

Saf demir bilindiği gibi üç allotropik duruma sahiptir. Bunlar östenit (γ), delta ferrit (δ) ve alfa ferrit (α)' dir. Östenit, delta ferrit ve alfa ferrit sıcaklıkları arasında kararlı olmaktadır. Saf demirin faz değişim davranışı küçük miktarlardaki alaşım elementi ilavesi ile pek değişmemektedir. Buna örnek olarak düşük alaşımlı çelikler verilebilir. Düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metali erime

çizgisinde δ ferritin düzlemsel olarak katılaşmaya başlaması ile gerçekleşmektedir (Davies ve Garland, 1975). Buna ise geniş sıcaklık gradyanı neden olmaktadır. Daha sonra, δ ferrit taneleri kolon tipi şeklini almakta ve bunların yönleri maksimum ısı akışı yönüne doğru olmaktadır. Daha hızlı soğumalarda δ ferrit tane sınırlarında östenitler çekirdeklenmekte ve δ - δ ferrit sınırları boyunca bunlar kolon tipi şeklinde büyümektedirler. Kaynağın hareketli ısı kaynağı içermesinden dolayı, sıcaklık izotermilerinin yönleri zamanla değişmektedir. Sonuçta, östenitin genel büyüme yönü δ ferrit tanelerinden bir noktaya kadar farklı olmaktadır (Dadian, 1986). Şayet soğuma hızlı olursa sıvı metal, metastabil östenit olarak katılaşabilmektedir. Çeliğin östenit oluşturuca alaşım elementleri ile alaşımlandırılması durumunda, katılaşmada ilk oluşan faz östenit olmaktadır.

Kaynakta sıvı fazdan direkt olarak östenit oluşumu iki nedenden dolayı istenmemektedir. Birinci olarak büyük inklüzyonlar ilerleyen katı - sıvı arayüzeyinde uç noktalarda tercihen bağlanmaktadır ve kolon tipi tane sınırlarında kalmaktadırlar (Sudgen ve Bhadeshia, 1988). Bu ise, nihai olarak oluşan tane sınırı ferritinde kırılganlığa sebep olmaktadır. Bu durum şekil 4.2 de görülmektedir.

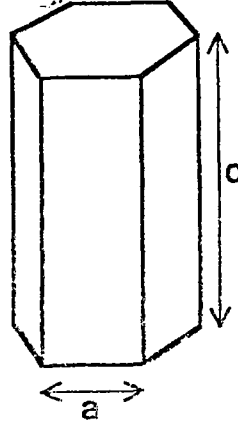
Tane sınırlarına biriken inklüzyonların sebep olduğu kırılganlık durumu sıvı metalin δ ferrit olarak katılaşması durumunda görülmemektedir. Çünkü, dönüşümün ilerleyen kademesinde oluşan östenit taneleri δ - δ ferrit tane sınırlarını kesmekte ve inklüzyonlar tane içinde kalmaktadırlar. Tane içinde kalan inklüzyonlar daha az zararlı olmaktadır. Hatta, bunlar asiküler ferrit oluşumunda çekirdek görevi görmeleri nedeniyle istenmektedirler. Östenitik katılaşmadan sakınmanın ikinci nedeni ise, yeralan alaşım elementlerinin ferrit içindeki difüzyonunun östenite göre daha fazla olmasıdır. Bu durumda ise, segragasyon daha az olmaktadır.



Şekil 4.2. Kaynak sıvı metalinin a) δ ferrit ve b) östenit olarak katılaşması durumunda büyük inklüzyonların yerleşme durumu (Sudgen ve Bhadeshia, 1988).

4.2.1. Östenit Tane Yapısının Değerlendirilmesi

Nihai mikroyapının değerlendirilmesinde östenit tanelerinin hem şekli hemde boyutu önem taşımaktadır. Östenit tane boyutunun önemli iki etkisi bulunmaktadır. Birincisi; birim hacim başına düşen toplam tane sınırı, östenit tane sınırlarında heterojen çekirdeklenme alanları sayısı ile artış göstermektedir. İkincisi ise; tane şekli anizotropisidir. Kolon tipi östenit tanelerinin çok uzun olmalarına rağmen, mikro yapı östenit tanesinin içinde yapılan ölçüme (çapına) bağlı olmaktadır. Bu ölçüm ise, tanenin genişliğine bağlı kalmaktadır. Hesaplamalarda tane boyu çoğunlukla hesaba katılmamaktadır. Tane yapısının anizotropisi, mikro yapı modellemesinde tane parametreleriyle ilgili olarak bir takım karmaşıklıklara sebep olmaktadır. Östenit tanesi morfolojisi yaklaşık olarak şekil 4.3'de gösterildiği gibi hegzagonal prizma olarak kabul edilmektedir (Bhadeshia "vd", 1986).



Şekil 4.3. Çelikte kaynak metallerinin mikro yapılarında kolon tipi östenit taneleri için bir hegzagonal prizma modeli (Bhadeshia "vd", 1986).

Şekil 4.3'de görüldüğü gibi, hegzagonal prizma c ve a ile karakterize edilmektedir. Bu parametrelerle doğrusal olarak kesilen uzunluk (lineal intercept) için geliştirilen L şöyle verilmektedir.

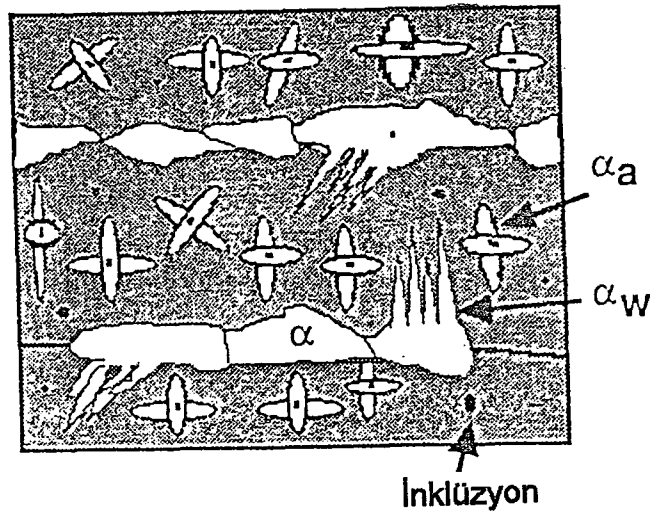
$$L = (12^{0.5} a.c / 3^{0.5} a + 2c) \cong 3^{0.5} a \quad (4.1)$$

Bu eşitlik $c \gg a$ olması durumunda geçerli olmaktadır. Zaten kaynak metalinde de bu durum sağlanmaktadır. c ve a 'nın ölçümle belirlenmesi güç olmakta ve aynı zamanda mikro yapı modellemesinde tamamıyla gerekli olmamaktadır. Bu nedenle bir takım yaklaşımlar geliştirilmiştir (Bhadeshia "vd", 1985a : Bhadeshia "vd", 1986). Buna göre şayet $c \gg a$ ise, en önemli parametre a dır. Boyuna uzama yönünde rastgele ölçülen doğrusal uzunluk ise şöyle verilmektedir.

$$L_t = \pi a \cos\{30\} / 2 \quad (4.2)$$

4.2.2. Kaynak Metali Mikro Yapısı

Kaynağın sıvı fazdan oda sıcaklığına soğumasıyla elde edilen mikro yapı kaynak metali olarak isimlendirilmektedir. Bir takım araştırmacıların düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında, kaynak metalinde oluşan fazlar için vermiş oldukları isimler tablo 4.1'de verilmektedir (Harrison ve Farrar, 1987). Buna göre düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metalinde oluşan yapılar ; Tane sınırı ferrit (α), Widmanstätten ferrit (α_w), Asiklüler ferrit(α_a) ve Mikro fazlar (az miktarda martenzit, kalıntı östenit veya tam teşekkül etmemiş perlit) dir. (Thaulow "vd", 1985 : Evans, 1982 : Evans, 1983 : Liu ve Olson, 1986 : Glover "vd", 1977: Lee "vd", 1989 : Barbaro "vd" , 1989 : Evans, 1980 : Jorder "vd", 1991: Kenny "vd", 1985 : Abson ve Pargeter, 1986 : Dallam "vd", 1985). Şekil 4.4'de Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı bir çelik için kaynak metalinde oluşabilecek yapılar gösterilmektedir. Widmanstätten ferrit bazan MAC 'la dengelenmiş ferrit olarak ifade edilmektedir. Burada MAC; martenzit, östenit ve karbür fazlarını ifade etmektedir. Termodinamik ve kinetik karakteristikleri farklı olmasına rağmen, beynit de kaynak metalinde oluşabilmektedir (Svensson, 1994).



Şekil 4.4. Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı bir çelikte kaynak metalinde oluşabilecek mikro yapılar (Svensson, 1994).

Tablo 4.1. Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metalinde oluşan mikro yapılar için çeşitli araştırmacıların kullandıkları isimler.

Duba, C.A. Aaronson, H. Cochrane, R. C.	Widgery, D. J.	Abson, D. J.	Japon araştırmacılar	Diğerleri
Allotriomorfik ferrit, Poligonal ferrit	Ötektoid altı ferrit, Poligonal ferrit	Tane sınırı ferrit, Poligonal ferrit, Ferrit adacıkları	Ötektoid altı ferrit, Tane sınırı ferrit, Poligonal ferrit	Ötektoid altı ferrit, Tane sınırı ferrit
Birincil ve ikincil ferrit levhacıkları	Lamelli ürün	MAC ile sıralanmış ferrit, Üst beynit	Levhasal ferrit	Levhasal ferrit
Tane içinde çekirdeklenmiş ferrit levhacıkları	Asiküler Ferrit	Asiküler ferrit, İnce beynitik ferrit	Asiküler ferrit, İğne şeklinde ferrit, İncelmiş ferrit	Asiküler ferrit
Düzlemsel ferrit				Tanesel ferrit
Mikro Fazlar				
Perlit	Ferrit-Karbür karışımı		Perlit	
Düzlemsel martenzit	Martenzit	Martenzit	Martenzit	Martenzit
İkiz martenzit		Martenzit- Östenit karışımı	Martenzit- Östenit karışımı	Martenzit - Östenit karışımı
Kalıntı östenit				Yüksek karbonlu martenzit
Üst beynit				Üst beynit

4.2.2.1. Tane sınırı ferrit

Tane sınırı ferrit (α) Ae_3 sıcaklığının altındaki soğumalarda oluşan ilk fazdır. Bu faz kolon tipi östenit tanelerinin sınırlarında heterojen olarak çekirdeklenmektedir. Düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metalinde, soğuma esnasında östenit tane sınırları hızlı bir şekilde süreklilik arz eden ferrit tabakalarıyla kaplanmaktadır. Östenit tane sınırlarında oluşan bu ferrit tabakaları bir sonraki dönüşümler süresince de kabalaşmakta ve bu kabalaşma süresinin çok kısa olduğu kabul edilmektedir. Şekil 4.5a' da görüldüğü gibi α 'nın hacim oranı, kendi büyümesiyle oldukça sıkı bir ilişki içindedir. Dallam ve Olson (1989) α tabakalarının düşük alaşımlı çeliklerde östenit tane boyutuna karşı hassas olmadıklarını göstermişlerdir.

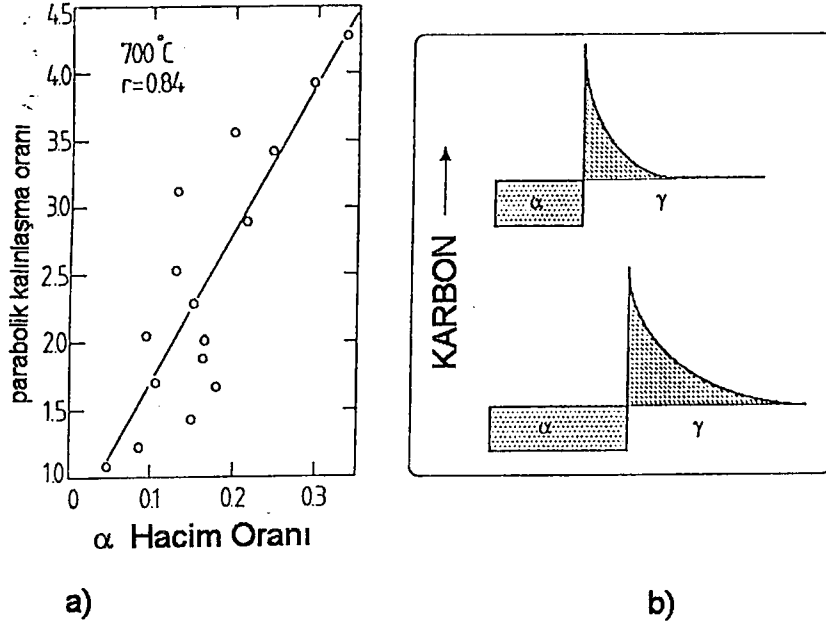
α büyümesinin denge ötesi denge durumlarında oluştuğu kabul edilerek, izotermal büyüme süresince α 'nın yarı kalınlığı " q " 4.3 nolu eşitlik ile verilmektedir.

$$q = \alpha_1 \cdot t^{1/2} \quad (4.3)$$

Burada α_1 ; tek boyutlu parabolik kalınlaşma oranı sabiti ve t ; büyümenin başlamasından sonra geçen süredir.

Parabolik ilişki, ferrit büyüdüğünde büyüme oranının yavaşladığı anlamına gelmektedir. Ferritten östenite olan difüzyon, büyüme süresince artmaktadır. Sonuçta difüzyon mesafesi zamanla artmakta ve büyüme yavaşlamaktadır (Şekil 4.5b).

Denge ötesi dengede, yeralınan kafeste demir oranının sabit kaldığı ve karbonun kimyasal potansiyelinin eşitlendiği zorlanmış bir dengedir. Bunun böyle kabul edilmesi ise kaynağın hızlı bir şekilde soğuma oranına sahip olması nedeniyledir. Parabolik kalınlaşma oranı sabiti 4.4 nolu eşitlik çözülerek elde edilmektedir.



Şekil 4.5. a) Elektrik ark kaynağıyla yapılmış bir seri kaynakta, kaynak metalinde α 'hacim oranının, hesaplanmış parabolik kalınlaşma oranı sabiti ile ilişkisi. Diyagramda her bir nokta farklı alaşım içindir. b) Ferrit tabakası kalınlığıyla difüzyon mesafesindeki artış. Siyah desenli bölgeler ferrit ve östenitteki karbon azalışı ve artışını göstermektedir. Ferritteki karbon azalma miktarı östenitteki artışa eşit olmak zorundadır. Bu nedenle ferrit büyüdüğünde difüzyon alanı artmakta ve reaksiyon parabolik olarak yavaşlamaktadır (Bhadeshia, 1989).

$$\frac{2(D/\pi)^{0.5}/(X^{\gamma\alpha} - X)}{X^{\gamma\alpha} - X^{\alpha\gamma}} = \alpha_1 \exp\left\{-\frac{\alpha_1^2}{4D}\right\} \operatorname{erfc}\left\{-\frac{\alpha_1}{2D^{1/2}}\right\} \quad (4.4)$$

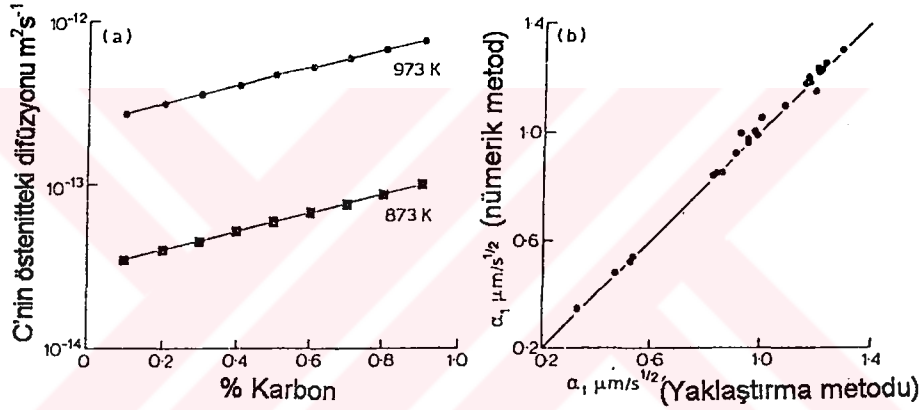
Burada; $X^{\gamma\alpha}$ ve $X^{\alpha\gamma}$ arayüzeydeki östenit ve ferrit içindeki denge ötesi dengede bulunan karbon konsantrasyonu, X ; çelikteki ortalama karbon konsantrasyonu ve D östenit içindeki karbon difüzyonudur. D ise, 4.5 nolu eşitlik ile verilmektedir.

$$D = \int_{x^{\gamma\alpha}}^x \frac{A\{X\}}{X - X^{\gamma\alpha}} \quad (4.5)$$

Burada A ; östenit içindeki karbon konsantrasyonudur (şekil 4.6a). Bu eşitlik sadece yarı kararlı büyüme için geçerli olmakla beraber, bunun yaklaşık olarak parabolik bir büyüme sergileyeceği vurgulanmaktadır (Bhadeshia "vd", 1986c). Parabolik oran sabitlerinin hesaplanması dönüşüm arayüzeyindeki

fazların kimyasal bileşimlerinin bilinmesini gerektirmektedir. Difüzyon kontrollü büyüme için bu bileşimler faz diyagramından bulunabilmektedir.

Alaşım elementlerinin oynadığı rolü ve tane sınırı ferritin hacim oranını tahmin etmek için bir metoda ihtiyaç duyulmaktadır. Bu da, T_h 'den T_L 'ye kadar olan sıcaklık aralığında oluşan tabakanın integrasyonu ile yapılabilmektedir. Tane sınırı ferrit T_h 'de büyümeye başlamakta ve bu sıcaklık TTT eğrisinden tahmin edilebilmektedir. Dönüşümün T_L 'de bittiği kabul edilerek 4.6 nolu eşitlik yazılmaktadır (Bhadeshia, 1989).



Şekil 4.6. a) Östenit içindeki karbon difüzyonunun bileşime bağlılığı b) ortalama karbon difüzyonu kullanılarak hesaplanmış parabolik oran sabitleriyle numerik metodun karşılaştırılması (Bhadeshia "vd", 1986c).

$$q = \int_{t=0}^{t_1} 0.5 \alpha_1 t^{0.5} dt \quad (4.6)$$

Burada; T_h 'de $t = 0$ ve T_L 'de $t = t_1$ dir. Tane sınırı ferritin hacim oranını ise 4.7 nolu eşitlik ile verilmektedir.

$$V_\alpha = (2q \tan\{30\} (2a - 2q \tan\{30\})) / a^2 \quad (4.7)$$

4.2.2.2. Katılasmada segragasyonun etkisi

Kaynaklarda kimyasal segragasyona sebep olan iki genel durum vardır. Bunlar geniş soğuma aralığı ve kaynak süresince kaynak parametrelerindeki değişimler olarak kabul edilmektedir. Parametrelerdeki değişimler nedeniyle meydana gelen segragasyon, genel olarak doğru bir şekilde tahmin edilememektedir. Ancak, dengesiz katılasm nedeniyle oluşan segragasyon miktarı, bölünme katsayısı olan K_i 'den tahmin edilebilmektedir. K_i ; δ - ferritteki element konsantrasyonu'nun sıvı fazdaki element konsantrasyonuna oranıdır. K_i , likidüs sıcaklığı için hesaplanabilmektedir. Bir heterojen katı kaynakta bulunacak olan minimum konsantrasyon $K_i X$ olmaktadır. Oda sıcaklığına soğuma süresince difüzyon homojenleştirmede önemli bir rol oynamayacağı için, $K_i X$ kaynağın azalan sıvı kısmının bileşimidir. Karbonun yeralan alaşım elementlerine göre daha hızlı difüze olacağı kabul edilerek, bunun dönüşüm öncesi östenitte daha homojen dağıldığı düşünülmektedir. Sıvı çözelti içinde yeralan alaşım elementleri segragasyonu göz önünde bulundurularak yapılan hesaplamalar, tane sınırı ferrit'in büyümeye başladığı sıcaklık (T_h) üzerinde olmaktadır. Genelde sıvı kalan bölgeler ilk olarak ferrite dönüşmektedir. Böylece, T_h 'yi tahmin için kullanılan TTT diyagramı çeliğin ortalama bileşiminden değil, sıvı olan bölgenin bileşiminden hesaplanmaktadır.

Düşük alaşımlı çeliklerin kaynağı süresince yer alan alaşım elementleri segragasyonunun genel olarak etkisi ; tane sınırı ferritin çekirdeklenmesini artırması ve $T_h \rightarrow T_L$ sıcaklık aralığı üzerine olmaktadır. Alaşım elementlerindeki artışla beraber kimyasal segragasyon etkisi daha da artabilmektedir (Strangwood ve Bhadeshia,1987).

Geçmiş yıllarda tane sınırı ferritin klevaj çatlamasına karşı direncinin az olması nedeniyle kaynakta tokluğu düşürdüğü kabul edilmiştir. Ancak, tane sınırı ferrit oluşumu, atomların difüzyonunu içeren yeniden düzenlenmeyi gerektirmektedir. Bu nedenle α taneleri γ tanesi içine doğru serbest olarak büyüebilmektedir. Bir fazın diğer fazın yerini alması şeklinde olan dönüşümler de (widmanstätten ferrit, beynit, asiküler ferrit ve martenzit), tane sınırlarına

kalıntılar kollaylıkla yerleşebilmektedir. Bu durumda ise, taneler arası hataların oluşumu kaçınılmaz olmaktadır. Böylece tane sınırı ferrit oluşumu, östenit tane sınırlarında kalıntıların segragasyonuna engel olmaktadır. Örneğin, yüksek fosfor içeriğiyle hiç tane sınırı ferrit içermeyen kaynak metalinin, kolon tipi östenit tane sınırlarında kırılmalığa sebep olduğu gösterilmiştir. Ayrıca, sadece asiküler ferritten ibaret olan kaynak metalinde de taneler arası kırılmalığın olduğu vurgulanmaktadır. Ancak, tane sınırı ferrit yokluğunun özellikleri kötüleştirdiği düşüncesi kabul edilmemektedir. Kabul edilen görüş; belirli bir miktarda tane sınırı ferritin östenit tane sınırını kaplaması gerekliliğidir (Bhadeshia, 1989).

