

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÖSTEMPERLENMİŞ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRLERİN KAPLAMA KAYNAĞININ İNCELENMESİ**

Makine Mühendisi **Ufuk ÇAKIR**

**FBE Makine Mühendisliği Anabilim Dalı İmal Usulleri Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Prof. Nurullah GÜLTEKİN

İSTANBUL, 2005

SİMGE LİSTESİ

X_γ	Östenitin hacim oranı
C_γ	Östenitin karbon içeriği
X_α	Ferrit hacim oranı
A	Ark enerjisi
U	Ark gerilimi
i	Kaynak akım şiddeti
t	Kaynak süresi
Q	Isı enerjisi
η	Verim
W	Soğuma hızı
c	Özgül ısı
γ	Yoğunluk
q	Isı kaynağının şiddeti
v	Isı kaynağının sabit hızı
$T_{\text{ön}}$	Ön tavlama sıcaklığı
T	Sıcaklık
λ	Isı geçirgenlik katsayısı
δ	Parça kalınlığı
σ	Çekme dayancı
δ	Uzama

KISALTMA LİSTESİ

KE	Karbon Eşdeğeri
TK	Toplam Karbon
KGDD	Küresel Grafitli Dökme Demir
ÖKGDD	Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir
BSD	Brinell Sertlik Değeri
ADI	Austempered Ductile Iron
MR	Melting Region
FZ	Fusion Zone
PFZ	Partially Fusion Zone
HAZ	Heat Affected Zone
BM	Base Metal
RAR	Relative Abrasion Resistance
XRD	X-Ray Diffraction
Q&T	Quench and Tempered
HV	Hardness of Vickers
HRC	Hardness of Rockwell C
UTS	Ultimate Tensile Strength
WM	Welding Metal
PWHT	Post Welding Heat Treatment

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1	Östemperleme ısıl işlem şeması.....15
Şekil 2.2	İki farklı yük altında östemperleme sıcaklıklarına göre RAR'ın değişimi.....32
Şekil 2.3	350 °C'de östemperlenmiş malzemenin aşınmadan (a) önce ve (b) sonraki XRD ölçüm değerleri.....32
Şekil 2.4	375 °C'de östemperlenmiş malzemenin aşınmadan önce (a) ve sonraki (b) XRD ölçüm değerleri.....33
Şekil 2.5	İki basamaklı östemperleme ısıl işlem şeması.....36
Şekil 2.6	Ferritik hücre boyutunun d(nm) östemperleme sıcaklığına göre değişimi.....38
Şekil 2.7	Östemperleme sıcaklığının dönüşmüş östenitin hacmine etkisi.....38
Şekil 2.8	Östemperleme sıcaklığının östenitteki karbon içeriğine etkisi..... 39
Şekil 2.9	Östemperleme sıcaklığının östenitik karbona etkisi.....40
Şekil 2.10	Östemperleme sıcaklığının sertliğe etkisi.....41
Şekil 2.11	Östemperleme sıcaklığının % 0.2 akma dayanımına etkisi.....42
Şekil 2.12	Östemperleme sıcaklığının çekme dayanımına etkisi..... 42
Şekil 2.13	Östemperleme sıcaklığının % uzamaya etkisi.....44
Şekil 3.1	Erimiş bölge boyutu (F.Z.).....57
Şekil 3.2	Isı tesiri altındaki bölgenin boyutu (HAZ).....57
Şekil 3.3	Kaynak bölgesindeki mikrosertlik eğrileri.....58
Şekil 3.4	Yüzey eritme işlemi uygulanmış k.g.d.d. ve ö.k.g.d.d.' in içyapıları.....61
Şekil 3.5	Yüzey eritme işlemi uygulanmış k.g.d.d. ve ö.k.g.d.d.' in mikrosertlikleri.....62
Şekil 3.6	Yüzeyi eritilen k.g.d.d.in temperlemeden önce ve sonraki mikrosertliği.....63
Şekil 4.1	Bazı dolgurma malzemelerinin sıcak haldeki sertlikleri.....70
Şekil 4.2	Perlitik küresel grafitli dökme demirin içyapısı.....79
Şekil 4.3	200 °C ön ısıtma sıcaklığında kaynak metali ve Itab' da oluşan içyapı.....80
Şekil 4.4	E7018 ile çeşitli ön ısıtma sıcaklıklarında oluşan EB ve ITAB'ın içyapısı.....82
Şekil 4.5	Ön ısıtma sıcaklığı (a) 200°C, (b) 300°C, (c) 400°C deki sertlik dağılımları.....83
Şekil 4.6	Ön ısıtma sıcaklığının EB ve ITAB' ın genişliğine etkisi.....84
Şekil 4.7	E7018 ile ısı girdisi (a) 1.485 kJ/mm, (b) 2.025 kJ/mm, sonucu EB ve ITAB'ın içyapısı.....85
Şekil 4.8	Isı girdisi (a) 1.485 kJ/mm, (b) 2.025 kJ/mm, sonucu oluşan sertlik dağılımları...85
Şekil 4.9	300°C ön ısıtma sıcaklığında çokpasolu (multipass) kaynağın iç yapısı (a)EB, (b)ITAB.....87
Şekil 4.10	300°C ön ısıtma sıcaklığında çoklupasoya ait sertlik dağılımı.....88
Şekil 4.11	Çok katmanlı kaynakta ön ısıtma sıcaklığı 200°C deki (a) EB, (b) ITAB' a ait içyapı.....88
Şekil 4.12	Çok katmanlı kaynakta, 300°C ön ısıtma sıcaklığındaki sertlik dağılımı.....89
Şekil 5.1	60x20x10 boyutunda V kaynak ağzı açılmış küresel grafitli dökme demir numunesi.....91
Şekil 5.2	Argon gazı kontrollü atmosferli elektrikli östenitleme fırını.....92
Şekil 5.3	Numunelerin östemperlenmesini sağlayan tuz banyosu.....93
Şekil 5.4	Elektrik ark kaynağında kullanılan kaynak redresörü.....95
Şekil 5.5	Dolgu kaynağı sonucunda elde edilen deney numuneleri.....95
Şekil 5.6	Deney numunesinin boyutları ve 2, 3 ve 4 paso sonucunda elde edilen deney numunelerinin işlem sıralarının şematik olarak gösterilişi.....96
Şekil 5.7	Ortadan kesilerek sertlik ölçümü için hazırlanan deney numuneleri.....97
Şekil 5.8	280 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....103

Şekil 5.9	280 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	106
Şekil 5.10	280 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	108
Şekil 5.11	330 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	110
Şekil 5.12	330 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	112
Şekil 5.13	330 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	114
Şekil 5.14	375 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	116
Şekil 5.15	375 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	118
Şekil 5.16	375 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.....	120
Şekil 5.17	280 °C deki numunelerin farklı paso sayılarındaki sertlik dağılımları.....	121
Şekil 5.18	330 °C deki numunelerin farklı paso sayılarındaki sertlik dağılımları.....	123
Şekil 5.19	375 °C deki numunelerin farklı paso sayılarındaki sertlik dağılımları.....	125
Şekil 5.20	2 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemperleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları.....	127
Şekil 5.21	3 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemperleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları.....	129
Şekil 5.22	4 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemperleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları.....	131