4.2.2.3. Widmanstätten ferrit

Widmanstätten ferrit 750 - 650 °C sıcaklıkları arasında tane sınırı ferrite göre daha hızlı soğuma sonucunda oluşmaktadır (Abson ve Pargeter, 1986). α_w 'in denge ötesi denge dönüşümü nisbeten küçük ilerleme kuvvetlerinde meydana gelmektedir (Bhadeshia, 1981a : Bhadeshia, 1985b). Bir fazın diğer fazın yerini alması şeklinde olan dönüşümde, yan yana gelen ferrit levhacıklarının ortaklaşa büyümesi gerilme enerjisini azaltmaktadır. Değişik morfolojilerde ortaya çıkabilen α_w 'ler şekil 4.7'de gösterilmektedir.

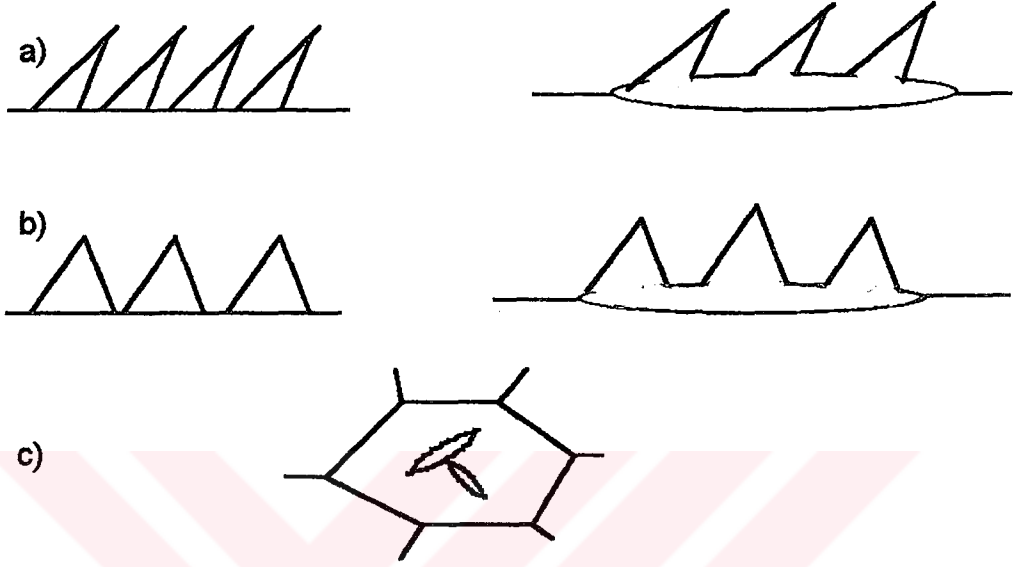
α_w 'nin boyca büyüme oranı G, parabolik silindirlerin difüzyon kontrollü büyümeleri için kullanılan teoriden yararlanılarak tahmin edilmektedir. Kaynak metalinde α_w büyüme oranlarının geniş aralıklarda olduğu hesaplanmıştır. Ayrıca, tüm pratik çalışmalarda dönüşümün izotermal olduğu kabul edilmektedir.

T_L 'de tane sınırı ferrit dönüşümünün tamamlandığı ve α_w 'ninki başladığı kabul edilerek, α_w 'nin hacim oranı 4.8 nolu eşitlik ile verilmektedir.

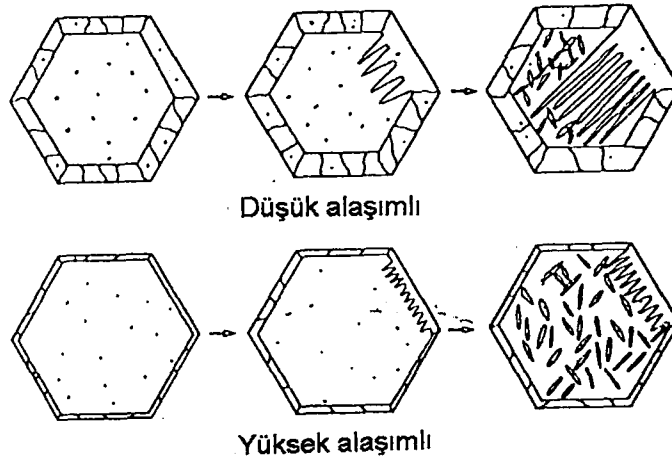
$$V_w = C_4 G (2a - 4q \tan \{30^\circ\}) / t_2^2 / (2a)^2 \quad (4.8)$$

Burada C_4 ; alaşım içeriğinde bağımsız bir sabit ve t_2 ; α_w 'in dönüşümü için gerekli olan süredir. Ayrıca, not edilmesi gerekli bir husus da, V_w 'nin sadece

östenit tane boyutuna bağlı olmayıp, aynı zamanda daha önceden dönüşmüş tane sınırı ferrit tabakasının kalınlığına da bağlı olmasıdır (Bhadeshia, 1989). α_w 'in tane içinde çekirdeklenmiş asiküler ferrit ile çakışması şekil 4.8'de görülmektedir (Easterling, 1992).



Şekil 4.7. Widmanstätten ferritin değişik morfolojileri ; a) yan yana levhasal, b) testere dişleri şeklinde ve c) tane içinde çekirdeklenmiş (Samules, 1992).



Şekil 4.8. Kaynak metalinde mikro yapı gelişiminin şematik görünümü. Hegzagonallar kolon tipi östenit tanelerinin kesitini göstermektedir. Östenit tane sınırı önce tane sınırı ferritle kaplanmakta ve daha sonra dönüşüm α_w ve α_s 'in büyümesiyle devam etmektedir (Easterling, 1992).

Şayet bir α_w levhasının östenit tanesi karşısına büyümesi için gerekli zaman ($t_3 = (2a \sin\{60^\circ\} - 2q) / G$) t_w 'den daha küçük ise, α_w levhaları östenit tanesinin karşısına kadar büyüebilmektedir. Burada t_w ; tane sınırı ferritin bitişiyile asiküler ferritin oluşmaya başlaması arasındaki geçen süredir. (Bhadeshia "vd", 1985a : Bhadeshia "vd", 1986c).

4.2.2.4. Asiküler ferrit

Asiküler ferrit α_a , genellikle düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metalinde soğuma süresince oluşan bir yapıdır (Grong ve Matlock, 1986). 650 °C'nin altındaki soğumalarda meydana gelen bu faz tokluk ve dayanımı arttırdığı için büyük bir öneme sahiptir (Abson ve Pargeter, 1986). Asiküler ferrit ile ilgili dönüşüm mekanizması temeli itibari ile tam manasıyla açıklığa kavuşturulmamıştır. Bu nedenle, bu konuda çalışmalar sürdürülmektedir. Şu ana kadar yapılan çalışmalarda α_a 'nın hacim oranı 4.9 nolu eşitlik ile verilmektedir.

$$V_a = 1 - V_\alpha - V_w - V_m \quad (4.9)$$

Burada V_m ; mikrofazların hacim oranıdır. Bu eşitliğin oluşan ilk yapının martenzit veya α_a olmaması durumunda çok iyi sonuçlar verdiği görülmüştür (Bhadeshia, 1989).

Asiküler terimi iğneye benzer bir şekil ifade etmekte ancak, genellikle üç boyutlu mercimek tanelerine benzer levhacıklar olarak algılanmaktadır. α_a 'in bazen çubuk şeklinde olduğu ifade edilse de, bu konuda kesin bir delil bulunmamaktadır. α_a üzerine yapılan gelişigüzel ölçümlerde bu levhaların 10 μm uzunluğunda ve yaklaşık 1 μm genişliğinde olduğu bulunmuştur. Ark kaynağında, kaynak metali, mikro yapı içerisine dağılmış 0.05 μm 'den büyük yaklaşık 10^{18}m^{-3} inklüzyonlar içermektedir. Daha büyük inklüzyonlar katılaşma sırasında tane sınırlarında kalmaktadırlar (Sudgen ve Bhadeshia, 1988).

Mikro yapıyı etkilemede öneme sahip inklüzyonların tane boyutu yaklaşık 0.4 μm dir. Inklüzyonlar asiküler ferrit oluşumunu desteklemektedirler. Ancak, bunlar gevrek kırılma veya sünek kırılma sırasında klevaj çatlakları başlamasından sorumludurlar. Dolayısıyla optimum dengenin bulunması gerekmektedir.

Heterojen olarak çekirdeklenen asiküler ferrit oluşumundan sorumlu olan inklüzyonların kendileri de homojen değildirler (Thewlis, 1989). Asiküler ferrit oluşumunda inklüzyonların rolünün anlaşılması için bunların mikroyapısına bakmak gerekmektedir. Örneğin, tozaltı kaynağı ile yapılmış bazı kaynak metallerindeki inklüzyonların merkezinde titanyum nitratları çevreleyen Mn, Si ve Al oksitleri bulunmuştur (Bhadeshia, 1989).

Kaynak metalinde dönüşümün başladığı ilk anlarda, asiküler ferrit levhaları kaynak metalindeki geniş kolon tipi östenit tanelerindeki inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmektedirler. Nihai ferrit levhalarının çekirdeklenmesinde ise, ilk oluşanlar çekirdek görevi üstlenmektedirler. Bu nedenle asiküler ferrit levhalarının ve inklüzyonların sayısı arasında bire bir uyumluluk beklenmemektedir (Ricks "vd", 1982).

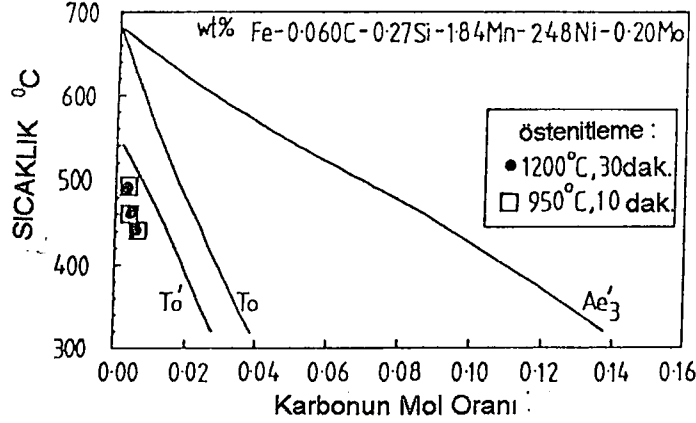
Asiküler ferrit büyümesine bağlı olarak meydana gelen şekil değişimi, sabit bir gerilimle karakterize edilmektedir. Ölçümler asiküler ferritin depolamış olduğu enerjinin yaklaşık olarak 400 J olduğunu göstermiştir (Strangwood ve Bhadeshia, 1987; Yang ve Bhadeshia, 1987a). Mikro analiz deneyleri ise, asiküler ferritin oluşumu süresince yeralan alaşım elementlerinde bir bölünmenin olmadığını göstermişlerdir. Daha önceden de ifade edildiği gibi, asiküler ferrit oluşumu sırasında sabit bir şekil değişim gerilimi meydana gelmektedir. Dönüşümün kısmen yüksek sıcaklıkta meydana gelmesi nedeniyle, bu sıcaklıktaki akma gerilmesi düşük olmaktadır. Bu durumda ise plastik şekil değişimi meydana gelmektedir. Meydana gelen bu plastik şekil değişimi, asiküler ferrit ve kalıntı östenitin dislokasyon yoğunluğunun artmasına sebep olmaktadır. Yapılan çalışmalarda asiküler ferritin dislokasyon yoğunluğunun $10^{12} - 10^{14}\text{m}^{-2}$ arasında olduğu belirtilmektedir. Yang ve Bhadeshia (1990) kaynak metalinde

bulunan asiküler ferritteki dislokasyon yoğunluğunun $5 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ olduğu, bunun ise dayanıma yaklaşık 145 MPa'lık bir katkı sağladığını vurgulamaktadırlar.

4.2.2.5. Asiküler ferritin büyüme mekanizması

Fe - C denge diyagramında γ den $\alpha + \gamma$ bölgesine soğumada alaşımın denge hacim oranı pratik olarak Lever kuralıyla bulunabilmektedir. Denge hacim oranına erişilmeden önce, dönüşüm bittiğinde reaksiyonun tamamlanmadığı vurgulanmaktadır. Tamamlanmayan reaksiyon, dönüşüm ürününün dengede olmamasına yol açmaktadır. Asiküler ferrit dönüşümü sona ermemiş reaksiyon şekline uymaktadır. Dönüşüm sıcaklığı beynit başlama sıcaklığına doğru artarken, reaksiyonun derecesi sıfıra doğru eğilim göstermektedir (Bhadeshia ve Christan, 1990). Şekil 4.9'a bakıldığında X_γ (östenitteki karbon miktarı), T^0 eğrisine eriştiğinde reaksiyon durmaktadır. T_0' eğrisi ferrit ve östenit serbest enerjilerinin birbirlerine yakın olduğu noktalar üzerindedir. Tüm kanıtlar asiküler ferrit büyümesinin, östenit dönüşümünden sonra östenit içinde karbonların ayrılmasını kapsayan difüzyonsuz bir büyümeyi içerdiğini göstermektedirler. Deneysel veriler asiküler ferritin beynite çok benzer olduğunu göstermektedir. Ancak, bunların aralarında farklar bulunmaktadır. Asiküler ferritin morfolojisi beynitten farklıdır. Çünkü, asiküler ferrit taneler içinde inklüzyonlar üzerinde oluşmaktadır. Oysa, beynit çekirdeklenmesi γ / γ tane sınırlarında başlamakta, tekrarlanan dönüşümle devam etmekte ve demet şeklinde morfolojiye sahip olmaktadır. Birbirlerine komşu alanlarda bağımsız olarak çekirdeklenen asiküler ferrit levhacıkları büyürlerken kendi büyümelerini engellemektedirler. Asiküler ferrit veya beynit oluşumunda östenit tane boyutu büyük bir öneme sahiptir.

Östenit tane boyutunun küçük olması durumunda, tane sınırlarındaki çekirdeklenme daha baskın olmakta ve büyüme östenit tanesi içine doğru devam etmektedir. Östenit tanelerinin büyük olması durumunda ise, tane içindeki inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenme baskın olmakta ve asiküler ferrit oluşumu gözlenmektedir (Bhadeshia, 1989).



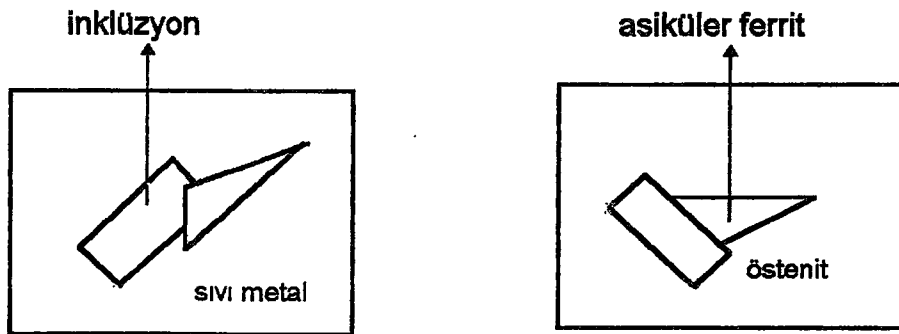
Şekil 4.9. Yeniden ısıtılmış bir düşük alaşımlı çeliğin kaynak metalinde, izotermal dönüşümle gerçekleşmiş asiküler ferrit için tamamlanmamış reaksiyon olayının gösterilmesi. Östenit, denge karbon konsantrasyonuna erişmeden önce reaksiyon durmaktadır (Bhadeshia, 1989).

4.2.2.6. Asiküler ferrit çekirdeklenmesi

Klasik çekirdeklenme teorisi göz önünde bulundurularak, inklüzyonların tane sınırlarıyla karşılaştırılmasında, inklüzyonların daha az etkili olduğu gösterilmektedir (Ricks "vd", 1982). Bunun böyle gösterilmesine neden ise, inklüzyon üzerinde çekirdeklenmede ferrit / inklüzyon ara yüzey enerjisinin büyük olmasıdır. Tane sınırında çekirdeklenmede ferrit arayüzey enerjisini minimuma indirmek için, yönelme ilişkisine uymaktadır. Genel olarak deneyler bu sonucu desteklemektedir. Çünkü, pek çok kaynak metalinde ferrit oluşumu ilk olarak östenit tane sınırlarında başlamaktadır. Ancak, geniş inklüzyonların daha etkili olacağı beklenmektedir. Çünkü, bu durumda inklüzyon / çekirdek ara yüzey bükümünü azaltılacaktır. Bunun ise deneysel gözlemlerle uyumlu olduğu gözlenmiştir. Çekirdeklenme için gerekli aktivasyon enerjisi artan inklüzyon boyutuyla azalmaktadır.

İnklüzyonların karmaşıklığı ve kontrollü deneylerin yapılma zorluğu nedeniyle, inklüzyonların çekirdeklenme potansiyeli açık bir şekilde anlaşılmamaktadır. En güçlü görüş, ferrit ile uyumlu bir latis gösteren inklüzyonların ferrit çekirdeklenmesinde en çok etkili oldukları görüşüdür. Hatta, inklüzyonlar ve ferrit levhaları arasında tekrar oluşturulabilir yönlenme ilişkisinin ortaya çıkabileceği dahi önerilmektedir (Mills "vd", 1987). Ancak deneyler yeniden oluşabilir ferrit / inklüzyon yönlenme ilişkisinin yokluğunu ve bunun geliş güzel olduğunu göstermişlerdir (Bhadeshia, 1989). Bu durum şekil 4.10' da gösterilmektedir. Buna karşıt bir görüş Klucken ve arkadaşları (1991) tarafından gelmiştir. Bunlar, δ ferrit tanelerinin bazan inklüzyonlar üzerinde düzlemsel olarak çekirdeklendikleri görüşünü ortaya koymuşlardır. Böyle durumlarda ise, asiküler ferrit inklüzyonlarla olan yönlenme ilişkisini kendisi üstlenmektedir.

Asiküler ferrit levhaları ilk başta metalik olmayan inklüzyonlar üzerinde heterojen olarak çekirdeklendikten sonra, nihai büyümede inklüzyonların herhangi bir katkısı bulunmamaktadır. Asiküler ferrit levhasının 10^{-18}m^3 hacimde olmasına karşılık, küresel inklüzyonun $4 \times 10^{-20} \text{m}^3$ hacme sahip olması bunların sadece % 7.4'nün çekirdeklenmede görev yaptığını göstermektedir (Bhadeshia, 1989).



Şekil 4.10. Asiküler ferrit ve inklüzyon arasında gelişen yönlenme ilişkisinin şematik gösterimi. Erime sınırından büyüyen östenitin aksine, inklüzyon sıvı metal içinde çekirdeklendiği için, östenite göre geliş güzel yönlenmektedir. Sonuçta, östenitle yönlenme ilişkisine sahip olan ferrit, inklüzyonlara göre geliş güzel yönlenmiş olmaktadır (Bhadeshia, 1989).

4.2.2.7. Asiküler ferrit oluşumunda diğer fazların rolü

Bir kaynak metalinde tane sınırı ferrit ve widmanstättten ferritten sonra dönüşecek en son faz asiküler ferrittir. Dolayısıyla, asiküler ferritin başlangıçta oluşan dönüşüm ürünlerinden etkileneneceği kesindir. Böylece sürekli soğuma dönüşümü süresince, asiküler ferritin hacim oranının hesaplanmasında tane sınırı ferrit ve widmanstättten ferritin hacim oranından hareket edilmektedir (Bhadeshia "vd", 1895a). Östenitten dönüşüm süresince soğuma oranı arttığında, asiküler ferritin östenit tane boyutuna bağlılığı azalmaktadır. Çünkü, düşük soğuma oranlarında östenitin pek çoğu daha yüksek sıcaklıkta oluşan tane sınırı ferrit tarafından tüketilmektedir. Tane sınırı ferrit ve asiküler ferritin karışık mikro yapısı göz önünde bulundurularak, asiküler ferrit miktarının östenit tane boyutuna bağlılığı 4.10 nolu eşitlikle ifade edilmektedir (Bhadeshia, 1989).

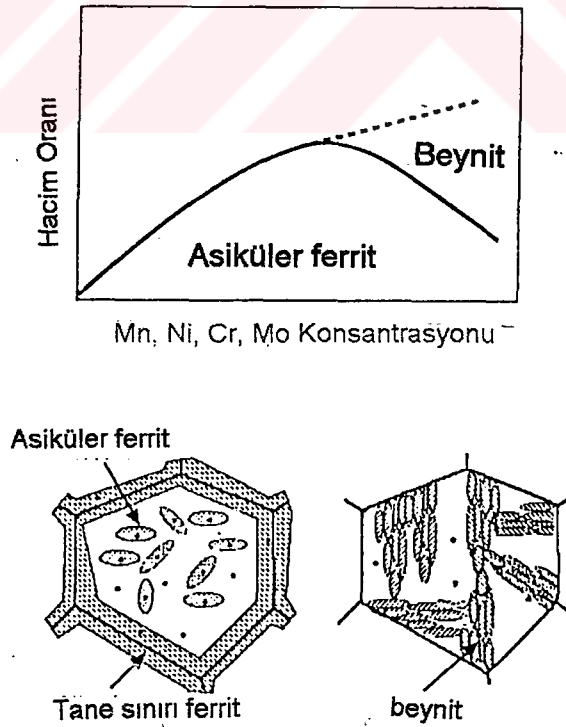
$$\ln \{ 1 - \xi \} \propto S_v \quad (4.10)$$

Burada ξ ; ilgili sıcaklıkta tane sınırı ferritin hacim oranı ve S_v ; birim hacim başına düşen östenit tane sınırındır.

Bir takım kabuller yapılarak, düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında asiküler ferrit miktarının yaklaşık $(1-\xi)$ 'ye eşit olduğu gösterilmektedir (Bhadeshia ve Svensson, 1987). Dallam ve Olson (1989) tane sınırı ferrit, widmanstättten ferrit ve asiküler ferritin karışık olduğu bir kaynakta yapmış oldukları gözlemde, nisbeten küçük östenit tanesinin daha büyük asiküler ferritin oluşumuna yol açtığını vurgulamışlardır. Bunun nedeni ise, widmanstättten ferritin çekirdeklenme hızının azalmasına bağlanmaktadır. Bununla ilgili muhtemel açıklama şöyle yapılmaktadır. Daha küçük östenit tane boyutu durumunda, tane sınırı ferrit ve widmanstättten ferritin hacim oranları daha büyük olmakta ve kalıntı östenit içinde daha fazla karbon kalmaktadır. Bu ise, asiküler ferritin çekirdeklenme oranını azaltmakta ve çekirdeklenen asiküler ferritler birbirlerinin büyümelerini daha az etkilemektedirler. Böylece çekirdeklenmiş olan asiküler ferritler büyümeye imkan bulabilmektedirler.

Karışık mikro yapıların geliştirilmesinde böyle etkiler büyük bir öneme sahiptirler. Fakat, kabalaşan asiküler ferritlerin kaynak metali dayanımını olumsuz yönde etkileyecekleri göz önünde bulundurulmalıdır (Bhadeshia ve Svensson, 1989). Asiküler ferritin büyümesinde tane sınırı ferritin etkisi göz önünde bulundurulmaktadır. Bu etki yüksek Cr ($> \%1.5$) ve Mo ($> \%0.5$) olduğu durumlarda daha da önemli olmaktadır. Böyle konsantrasyonlarda kolon tipi östenit taneleri asiküler ferrit yerine beynite dönüşmektedir.

Çalışmalarda düşük karbonlu bir çeliğin kaynak metalinde Cr ve Mo'nun artmasıyla, tane sınırı ferritin ve widmanstättten ferritin azaldığı kaydedilmiştir. Genel olarak, şayet östenit tane sınırları tane sınırı ferrit dönüşümüne engel oluyorsa, beynit miktarında artış gözlenmektedir. Oluşan beynit demetleri arasında ise, kalıntı östenit veya martenzit film tabakaları bulunmaktadır. Kaynak metalinde Cr ve Mo'dan başka artan diğer alaşım elementleri ile beraber, tane sınırı ferrit oranının azaldığı ve beynit miktarının arttığı belirtilmektedir. Anlatılan durum şekil 4.11'da görülmektedir (Bhadeshia, 1989).



Şekil 4.11. Asiküler ferritik yapıdan, beynitik yapıya geçişin şematik görünümü (Bhadeshia, 1989).

4.2.2.8. Alt asiküler ferrit

Daha önceden belirtildiği gibi, asiküler ferrit ve beynit benzer dönüşüm mekanizmasına sahiptirler. Ancak, daha detaya inildiğinde mikroyapıların farklı oldukları görülmektedir. Çünkü, Beynit demetleri tane sınırından çekirdeklenirken, asiküler ferrit levhaları tane içinde çekirdeklenmektedirler. Beynit ve asiküler ferrit arasındaki benzerlikler ve zıtlıklar şöyle sıralanmaktadır (Bhadeshia ve Christian, 1990).

1-Her iki fazın büyümesi karşı östenit tane sınırıyla engellenmektedir.

2-Hem asiküler ferrit hemde beynit büyümesi süresince yer alan alaşım elementi hareketi bulunmamaktadır.

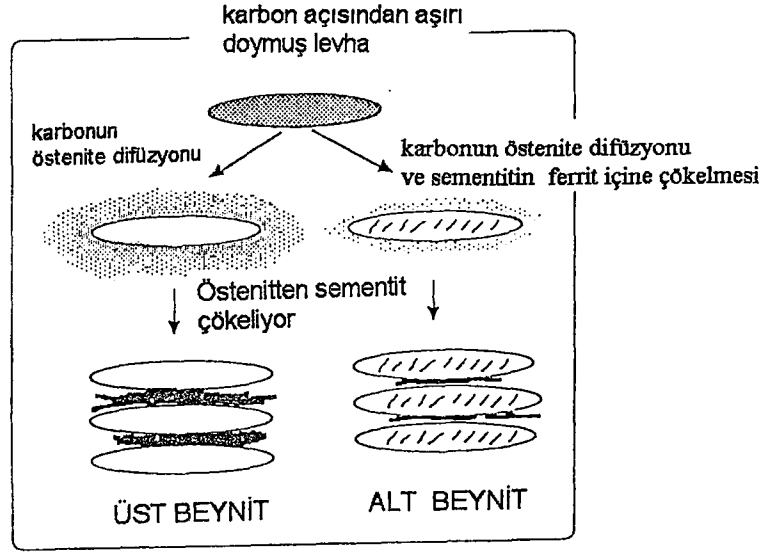
3-Her iki reaksiyon östenit karbon konsantrasyonunun termodinamik açıdan difüzyonsuz büyümenin imkansız olduğu değere yükseldiği noktaya kadar devam etmektedir. Aşırı doymuş ferrit levhalarından karbonun yeniden dağılımı büyümeden sonra vuku bulmaktadır. Böylece büyüme difüzyonsuzdur. Fakat, büyüme karbonun kalıntı östenit içine hareketine engel olunarak devam etmektedir.

4-Asiküler ferrit sadece beynit oluşum sıcaklığının altında oluşmaktadır.

5-Kaynak metalinde inklüzyonların yokluğu asiküler ferritten beynite dönüşümü artırır.

6-Östenit tane sınırlarının tane sınırı ferritle kaplanması asiküler ferrit oluşumunu artırır.

Yukarda sıralanan benzerlikler beynit ve asiküler ferrit'in aynı büyüme mekanizmasına sahip olduklarını vurgulamaktadır. Fakat, dövme çeliklerde alışlagelmiş alt beynite benzer, alt asiküler ferrit ortaya çıkmaktadır. Bu ferritin bünyesinde 60° eğime sahip sementitler bulunmaktadır (Bhadeshia ve Christian, 1990). Üst beynitten alt beynite geçiş, aşırı doymuş beynitik ferritten geriye kalan östenite karbonun geçmesi için direnmesi ve ferrit içinde karbürler olarak çökmesi ile ilişkilendirilmektedir. Bu durum şekil 4.12' de görülmektedir.



Şekil 4.12. Üst beynitten alt beynite geçişin şematik görünümü (Bhadeshia ve Christian, 1990).

Netice olarak, şayet kaynak metalinde karbon oranı artarsa, yapı asiküler ferritten alt asiküler ferrite dönüşmektedir. Yapılan deneysel çalışmada bu gösterilmiş ve asiküler ferritin tane içinde çekirdeklenmiş beynit olabileceği düşüncesi desteklenmiştir (Sudgen ve Bhadeshia, 1989c). Alt asiküler ferrit ; yüksek olan karbonun arta kalan östenit içine difüze olmadan, asiküler ferrit içine çökmesi ile oluşmaktadır.

4.3. Isının Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)

Ergime çizgisinin esas metal tarafında, kaynak sırasında uygulanmış olan ısıнын oluşturduğu çeşitli ısı çevrimlerden etkilenmiş ve dolayısıyla iç yapı değişimine uğramış bir bölge vardır; bu bölgeye ısıнын tesiri altında kalan bölge (ITAB) adı verilmektedir. Isının tesiri altında kalan bölge kaynak metali ile esas

metalin birleştigi sınırdan başlayarak, kaynak işlemi anında sıcaklığın iç yapı, dolayısıyla ana metalin özelliklerini etkilediği bölgedir.

Çeliklerin kaynağında bu bölgede sıcaklık 1450 - 700 °C arasında değişmektedir. Burada erişilen maksimum sıcaklığa bağlı olarak çeşitli iç yapı ve özellikler gösteren bölgeler görülmektedir.

Bu bölgede erişilen maksimum sıcaklık derecesi, kaynak dikişi eksenine olan uzaklığın ve sıcaklık değişimi de zamanın bir fonksiyonu olarak bilinirse, ITAB'da oluşabilecek mikro yapı bir dereceye kadar önceden tahmin edilebilmektedir. Kaynak sırasında ITAB hızlı bir şekilde ısınmakta ve sonra parça kalınlığı, verilen enerji ve ön tav sıcaklığının fonksiyonu olarak soğumaktadır. Çeliğin bileşimine göre bu soğuma hızı kritik soğuma hızını aştığında, genellikle 900 °C'nin üstündeki bir sıcaklığa kadar ısınmış bölgelerde sert, dolayısıyla kırılgan bir yapı elde edilmektedir. Dolayısıyla bu bölge kaynak bağlantısının en kritik bölgesidir (Anık "vd", 1993).

4.3.1. Isı Tesiri Altında Kalan Bölge'nin Alt Bölümleri

Çeliklerin kaynağında ITAB' da yapı tane büyüklüğü bakımından şu değişik bölgeleri içermektedir.

- İri taneli bölge,
- İnce taneli bölge,
- Kısmen dönüşüme uğramış bölge ve
- İç yapı değişimine uğramamış bölge (Anık "vd", 1993 : Aksoy, 1993).

Easterling (1992) ve Joarder (1991) düşük alaşımlı çeliklerde ITAB'ın bu alt bölümlerine ana metalle kısmen dönüşmüş bölge arasında gerçekleşen karbür küreleşmesini de dahil etmektedirler. ITAB'da ortaya çıkan iç yapı değişiklikleri erişilen sıcaklığın fonksiyonu olarak esas metalin türüne, bileşimine, ısıtılma işlem ve üretim durumuna bağlı olarak çok çeşitlidir. Bu iç yapı değişiklikleri o bölgede erişilen azami sıcaklık derecesi ve etkiye süresi bilinirse, önceden tahmin edilebilmektedir. Buna bağlı olarak da bölgenin fiziksel ve

kimyasal özellikleri saptanabilmektedir. Şekil 4.13'de sıcaklığa bağlı olarak ITAB'ın alt bölümleri gösterilmektedir.

4.3.1.1. Tane irileşen bölge

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

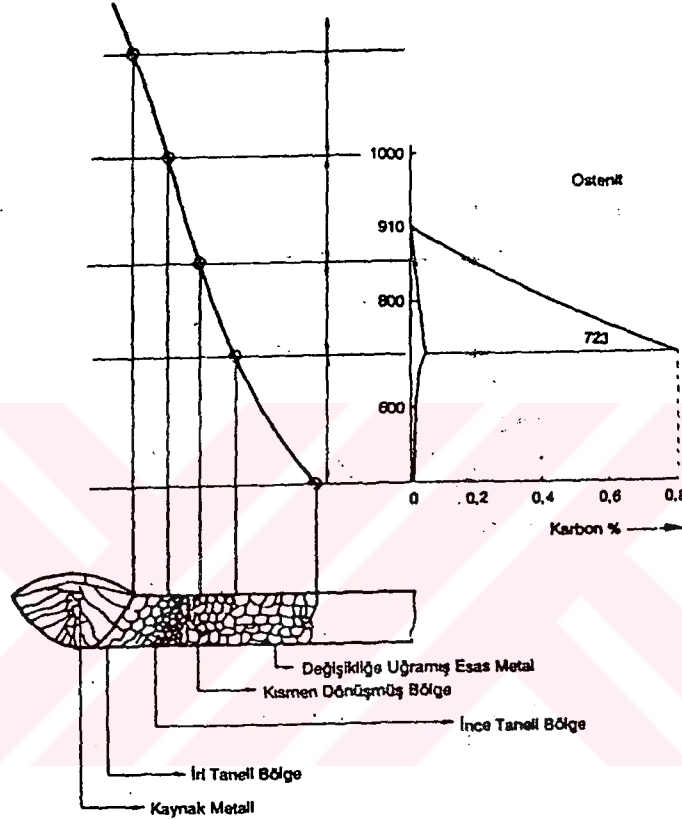
4.3.1.2. Tane incelen bölge

Bu bölgede erişilen maksimum sıcaklık ($\sim 1100^{\circ}\text{C}$) tane irileşen bölgeye göre daha düşüktür. Isıtma süresince $\alpha \rightarrow \gamma$ dönüşümü neticesinde oluşan östenit taneleri büyümek için yeterli zamana sahip olamadıkları için 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 olmaktadır. Çünkü, bu sıcaklıklarda karbonitratlar tane büyümesini engelleme açısından etkilidirler (Easterling, 1992 : Svensson, 1994).

4.3.1.3. Kısmen dönüşmüş bölge

$A_1 - A_3$ sıcaklıkları aralığında ana metaldeki perlit $\alpha \rightarrow \gamma$ dönüşüm sıcaklığının daha düşük olması nedeniyle hızlı bir şekilde östenitleşmektedir.

Oluşan bu östenit, karbon ve mangan açısından zengin olmaktadır. Bu nedenle soğuma hızına bağlı olarak $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü neticesinde oluşabilecek yapılar değişebilmektedir. Oluşabilecek olan muhtemel yapılar ; perlit, üst beynit, temperlenmiş martenzit veya yüksek karbonlu martenzitdir (Easterling, 1992: Aksoy, 1993).



Şekil 4.13. Sıcaklığa bağlı olarak ITAB'ın alt bölümleri.

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 gelmektedir. 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 ana metal

Sıcaklığın maksimum 650 °C' ye kadar çıktığı ve mikro yapıda herhangi bir değişimin görülmediği bölgedir. Ancak, ısıtma ve kalıntı gerilimin ortaklaşa etkisi 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 kitlenmekte ve kırılabilirliğe sebep olmaktadır. Bu problem kaynak sonrası ısıtma veya çok pasolu çalışma ile giderilmektedir (Easterling, 1992 : Anık "vd", 1993).

4.3.2. ITAB'da Meydana Gelebilecek Yapılar

ITAB'da $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü genel olarak, kaynak metalinde olan aynı yolu izlemekle (Svensson, 1994) birlikte, kaynak metali ile ITAB arasında nihai yapıyı oldukça farklı kılan bazı önemli farklılıklar bulunmaktadır. Bunların en önemlisi kaynak metalinde curuf parçacıklarının ve kolon tipi östenitin varlığıdır. Kaynak metalinde metalik olmayan inklüzyonlar nedeniyle asiküler ferrit oluşurken, ITAB da asiküler ferrite rastlanmamaktadır. Ancak özel alaşımlandırılmış çeliklerin ITAB'ın da rastlanmaktadır (Svensson,1994).

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 4.11 nolu eşitlik ile verilmektedir.

$$d\gamma^{1/n_1} = d\gamma_0^{1/n_1} + K_0 \exp(-Q/RT).t \quad (4.11)$$

$d\gamma$ = Zamana bağlı tane boyutu, $d\gamma_0$ = 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 integre edilmelidir. Numerik ve analitik olarak sık sık kullanılan prosedürleri açıklığa kavuşturmak için, integrasyon biraz daha karmaşık hale sokulabilir. Isınma ve soğuma eğrisinin yüksek sıcaklık kısmının şekil 4.14'de görüldüğü gibi bir parabolle belirlenebileceği kabul edilerek, integral şu şekilde çözülebilmektedir.

$$\int \exp(-Q/RT)dt = \alpha \exp(-Q/Rt_p) \quad (4.12)$$

Burada T_p , Erişilen en yüksek sıcaklık, α ve t ise, kalın ve ince levha için ayrı ayrı şu formüllerle verilmektedir.

Kalın levha için:

$$\alpha = \sqrt{2\pi R_p T_p / Q} \quad (4.13)$$

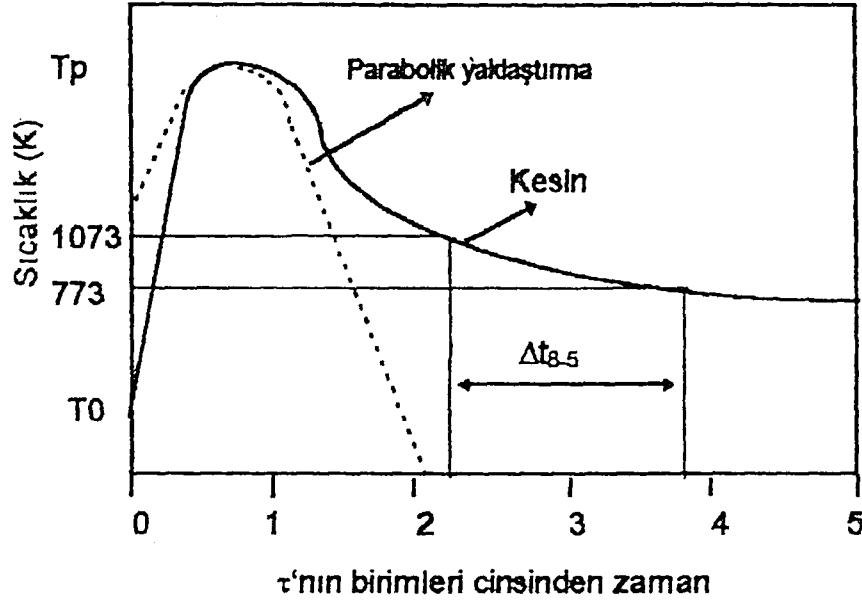
$$t = (q/v) / [2\pi\lambda e(T_p - T_0)] \quad (4.14)$$

İnce levha için :

$$\alpha = 2\sqrt{\pi R_p / Q} \quad (4.15)$$

$$t = (q/vd)^2 / [2\pi\lambda p e(T_p - T_0)^2] \quad (4.16)$$

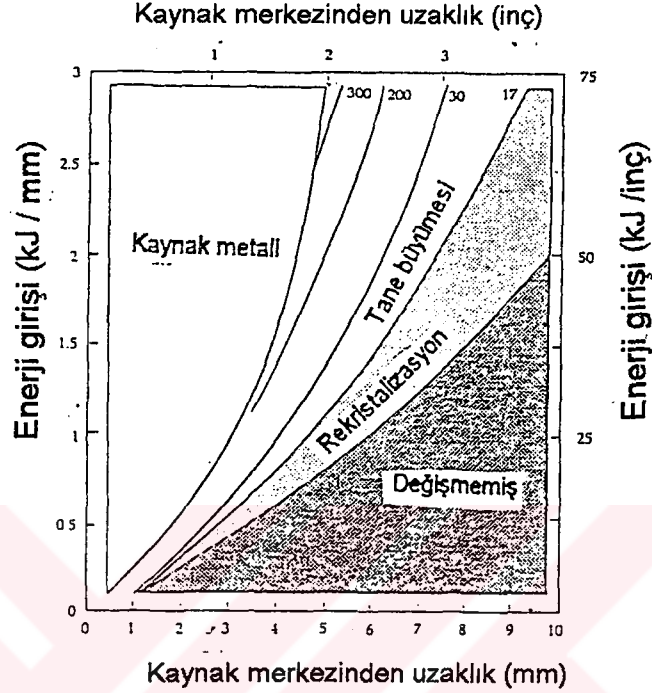
d = kalınlık, q/v = enerji girişi, T_0 = başlangıç sıcaklığı (Svensson, 1994).



Şekil 4.14. Isı çevrimi eğrisinin yüksek sıcaklık kısmının bir parabol olarak tanımlanmasının şematik gösterimi (Svensson, 1994).

Bu çözümleri başarmak için, yüksek enerjili hızlı kaynak sınırlandırılması durumu kullanılmıştır. Tane boyutu hesaplamalarını içeren bu ifadeler, tam anlamıyla kesinlik ifade etmemektedirler. 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. Erişilen maksimum sıcaklık ve enerji girişine bağlı olarak tane büyümesini göstermek amacıyla Şekil 4.15'deki grafik gösterilmiştir.

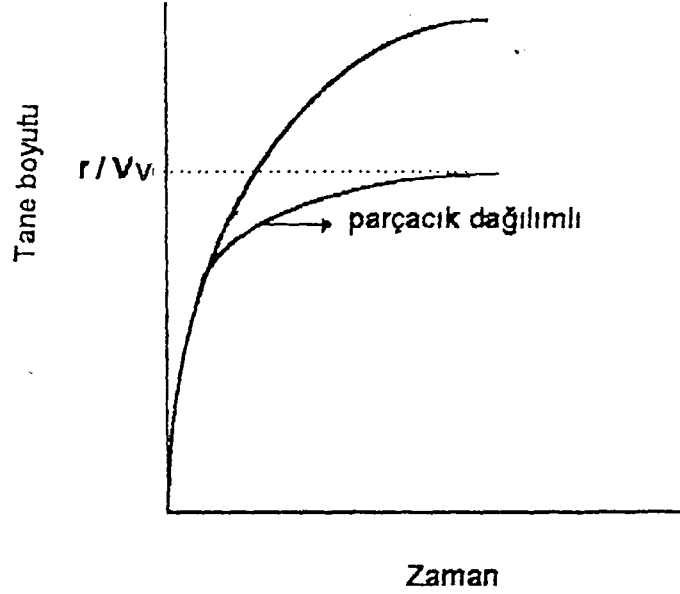
Östenit tane büyümesi tamamiyle serbest bir biçimde olmamaktadır. Temel olarak iki mekanizma tarafından sınırlandırılmaktadır. Birinci mekanizma hemen hemen bütün çeliklerde görülebilen ısı engellemedir. Bu mekanizma gerçek ITAB'da gerçekleşen maksimum tane boyutu ile ITAB'ı temsil etmek amacıyla, yapay olarak oluşturulmuş numunedeki maksimum tane boyutunun karşılaştırılması neticesinde bulunmuştur. Deneysel çalışmalar gerçek ITAB'da tane boyutunun daha küçük olduğunu göstermiştir (Svensson, 1994).



Şekil 4.15. Erişilen maksimum sıcaklık ve enerji girişine bağlı olarak hesaplanmış östenit tane boyutunu veren üç boyutlu grafik. Hesaplamalar Niobium ile mikro alaşımlandırılmış çelik için yapılmış ve üç boyutlu ısı akışının olduğu kabul edilmiştir (Easterling, 1992).

Çeliklerin kaynağında, orta seviyede enerji girişiyle yapılan kaynakta en etkili sonuç elde edilmiştir. Birinci mekanizmanın oluşumu tam manasıyla anlaşılamamış ise de, yüksek sıcaklığa maruz kalmayan küçük tanelerin kendilerine komşu olan ve yüksek sıcaklığa maruz kalmış tanelerin büyümesini engellediklerine inanılmaktadır.

İkinci mekanizma olarak, çoğu zaman dışardan bilinçli olarak ilave edilen alaşım elementlerinin etkisi olarak ele alınmaktadır. Çelik içerisinde dağılmış olan partiküllerin hacim oranı V_v ise, Partikül tarafından sınırlandırılmış tane boyutu Şekil 4.16 'da gösterildiği gibi belirtilmektedir.