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 1.1	Küresel grafitli dökme demirlerin özellikleri.....11
Çizelge 1.2	Ök added' lerin sınıflandırılması.....12
Çizelge 2.1	SGI, EN24 ve SAE 1020'nin kimyasal bileşimleri.....29
Çizelge 2.2	K.g.d.d. ve ö.k.g.d.d.' in mekanik özellikleri.....31
Çizelge 2.3	Ö.k.g.d.d.'in RAR ve kalıntı östenit (γ) değerleri.....33
Çizelge 2.4	Çeliklerin RAR ve vickers sertlik değerleri.....34
Çizelge 3.1	Farklı kaynak şartlarındaki çekme ve darbe dayanımları.....59
Çizelge 4.1	Küresel grafitli dökme demirin kimyasal bileşimi.....77
Çizelge 4.2	Kaynak dolgu metallerinin kimyasal bileşimi.....77
Çizelge 4.3	Dolgu metal çeşitleri, akım değerleri, ısı girdisi ve kaynak hızı değerleri.....78
Çizelge 4.4	Erime bölgesi ve itab'da oluşan fazların hacim oranları.....81
Çizelge 4.5	Farklı tip dolgu malzemelerine ait ortalama sertlik değerleri.....81
Çizelge 4.6	300 °C ön ısıtma sıcaklığında tek ve iki paso sonucunda Eb ve Itab da oluşan fazların hacim oranları.....86
Çizelge 4.7	Çok katmanlı kaynak sırasında oluşan katmanların kimyasal bileşimi ve sertlikleri.....88
Çizelge 5.1	Elde edilen numunenin kimyasal analizi.....91
Çizelge 5.2	Paso sayısı 2 olan ve 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....101
Çizelge 5.3	Paso sayısı 3 olan ve 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....105
Çizelge 5.4	Paso sayısı 4 olan ve 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....107
Çizelge 5.5	Paso sayısı 2 olan ve 330 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....109
Çizelge 5.6	Paso sayısı 3 olan ve 330 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....111
Çizelge 5.7	Paso sayısı 4 olan ve 330 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....113
Çizelge 5.8	Paso sayısı 2 olan ve 375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....115
Çizelge 5.9	Paso sayısı 3 olan ve 375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....117
Çizelge 5.10	Paso sayısı 4 olan ve 375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri.....119
Çizelge 5.11	280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin değişen paso miktarı sonucunda oluşan kaynak bölgesinin genişlik değerleri.....122
Çizelge 5.12	330° C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin değişen paso miktarı sonucunda oluşan kaynak bölgesinin genişlik değerleri.....124
Çizelge 5.13	375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin değişen paso miktarı sonucunda oluşan kaynak bölgesinin genişlik değerleri.....126
Çizelge 5.14	Farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin 2 pasolu kaynağı sonucunda oluşan kaynak bölgesi genişlik değerleri.....128
Çizelge 5.15	Farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin 3 pasolu kaynağı sonucunda oluşan kaynak bölgesi genişlik değerleri.....130
Çizelge 5.16	Farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin 4 pasolu kaynağı sonucunda oluşan kaynak bölgesi genişlik değerleri.....132

ÖNSÖZ

Bu tez östemperleme ısıl işlemine tabi tutulmuş küresel grafitli dökme demirlerin kaplama kaynağını incelemek amacıyla hazırlanmıştır. Küresel grafitli dökme demirlerin ticari üretiminde, son dönemlerdeki en önemli gelişmelerden bir tanesi de östemperleme olarak bilinen izotermal dönüşüm işlemidir. Bu işlem sonucunda elde edilen mükemmel mekanik özellikler, östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirleri önemli bir mühendislik malzemesi olarak ön plana çıkarmaktadır. Östemperleme işlemi ilk olarak 1930'larda çelik malzemelere uygulanmıştır. Bu işlem küresel grafitli dökme demirlere ise 1972 yılında uygulanmıştır ve bugün dünya genelinde yılda 100.000 tonun üzerinde üretilmektedir.

Bu kadar kısa sürede oldukça yüksek üretim kapasitelerine ulaşabilen bir malzemenin birleştirilmesinde, onarımında veya yüzey kaplamasında hiç kuşkusuz kaynak işleminin önemli bir yeri vardır.

Çalışma dört bölümden oluşmaktadır. Birinci bölümde küresel grafitli dökme demirlere yer verilirken ikinci bölümde östemperleme ısıl işleminin küresel grafitli dökme demirlere uygulama yöntemleri ve bu yöntemlerin sonucunda elde edilen sonuçlar tartışılmıştır. Üçüncü bölümde küresel grafitli dökme demirlerin kaynağı ve ö.k.g.d.d. lerin kaynak edilebilirliği araştırılmıştır. Dördüncü bölümde ise kaplama kaynağının ö.k.g.d.d.' lere uygulanabilirliği saptanmaya çalışılmıştır.

Çalışmalarım süresince yapıcı ve yönlendirici eleştirileriyle bana yol gösteren ve her konuda desteğini esirgemeyen sayın hocam Prof. Nurullah GÜLTEKİN' e en derin saygılarımı ve teşekkürlerimi sunarım.

ÖZET

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (ÖKGDD), sahip olduğu mükemmel mekanik özelliklerinden dolayı son yıllarda önemli bir mühendislik malzemesi olarak ortaya çıkmaktadır. Bu özellikler, yüksek çekme dayanımı yanında iyi süneklik, iyi aşınma direnci, yorulma dayanımı ve kırılma tokluğunu kapsamaktadır. Bu araştırmanın amacı üretim veya kullanım sırasında hasara uğramış östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin onarım ve/veya kaplama (dolgu) kaynağının incelenmesidir. Çalışma iki bölüme ayrılabilir. Birinci bölümde östemperleme işleminin, ökgdd' in mekanik özelliklerine ve mikroyapısına olan etkisine temas edilmektedir. İkinci bölümde östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin kaynağında erimiş bölge ve ısı tesiri altındaki bölgenin içyapı analizlerine temas edilmektedir. Ökgdd'in üretiminde ve onarımında kaynağın önemine, kaynak prosedürüne, ökgdd ana metal ile kaynak metalinin mekanik özellikleri arasındaki farklılığa , kaynaklı birleştirmede faz dönüşümünün ve içyapı karakteristiğinin önemine değinilmektedir. Ek olarak önısıtma, dolgu metalı, ısı girdisi ve yüzey kaplama prosesi gibi proses değişkenleri de incelenmektedir.

Anahtar Kelimeler: Kaplama kaynağı, Elektrik ark kaynağı, Küresel grafitli dökme demir, Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir.

ABSTRACT

Austempered ductile cast iron (ADI) has emerged as an important engineering material in recent years because of its excellent mechanical properties. These include high strength with good ductility, good wear resistance, fatigue strength and fracture toughness. The objective of this investigation is to study the restoration and/or hardfacing by welding of worn-out parts manufactured from austempered ductile iron. The work may be divided into two sections. The first deals with studying the influence of austempering process on microstructure and mechanical properties of ADI. The second deals with analyzing the welding of melting region and heat-affected zone microstructures of austempered ductile iron (ADI). Importance of welding when the ADI castings need to be produced and repaired; Procedure of the welding; Difference in the mechanical properties of weld metal with ADI base metal; Assessment of the phase transformation and characteristics of the microstructure in the weld joint. In addition, process variables such as preheating, filler material, heat input and hardfacing process were studied.