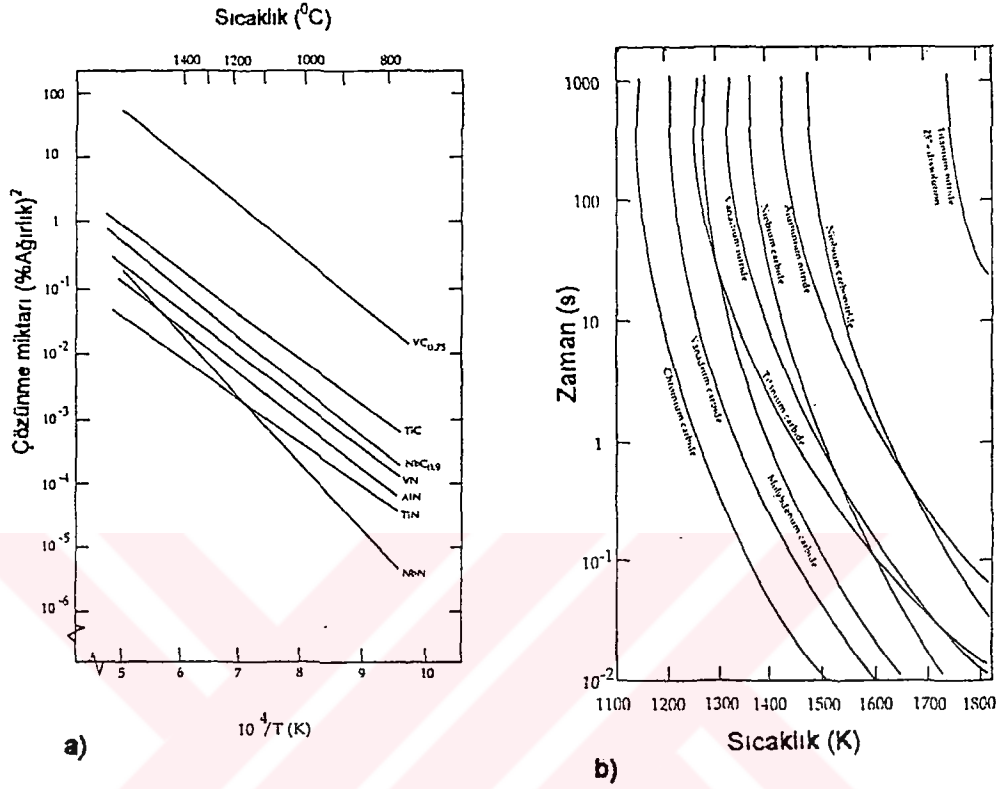
Şekil 4.16. Çelikte dağılan partiküllerin hacim oranı V_v olduğu andaki, elde edilen maksimum tane boyutunun gösterilmesi (Porter ve Easterling, 1981).

Maksimum tane boyutu 4.17'nolu eşitlik ile verilmektedir.

$$D_{\max} = 4r / 3V_v \quad (4.17)$$

r = Partikül yarıçapıdır.

Şekil 4.17a'da bilinçli olarak eklenen alaşım elementlerinin oluşturmuş oldukları bileşikler arasında en yaygın olanları olan karbürler ve nitrürlerin sıcaklıkla olan çözünme miktarı, şekil 4.17b'de ise, sıcaklığa bağlı olarak karbür ve nitrürlerin östenit içinde tamamen çözünmeleri için gerekli olan süre gösterilmektedir. Şekillerden de görüleceği gibi, titanyum nitrat çok yüksek sıcaklıklara kadar kararlılığını korumaktadır.



Şekil 4.17. a) Tane büyümesini engelleyen, karbürler ve nitratların sıcaklıkla olan çözünme miktarı, b) Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak, östenit içerisindeki karbür ve nitrürlerin tamamıyla çözünebilmeleri için hesaplanmış zamanlar (Easterling, 1992).

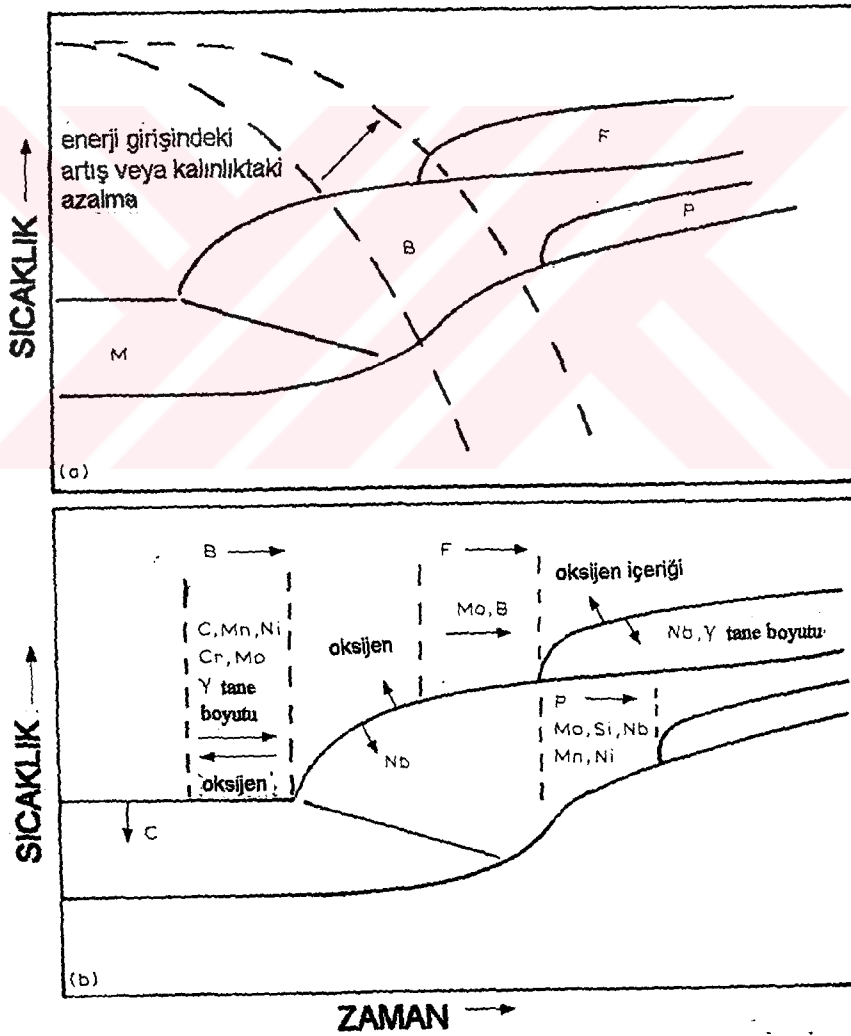
4.4. Sürekli Soğuma Diyagramları (CCT)'nin Kaynakta Önemi

Kaynak işleminde CCT diyagramları üzerinde yapılan çalışmalar yeni olmayıp, uzun bir süreden beri devam etmektedir. CCT diyagramları kaynak işlemi süresince metalurjik olayların anlaşılmasına büyük oranda katkıda bulunmaktadır. Kaynakta CCT diyagramlarının en çok kullanıldığı alanlar şöyle sıralanabilir;

- ITAB'ın mikro yapısının belirlenmesinde,
- Kaynak metali mikro yapısının belirlenmesinde,

- ITAB'da hidrojen kırılmalığıının tespitinde,
- ITAB'ın tokluğunun belirlenmesinde,
- Kaynak metalinin tokluğunun belirlenmesinde ve
- Yeniden ısıtma gibi durumlarda çatlama riskinin belirlenmesinde bir model geliştirmek için kullanılır (Harrison ve Farrar, 1989).

Alaşıım elementleri, kaynak enerji girişı veya kaynak edilen parça kalınlığı ve östenit tane boyutu CCT üzerinde büyük bir etkiye sahiptirler. Bunların etkileri şekil 4.18a ve b de gösterilmektedir.



Şekil 4.18. a) Kaynak enerji girişı ve b) Alaşıım elementleri ve östenit tane boyutunun CCT diyagramı üzerindeki etkileri (Harrison ve Farrar, 1989).

5. DENEY ÇALIŞMALARI

5.1. Deney Malzemeleri ve Kaynağa Hazırlanması

Kaynak deney numuneleri Ereğli Demir - Çelik Fabrikası tarafından üretilen SAE 1020 eşdeğerinde, açık analizi tablo 5.1' de verilen 20 mm kalınlığa sahip levhalardan hazırlanmıştır.

Tablo 5.1. Deneyde kullanılan çeliğin açık analizi (%Ağırlık).

C	Mn	Si	P	S
0.196	0.6	0.26	0.008	0.039

Orjinal levhadan alınan 20 mm x 20 mm x 20 mm ebadındaki numune gerekli metalografik işleme tabi tutulduktan sonra, tane boyutu ASTM E - 112' ye göre doğrusal kesişim metoduyla (Voort, 1984) belirlenmiştir. Doğrusal kesişim metodunda asetata 79.58, 53.05 ve 26.53 mm çaplara sahip iç içe çizilmiş daireler kullanılarak, ferrit ve perlit tane boyutu 5.1 ve 5.2 nolu eşitlikler yardımıyla bulunmuştur. Ölçümler Olympus marka metal mikroskopunun ekranında 200 büyültmede gerçekleştirilmiştir.

$$L_3 = \frac{V_f \cdot (L_T / M)}{N} \quad (5.1)$$

$$G = (- 6.6457 \cdot \log L_3) - 3.298 \quad (5.2)$$

V_f = Tane boyutu bulunulması istenilen fazın hacim oranı, N = Toplam kesilen tane sayısı, L_T = Toplam uzunluk (mm), M = Büyültme, L_3 = Tanede doğrusal olarak kesilen mesafe (mm) ve G = ASTM tane boyut numarasıdır.

Kaynak öncesinde kaynak yapılacak numunelerin dört farklı tane boyutuna sahip olmaları planlandığı için, orjinal numune dışında üç farklı tane boyutuna daha ihtiyaç duyulmuştur. Ancak, elde edilecek yeni tane boyutlarının bir tanesinin orjinal malzemeninkinden küçük, diğer ikisinin büyük olması planlanmıştır. Bunu gerçekleştirmek için orjinal levhadan alınan 20 mm x 20 mm x 20 mm ebatlarındaki numunelere tane küçültme ve tane büyültme ısı işlemleri uygulanmıştır. Bundan sonra, ısı işlem uygulanmış numunelerde tane boyutunu belirleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Orjinal malzemenin tane boyutunun belirlenmesinde olduğu gibi, bunlarda da doğrusal kesişim yöntemi kullanılmıştır. Tane küçültme tavlamaına tabi tutulmuş numunelerde, orjinal numunelerde olduğu gibi, tane boyut numaraları 5.1 ve 5.2 nolu eşitlikler yardımıyla bulunmuştur. Bunlarda büyültme olarak 400 büyültme seçilmiştir. Tane büyültmesine tabi tutulan numunelerde ise, ferrit tane boyutu orjinal malzemenin sayımında kullanılan uzunluklar kullanılarak, 5.1 ve 5.2 nolu eşitlikler yardımıyla bulunmuştur. İri taneli numunelerde perlit tanelerinde yönlenme görüldüğü için, kesilen perlit taneleri sayısı 5.3 nolu eşitlik ile bulunmuştur. Bulunan bu perit sayıları 5.1 ve 5.2'de yerine konularak, perlitlerin tane boyut numaraları bulunmuştur. Bunların ölçümlelerinde 70 mm uzunluğunda asetat üzerine çizilmiş 7 adet çizgi kullanılmıştır. Büyültme olarak ise 100 büyültme seçilmiştir.

$$N_p = 1/3 (NL_{,ç} + NL_{,d} + NL_{,p}) \quad (5.3)$$

Burada; N_p = Kesilen ortalama perlit tane sayısı, $NL_{,p}$ = Yönlenmeye paralel yönde kesilen perlit tane sayısı, $NL_{,d}$ = Yönlenmeye dik yönde kesilen perlit tane sayısı, $NL_{,ç}$ = Yönlenmeye çapraz olarak kesilen perlit tane sayısı.

Tane küçültme ve büyültme ısı işlemleri denemeleri neticesinde planlanan tane boyutlarını veren ideal sıcaklıklar, süreler ve soğutma biçimleri tespit edilmiştir. Tane küçültme ısı işlemi için en iyi sonuç 880 °C'de 15 dakika beklemeden sonra havada kendi halinde soğuma neticesinde elde edilirken, tane büyültmede 1000 °C ' de 15 dakika ve 1100 °C' de 45 dakika beklemeden sonra fırında soğutmayla elde edilmiştir.

Kaynak deneylerinde her bir tane boyutu için üç farklı enerji girişi planlandığı için, orjinal levhalardan 150 mm x 200 mm x 20 mm ebatlarında toplam 12 adet gerçek kaynak deney numuneleri hazırlanmıştır. Daha sonra bu numunelerin 3 tanesi daha önceden belirlendiği şekilde 880 °C 'de tane küçültme, diğer altı numune ise 1000 °C ve 1100 °C 'de tane büyültme ısıtma işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Gerekli ısıtma işlemlerinden sonra bu gerçek kaynak numunelerinden alınan 20 mm x 20 mm x 20 mm ebatlarındaki küçük numuneler üzerinde tekrar doğrusal kesişim yöntemiyle bir tane boyutu sayımı yapılmıştır. Böylece, ısıtma işlem görmeyen ve görenlerle beraber istenilen dört farklı tane boyutu elde edilmiştir. Kaynak öncesinde dört farklı tane boyutlarına sahip 12 adet numunenin kalınlıkları 20 mm' den 12.5 mm' ye indirilmiştir. Böyle yapılmasının nedeni ise, özellikle tane irileştirme ısıtma işlemleri neticesinde yüzeydeki dekarbürizasyon tabakasını ortadan kaldırmak, kaynak için temiz bir yüzey hazırlamak ve standart kaynak numunesi (Jorder "vd", 1991) sağlamaktır.

5.2. Kaynak Deney Numunelerinde Isıl Özelliklerin Belirlenmesi

Tane küçültme ve büyültme ısıtma işlemlerinin kaynak numunelerinin ısı iletkenlik katsayısı ve ısı kapasitesini değiştirebileceği düşünülerek, bu iki fiziksel özelliğin belirlenmesine karar verilmiştir. Isı iletkenlik katsayıları ve ısı kapasiteleri F.Ü. Kimya Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ısı iletkenlik katsayısı belirleme cihazı ve ısı kapasitesi belirleme cihazı kullanılarak bulunmuştur. Isı iletkenlik katsayıları için 25 mm çapında ve 102 mm uzunluğunda, ısı kapasiteleri için 100 mm x 100 mm x 12.5 mm ebadında orjinal ve ısıtma işlem görmüş numuneler kullanılmıştır.

5.3. Uygulanan Kaynak Tekniği

Kaynak parametrelerini kolaylıkla kontrol etmek amacıyla toz altı kaynak tekniği kullanılmıştır. Kaynak, kaynak ağızı açmadan yüzeye bir paso çekilerek gerçekleştirilmiştir.

Kaynak işleminde Oerlikon firması tarafından üretilen DIN'e göre S1 ve AWS'ye göre EL - 12 normlu 3.2 mm çapında kaynak teli kullanılmıştır. Kaynak tozu olarak ise, kaynak teliyle uyumlu olan OE S1 (F6A2 - EL - 12) kullanılmıştır. Bunların bileşimleri tablo 5.2 de verilmektedir.

Tablo 5.2. Kaynak tozu ve telinin açık analizi (% Ağırlık).

Kaynak Tozu				
SiO ₂	CaO + MgO		Al ₂ O ₃ + MnO	
40	10		45	
Kaynak Teli				
C	Mn	Si	Cr	Mo
0.12	0.5	0.1	-	-

5.4. Kaynak Parametreleri ve Enerji Girişİ

Enerji girişı 3.2. nolu eşitlik kullanılarak hesaplanmıştır. Deneyde toz altı kaynak makinesi kullanıldığı için, ark verimliliği 0.90 olarak alınmıştır. Deneyde kullanılan kaynak parametreleri ve enerji girişleri tablo 5.3' de verilmektedir.

Tablo 5.3. Kaynak parametreleri ve enerji girişleri.

Akım (Amp)	Gerilim (Volt)	Kaynak Hızı (mm/dak)	Enerji Girişı (kJ/mm)
500	32	1980	0.495 ($\cong$ 0.5)
420	34	780	0.988 ($\cong$ 1)
400	35	420	1.80

5.5. Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri

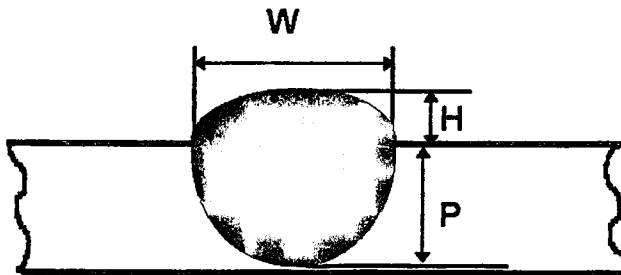
Kaynak işlemi gerçekleştirildikten sonra, kaynak bölgesinden mekanik yolla 15 mm x 40 mm x 12.5 mm ebatlarında metal mikroskobu için inceleme numuneleri çıkartılmıştır. Bu numuneler 80 nolu zımparadan başlayan ve 1200 numaraya kadar devam eden zımparalardan geçirilip, 6 ve 1 μ elmas pastalara tabi tutulduktan sonra, %2 nitalde dağlanmışlardır. Böylece numuneler metal mikroskopda incelenmeye hazır hale getirilmişlerdir.

Metal mikroskobunda gerekli büyütmelerde incelemeler yapıldıktan sonra, kaynak metalinde ve ITAB'da uygun büyütmelerde resimler çekilmiştir.

Optik mikroskopda kullanılan numunelerin boyları kısaltılıp, 15 mm x 20 mm x 12.5 mm' ye getirildikten sonra, bunlar SEM incelemeleri için kullanılmışlardır. SEM incelemeleri O.D.T.Ü Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümünde gerçekleştirilmiştir. SEM'de de kaynak metalinde ve ITAB'da değişik büyütmelerde resimler çekilmiştir.

5.6. Kaynak Dikişi Boyutlarının Belirlenmesi

Kaynak bölgesinden mekanik yolla 15 mm x 40 mm x 12.5 mm ebatlarında çıkartılan numuneler 80 nolu zımparadan başlayan ve 1200 numaraya kadar devam eden zımparalardan geçirilip, 6 ve 1 μ elmas pastalara tabi tutulduktan sonra %4 nitalde dağlanmışlardır. Daha sonra, şekil 5.1'de gösterilen değerler (W: dikiş genişliği, H: dikişin üst kısım yüksekliği, P: dikişin derinliği) tesbit edilmiştir. Dikiş ile ilgili bu değerler mikroskopta 100 büyültme altında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.1. Kaynak dikişinin boyutları.

5.7. Dikişte Kolon Tipi Taneler Arasındaki Mesafenin Bulunması

Kaynak dikişi boyutlarını belirlemek için çıkartılan numuneler dikişte kolon tipi taneler arasındaki mesafeleri belirlemek için de kullanılmışlardır. Ölçümler ASTM E112' ye göre doğrusal kesişim metoduyla yapılmış ve kolon tipi tanelerin boyuna büyüme yönünde gerçekleştirilmiştir. Ölçümlerde 100 büyültme seçilmiştir.

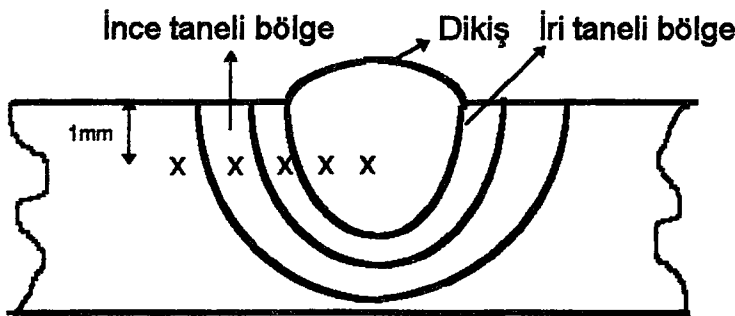
5.8. ITAB'ın Genişliklerinin Belirlenmesi

Kaynak dikişi boyutlarını belirlemek için çıkartılan numuneler ITAB'ın genişliklerini belirlemek için de kullanılmıştır. Ölçümler metal mikroskobunda 100 büyültmede, yüzeyin 1mm altında gerçekleştirilmiştir.

5.9. Sertlik Ölçümleri

Kaynak bölgesinden mekanik yolla 15 mm x 40 mm x 12.5 mm ebatlarında çıkartılan sertlik ölçüm numuneleri 80 nolu zımparadan başlayan ve 1200 numaraya kadar devam eden zımparalardan geçirilip, 6 ve 1 μ elmas pastalara tabi tutulduktan sonra %2 nitalde dağlanmışlardır.

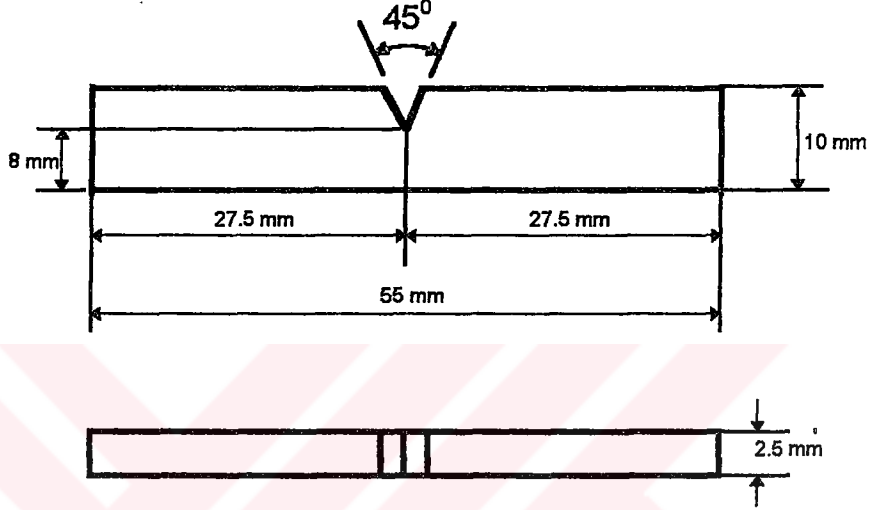
Sertlik ölçümleri için Vickers sertlik ölçüm yöntemi kullanılmış ve 5 kg. yük seçilmiştir. Sertlik ölçümleri şekil 5.2' de görüldüğü gibi yüzeyin 1mm altında, dikişte ve ITAB'ın her bölgesinde yapılmıştır.