Keywords: Repair welding, Shielded metal arc welding, Ductile iron, Austempered ductile iron

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ.....	i
KISALTMA LİSTESİ.....	ii
ŞEKİL LİSTESİ.....	iii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	v
ÖNSÖZ.....	vi
ÖZET.....	vii
ABSTRACT.....	viii
1. GİRİŞ.....	1
1.1 Dökme Demir Malzemeler.....	2
1.2 Küresel Grafitli Dökme Demir ve Türleri.....	6
1.2.1 Küresel Grafitli Dökme Demirin Metalurjisi.....	7
1.2.2 Küresel G.D.D.' in Mekanik Özellikleri.....	10
2. DÖKME DEMİRİN ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ.....	14
2.1 Dökme Demirde Beynitik Dönüşümler.....	16
2.2 Östemperlemeyi Etkileyen Parametreler.....	18
2.2.1 Döküm Kalitesi.....	19
2.2.2 Östenitleme ve Östemperleme Şartlarının Etkisi.....	20
2.2.3 Kimyasal Bileşimin Etkisi.....	21
2.2.4 Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirdeki Küre Sayısı ve Küresellik.....	25
2.2.5 Ö.K.G.D.D.' de Kalıntı Östenit.....	26
2.3 Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Özellikleri.....	26
2.3.1 Ö.K.G.D.D.' lerin Çekme Dayancı Özellikleri.....	27
2.3.2 Darbe ve Sertlik Özellikleri.....	28
2.3.3 Aşınma Özellikleri.....	29
2.4 İki Basamaklı Östemperleme Isıl İşlemi.....	35
2.4.1 İki Basamaklı Östemperleme İşleminde Mikroyapı.....	37
2.4.2 İki Basamaklı Östemperlemede Gerilme Özellikleri.....	41
2.5 Ö.K.G.D.D.' lerin Teknolojik Önemi ve Uygulama Alanları.....	44
3. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRİN KAYNAĞI.....	47
3.1 Gaz Ergitme Kaynağı.....	49
3.2 Elektrik Ark Kaynağı.....	51
3.2.1 Kullanılan Elektrodlar.....	54
3.2.2 Ön Isıtmanın Etkisi.....	56
3.3 Ö.K.G.D.D.' in Kaynak Kabiliyetinin İncelenmesi.....	59

4.	DOLGU (KAPLAMA) KAYNAĞI.....	64
4.1	Dolgu Kaynağının Tanımı ve Faydaları.....	65
4.2	Dolgu Kaynağındaki Ön İşlemler.....	66
4.2.1	Dolgu Kaynağı Öncesi Bilinmesi Gereken Hususlar.....	66
4.2.2	Mekanik İşlemler.....	66
4.2.3	Isıl İşlemler.....	67
4.3	Dolgu Kaynağında Kullanılan İlave Malzemeler.....	69
4.4	Dolgu Kaynağında Dikkat Edilecek Hususlar.....	71
4.5	Dolgu Kaynağına Yatkın Kaynak Yöntemleri.....	73
4.5.1	Dolgu Kaynağı Yöntem Seçimi.....	73
4.5.2	Kullanılan Kaynak Yöntemleri.....	73
4.6	Elektrik Ark Kaynağı ile Doldurma İşlemi.....	74
4.6.1	K.G.D.D' in Kaplama Kaynağının İncelenmesi.....	76
5.	DENEYSSEL ÇALIŞMA.....	91
5.1	Deney Numunelerinin Hazırlanması.....	91
5.2	Numunelere Östemperleme Isıl İşleminin Uygulanması.....	92
5.3	Deney Numunelerine Elektrik Ark Kaynağıyla Dolgu İşleminin Yapılması.....	94
5.4	Deney Numunelerinin Sertlik Ölçümüne Hazırlanması.....	97
5.5	Kaynak Dikişindeki Karışım.....	98
5.6	Vickers Sertlik Ölçümü Sonucu Elde Edilen Değerler.....	100
6.	SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	133
	KAYNAKLAR.....	135
	ÖZGEÇMİŞ.....	137

1. GİRİŞ

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler mühendislik malzemesi olarak tasarımcılar için önemli bir döküm metalidir. Dökme demirin avantajları olan ekonomiklik, kolay işlenebilirlik, düşük ergime derecesi, iyi akışkanlık, iyi aşınma direnci, yüksek sönümlendirme kapasitesi, mükemmel ısı direnci özelliklerinin yanı sıra çeliğin yüksek dayanımı, sünekliği, tokluğu, sıcaklık altında çalışabilme ve sertlik avantajlarını bünyesinde birleştirmektedir. Bu sebepten dolayı östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler çeliğin yerini birçok farklı uygulamalarda almaya başlamışlardır.

Küresel grafitli dökme demirlerin kaynak edilebilirliğinin zayıflığı kısaca iki faktöre bağlanabilmektedir. Bunlar Itab'daki martenzitin oluşumu ve kısmi erimiş bölgede sert ve kırılğan demir karbürün var olmasıdır. Dökme demirlere uygulanan kaynak işlemi genellikle onarım kaynağıdır. Ya döküm işlemi sırasında parçada oluşan süreksizliğin tamirinde ya da döküm parçasının çalışma esnasında meydana gelen süreksizliğin tamirinde uygulanmaktadır. Buna rağmen bu metalin kaynağı her zaman zor ve sürekli özel bilgi ve teknik gerektirmektedir.

Bu çalışmanın amacı aşınmış ve hasara uğramış östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin yüzeyini onarmak ve/veya yüzey özelliklerini geliştirmektir. Dolayısıyla östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin kaplama kaynağının incelenmesiyle bu problemin çözümü araştırılmıştır.

Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin kaplama kaynağı incelenirken daha önce normal küresel (perlitik-ferritik) grafitli dökme demirlerin kaynağı hakkında yapılmış olan çalışmalar da dikkate alınarak aralarındaki benzerlikler ve farklılıklar ortaya konulmaya çalışılmıştır. Bu sebepten dolayı gerekli durumlarda önceki çalışmalara, ana metin içerisinde yer verilmiştir.

1.1 Dökme Demir Malzemeler

Dökme demirler, esas olarak demir ve karbon alaşımlarıdır. Demir-karbon diyagramlarından takip edildiğinde, dökme demir malzemelerin östenit fazlarında maksimum karbon çözünürlüğünün üzerinde karbon miktarını barındırdığı görülmektedir. Dökme demirlerin karbon içeriği % 2-6.67 aralığındadır. Ancak, yüksek karbon içeriğinin dökme demirleri gevrekletmesi nedeniyle ticari olarak üretilen dökme demirlerde karbon içeriği %2.5-4 arasında tercih edilmektedir.

Dökme demirler kolayca ergitilebilirler ve genellikle son boyutlarda imal edilen karmaşık şekillerde dökülebilirler. Uygun alaşımlandırma, iyi döküm kontrolü ve uygun işlemlerle herhangi bir dökme demir çeşidinin özelliklerini geniş bir aralıkta değiştirmek mümkündür.

Dökme demirin bileşimindeki karbon, iç yapıda grafit olarak serbest halde veya demirle, demir karbür (sementit) halinde bileşik olarak ve ayrıca çok az miktarı da ferrit içinde çözülmüş olarak bulunmaktadır.

Dökme demirler, yapı bileşenlerine göre çeşitli sınıflara ayrılmaktadır; kır dökme, beyaz dökme, alaca dökme, temper dökme, küresel grafitli dökme demir.