Şekil 5.2. Sertlik ölçüm bölgeleri.

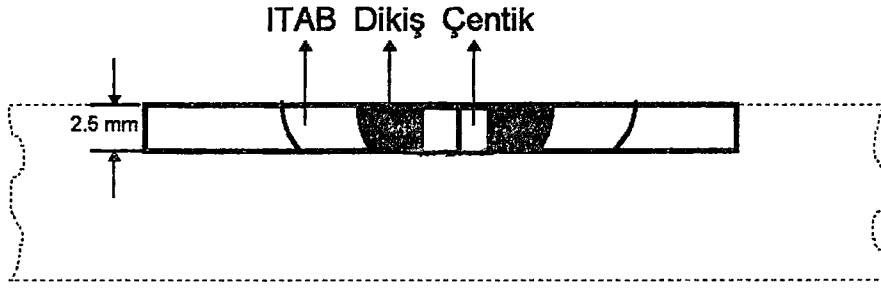
5.10. Tokluk Deneyi

Dikiş ve ITAB'ın tokluklarını bulmak için Charpy tokluk yöntemi seçilmiştir. Bunun için BS 131 : 2 : 1972 ' ye göre 10 mm x 55 mm x 2.5 mm ebatlarında numune boyutları kullanılmıştır (Şekil 5.3).

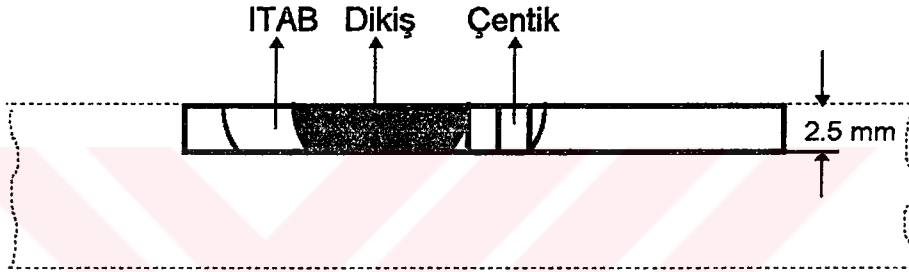


Şekil 5.3. BS :131 : 2: 1972 ' ye göre 10 mm x 55 mm x 2.5 mm ebadındaki tokluk numunesi.

Bu boyutların kaynak metaline ve ITAB'a uygulanışı şekil 5.4 ve 5.5' de görülmektedir. Şekil 5.3'teki tokluk numunesini elde etmek için, önce dikişin üst kısmı frezede silinip, kaynaklı yüzey tamamen düzlenmiştir. Daha sonra kaynak çekilmeyen yüzeyden talaş alınarak, kalınlık 2.5 mm' ye kadar düşürülmüştür. Böylece dikişin ve ITAB'ın 2.5 mm kalınlık içinde kalması sağlanmıştır. Kalınlığı 2.5 mm' ye düşürülen kaynaklı numuneler 10 mm genişliklerinde kesilmişlerdir. Bu şekilde, 10 mm x 150 mm x 2.5 mm ebadına gelen charpy numunelerinin kenar kısımları %4 nital ile dağlanıp, dikiş ve ITAB tespit edilmiştir. Bu tespitten sonra 10 mm x 150 mm x 2.5 mm ebattaki numune, dikişin tokluğu için dikişin 55 mm' lik uzunluğun tam ortasında kalacak şekilde, ITAB için ITAB tam ortada kalacak şekilde, 10 mm x 55 mm x 2.5 mm ebadında kesilmiştir. Charpy numunesi boyutlarına getirilen numunelere çentik açılmıştır. Açılan çentiğin boyu 2 mm, açısı 45° derece ve çentik ucu 0.25 mm yarıçapındadır.



Şekil 5.4. Dikiş için tokluk numunesinin çıkartılışı.



Şekil 5.5. ITAB için tokluk numunesinin çıkartılışı .

Her bir tane boyutu ve enerji girişi için dikişten ve ITAB'dan üçer adet olmak üzere, tokluk numuneleri çıkartılmış ve bunlar kırıldıktan sonra ortalamaları alınmıştır. Ayrıca ana malzemelerin kendilerinde de her bir tane boyutu için üçer adet tokluk numunesi çıkartılarak kırılmış ve ortalama değerleri alınmıştır. Numuneler F. Ü. Müh. Fak. Mak. Müh. Bölümü Malzeme laboratuvarında bulunan tokluk cihazıyla kırılmıştır. Cihazdan okunan kpm değerleri Joule çevrildikten sonra kırılan alana bölünerek, değerler J / cm^2 cinsinden elde edilmiştir.

Tokluk numuneleri kırıldıktan sonra, kırık yüzeyler O.D.T.Ü. Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümünde SEM'de incelemeye tabi tutulmuşlardır.

6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

6.1. Tane Boyutu Belirleme Sonuçları

Doğrusal kesişim metoduyla bulunan tane boyutları tablo 6.1'de verilmektedir.

Tablo 6.1. Kaynak yapılan numunelerin başlangıç ferrit ve perlit tane boyutları.

Numune no	Isıl işlem durumu	$L_{3\alpha}$ (μm)	L_{3p} (μm)	G_{α}	G_p
1	880 °C'de 15 dk. beklemiş ve havada soğumuş.	10.6	6.3	9.8	11.3
2	Orjinal malzeme	19.2	10.1	8.12	9.9
3	1000 °C'de 15 dk. beklemiş ve fırında soğumuş.	37	28.5	6.2	7
4	1100 °C'de 45 dk. beklemiş ve fırında soğumuş.	68.1	54.4	4.5	5.1

Tablo 6.1'de görüldüğü gibi, sıcaklık ve bekleme süresinin artışıyla beraber ferrit ve perlit tane boyutu da artmıştır. Genel ısıl işlem kurallarına göre sıcaklık yükselmesiyle östenit tane boyutu da büyümektedir (Askeland, 1994, : Yıldırım, M.M., 1994) . Östenit bölgesinden soğuma süresince ise, iri östenit tanelerinden iri ferrit ve iri perlit taneleri meydana gelmektedir. Tane küçültmede ise, östenit bölgesine girilmekte ancak, oluşan östenitler sıcaklığın kısmen düşük olması ve bekleme süresinin yetersiz olması nedeniyle büyümeye süre bulamamaktadırlar. Soğuma esnasında ise, küçük taneli östenitler küçük taneli ferrit ve perlite dönüşmektedirler.

6.2. Isıl İletkenlik ve Isı Kapasitesi Ölçüm Sonuçları

100 °C' deki ısı iletkenlik katsayısı ve 25 - 60 °C arasındaki ısı kapasitesi ölçüm sonuçları tablo 6.2' de verilmektedir.

Tablo 6.2. Kaynak numunelerinin ısı iletkenlik katsayıları ve ısı kapasiteleri.

Numune no	Isıl iletkenlik katsayısı (W / m K)	Isı kapasitesi (J / kg K)
1	54	460
2	50	480
3	44	504
4	39	530

Tablo 6.2 'den de görüldüğü gibi, tane boyutu artışıyla beraber ısı iletkenlik katsayısı düşerken, ısı kapasitesi artmaktadır. Numunelerdeki bu fiziksel değişmelere bunların sahip oldukları iç enerjilerinin ve ısı iletkenlik katsayısı düşük olan perlit tanelerinin sebep olabileceği düşünülmektedir. Tane sınırlarının yüksek enerjili bölgeler olması nedeniyle, tane sınırı sayısı artışıyla beraber malzemenin iç enerjisi de artmaktadır. İç enerjisi artan bir malzemede atom hareketi daha kolay olmaktadır. Çünkü, atom hareketi için gerekli aktivasyon enerjisi düşmektedir (Askeland, 1994). Böylece, iri taneliye göre daha karasız olan ince taneli malzemede ısı iletkenlik artarken, ısı kapasitesi azalmaktadır. İri taneli malzemede ise bunun tersi durum görülmektedir.

6.3. Dikiş Boyutlarını Belirleme sonuçları

Kaynak işleminden sonra kaynak dikişinde ölçülen değerler enerji girişine bağlı olarak Tablo 6.3 'de verilmektedir.

Tablo 6.3. Enerji girişine bağlı olarak dikiş boyutları (mm).

Enerji girişi (kJ/mm) Numune no	0.5			1			1.8		
	W	H	P	W	H	P	W	H	P
1	8	1	3.1	10.3	1	3.3	13.5	1.6	3.1
2	7.7	1.2	3	9.3	1.1	3.15	12.9	1.7	3
3	7.6	1.25	2.95	9.25	1.15	3	12.1	1.8	2.9
4	7.5	1.3	2.9	9.2	1.2	2.9	12	1.9	2.8

Tablo 6.3 'de görüldüğü gibi, aynı enerji girişi için tane boyutu artışıyla dikiş derinliği (P) ve genişliği (W) azalırken, kaynak metalinin üst kısmının yüksekliği (H) artmaktadır. Bunun nedeni ise, 3.10 ve 3.14 nolu eşitlikte görüldüğü gibi, ısı kapasitesindeki artış olarak düşünülmektedir. Ayrıca dikişin derinliği üzerinde akımın büyük etkisi olduğu da görülmektedir.

6.4. Dikişte Kolon Tipi Tanelerin Genişliklerinin Ölçüm Sonuçları

Dikişte kolon tipi taneler arasındaki mesafelerin ölçümü neticesinde elde edilen değerler, enerji girişine bağlı olarak Tablo 6.4. de verilmektedir.

Tablo 6.4. Enerji girişine bağlı olarak kolon tipi tanelerin genişlikleri (L_3 μm); doğrusal olarak kesilen mesafe).

Enerji Girişi (KJ/mm) Numune no	0.5	1	1.8
1	14.6	23.1	35.3
2	15.5	25.2	33.1
3	17.9	24.4	36.3
4	16.8	27.9	34.9

Tablo 6.4'de görüldüğü gibi, bütün tane boyutunda aynı enerji girişi için tane genişlikleri aşağı yukarı aynı olurken, enerji girişindeki artışla beraber bu genişlikler de artmaktadır. Bu da enerji girişindeki artışla beraber katılaşma ve soğumanın daha yavaş olmasıyla ilişkilendirilmektedir.

6.5. ITAB' ın Genişliklerini Belirleme Sonuçları

Ölçülen ITAB genişlikleri enerji girişine bağlı olarak tablo 6.5' de verilmektedir. Tabloda görüleceği gibi, aynı enerji girişinde tane boyutundaki artışla, ITAB' ın genişliği azalmaktadır. Bunun nedeni ise, tane boyutu artışıyla ısı iletkenliğinin azalmasına bağlanmaktadır.

Tablo 6.5. Enerji girişine bağlı olarak ITAB' ın genişlikleri (mm) ,

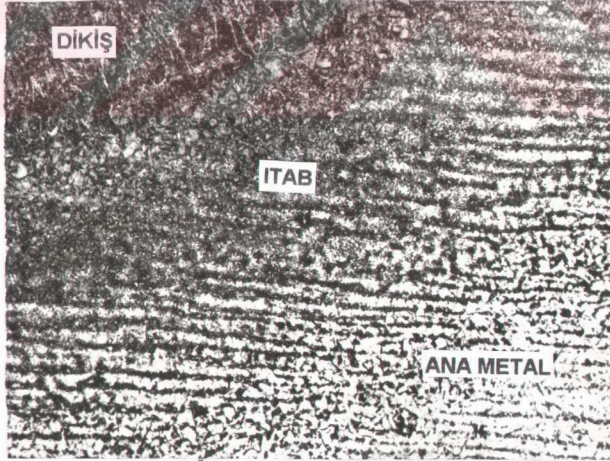
Enerji Girişi (KJ/mm)	0.5	1	1.8
Numune no			
1	1	1.9	3.1
2	0.9	1.7	2.6
3	0.8	1.4	2.3
4	0.7	1.3	2.1

6.6. Metalografik Çalışma Sonuçları

0.5 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesi resim 1'de, ITAB'ın tane irileşen bölgesi resim 2 ve 3'de ve kaynak metali resim 4 ve 5' de verilmiştir. Yine 0.5 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesi resim 6'da, ITAB'ın tane irileşen bölgesi resim 7 ve 8'de ve kaynak metali resim 9' da gösterilmiştir. Optik ve taramalı elektron mikroskoplarında, değişik büyültmelerde çekilen bu resimlerde görüldüğü gibi, 0.5 kJ / mm enerji girişi için

her iki numunenin ITAB'ında tane irileşen bölgede mikro yapı; martenzit ve beynitten oluşmaktadır. Bu yapıların ise, deneyde kullanılan SAE 1020 çeliği için geliştirilmiş CCT diyagramı (Unterweiser ve Cubberrly, 1980) ile uyumlu olduğu görülmektedir. Enerji girişinin düşük ve buna bağlı olarak da soğumanın yavaş olduğu düşünülürse, bu yapıların oluşumu kaçınılmaz olmaktadır. Her iki numunenin tane incelen bölgeleri ise, küçük taneli ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Bu bölgede sıcaklığın fazla yükselmemesi nedeniyle, oluşan östenitler küçük kalmaktadırlar. Buradan soğuma neticesinde ise, küçük tane boyutuna sahip östenitlerden küçük taneli ferrit ve perlitler meydana gelmektedir.

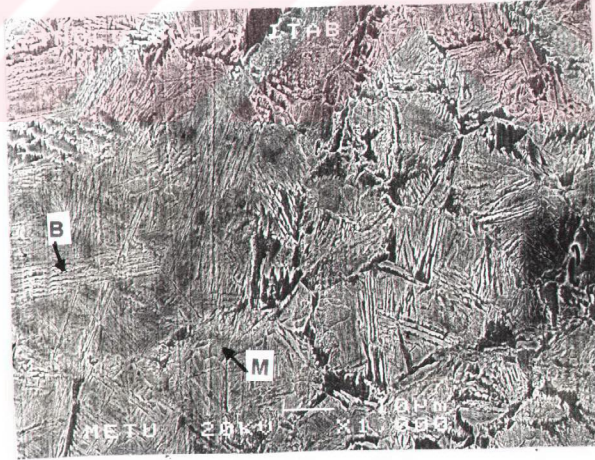
0.5 kJ / mm enerji girişi için her iki numunenin kaynak metalinde hakim olan mikro yapı; martenzit ve beynittir. Enerji girişinin düşük olması nedeniyle, hızlı katılaşma ve soğuma bu yapıların oluşumuna yol açmıştır.



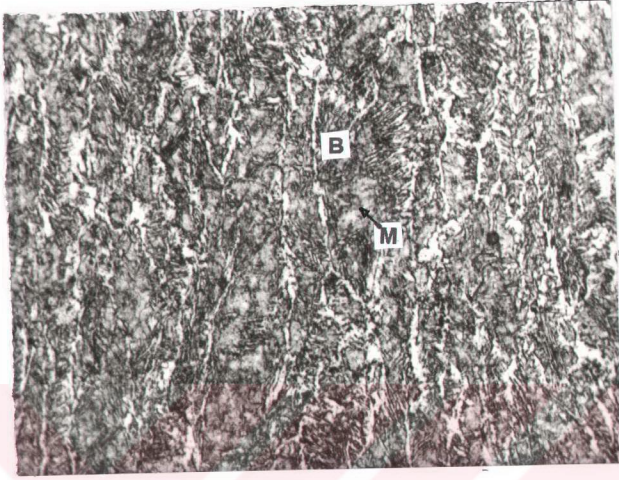
Resim 1. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 1nolu numunenin kaynak bölgesi (X 50).



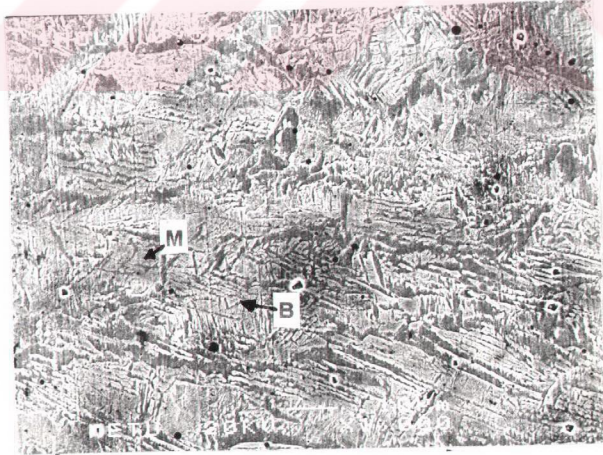
Resim 2. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1nolu numunenin tane irileşen bölgesi (X 200).



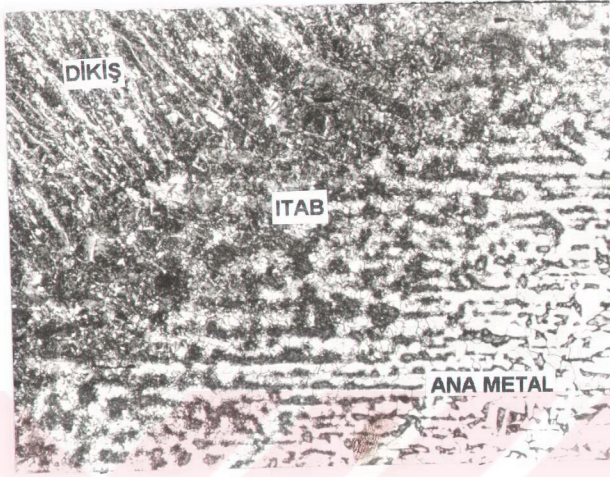
Resim 3. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1nolu numunenin tane irileşen bölgesi (SEM).



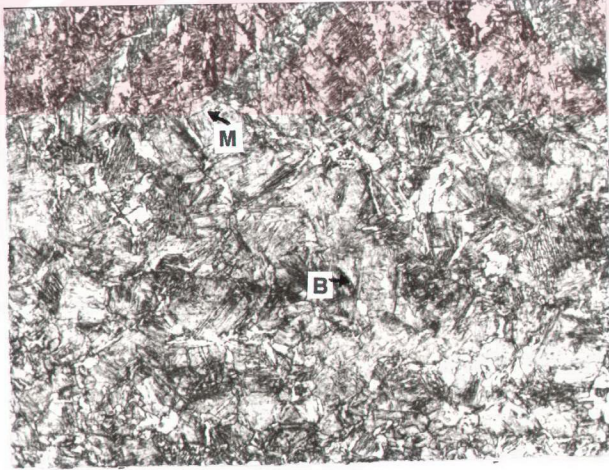
Resim 4. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1nolu numunenin kaynak metali (x 100).



Resim 5. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 1nolu numunenin kaynak metali (SEM).



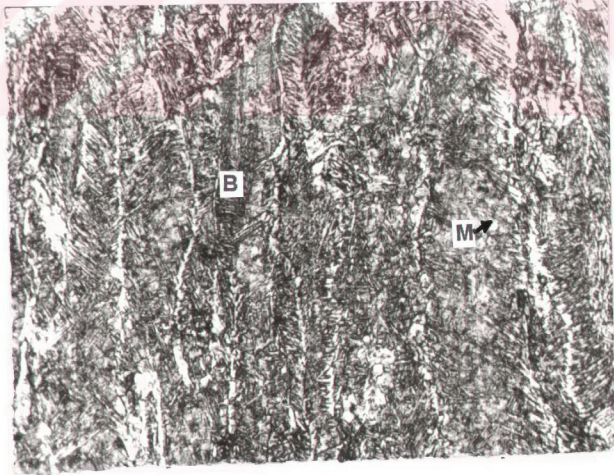
Resim 6. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin kaynak bölgesi (X 50).



Resim 7. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin tane irileşen bölgesi (X 200).



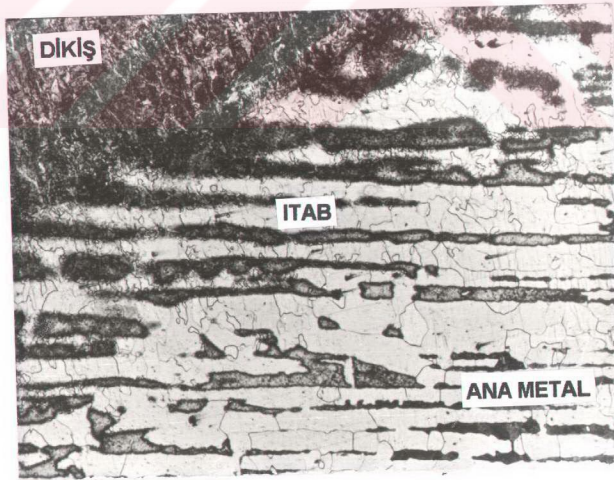
Resim 8. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin tane irileşen bölgesi (SEM).



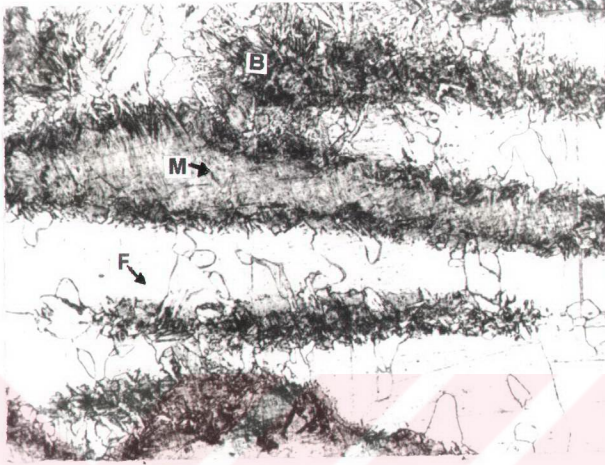
Resim 9. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin kaynak metali (X 100).

0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesi resim 10' da, ITAB'ı resim 11' de ve kaynak metali resim 12 ve 13' de verilmiştir. Yine 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesi resim 14'de, ITAB'ı resim 15 ve 16'da ve kaynak metali resim 17' de gösterilmiştir. 0.5 kJ / mm enerji girişi için her iki numunenin ITAB'ında mikro yapı; martenzit, beynit ve ferriten oluşmaktadır. Başlangıçta iri taneli ferrit ve perlitin östenite dñuřtuėu ancak, tane sınırlarının az olması ve enerji girişinin dñuřk olması nedeniyle, östenit bölgesinde fazla beklenmemesi östenitler arası karbon difüzyonunun tam olarak gerçekteşmemesine neden olmaktadır. Dñuřk enerji girişinde soğumanın hızlı olması, karbon açısından zengin östenitlerin yüksek karbonlu martenzit ve beynite dñuřmesine neden olurken, karbon açısından fakir östenitler ferrite dñuřmektedir.