Kır dökme demir: Yapısı içerisinde, karbonu grafit levhaları halinde dağılmış dökme demir tipidir. Kırıldığında gri bir görüntü ortaya çıkmaktadır.

Beyaz dökme demir: Yapısı içerisinde, karbonu sementit (bileşik karbon, demir karbür) halinde bulunan dökme demir tipidir. Kırılınca beyaz bir görünüşü vardır.

Alaca döküm: Yapısının bir kısmı kır olan dökme demir tipidir.

Temper döküm: Beyaz dökme demirin tavlama suretiyle elde edilen en yumuşak dökme demir çeşididir. Grafitleri patlamış mısır şeklindedir.

Küresel dökme demir: Özel bir şekilde hazırlanmış sıvı demir içine ilave edilen Mg ve Ce gibi alaşım elemanlarının etkisiyle, grafitleri küresel yüksek kaliteli dökme demirdir.

Sert döküm: Bileşimine göre, normal soğuma şartlarında kır dökümü verecek olan demirin, bazı kısımlarında soğuma hızının artırılması ile sert beyaz döküm yapısına sahip bir demir tipidir.

Demirin özellikleri ve kullanımı üzerinde kimyasal bileşimin etkisi başlıca iki elemana bağlıdır. Karbon ve silisyum katılma sırasında ötektik sıcaklığında yapıda beliren Fe_3C metastabl bir fazdır. Silisyum ve yavaş soğuma demir karbürün stabilitesini bozar ve grafitleşmeyi teşvik eder. Diğer taraftan Si ve C birlikte dökme demirin yapısını tayin ederler.

İş parçaları farklı kesitlere sahip oldukları için, soğuma hızları da kesit kalınlıklarına göre değişim göstermektedir. İnce kesitler kalın kesitlerden daha çabuk soğurlar. Yavaş soğuma hızlarında diyagramdaki çizgiler sola, hızlı soğumada ise sağa kayar. Buna göre ince kesitli kır dökme demirlerde C+Si yüzdesi fazla, kalın kesitlerde ise C+Si yüzdesi düşük seçilmelidir.

Dökme demirlerin özellikleri, grafit şekillerine ve yapı bileşenlerine göre geniş sınırlar içinde değişebilmektedir.

Çekme Dayancı ve Uzama:

Dökme Demir Çeşidi	σ (kg/mm²)	δ(%)
Levha Grafitli Döküm (Kır dökme demir)	15-40	10-2
Temper döküm	35-70	12-3
K.G.D.D. (Perlitte)	60	3-1
K.G.D.D. (Ferritte)	40-55	25-15

Korozyon Dayancı: Hemen hemen tüm dökme demirler korozyon dayancına sahiptirler.

Sönümlenme kabiliyeti: Dökme demirlerin titreşim söndürme kabiliyeti oldukça iyidir. Kır dökme demirin sönümlenme kabiliyeti diğer döküm tiplerinden daha fazladır.

Aşınma Dayancı: Beyaz dökme demirin aşınma dayancı yüksektir. Diğer dökme demir tipleri de yapılarındaki perlit yüzdesine göre aşınma dayancı göstermektedirler.

Isıl İşlem Kabiliyeti: Bütün dökme demirlere, çeliğe uygulanan ısıl işlemler uygulanabilmektedir.

Dökme demirlerin sınıflandırılmasında uygulanan en başarılı yöntem, döküm mikroyapısına göre yapılan sınıflandırmadır. Demir dökümlerde mikro yapıyı kontrol eden 4 faktör bulunmaktadır. Bunlar; karbon içeriği, alaşım elementi veya emprüte miktarı, katılma sırasında ve katılmadan sonraki soğuma hızı ve dökümden sonraki ısıl işlemlerdir. Bu değişkenler karbonun türünü ve morfolojisini kontrol ederler. Karbon, sementitle bileşik veya grafitle serbest karbon olarak bulunabilir. Bu açıdan incelendiğinde dökme demirler 4 sınıfta toplanabilirler (Ersümer, 1981).

Beyaz Dökme Demir

Karbonun tamamı sementit olarak bileşik halindedir. Katılma sıcaklığından hızlı soğuma ile elde edilirler ve bütün beyaz dökme demirler ötektik altı alaşımlardır. Tipik mikro yapısı sementit (Fe_3C) ve perlitten meydana gelmektedir. Sementit sert ve gevrek bir bileşiktir. Beyaz dökme demirde önemli oranlarda bulunmasından dolayı bütün demirler sert ve aşınmaya karşı dirençlidirler. Son derece gevrek ve işlenebilmesi zordur. Bu yüzden mühendislik uygulamalarındaki kullanımları sınırlıdır. Aşınma dayancının önemli olduğu ve sünekliğin istenmediği yerlerde kullanılırlar.

Temper Dökme Demir

Karbon içeriğinin önemli bir kısmı veya tamamı temper karbonu olarak bilinen düzensiz rozetler şeklindedir. Beyaz dökme demirin ısıtılarak elde edilir. Beyaz dökme demir uygun sıcaklıklara kadar ısıtılarak yapısında bulunan sementit ve perlit parçalanır. Böylece serbest kalan karbon çok yavaş soğuma hızı ile rozet şeklini alır ve temper karbonunu oluşturur. Temper dökme demirin iki türü vardır: (i) ferritik, (ii) perlitik. Ticari uygulamada temper dökme demir denince akla ferritik temper dökme demir gelir. Ferritik dökme demirin de (i) beyaz temper döküm, (ii) siyah temper döküm olmak üzere iki grupta toplandığı görülür. Beyaz temper döküm sadece Amerika’ da üretilir ve ferritik matriste temper karbonu dağılmış haldedir. Siyah temper dökme demir Avrupa’ da üretilir ve temper karbonun oluşumu farklıdır; kimyasal bileşim ve üretim yöntemlerinden ötürü biraz bileşik karbon içerir. Perlitik temper dökümler de bileşik karbon içerirler, bu yüzden ferritik temper dökümlerden daha yüksek mukavemet gösterirler (Çavuşoğlu, 1992).

Gri Dökme Demir

En çok kullanılan dökme demir sınıfını oluşturur. Bileşimindeki karbonun büyük bir kısmı serbest grafit lamelleri halinde bulunmaktadır. Genellikle ötektik üstü demirlerdir ve % 2.5-4 arasında karbon içerirler. Gri dökme demirin mekanik özellikleri doğrudan doğruya döküm yapısına ve grafit morfolojisine bağlıdır. Grafit-ferrit karışımı bir mikroyapı en yumuşak ve en düşük mukavemetli gri demiri verir. Karbon miktarının artmasıyla birlikte malzemenin mukavemet ve sertliğinde artma görülür. Gri dökme demirler çok çeşitli özellikler göstermelerinden dolayı mühendislik alanında birçok uygulama sahası bulmuştur. En önemli özellikleri titreşim söndürme kabiliyetinin olması, yüksek mukavemet göstermesi ve ucuz olmasıdır.

Küresel Grafitli Dökme Demir

Aynı zamanda nodüler, sfero ve düktil demir gibi isimlerle anılan bu tür dökme demirlerde karbon, grafit küreleri halindedir. Karbonun lamelden küre haline geçişini sağlamak için ergimiş demir, döküm öncesinde aşılama işlemine tabi tutulur. Küreler katılma yoluyla sağlandığı için temper dökme demirlerden farklıdır. Ayrıca grafit şeklinin lamel yerine küre oluşu da, dökme demire süneklik ve mukavemet kazandırmaktadır. Çünkü gri dökme demirde grafitler lameller halinde ve keskin köşelidir. Malzeme herhangi bir gerilim yüklemesine maruz kaldığında grafit köşelerinde gerilim yükselmesi meydana gelir. Çatlak oluşumu önce bu bölgelerde başlar ve matriste devamsızlık oluşturur. Küre şekilli grafitlerde bu tür bir olay meydana gelmediğinden, benzer yapıdaki gri dökme demirle mukayese edildiğinde küresel grafitli dökme demirler daha yüksek mukavemet ve tokluk göstermektedir (Ersümer, 1981).

1.2 Küresel Grafitli Dökme Demirler ve Türleri

Küresel grafitli dökme demir (Kgdd), bir dökme demir sınıfı olup, ferritik veya perlitik veya ferritik+perlitik karışımı bir matris içinde dağılmış halde grafit kürecikleri içeren bir dökme demir türüdür.

Kgdd' ler gri dökme demirin düşük ergime derecesi, iyi işlenebilme yeteneği gibi başlıca üstünlükleriyle, çeliğin yüksek mukavemet, süneklik ve tokluk gibi özelliklerini birleştiren bir malzeme olarak dökme demirler arasında yeni bir dökme demir sınıfı oluşturmaktadırlar (Çavuşoğlu, 1992).

Genel olarak kgdd' lerin kimyasal bileşimleri % 3.2-4.1 C, % 1.8-2.8 Si, % 0.1-0.8 Mn, % 0.1max.P, % 0.03 max.S. aralıkları içinde bulunmaktadır. Kompozisyon bu aralıkta istenilen özelliklere (matrisli yapısı + küre boyutu ve dağılımı) göre düzenlenebilmekte, ayrıca alaşım elementlerinin (Cu, Ni, Cr, Mo, V) ilavesi yoluna da gidilebilmektedir.

1.2.1 Küresel Grafitli Dökme Demirin Metalurjisi

Küresel grafitli dökme demir, ötektik bir alaşımdır. Katılaşma yapısı ötektik karbon miktarı ile alaşım elementlerinin türüne ve miktarına bağlıdır. En önemli alaşım elementi Si' dir. Bu nedenle ötektik nokta malzemenin karbon eşdeğeri ile belirlenmektedir.

$$KE = \% TK \text{ (toplam karbon)} + \% 0.31 Si \quad (1.1)$$

KE = 4.30 ise alaşım ötektik, KE < 4.30 ise ötektik altı, KE > 4.30 ise alaşım ötektik üstüdür.

Alaşımsız veya hafif alaşımlandırılmış küresel grafitli dökme demirin ilk katılaşma yapısı, soğumaya bağlı olarak yaklaşık % 1 C içeren östenit + grafit kürecikleridir.

Dökme demir soğurken östenitin karbon çözünürlüğü azalır. Östenitik matristen atılan karbon grafit kürelerine doğru göç eder ve çökeler. Ancak bu proses oldukça alaşımlandırılmış (Min. % 18 Ni) dökme demirde sıcaklığın oda sıcaklığına kadar düşmesinde devam edebilir.

Alaşımsız dökme demirde östenitin, oda sıcaklığına kadar kararlılığını koruyamayarak, demirin diğer bir türüne yani ferritte dönüşmesi söz konusudur.

Dökme demirdeki östenit-ferrit dönüşümü matrisin karbon bileşiminde bir değişime neden olur. Kristalleşme sıcaklığında ve soğumayla sıcaklık düşerken östenitin karbon bileşimi yaklaşık $\leq \%1$ ' dir. Östenit-ferrit dönüşüm sıcaklığında, yani ötektoid noktaya gelindiğinde östenitin karbon çözünürlüğü yaklaşık % 0.55' e düşmektedir. Bu nedenle karbonun çözünmesi beklenir. Ancak pratikte ferritce hiç karbon çözünmediği göz önüne alındığında % 0.55 karbon içeren östenitin % 0.025 ferrite dönüşmesi halinde aradaki karbon miktarının ne olacağı, dökümün kimyasal bileşimine, soğuma hızına ve başlangıç grafit partikül dağılımına bağlılık gösterecektir. Uygun şartlar altında ve soğuma hızı yavaşken, tüm karbonun grafit kürelerine göç ettiği kabul edilmektedir. Hızlı soğuma ve diğer etkenlerin karbonun göçüne izin vermemesi de olasıdır. Ancak bu, karbonun ferrit fazında çözünmezliği ve östenitin ayrışacağı gerçeğini değiştirmemektedir. Bu dönüşüm, demir karbürün orijinal östenit içinde çok ince tabakçıklar oluşturmasıyla sağlanmaktadır. Bu tabakçıklar ferritin

sünekliğini ardışık olarak engellemektedir. Son matris yapısına perlit adı verilir ve perlitin karbür içeriği yaklaşık hacimce % 10' dur.

Dökme demirin dökülmüş haldeki yapısı değişen oranlarda ferrit ve perlit ihtiva etmektedir. Dökümün katılaşması sırasında çok az miktarda da olsa kaçınılmaz olan aşırı soğuma, katılaşma yapısının ötektik altı veya ötektik üstü süreçle meydana gelmesine neden olmaktadır.

Ötektik altı kgdd' ler katılaşmaya dendritik östenit fazının oluşumuyla başlamaktadır. Ötektik sıcaklığa erişildiğinde yapı östenit + sıvı karışımıdır. Ötektik katılaşma kısmen östenit dendritlerinin sürekli büyümesiyle kısmen de hem östenit hem de grafitin büyümesiyle açıklanabilmektedir.

Sonuçta elde edilen yapı alaşım elementlerine, soğuma hızına bağlı olarak ferritik veya perlitik ya da her ikisini de içerebilmektedir.

Ötektik üstü dökme demirlerin katılaşma mekanizması da ötektik altı katılaşmasına benzemektedir. Ancak bu durumda ilk çökelen faz küre şeklindeki grafitir. Ötektik altı katılaşmada olduğu gibi sonuçta elde edilen yapı, alaşım elementlerine, soğuma hızına bağlı olarak ferritik veya perlitik olabilmektedir, ya da her ikisini de içerebilmektedir.

Alaşım elementleri, katılaşma yapısını çeşitli karbürler oluşturarak, grafit dağılımını ve şeklini etkileyerek matris yapısını değiştirerek etkilemektedir.

Karbon ve Silisyum: Kgdd yapısında bulunan en önemli iki elementtir. Kgdd' lerde karbon oranı % 3-4 arasında değişmektedir. Karbon miktarı grafit morfolojisini ve boyutunu etkilemektedir. Karbon miktarı arttıkça grafit küre sayısı ve küresellik artmaktadır. Karbon miktarının çok yüksek değerlere ulaşması, grafitin küresellikten sapmasına ve kalın kesitlerde grafitin yüzmesine neden olabilmektedir (Zhao ve Wang, 1999).

Kgdd' ler de Silisyum miktarı % 1.8 – 2.8 arasında değişebilmektedir. Silisyum miktarının artması küre sayısını ve küreselliği arttırmaktadır. Ni ile beraber kullanıldığında da grafit şeklinin bozulmasına yol açabilmektedir. Ferrit oluşumunu teşvik edip karbür oluşumunu engellemektedir.