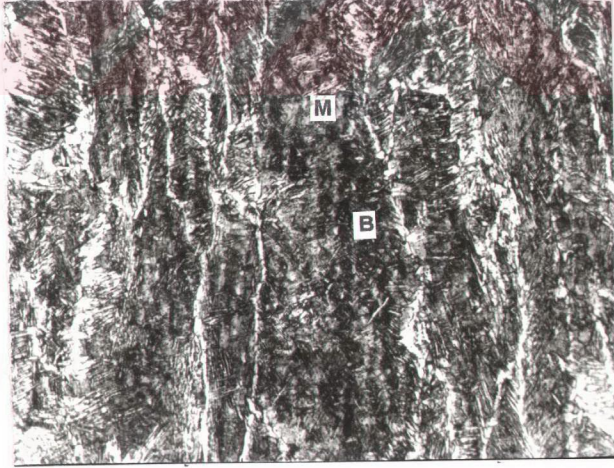
0.5 kJ / mm enerji girişi için her iki numunenin kaynak metalinde hakim olan mikro yapı; martenzit ve beynittir. Enerji girişinin dñuřk olması nedeniyle hızlı katılaşma ve soğuma bu yapıların oluşumuna yol açmıştır.



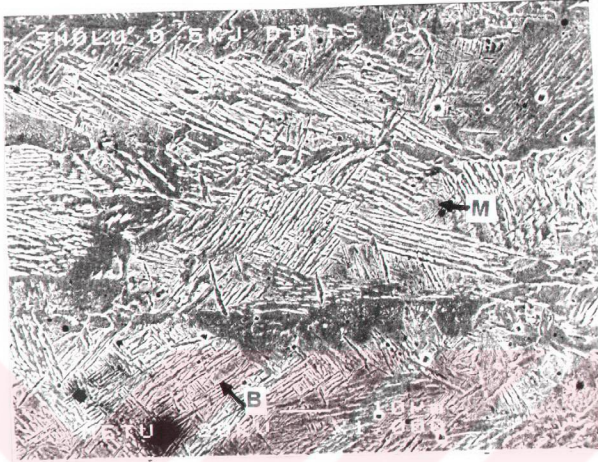
Resim 10. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesi (X 50).



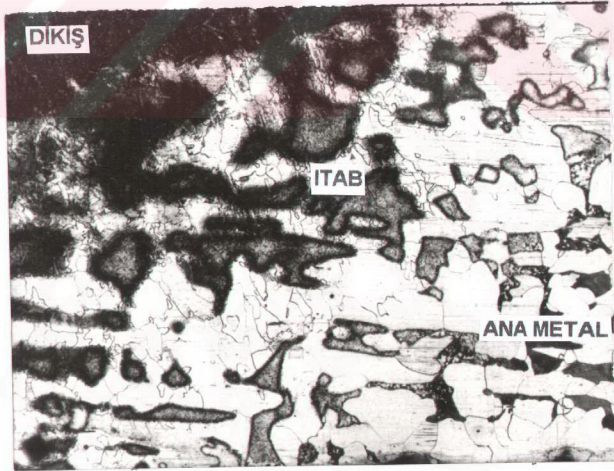
Resim 11. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin ITAB'1 (X 200).



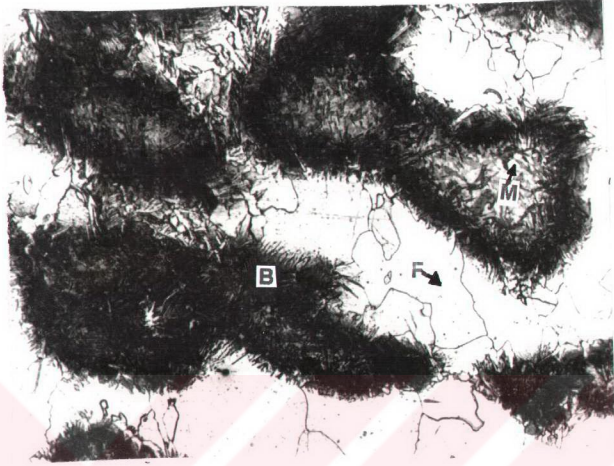
Resim 12. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin kaynak metali (X 100).



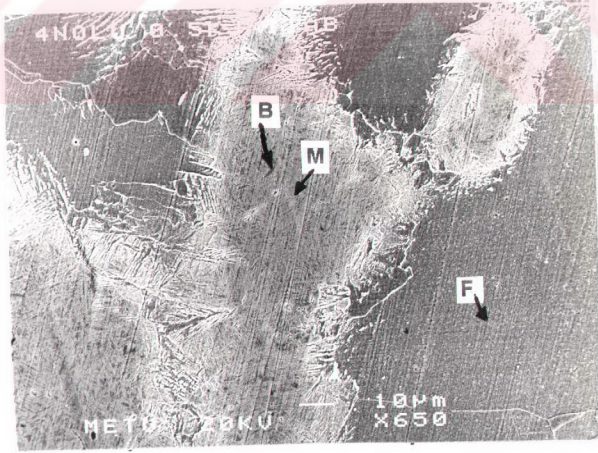
Resim 13. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metali (SEM).



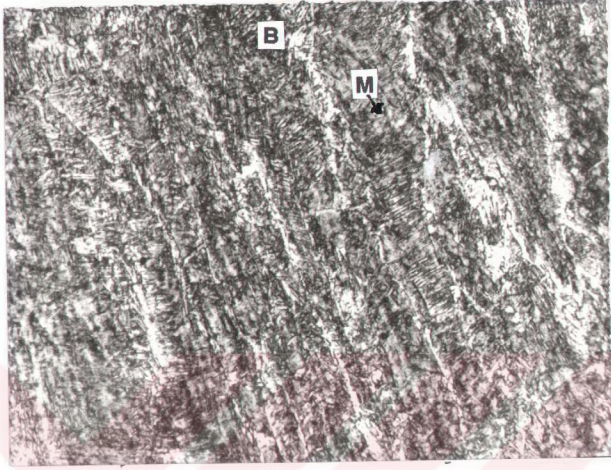
Resim 14. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesi (X 50).



Resim 15. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin ITAB'ı (X200).



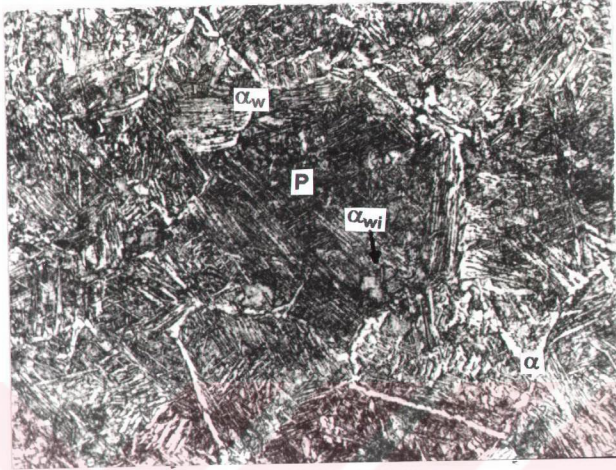
Resim 16. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin ITAB'ı (SEM).



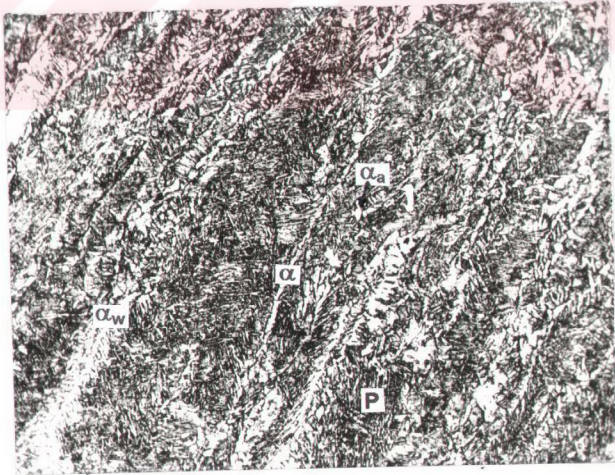
Resim 17. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak metali (X 100).

1 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin ITAB'ının tane irileşen bölgesi resim 18'de ve 2 nolu numuneninki ise resim 20' de verilmiştir. Yine bu enerji girişı için, 1 nolu numunenin kaynak metali resim 19' da ve 2 nolu numunenin kaynak metali resim 21' de gösterilmektedir. Resimlerden de görüldüğü gibi, her iki numunenin ITAB'ında tane irileşen bölgede mikro yapı; tane sınırı ferrit, tane sınırı widmanstatten ferrit, tane içi widmanstatten ferrit ve perlitten oluşmaktadır. 3.15 nolu eşitlik göz önünde bulundurulduğunda, nispeten yüksek enerji girişinin daha uzun soğuma süresine sebep olması, daha yumuşak yapıların oluşumunu kaçınılmaz hale getirmektedir.

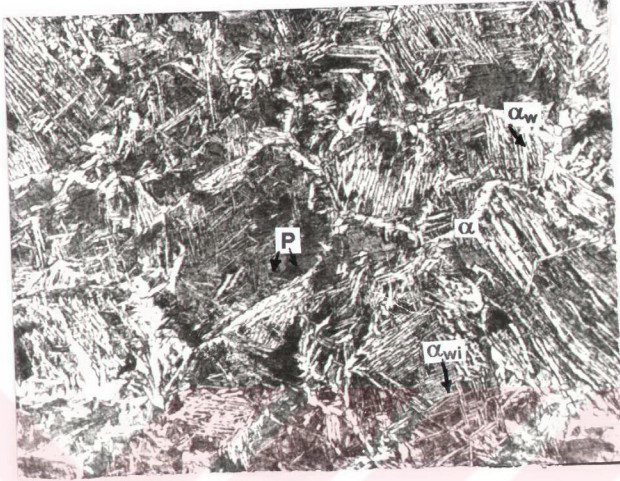
Bu enerji girişinde her iki numunenin kaynak metalindeki mikro yapı; tane sınırı ferrit, tane sınırı widmanstatten ferrit, asiküler ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Enerji girişindeki yükselme daha yavaş katılaşmaya ve soğumaya sebep olarak, yumuşak yapıların oluşumuna yol açmıştır.



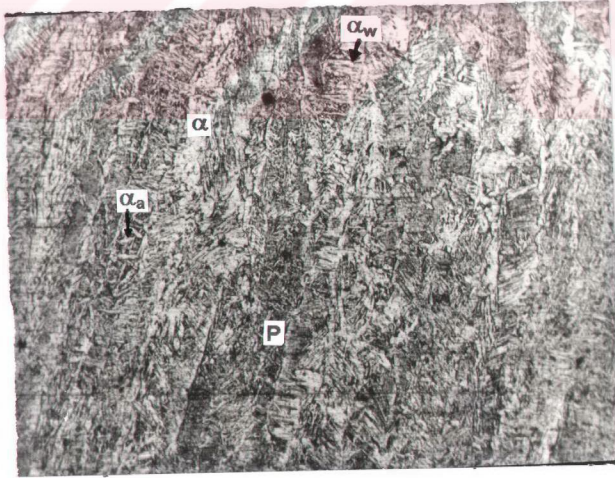
Resim 18. 1 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge (X 200).



Resim 19. 1 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin kaynak metali (X 100).



Resim 20. 1 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölge (X 200).

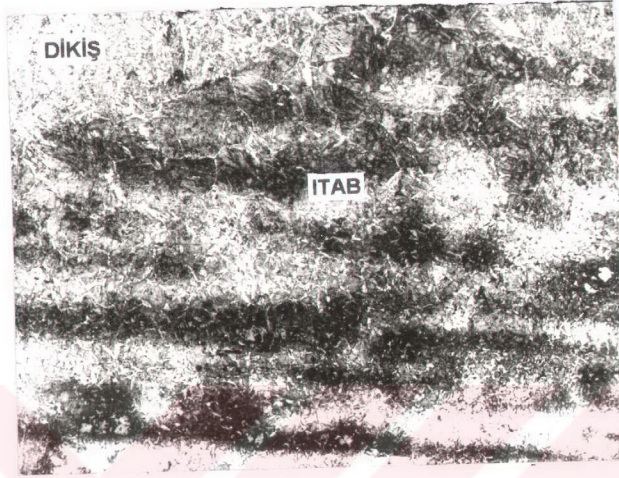


Resim 21. 1 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin kaynak metali (X 100).

1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metali + ITAB'ı resim 22'de, ITAB' ı resim 23'de ve kaynak metali resim 24' de verilmiştir. Yine bu enerji girişi için, 4 nolu numunenin kaynak metali + ITAB'ı resim 25' de, ITAB'ı resim 26'da ve kaynak metali resim 27'de gösterilmektedir. Resimlerden de görüldüğü gibi, her iki numunenin ITAB'ında tane irileşen bölgede mikro yapı; tane sınırı ferrit, tane sınırı widmanstättten ferrit, tane içi widmanstättten ferrit, perlit, beynit ve martenzitten oluşmaktadır. Nisbeten yüksek enerji girişinin östenit bölgesinde kalma süresini artırması ve daha uzun soğuma süresine sebep olması, daha yumuşak yapıların oluşumunu kaçınılmaz hale getirmektedir. Ancak, östenitler arası karbon difüzyonunun tam anlamıyla gerçektelemediğı görülmektedir. Bu nedenle, karbon aısından zengin kalan bölgelerde martenzit ve beynit oluşumu gözlenmektedir.

Resim 22 ve 25' e bakıldığında, 3 ve 4 nolu numunelerin ITAB'larında oluşan östenitler arasında karbon difüzyonu bakımından fark olduğı görülmektedir. 3 nolu numunenin 4 nolu numuneye göre daha düşük başlangıç tane boyutuna sahip olması nedeniyle, 3 nolu numunenin ITAB'ında karbon difüzyonu daha fazla olmaktadır.

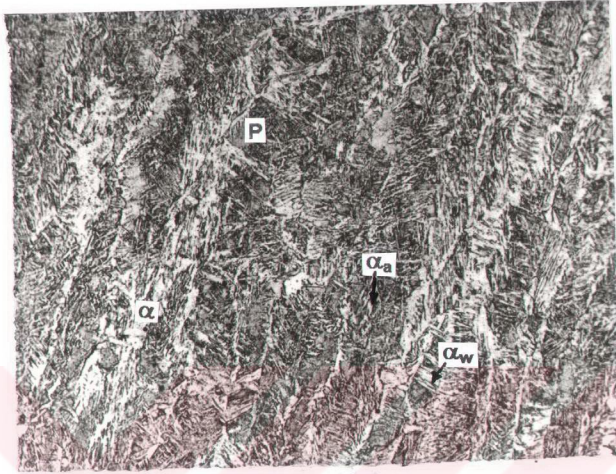
Bu enerji girişinde, her iki numunenin kaynak metalindeki mikro yapı; tane sınırı ferrit, tane sınırı widmanstättten ferrit, asiküler ferrit ve perlitten oluşmaktadır. Kısmen yüksek enerji girişinin daha yavaş katılaşmaya ve soğumaya sebep olması, daha yumuşak yapıların oluşumuna yol açmaktadır.



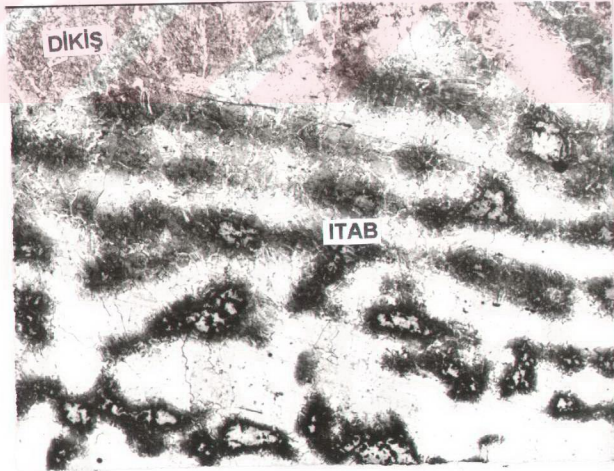
Resim 22. 1 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin kaynak metali + ITAB' ı (X 50).



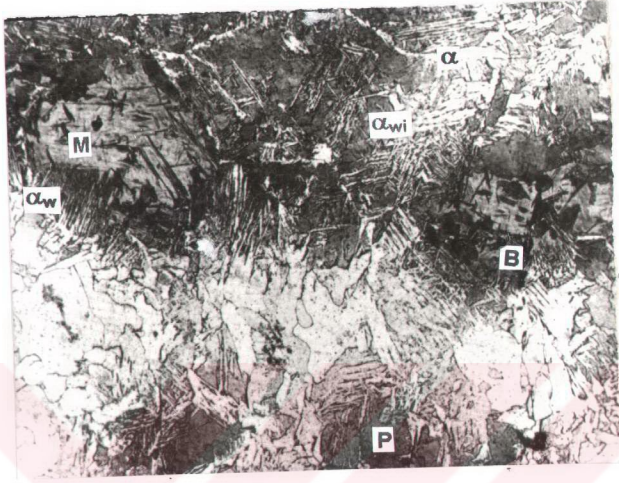
Resim 23. 1 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin ITAB' ı (X 200).



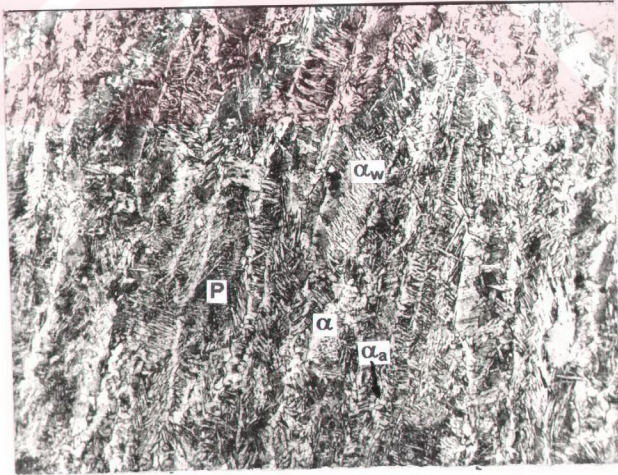
Resim 24. 1 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin kaynak metali (X 100).



Resim 25. 1 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak metali + İTAB' I (X 50).



Resim 26. 1 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin ITAB'ı (X 200).



Resim 27. 1 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak metali (X 100).

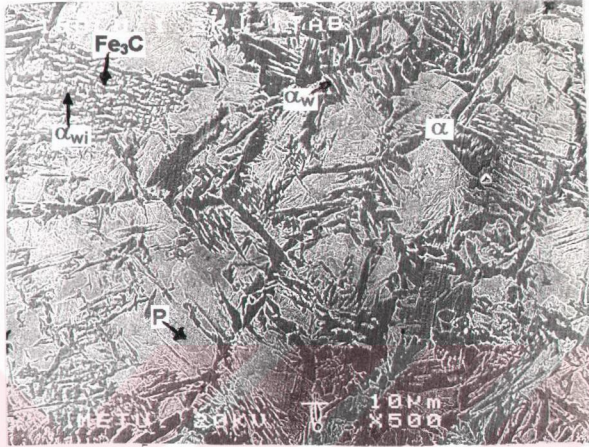
1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölgenin mikro yapısı resim 28, 29'da ve kaynak metali resim 30'da verilmiştir. Yine bu enerji girişi için, 2 nolu numunenin ITAB'ında tane irileşen bölgenin mikro yapısı resim 31'de ve kaynak metali resim 32'de gösterilmektedir. Her iki numunenin ITAB'ında tane irileşen bölgede mikro yapı; kaba tane sınırı ferrit, kaba tane sınırı widmanstatten ferrit, kaba tane içi widmanstatten ferrit, karbür (Fe_3C) çökeltileri ve perlitten oluşmaktadır. Enerji girişinin yüksek olması nedeniyle, soğuma hızının azalması kaba yapıların oluşumuna yol açmıştır.

Noktasal analiz yapılmadan, mikro yapıda görülen çökeltilerin semantit (Fe_3C) olduğuna karar verilmiştir. Çünkü, kaynak edilen parça sade karbonlu olup, alaşım elementi içermemektedir.

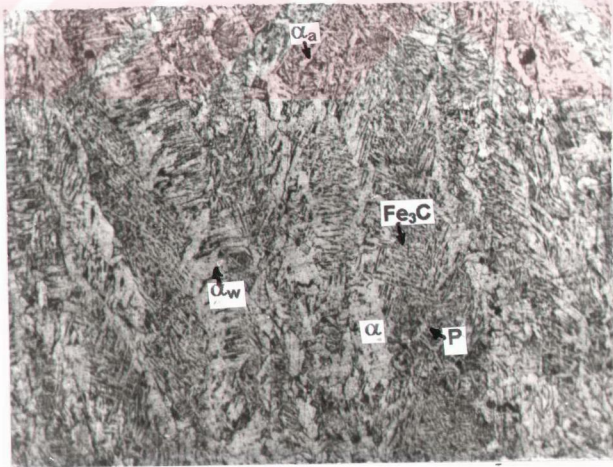
Her iki numunenin kaynak metalinde hakim olan yapılar ise; kaba tane sınırı ferrit, kaba tane sınırı widmanstatten ferrit, kaba asiküler ferrit, karbür (Fe_3C) çökeltileri ve perlittir. Enerji girişinin yüksek olması oluşan fazların kabalaşmasına yol açmaktadır.



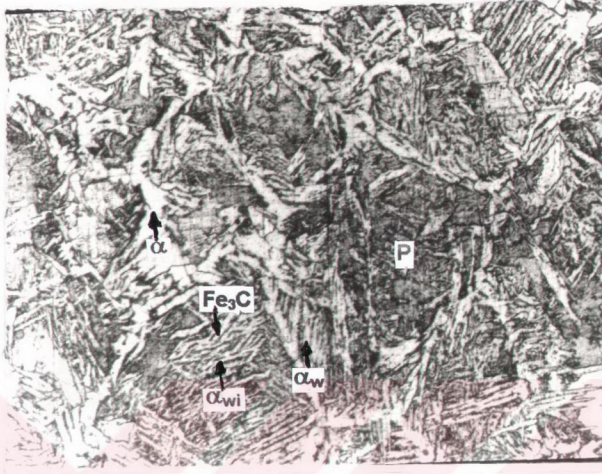
Resim 28. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin tane irileşen bölgesi (X 200).