Mangan kuvvetli karbür ve perlit yapıcı bir elementtir. İlave edilecek Mn miktarı Si miktarına ve kesit kalınlığına bağlıdır. Kesit kalınlığı arttıkça artan Si miktarı ile Mn miktarı da artırılabilir. Yüksek Mn miktarı segregasyona sebep olabilmektedir.

Bakır yüksek kalitede perlitik yapı sağlamaktadır. Küre sayısını ve küreselliği arttırmaktadır. Ni ve Mo kombinasyonları ile istenilen matris yapısına sahip (perlitik, martenzitik) malzeme elde edilebilmektedir. Al, lamelli grafit oluşumunu teşvik etmektedir. Sn, tane sınırlarında lamelli grafit oluşumuna neden olmaktadır. Cu ile birlikte kullanıldığında matrisin perlitik olmasını sağlamaktadır. Pb, Bi, As' den birinin % 0.002 miktarında olması kalın kesitlerde grafit oluşumunu engellemektedir. Cr, Va, B ve Te, Mn' dan daha kuvvetli karbür yapıcı elementlerdir. Ti, lamel tipi grafit oluşumunu teşvik etmektedir. Ce ile beraber kullanılırsa (% 0.01 Ce, % 0.07 Ti) küresel grafit oluşumunu sağlamaktadır. % 0.02 – 0.1 Va ve Ti grafitleştirici bir etkileşime sahiptir (Zhao ve Wang, 1999).

Kgdd' de segregasyon, alaşım elementlerinin meydana getirdiği karbürler şeklinde veya katı çözeltide alaşım elementlerinin yüksek bölgesel konsantrasyonu şeklinde oluşabilmektedir.

Dökme demirde bulunan bazı alaşım elementlerinin (Mn, Mo, Cr, Va) dendritler arası karbür oluşumunu sağladığı bilinmektedir.

Bu alaşım elementlerinin karbür yapıcı etkisini azaltmak veya minimumda tutmak için az miktarda diğer başka elementlerin ilavesi söz konusudur.

Dökme demirde karbürlerden kaçınabilmek için, kükürt miktarının yaklaşık % 0.008 oranında bulunması ve ayrıca aşılanmanın yeterli, nodül sayısının da yüksek olması gerekmektedir.

Kgdd' in döküm halindeki yapısında Si, Cu, Ni gibi grafitleştirici elementler hücre sınırından uzakta Cr, Mn, Mo ve V gibi karbür yapıcı elementler hücre sınırında birikime uğramaktadırlar.

Katılaşmaya bağlı olarak soğuma hızının yavaş olduğu kesitli parçalarda segregasyon oluşumu artmaktadır. Kesit kalınlığına bağlı olarak meydana gelen segregasyonu önlemek için Mn miktarı % 0.3' ten düşük olmalıdır. Mo içinde aynı oran geçerlidir. Az miktarda Mo (% 0.25) ilavesi ve genellikle Ni ve/veya Cu kombinasyonları emniyetli bir işlem için yeterli olabilmektedir.

1.2.2 Küresel Grafitli Dökme Demirin Mekanik Özellikleri

Günümüzde pek çok ülke, küresel grafitli dökme demirleri mekanik özelliklerine göre sınıflandırmış ve standartlaştırmıştır. Örneğin, Türk Standartları Enstitüsü "Dökme Demir Küresel" anlamındaki DDK kodu ardından minimum çekme (dayancını) vermektedir. Alman standartlarında bu gösterim GGG Amerikan standartlarında ise A 897-90 gibi özel numaralarla ifade edilmiştir (Çavuşoğlu, 1992).

Çizelge 1.1' de TS 526' ya göre küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri verilmektedir. Çizelge 1.2' de ise söz konusu malzemelerin topluca sınıflandırılması verilmektedir. Kgdd' ler, aynı matris yapıdaki gri dökme demirlerin iyi dökülebilme, iyi işlenebilme gibi özellikleriyle daha iyi mekanik özelliklerini bir arada sağlamaktadır. Yapılarındaki küresel grafitlerin yağlayıcı etkisi nedeniyle, krank mili, dişli gibi aşınma dayancı gerektiren bir çok uygulamada kullanılabilir. Çalışma koşullarında ani sıcaklık değişimlerine karşı küresel grafitli dökme demirler, gri dökme demirlere göre daha dirençlidir (Çavuşoğlu, 1992).

Küresel grafitli dökme demirlerin darbe dayancı, çelik malzemelerde olduğu gibi sıcaklığa, malzemenin yapısına ve kimyasal bileşimine göre değişmektedir. Matris ferrit yapıya doğru gittikçe malzemenin sünekliği artmaktadır.

Süneklik, perlit yüzdesinin artması ile birlikte azalma eğilimi göstermektedir. Sıcaklık azaldıkça malzemenin darbe dayanımı % 80' e kadar azalmaktadır. Matris yapısının beynitik olması durumunda ise bu azalma miktarı da düşmektedir (Çavuşoğlu, 1992).

Çizelge 1.1 Küresel grafitli dökme demirlerin özellikleri (TS 526)

Kısa Gösteriliş	İç Yapısı	Çekme Dayanımı kgf/mm ²	0.2 Akma Sınırı kgf/mm ²	Kopma Uzaması %	Sertlik (BSD)
DDK-40	Ferritik	42	28	12	140-201
DDK-50	Ferritik/Perlitik	50	36	7	170-241
DDK-60	Perlitik/Ferritik	60	40	3	192-269
DDK-70	Perlitik	70	45	2	229-302
DDK-80	Perlitik	80	50	2	248-352
DDK-35.3 ⁽⁻⁾	Ferritik	35	22	22	-
DDK-40.3 ⁽⁻⁾	Ferritik	40	25	18	-

(-) Darbeli çalışması öngörülen tiplerdir.

Çizelge 1.2 Ökgdd' lerin sınıflandırılması

Amerikan Sınıflandırılması	ADI 1	ADI 2	ADI 3	ADI 4
Min.Çekme Muk.N/mm ²	862	1034	1207	1379
Min.% 0.2 Akma Sın. N/mm ²	586	689	827	965
Min. % Uzama	10	7	4	2
Sertlik HB	269-321	302-363	363-444	388-477
BRICA Sınıflandırması	ADI 950/6	ADI 1050/3	ADI 1200/1	-----
Min.Çekme Muk. N/mm ²	950	1050	1200	-----
Min. % 0.2 AkmaSın.N/mm ²	670	780	940	-----
Min. % Uzama	6	3	1	-----
Sertlik HB	300-310	345-355	390-400	-----
Sulzer Sınıflandırılması	GGG 80 BAF	GGG 100	GGG 120	-----
Çekme Muk. Mpa	800	1000	1200	-----
Akma Dayanımı Mpa	505	705	950	-----
% Uzama	8	5	2	-----
Sertlik HB	260-310	280-340	330-390	-----

Kgdd' de kesit boyutlarının özellikler üzerine doğrudan etkisi yoktur. Ancak ince kesitlerde soğuma hızının yüksek olması, oluşan boyutunu ve matris yapısının türünü belirlemektedir. Küçük taneli ve perlitik bir yapı daha mukavim olmakla beraber daha kötü süneklik özellikleri gösterebilmektedir. Bununla birlikte, ferritik bir matris yapıda ise süneklik çok daha iyi olmaktadır. Çok kalın kesitlerde soğuma hızının düşmesi yapıda segregasyonlara neden olabileceğinden hem Kgdd' in mekanik özelliklerini, hem de östemplleme ısı işlemi sonucu oluşabilen yapının özelliklerini kötü yönde etkileyebilmektedir.