Resim 29. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin tane irileşen bölgesi (SEM).



Resim 30. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 1 nolu numunenin kaynak metali (X 100).



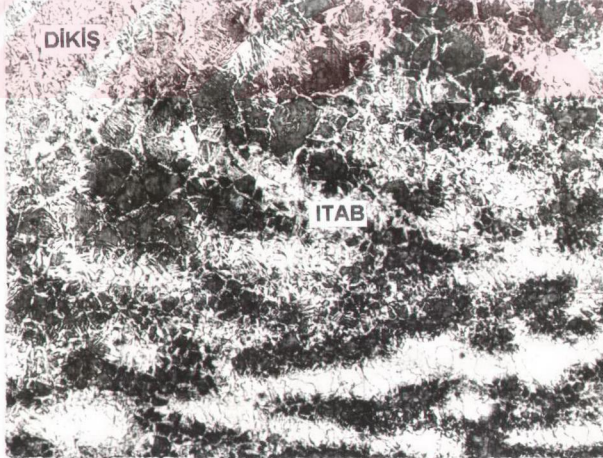
Resim 31. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin tane irileşen bölgesi (X 200).



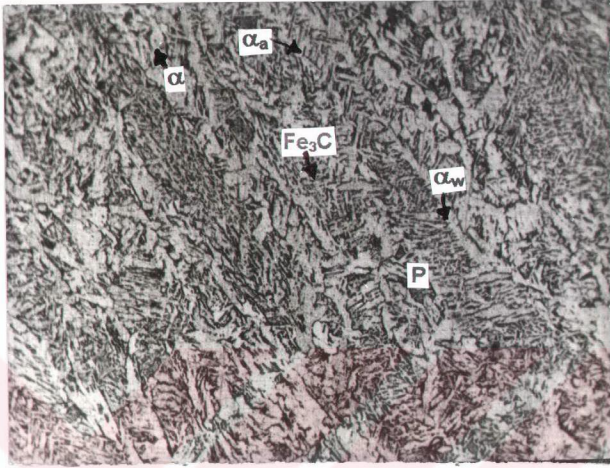
Resim 32. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin kaynak metali (X 100).

1.8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metali + ITAB'ı resim 33'de ve kaynak metali resim 34' de verilmiştir. Yine bu enerji girişi için, 4 nolu numunenin kaynak metali + ITAB'ı resim 35' de, ITAB'ın tane irileşen bölgesi resim 36'da ve kaynak metali resim 37'de gösterilmektedir. Enerji girişindeki artışla beraber her iki numunenin ITAB'ında tane irileşen bölgede, östenitler arasında karbon difüzyonunun tamamlandığı görölmektedir. Yavaş soğuma nedeniyle burada oluşan yapılar ise; kaba tane sınırı ferrit, kaba tane sınırı widmanstätten ferrit, kaba tane içi widmanstätten ferrit, karbür(Fe_3C) çöktilleri ve perlittir.

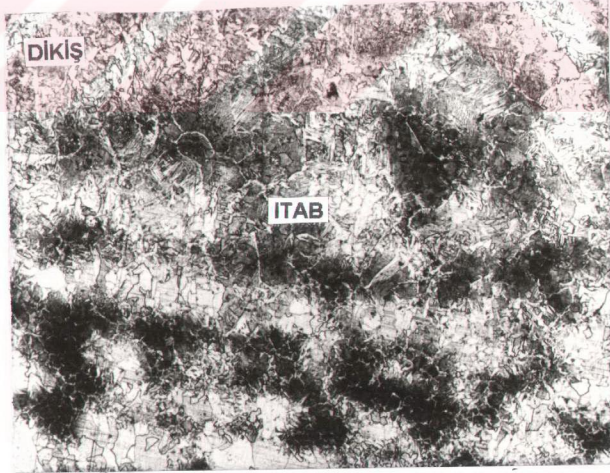
Her iki numunenin kaynak metalinde hakim olan yapılar ise; kaba tane sınırı ferrit, kaba tane sınırı widmanstätten ferrit, kaba asiküler ferrit, karbür (Fe_3C) çöktilleri ve perlittir. Enerji girişinin yüksek olması, katılaşmanın ve soğumanın yavaş olmasına neden olmakta ve oluşan fazlar kabalaşmaktadır.



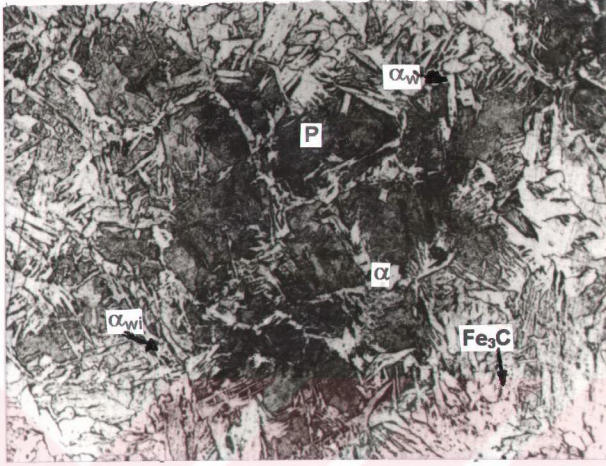
Resim 33. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metali + ITAB'ı (X 50).



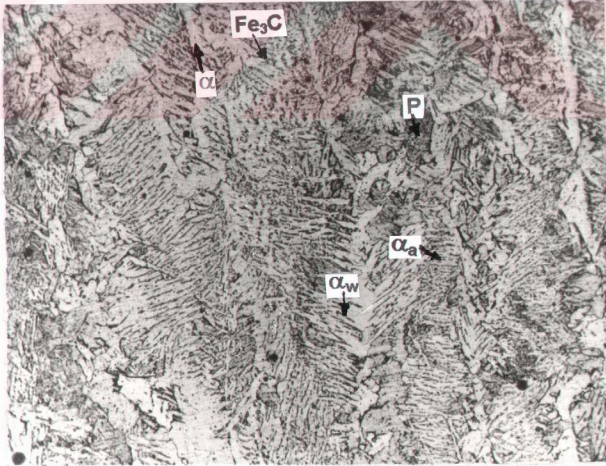
Resim 34. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 3 nolu numunenin kaynak metali (X 100).



Resim 35. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak metali + ITAB' ı (X 50).



Resim 36. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin tane irileşen bölgesi (X 200).



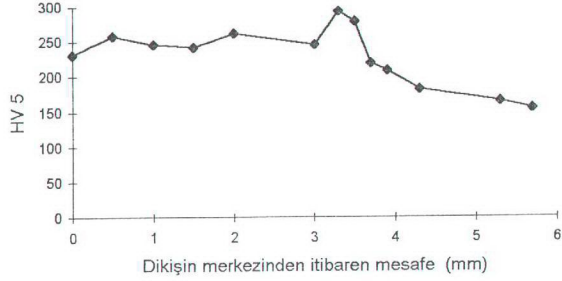
Resim 37. 1.8 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak metali (X 100).

6.7. Sertlik Deneyi Sonuçları

0.5 kJ / mm enerji girişi için 1 ve 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlik değerleri tablo 6.6, 6.7 ve şekil 6.1, 6.2 'de verilmiştir. Resim 2, 4, 7 ve 9' da görüldüğü gibi, dikişte ve ITAB' ın tane irileşen bölgesinde mikroyapıya beynit ve martenzitin hakim olması nedeniyle, sertlik de artmaktadır.

Tablo 6.6. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

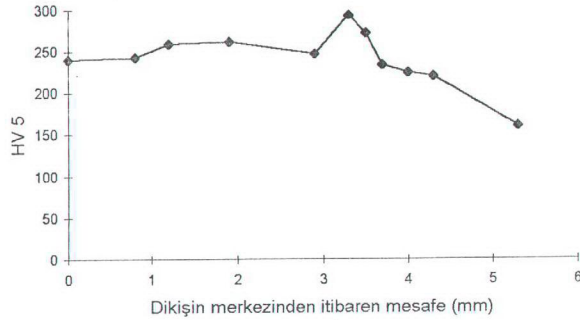
Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	231	Dikiş
2	0.5	257	
3	1	241	
4	1.5	241	
5	2	261	
6	3	245	
7	3.3	295	ITAB
8	3.5	279	
9	3.7	219	
10	3.9	208	
11	4.3	182	
12	5.3	165	Ana Malzeme
13	5.7	155	



Şekil 6.1. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Tablo 6.7. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	240	Dikiş
2	0.8	247	
3	1.2	259	
4	1.9	261	
5	2.9	247	
6	3.3	293	ITAB
7	3.5	272	
8	3.7	234	
9	4	220	
10	4.3	218	
11	5.3	160	Ana Malzeme

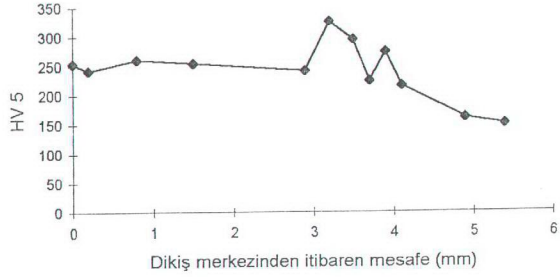


Şekil 6.2. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 ve 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlik değerleri tablo 6.8, 6.9 ve şekil 6.3, 6.4' de verilmiştir. Resim 11, 12, 15 ve 17' de görüldüğü gibi, dikişte ve ITAB' da oluşan beyrit ve martenzit nedeniyle, sertlik de artmaktadır. ITAB' da karbon açısından yüksek bölgelerde ise, sertliğin oldukça yüksek değere çıktığı görülmektedir.

Tablo 6.8. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

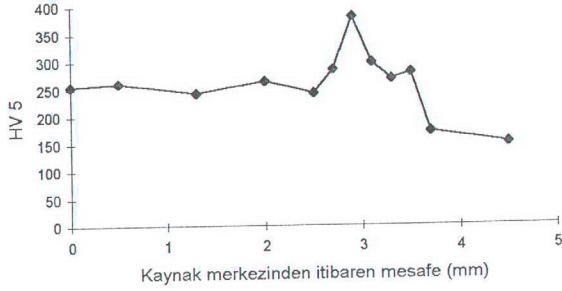
Ölçüm no	Mesafe	HV5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	254	Dikiş
2	0.2	242	
3	0.8	260	
4	1.5	254	
5	2.9	242	
6	3.2	326	ITAB
7	3.5	295	
8	3.7	225	
9	3.9	275	
10	4.1	216	
11	4.9	161	Ana Malzeme
12	5.4	150	



Şekil 6.3. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Tablo 6.9. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	254	Dikiş
2	0.5	260	
3	1.3	242	
4	2	263	
5	2.5	242	
6	2.7	285	ITAB
7	2.9	380	
8	3.1	297	
9	3.3	267	
10	3.5	279	
11	3.7	172	
12	4.5	145	Ana Malzeme

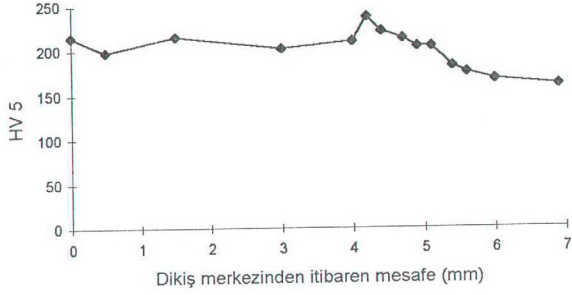


Şekil 6.4. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

1 kJ / mm enerji girişi için 1 ve 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlik değerleri tablo 6.10, 6.11 ve şekil 6.5, 6.6'da verilmektedir. Resim 18, 19, 20 ve 21' de görüldüğü gibi, enerji girişi kısmen yüksek olduğu için, dikişte ve ITAB' da oluşun yumuşak fazlar nedeniyle sertliklerde azalma görülmüştür.

Tablo 6.10. 1 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

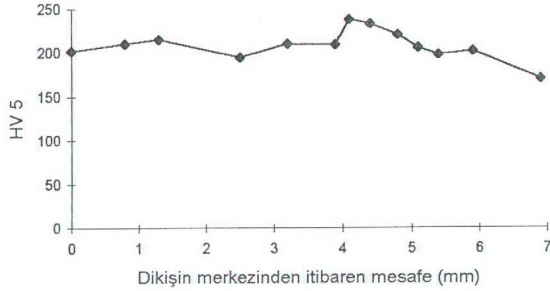
Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	215	Dikiş
2	0.5	198	
3	1.5	215	
4	3	202	
5	4	210	
6	4.2	237	ITAB
7	4.4	221	
8	4.7	213	
9	4.9	204	
10	5.1	204	
11	5.4	182	
12	5.6	167	
13	6	175	
14	6.9	160	Ana Malzeme



Şekil 6.5.1 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Tablo 6.11. 1 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	202	Dikiş
2	0.8	210	
3	1.3	215	
4	2.5	195	
5	3.2	210	
6	3.9	209	
7	4.1	238	ITAB
8	4.4	233	
9	4.8	221	
10	5.1	206	
11	5.4	202	
12	5.9	189	
13	6.9	170	Ana Malzeme

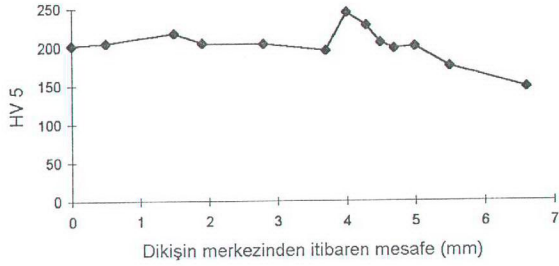


Şekil 6.6. 1 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

1 kJ / mm enerji girişi için 3 ve 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlik değerleri tablo 6.12, 6.13 ve şekil 6.7, 6.8' de verilmiştir. Resim 23, 24, 26 ve 27'de görüldüğü gibi, enerji girişinin artması nedeniyle, dikişte ve ITAB'da oluşan yumuşak fazlar sertlikte azalmaya neden olmuşlardır. Ancak, ITAB'da karbon açısından zengin kalan kısımlarda martenzit nedeniyle, kısmen sert bölgelere rastlanmaktadır.

Tablo 6.12. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

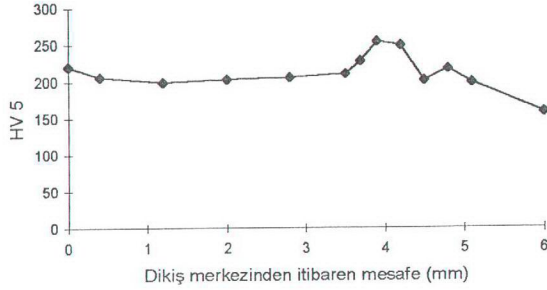
Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	202	Dikiş
2	0.5	205	
3	1.5	218	
4	1.9	205	
5	2.8	204	
6	3.7	195	
7	4.0	244	
8	4.3	228	ITAB
9	4.5	206	
10	4.7	198	
11	5	201	
12	5.5	175	
13	6.6	147	Ana Malzeme



Şekil 6.7. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Tablo 6.13. 1 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	220	Dikiş
2	0.4	210	
3	1.2	198	
4	2	202	
5	2.8	205	
6	3.5	210	
7	3.7	228	ITAB
8	3.9	254	
9	4.2	253	
10	4.5	201	
11	4.8	217	
12	5.1	198	
13	6	157	Ana Malzeme

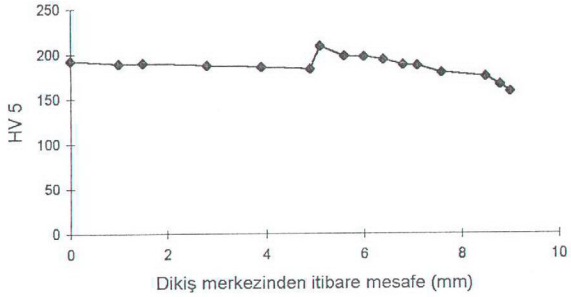


Şekil 6.8. 1 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 ve 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlik değerleri tablo 6.14, 6.15 ve şekil 6.9, 6.10' da verilmektedir. Resim 28, 30, 31 ve 32' de görüldüğü gibi, yüksek enerji girişi nedeniyle, dikişte ve ITAB' da oluşan yumuşak ve kabalaşmış fazlar sertlikte azalmaya sebep olmuşlardır.

Tablo 6.14. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

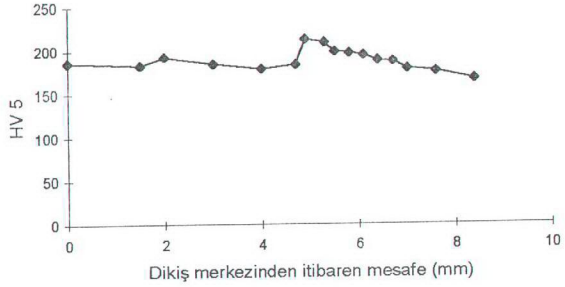
Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	192	Dikiş
2	1	189	
3	1.5	190	
4	2.8	187	
5	3.9	186	
6	4.9	183	
7	5.1	209	ITAB
8	5.6	198	
9	6	197	
10	6.4	194	
11	6.8	188	
12	7.1	187	
13	7.6	179	Ana Malzeme
14	8.5	175	
15	8.8	166	
16	9	158	



Şekil 6.9. 1,8 kJ / mm enerji girişi için 1 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Tablo 6.15.1,8 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	186	Dikiş
2	0.6	182	
3	1.5	192	
4	2	184	
5	3	179	
6	4	183	
7	4.7	196	
8	4.9	212	ITAB
9	5.3	209	
10	5.5	198	
11	5.8	197	
12	6.1	194	
13	6.4	188	
14	6.7	187	
15	7	179	
16	7.6	175	
17	8.4	166	Ana Malzeme

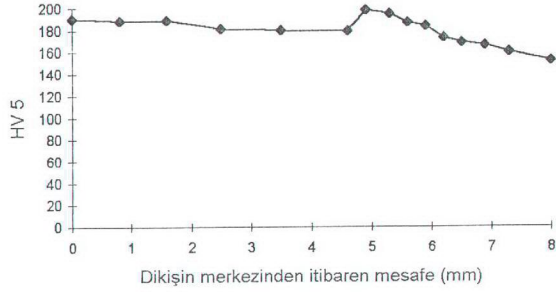


Şekil 6.10. 1,8 kJ / mm enerji girişi için 2 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

1,8 kJ / mm enerji girişi için 3 ve 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlik değerleri tablo 6.16, 6.17 ve şekil 6.11, 6.12' de verilmektedir. Resim 33, 34, 36 ve 37' de görüldüğü gibi, yüksek enerji girişi nedeniyle, dikişte ve ITAB' da oluşan yumuşak fazlar ve bunların irileşmesi, sertlikte azalmaya neden olmuştur.

Tablo 6.16. 1,8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

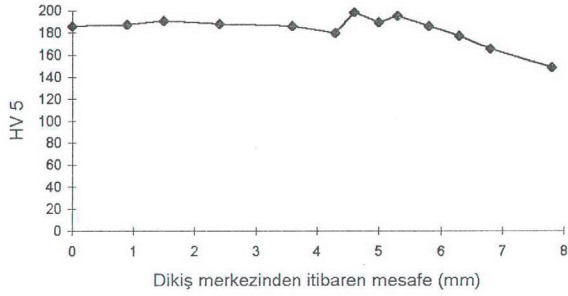
Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	190	Dikiş
2	0.8	188	
3	1.6	189	
4	2.5	181	
5	3.5	180	
6	4.5	178	
7	4.9	187	ITAB
8	5.3	198	
9	5.6	195	
10	5.9	187	
11	6.2	184	
12	6.5	169	
13	6.9	166	
14	7.3	160	
15	7.8	152	Ana Malzeme



Şekil 6.11. 1,8 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Tablo 6.17. 1.8 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

Ölçüm no	Mesafe (mm)	HV 5	Sertlik Ölçülen Bölge
1	Dikişin Merkezi	186	Dikiş
2	0.9	187	
3	1.5	190	
4	2.4	188	
5	3.6	186	
6	4.3	179	
7	4.6	198	ITAB
8	5	189	
9	5.3	195	
10	5.8	186	
11	6.3	177	
12	6.8	165	
13	7.8	148	Ana Malzeme



Şekil 6.12. 1,8 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin kaynak bölgesinde ölçülen sertlikler.

6.8. Tokluk Deneyi Sonuçları

Charpy tokluk yöntemiyle kaynaklı numuneler, ITAB ve dikiş için oda sıcaklığında elde edilen tokluk değerleri tablo 6.18, 6.19 ve 6.20' de verilmektedir.

Tablo 6.18. Ana malzemelerin toklukları,

Numune no	1	2	3	4
Tokluk (J / cm ²).	106.25	100.2	94.5	90.3

Tablo 6.19. Enerji girişine bağlı olarak ITAB için elde edilen tokluk değerler (J / cm^2).

Enerji girişi (kJ / mm) Numune no	0.5	1	1.8
1	82.5	117.5	116
2	85	120	115
3	79	105	113.5
4	67.5	75	108

Tablo 6.20. Enerji girişine bağlı olarak kaynak metali için elde edilen tokluk değerler (J / cm^2).

Enerji girişi (kJ / mm) Numune no	0.5	1	1.8
1	81.5	90.3	86.2
2	82.2	91.4	85.1
3	79.3	90.8	87.2
4	80.5	89.4	86.5

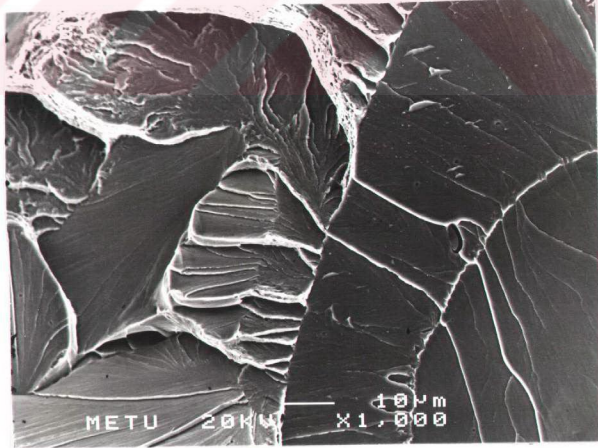
Tablolardan da görüldüğü gibi, 0.5 kJ / mm enerji girişinde bütün başlangıç tane boyutları için, kaynak metali ve ITAB'ın toklukları düşmektedir. Bu duruma ise, mikro yapıda bulunan martenzit ve beyrit fazları sebep olmaktadır.