Kgdd' lerin mekanik özellikleri ve mikro yapıları üzerine yapılan çalışmalar sonunda özellikle mangan alaşım elementinin kalın kesitli parçaların yavaş soğuması sırasında segregasyonlara sebep olduğu saptanmıştır.

Kgdd' lerin mekanik özellikleri büyük ölçüde matris yapılarına bağlıdır. Kürelerin şekli, miktarı ve dağılımı mekanik özellikler üzerine matris yapıdan daha az etkilidir. Küresel grafitli dökme demirin mekanik özellikleri üzerine, matris yapısının bileşimi, matris alaşım element miktarları, grafit küre sayıları, katılma sırasındaki soğuma oranı ve östenit yapının homojenliği bir arada etki etmektedir.

2. DÖKME DEMİRİN ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ

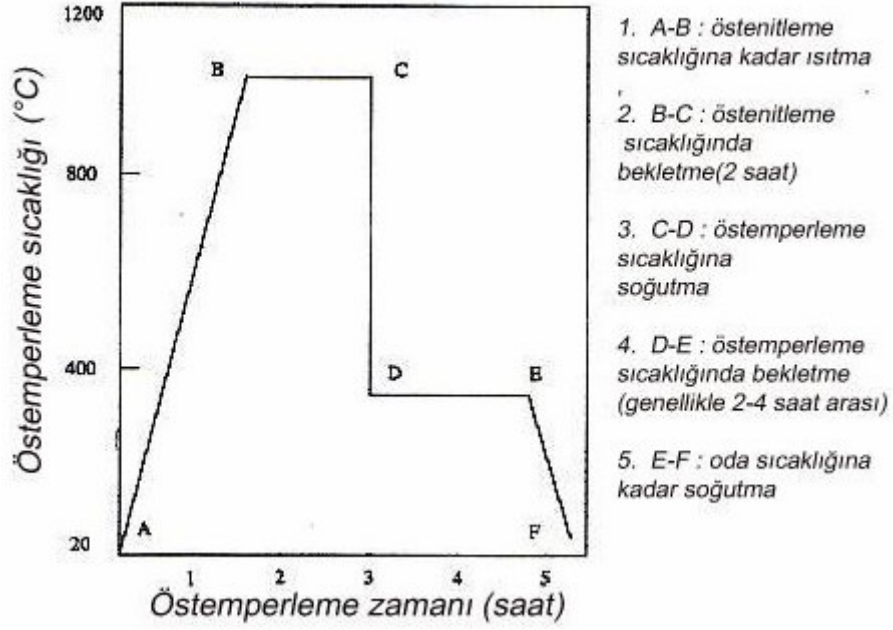
Küresel grafitli dökme demirlerin ticari üretimlerinde, son dönemlerdeki en önemli gelişme, östemperleme olarak bilinen izotermal bir ısıl işlemle matris yapının beynitik yapıya dönüştürülmesidir. Şekil 2.1' de şematik olarak gösterilen östemperleme ısıl işleminin kademeleri şu şekilde sıralanabilir .

1. 850 – 950 °C sıcaklıklar arasında en az 1 saat östenitleme. Bu işlem yüzeyde oluşabilecek dekARBÜRİZASYONU önlemek için, kontrollü atmosferli elektrikli veya gazlı fırınlarda ya da tuz banyolarında yapılabilir. Alternatif olarak, yüksek sıcaklıklara dayanabilen klorürlü tuz banyoları veya akışkan yatak kullanılabilir.

2. Parçaların fırınlardan alınması ve hızlı bir şekilde, 235 – 450 °C sıcaklıklar arasındaki tuz banyosunda hızlı soğuma. Alternatif hızlı soğutma ortamı, maksimum çalışma sıcaklığı 260 °C civarında olan yağ veya akışkan yataktır. Su verme oranı, östemperleme sıcaklığına soğuma sırasında perlit reaksiyonunu önleyecek kadar yüksek sıcaklıkta olmalıdır. Bunun mümkün olmadığı durumlarda, örneğin kalın kesitli parçalarda, döküm sırasında yapıya ilave edilecek Mo, Cu ve Ni gibi alaşım elementleriyle perlit burnunun sağa kaydırılması sağlanabilir.

3. Östemperleme sıcaklığında bekleme. Bu sıcaklıkta östenit izotermal bir dönüşümle beynitik ferriti oluşturur. Östemperleme sıcaklığında bekleme süreleri, demirin alaşım elementi miktarına, östenitleme süresine ve sıcaklığına bağlı olarak değişir. Ortalama olarak 0.5 – 4 saat arasında değişir.

4. Oda sıcaklığına dek havada soğutma.



Şekil 2.1 Östempereleme ısıl işlem şeması

Verilen bir bileşimdeki küresel grafitli dökme demirin östempereleme sonucu elde edilecek, mekanik özelliklerine, östenitleme süre ve sıcaklığı, alaşım elementlerinin miktarı ve östempereleme süre ve sıcaklığı doğrudan etki etmektedir. Yapılan araştırmalar en büyük etkinin, östempereleme süre ve sıcaklığından kaynaklandığını, özellikle östempereleme sıcaklığının oluşacak beynitik yapıyı doğrudan etkilediğini göstermişlerdir (Trudel ve Gagne, 1997).

Östempereleme ısıl işleminin birinci aşamasında, 850 – 950 °C arasında östenitleme işlemi yapılmasının amacı matris yapıyı östenite dönüştürmek ve östenitin karbon oranını, dökümün bileşimine ve östenitleme sıcaklığına bağlı olarak kontrol etmektir (Sağın, 1999).

Yapılan ikinci aşama, 235 – 450 °C sıcaklıklar arasında 0.5 – 4 saat yapılacak olan östempereleme işlemi sıcaklığına hızlı soğutmaktır. Bu ısıl işlem prosedürü sonunda yüksek karbonlu östenit, östempereleme sıcaklığına bağlı olarak, beynitik ferrit veya beynitik ferrit karbür fazlarını oluşturmaktadır. Östenitin karbon oranı yeterince yüksek olursa, termal olarak dengeli hale gelmektedir. Böylece östempereleme ısıl işleminden sonra bir miktar östenit kalıntı (dönüşmeyen) östenit olarak yapıda kalmaktadır (Sağın, 1999).

İdeal östemperleme mikroyapılarını elde edebilmek için östemperleme süresi doğru olarak seçilmelidir. Bu sürenin doğru seçilebilmesi için östemperleme ısıl işleminin kinetiğinin incelenmesi gerekmektedir.

Östemperleme sıcaklığına su verme işlemi perlitik veya ferritik dönüşüme meydan vermeyecek ölçüde hızlı olmalıdır. Östemperleme nispeten yüksek mukavemet elde etmek için çeliklerde ve dökme demirlerde çok kullanılır. Çeliklerin çoğunda yararlı özellikler ferrit ve demir karbürlerin istenen şekil ve boyut dağılımının neticesinde gerçekleşmektedir. Yüksek silisyum muhteviyatlı çeliklerde ve dökme demirlerde yararlı özellikler ferrit, yüksek karbonlu östenit ve bazı durumlarda demir karbürlerin istenen şekil ve boyut dağılımlarıyla elde edilebilmektedir. Çeliklerde silisyumun beynitteki demir karbürlerin miktarını azalttığı bilinmektedir. Gerçekten de yapılan incelemeler ile uzun zaman süresince yüksek östemperleme sıcaklıklarında oluşan üst yapısında demir karbürlerin olmadığı saptanmıştır. Bu durumda da karbonun kalıntı östenitte yoğunlaştığı düşünülmektedir (Trudel ve Gagne, 1997) .