1 kJ / mm enerji girişinde kaynak metali ve ITAB'ın toklukları, 0.5 kJ / mm enerji girişindekilere göre artmıştır. Bu enerji girişinde soğuma hızının 0.5 kJ / mm enerji girişine göre azalması nedeniyle, dikişte mikro yapıya asiküler ferrit ve ITAB' da ferrit + perlit yapısı hakim olmaktadır. Bu yapılar ise, tokluğu

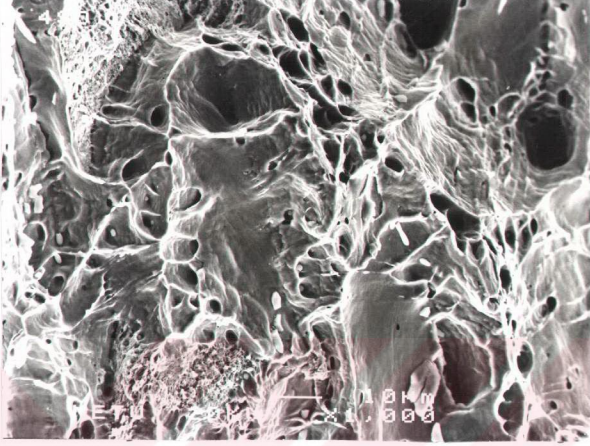
yükseltmektedirler. Ancak, bu enerji girişinde 3 ve 4 nolu numunelerin ITAB'larında karbon açısından zengin bölgelerde martenzit bulunmaktadır. Bu nedenle bunların toklukları 1 ve 2 nolanunkine göre, biraz daha az çıkmıştır.

1.8 kJ / mm enerji girişinde bütün kaynak numunelerinin dikişlerinin toklukları 1 kJ / mm enerji girişine göre düşmüştür. Buna ise, enerji girişinin yüksek olması nedeniyle, irileşen mikro yapı neden olmuştur. Bu enerji girişinde 1 ve 2 nolu numunelerin ITAB'larının toklukları 1 kJ /mm enerji girişindeki tokluklara göre düşüş gösterirken, 3 ve 4 nolu numunelerinkide artış görülmüştür. 3 ve 4 nolu numunenin ITAB'ında meydana gelen bu artışa ise, östenitler arasındaki karbon difüzyonunun tamamlanıp, başlangıçtaki iri ferrit ve perlitin yeterince parçalanması neden olmuştur.

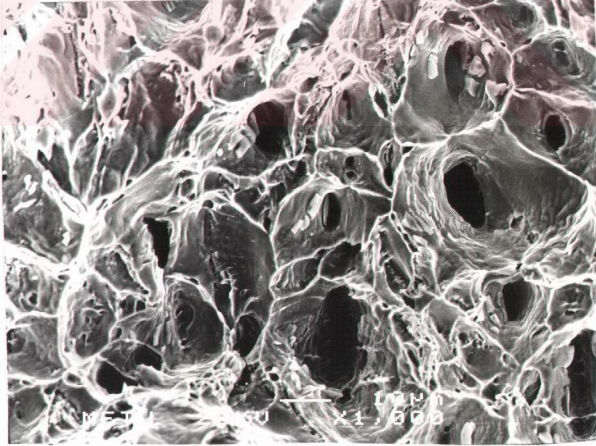
ITAB ve dikişin kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskopuyla incelenmesi neticesinde; resim 38' de görüldüğü gibi, sadece 4 nolu numunenin ITAB'ında 0.5 kJ / mm enerji girişi için gevrek kırılma yüzeyleri görülmüştür. Diğer numunelerde tüm enerji girişleri için sünek kırılma gözlenmiştir (Resim 39, 40 ve 41).



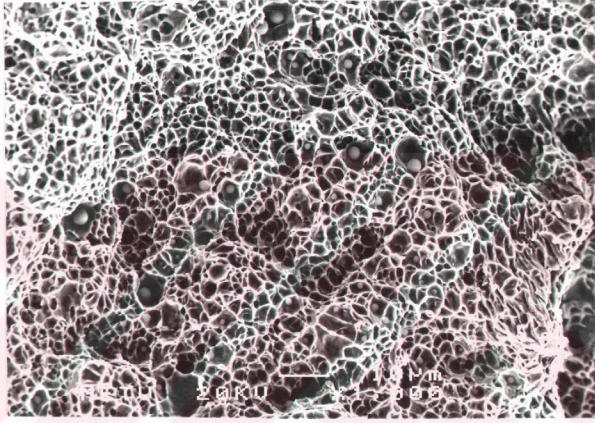
Resim 38. 0.5 kJ / mm enerji girişi için 4 nolu numunenin ITAB'ının kırık yüzeyi (SEM)



Resim 39. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 4 nolu numunenin kaynak metalinin kırık yüzeyi (SEM).



Resim 40. 0.5 kJ / mm enerji girişı için 2 nolu numunenin ITAB'ının kırık yüzeyi (SEM).



Resim 41. 1 kJ / mm enerji girişi için 3 nolu numunenin kaynak metalinin kırık yüzeyi (SEM).

7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Tane boyutları ısıtıl işlem ile değiştirilen numunelerin ısıtıl iletkenlik katsayıları ve ısı kapasiteleri orijinal malzemeninkinden farklı çıkmıştır (Tablo 6.2). İri taneler ısıtıl iletkenlik katsayısını düşürüp, ısı kapasitesini artırmaktadırlar. Küçük taneli numunelerde ise, ısıtıl iletkenlik katsayısı artarken, ısı kapasitesi azalmaktadır. Deneyde kullanılan numunelerde tane boyutunun malzemenin fiziksel özelliklerini değiştirmesi, malzemelerin karalı veya yarı karalı olmalarıyla ve ısıtıl iletkenlik katsayısı düşük olan perlit tanelerinin (Askeland, 1994) etkili olabilmesiyle ilgili olabileceğini ortaya koymaktadır. Tane sınırlarlarının yüksek enerjili bölgeler olmaları ve iri taneli malzemelerde tane sınırı sayısının az olması, bu malzemelerde iç enerjinin düşük olmasına neden olmaktadır. İç enerjisi düşük olan bir malzeme ise daha karalı bir malzeme konumuna gelmektedir (Askeland, 1994).

Kaynak numunelerinde tane boyutunun değişmesi kaynak da birtakım değişiklikleri de beraberinde getirmektedir. Dikiş boyutlarına bakıldığında, ince taneli malzemenin dikiş derinliğinin ve özellikle dikiş genişliğinin daha büyük olduğu görülmektedir (Tablo 6.3). Bu ise, ince taneli malzemede erimenin daha fazla olduğu sonucunu doğurmaktadır. İnce taneli malzemede iç enerjinin yüksek olması ve bu nedenle atom hareketi için gerekli aktivasyon enerjisinin düşük olması, bunlarda erimenin daha fazla olmasına yol açmaktadır.

Aynı enerji girişlerinde tüm tane boyutu için kaynak metalindeki mikro yapı, sertlik ve tokluk yaklaşık olarak aynı çıkmaktadır. Bu ise, kaynak metalinde soğumanın yaklaşık olarak aynı olduğunu göstermektedir. Böyle çıkmasının nedeni, ergitilen bölgenin miktarıyla ilgili olabileceği sonucunu doğurmaktadır. İri taneli malzemede ergitilen miktarın ince taneliye göre daha az olmasına karşılık, iri tanelide ısıtıl iletkenliğin düşük olmasının bu farkı ortadan kaldıracabileceği düşüncesini ortaya koymaktadır.

Aynı enerji girişi için 1 ve 2 nolu numunelerin ITAB'ları yaklaşık aynı mikro yapıya, sertliğe ve tokluğa sahip olmaktadır. Bu ise, ince taneli

malzemede çözünmenin daha hızlı bir şekilde meydana gelerek, 2 noluyla arasındaki farkı kapattığını göstermektedir.

3 ve 4 nolu numunelerin ITAB' ları 1 ve 2 nolu numunelerinkinden farklıdır. Bunların ITAB'ları özellikle 0.5 kJ / mm enerji girişinde alışıla gelmiş ITAB'dan çok farklı bir durum ortaya koymaktadır. 0.5 ve 1 kJ / mm enerji girişlerinde 1 ve 2 nolu numunelerin ITAB'larında oluşmuş östenitler arasındaki karbon difüzyonunun tam olarak gerçekleştiği görülürken, iri taneli numunelerde bu tam olarak gerçekleşmemektedir. Bu duruma ise, iri taneli numunelerde tane sınırı sayılarının az olması (Askeland, 1994) yol açmaktadır. Tane sınırlarının difüzyon için geçiş yolları olduğu düşünülürse, iri taneli numunelerde difüzyonun gerçekleşmemesinin gayet doğal olduğu görülecektir. Ancak, 1.8 kJ / mm gibi yüksek enerji girişinde östenitler arasında karbon difüzyonun yaklaşık olarak tamamlandığı görülmektedir. Yüksek enerji girişi östenit bölgesinde kalma süresini artırmış ve iri ferrit ve perlit tanelerini daha küçük östenit tanelerine parçalamak için yeterli olmuştur. Enerji girişinin yüksek olması soğumayı yavaşlatmakta ve mikro yapı yumuşak fazlara dönüşmektedir. Bu durumda ise, tokluk da artmaktadır.

Enerji girişine bağlı olarak kaynak metallerinin tokluklarına bakıldığında, bütün numunelerin kaynak metallerinde en yüksek tokluk 1 kJ / mm enerji girişinde elde edilmiştir (Tablo 6.20). Bu enerji girişinde mikro yapıya yumuşak fazların hakim olması ve asiküler ferritin varlığı, toklukta artışa sebep olmuştur. 0.5 kJ / mm enerji girişinde, 1 kJ / mm enerji girişine göre toklukta önemli ölçüde düşüş görülmüştür. Bu düşüşün nedeni, tamamıyla oluşan sert fazlarla ilgili olmaktadır. 1.8 kJ / mm enerji girişinde, 1 kJ / mm enerji girişine göre toklukta biraz düşüş görülmektedir. Bunun nedeni ise, oluşan yumuşak fazların kabalaşmasına bağlanmaktadır.

Enerji girişine bağlı olarak ITAB' ların tokluklarına bakıldığında, tüm tane boyutu için 0.5 kJ / mm enerji girişinde ITAB'ların toklukları düşmektedir (Tablo 6.19). Bu ise, tamamen oluşan sert fazlarla ilişkilendirilmektedir. 1 kJ / mm enerji girişinde 0.5 kJ / mm enerji girişine göre ITAB'ların toklukları artmaktadır. Çünkü, bu enerji girişinde sert yapıların yerini yumuşak fazlar almaktadır. Ancak,

3 ve 4 nolu numunelerde az da olsa bulunan sert fazlar, tokluğun fazla yükselmemesine neden olmaktadır. 1.8 kJ / mm enerji girişinde 1 ve 2 nolu numunelerde yumuşak fazların kabalaşması 1 kJ / mm enerji girişine göre toklukta bir düşüşe sebep olurken, 3 ve 4 nolu numunelerde artışa sebep olmuştur. 3 ve 4 nolu numunelerde yüksek enerji girişinin başlangıçtaki iri taneli yapıyı parçalayarak daha küçük tane boyutlarına dönüştürmesi ve martenzit fazının oluşmaması toklukta artışa neden olmaktadır.

Sonuç olarak ; düşük tane boyutlarına sahip düşük karbonlu çeliklerin kaynağında orta seviyedeki enerji girişleri kaynağın dayanımı açısından olumlu sonuç verirken, iri taneli düşük karbonlu çeliklerin kaynağında orta seviyenin üstündeki enerji girişlerinin kullanılması olumlu sonuç vermiştir. Ancak, iri taneli malzemelerin kaynağında orta seviyenin üstündeki enerji girişine ve küçük taneli malzemelerin kaynağında orta seviyedeki enerji girişlerine müsaade edilmiyorsa, çok paso ile çalışılması veya ön tavlama yapılması gerektiği kanaatine varılmıştır. Bu nedenle, düşük enerji girişi için küçük tane boyutlarına sahip düşük karbonlu çeliklerin kaynağında ve özellikle düşük ve orta seviyedeki enerji girişleri için, iri taneli düşük karbonlu çeliklerin kaynağında ön tavlamanın kaynak bölgesinin mikro yapı ve mekanik özelliklerine etkisinin araştırılması, yeni bir çalışma olarak önerilmektedir.

8. KAYNAKLAR

- ABSON, D. J. ve PARGETER., R. J., (1986). Factor infulencing as - deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc welds suitable for C - Mn steel fabrications. *Int. Metals Reviews*, 31, 141 - 193.
- AKSOY, M., (1993). İleri Kaynak Tekniği. Y. Lisans Ders Notları. F. Ü., ELAZIĞ.
- ALTHOUSE, A.D., TURNQUIST, C.H., BOWDITCH, W.A. ve BOWDITCH, K.E., (1992). *Modern Welding*, The Goodheart - Willecox Company Inc., U.S.A.
- ANIK, S., ANIK, E.S., ve VURAL, M., (1993). *1000 Soruda Kaynak Tekniği El Kitabı*. Cilt II, Birsen Yayın Evi, İST.
- ASKELAND, D.R., (1994). *The Science and Engineering of Metals*. Third Edition, PWS Publication Company, Boston, U.S.A.
- BAIN, E.C., (1961). *Alloying Elements in Steels*. ASM, Metals Park, Ohio, U. S.
- BARLOW, J.A., (1982). Weld Thermal cycles and their application to submerged arc welding. *Welding Inst., Research Bulletin*, Cambridge, 23 ,77-82.
- BARLOW, J.A. ve PERCIVAL, D.F., (1983). An initial study of thermal Cycle prediction in submerged - arc welds. *Welding Inst., Research Bulletin*, Cambiridge, June.

BARBARO, F.J., KRAUKIS, P., ve EASTERLING, K.E., (1989). Formation of Acicular Ferrite at Oxide Particles in Steels. **Materials Science and Tech.**, 5, 1057 - 1069.

BHADESHIA, A.K.D.H., SVENSSON, L.E., ve GRETOFT, B., (1986). The austenite grain structure of low - alloy steel weld deposits. **J. Mat. Sci.**, 21, 3947 - 3951.

BHADESHIA, A.K.D.H., ve SVENSSON, L.E., (1989). Effect of alloy additions on microstructure and properties of vertical - up MMA welds 2 - result and discussion. **Joining and Materials**, 2, 182R.

BHADESHIA, A.K.D.H., SVENSSON, L.E. ve GRETOFT, B., (1985a). Model for development of microstructure in low - alloy steel (Fe - Mn - Si - C) weld deposits. **Acta Metallurgica**, 33, 1971 - 1283.

BHADESHIA, A. K. D. H., (1989). Keynote address modelling the microstructure in the fusion zone of steel weld deposits. **Recent Trends in Welding Science and Technology** (Ed.David,S.A., ve Vitek, J.M.).ASM International, Ohio, 189 - 197.

BHADESHIA, A. K. D. H., SVENSSON, L. E., ve GRETOFT, B., (1986c). Prediction of the microstructure of submerged - arc line pipe welds. **Proceedings of The Third International Conference on Welding and Performance of Pipelines**(Ed.Hart, P.M.),Welding Inst.,Cambridg,1-10.

BHADESHIA, A.K.D.H.,ve SVENSSON, L.E., (1987). **Welding Metallurgy of Structural Steels**. Warrendale, 517 - 530.

- BHADESHIA, A.K.D.H., (1985b). Critical assessment : diffusion controlled growth of ferrite plates in plain carbon steels. **Mat. Sci. and Tec.**, 1, 497 - 504.
- BHADESHIA, A.K.D.H., ve CHRISTIAN, S., (1990). Bainite in steels. **Metallurgical Trans.A**, 21A, 767 - 797.
- BHADESHIA, A.K.D.H., (1981a). A rationalisation of shear transformation in steels. **Acta Metallurgica**, 29, 1117 - 1130.
- DADIAN, M., (1986). **Advances in The Science and Technology of Welding** (Ed. David, S.A.). ASM, Metals Park, Ohio, 440743, 101 - 117.
- DALLAM, C.B., ve OLSON, D.L., (1989). Stress and grain size effect on weld metal ferrite formation. **American Welding Journal**, 198s - 205s.
- DALLAM, C.B., Liu, S. ve OLSON, D.L., (1985). Flux composition dependence of microstructure and toughness of submerged arc HSLA weldments. **Welding Research Supplement**, 64, 140-s - 151-s.
- DAVIES, G. J., ve GARLAND, J.G., (1975). Solidification structures and properties of fusion welds. **Int. Met. Rev.**, 20, 83 - 106.
- EASTERLING, K.E., (1992). **Introduction to The Physical Metallurgy of Welding**. Butterworth - Heinemann Inc., Second Ed., U.K.
- EVANS, M.G., (1982). The Effect of heat input on the microstructure and properties of C - Mn all - weld - metal deposits. **Welding Research Supplement**, 61, 125 s - 131s.

EVANS, M.G., (1983). The Effect of carbon on the microstructure and properties of C - Mn all - weld metals deposits. **Welding Research Supplement**, 62, 313 s - 319s.

EVANS, M.G., (1980). The Effect of manganese on the microstructure and properties of C - Mn All - weld metals deposits. **Welding Research Supplement**, 59, 67s - 75s.

GLOVER, A.G., GRATH, J. I., TINKLER, M.J., ve WEALTHELY, G. C., (1977). The Influence of cooling rate and composition on welding metal microstructure in C / Mn and a HSLA steel. **Welding Journal Research Supplement**, 56, 267s - 273s.

GRONG, O. ve MATLOCK, D.K., (1986). Microstructural development in mild and low alloy steel weld. **Metallurgical Trans.A**, 19A, 669 - 674.

HARRISON, P.L. ve FARRAR, R.A., (1987). Microstructural development and toughness of C - Mn and C - Mn - Ni welds metals part - 1 microstructural development. **Metal Construction**, 19, 329R - 399R.

HARRISON, P.L. ve FARRAR, R.A., (1989). Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. **International Materials Reviews**, 34, 35 - 51.

HIGGINS, R.A., (1971). **Engineering Metallurgy**. Part One, Applied Physical metallurgy, The Chaucer Press, U.K.

JORDER, A., SAHA, S.C. ve GHOSE, A.K., (1991). Study of submerged arc weld metal and HAZ microstructure of a plain carbon steel. **Welding Research Supplement**, 70, 141-s - 147-s.

- KENNY, B.G., KERR, H. W., LAZOR, R. B., ve GRAVILLE, B., (1985). Ferrit transformation characteristic and CCT diagrams in weld metals. **Metal Construction**, 17, 374R - 381R.
- KLUKEN, A. O., GRONG, O., ve HELEN, J., (1991). The Original of transformation textures in steel weld metals containing acicular ferrite. **Metallurgical Transactions A**, 20A, 657 - 663.
- LEE, L. E., WANG, S.C., ve CHENG, G. H., (1989). Transformation processes and products for C - Mn steels during continuous cooling. **Materials Sci. and Tech.**, 5, 674 - 681.
- LIU, S. ve OLSON, L., (1986). The Role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures, **Welding Research Supplement**, 65, 139-s - 149-s.
- MILLS, A. R., THEWLIS, G., ve WHITMEMAN, J. A., (1987). Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on formation of acicular ferrite. **Mat. Sci. and Technology**, 3, 1062 - 1066.
- PORTER, D.A., ve EASTERLING, K. E., (1981). **Phase transformation in metals and alloys**. Van Nostrand Reinhold Co. Ltd., Oxford, U.K.
- RADAJ, D., (1992). **Heat Effect of Welding**. Springer - Verlag, Heideberg, U.S.
- RICKS, R.A., HOWELL, P.R., ve BARRTTE, G. S., (1982). The Nature of Acicular Ferrite in HSLA Steel Weld Metals. **J. Materials Science**, 17, 732 - 740.
- SAMULES, L.E., (1993). **Metals Engineering**. Third Printing, Carnes Pulpation, Services Inc., U.S.A.

- SIGNES, E.G., (1972). A simplified method for calculation cooling rates in mild and low alloy steel weld metals. **Welding Journal Research Supplement**, 51, 474 - s.
- STRANGWOOD, M., ve BHADESHIA, A.K.D.H., (1987). **Welding Metallurgy of Structural steels**. AIME, Warredale, 517 - 530.
- STRANGWOOD, M., ve BHADESHIA, A.K.D.H., (1987). **Advances in Welding Science and Technology** (Ed. David, S.A.). ASM International Ohio, U.S.A., 209 - 213.
- SUDGEN, A.A.B., ve BHADESHIA, A.K.D.H., (1988). The non-uniform distribution of inclusions in low - alloy steel welds. **Metallurgical TransA**, 19A, 669 - 674.
- SUDGEN, A.A.B., ve BHADESHIA, A.K.D.H., (1989c). Lower acicular ferrite. **Metallurgical Transactions A**, 20A, 1811 - 1818.
- SVENSSON, L.E., (1994). **Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welding**. Crc Press, Inc., U.S.A.
- TEKİN, A., (1984). **Çelik ve Isıl İşlem (çeviri)**. Hakan Ofset, İst.
- THEWLIS, G., (1989). Pipe line welds - effects of pipe material and consumables composition 2 - discussion and conclusion. **Joining and Materials**, March, 125 - 129.
- THAULOW, C., PADUW, J.A., GUNLEIKSRUD, A., ve NAESS, O.J., (1985). Heat affected zone toughness of low carbon microalloyed steel. **Metal Construction**, 17, 94R - 99R

TIMINGS, R.L., (1985). **Materials Technology Level 3**. Longman Group Limited, U.S.

UNTERWEISER, P.M., ve CUBBERLY, W. H., (1980). **Continuous Cooling Transformation Diagrams**. ASM, U.S.

VOORT, V., (1984). **Metallography Principles and Practice**. McGraw - Hill, Inc., U.S.

YANG, J.R., ve BHADOSHIA., A. K. D. H., (1990). The dislocation density of acicular ferrite in steel welds. **Welding Journal Research Supplement**, 69, 305s-307s.

YANG, J.R., ve BHADOSHIA., A.K. D. H (1987a). **Advances in welding science and technology** (Ed. David, S. A.). ASM International, Ohio, U.S., 209 - 213.

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