Östemperlenmiş KGDD' de mikroyapı şüphesiz beynitin morfolojisi ile doğrudan ilgilidir ve sonuçta ısıl işlem değişkenlerinin beynitin morfolojisine ve mikroyapı üzerine etkileri önem kazanmaktadır.

2.1 Dökme Demir'de Beynitik Dönüşümler

Östemperleme sıcaklık bölgesinin (250 – 450 °C) üzerinde dönüşüm, arayüzey ve tane sınırlarında beynitik ferritin çekirdeklenmesi ile başlamaktadır. Bu sırada karbon, büyümekte olan ferrit levhalarından östenite atılmaktadır. KGDD' de yüksek silisyum içeriği östenit fazında sementit oluşumunu engellemektedir. Sonuç olarak beynit reaksiyonu ilerlerken kalan östenit karbon reaksiyonunu sürdürmektedir (Kutsov vd, 1999).

Östemperleme sıcaklığı yaklaşık 330 °C' nin altında bulunduğunda ferrit iğnelerinin büyüme hızı yüksek, karbonun difüzyon hızı ise nispeten düşüktür. Bu nedenle beynitik ferritteki yüksek karbon içeriği distorsiyona uğramış tetragonal kristal bir yapı oluşturmaktadır.

Karbon, östempereleme işleminin ilk kademelerinde ferritten atılmakta ve ϵ - karbür (Fe_2C) olarak ferrit iğnelerinde çökelmektedir ve bu genellikle beynitik karbür olarak adlandırılmaktadır (Kutsov vd, 1999).

Kalıntı östenitten beynitik ferrite çok az karbon atılması ile dönüşüm sürekli ilerlemekte ve oda sıcaklığına soğumayı takiben yapıda çok az kalıntı östenit bulunmaktadır. Bu yapı alt beynitik olarak adlandırılmaktadır (Kutsov vd,1999).

Yüksek östempereleme sıcaklıklarında (330 – 450 °C) farklı bir dönüşüm mekanizması vardır ve üst beynit oluşumu ile sonuçlanmaktadır.

Yüksek sıcaklıklarda karbon difüzyonu çok hızlı olmaktadır. Bu nedenle karbonun önemli bir miktarı büyümekte olan ferrit levhalarının dışına doğru difüzyona uğramakta ve büyüyen ferrit levhaları arasındaki kalıntı östeniti zenginleştirmektedir (Putatunda, 2001).

Östenitin karbonca zenginleşmesi sırasında ferrit büyümesi engellenmekte ve böylece östenit kararlı hale gelmektedir. Östenitin karbon içeriğinin % 2 kadar yüksek olduğu görülmektedir ve bu nedenle söz konusu yüksek karbon içeriği –120 °C gibi düşük sıcaklıklarda bile östenitin kararlı kalmasını sağlamaktadır. Bununla beraber bu yüksek karbonlu östenitin kararlılığı çok kesin değildir zira östenit yeterli süre ile ferrit ve karbüre ayrışmaktadır. Sonuç olarak KGDD’ de beynitin reaksiyonu 2 kademeli bir reaksiyon olarak tanımlanabilir (Putatunda, 2001).

1. Reaksiyon : Östenit, beynitik ferrite ve karbonca zengin östenite ayrışır. ($\gamma_0 \rightarrow \alpha + \gamma_{yk}$)

2. Reaksiyon : Östenit, ferrit ve karbüre ayrışır. ($\gamma_{yk} \rightarrow \alpha + \text{karbür}$)

Beynit östempereleme ısıl işleminde, reaksiyonun iki kademesini incelerken oluşan şekline göre, dönüşümün farklı olduğunu göz önüne almak gereklidir.

Östempereleme proses zaman aralığında, östemperlenmiş yapı dengededir ve KGDD optimum mekanik özellikleri bu aralıkta verir. 1. aşamada martenzitin, 2. aşamada ise karbürün mevcudiyeti, mekanik özelliklerden tokluğu ve sünekliği olumsuz yönde etkiler.

Östempereleme ısı işleminde elde edilecek sonuç özellikler, ısı işlem şartlarıyla tamamen bağlantılıdır. Eğer ısı işlem proses penceresi dahilinde tamamlanırsa elde edilecek en uygunu olur. Östempereleme sonucu elde edilecek olan beynitik yapı, martenzit dönüşüm sıcaklığı üzerinde perlitik reaksiyon sıcaklığı altında, östenitin çözünmesiyle oluşmaktadır. Çeliklerde ve dökme demirlerde, beynitik yapı izotermal olarak veya sürekli soğuma sırasında elde edilir (Putatunda, 2001).

Pek çok malzemede beynitik oluşum sıcaklığı perlit burnunun altında başlar ve perlitik dönüşüm aralığından ayrılır. B_f (beynit bitiş) sıcaklığının altında tamamen beynitik yapı elde edilir. Fakat daha yüksek sıcaklıklarda beynitik dönüşüm östenitin çözünmesi tamamlanmadan durdurulabilir. Bu durumda yapıda dönüşmemiş (kalıntı) östenit kalır. Östenitin çözünme miktarı malzemenin bileşiminin ve östempereleme sıcaklığının bir fonksiyonudur. İzotermal reaksiyon sıcaklığı azaldıkça, beynit oluşum yüzdesi artar. B_s (beynit başlama) sıcaklığı, TTT diyagramında yaklaşık olarak perlit burnunun biraz altındadır (Sağın, 1999).

2.2 Östemperelemeyi Etkileyen Parametreler

Östempereleme ısı işleminin küresel grafitli dökme demirler üzerindeki başarılı uygulamaları, bu malzemelerin pek çok alanda kullanımını yaygınlaştırmıştır. Östempereleme ısı işlemi boyunca meydana gelen oluşumlar konu olmuş, bu araştırmalar sonunda daha mükemmel yapıları östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir üretmek mümkün olmuştur.

Östempereleme, dökümden ısı işleme kadar çok iyi kalite ve işlem kontrolü gerektiren bir süreçtir. Dökümün kalitesi, alaşım elementlerinin miktarı, alaşım elementlerinin segregasyonu, östenitleme süresi ve sıcaklığı, östempereleme süre ve sıcaklığı işleme tabi tutulan malzemenin boyutları östemperelemeyi etkileyen parametrelerdendir.

2.2.1 Döküm Kalitesi

Östemperleme ısıl işlemine tabi tutulacak olan küresel grafitli dökme demir malzeme, ne kadar temiz ve homojen olursa, ısıl işlem şartlarının etkisini kontrol etmek ve sonuçta elde edilecek olan mekanik özellikleri iyileştirmek o kadar kolay olur.

Özellikle kalın kesitli parçalarda, östemperleme sonucu beynit oluşumunu teşvik etmek için alaşım elementleri kullanılır. Alaşım elementlerinin segregasyonu ise yapının kırılabilirliğinin artmasına ve mekanik özelliklerinin kötüleşmesine neden olur (Sağın, 1999).

KGDD malzemenin katılaşması sırasında Cr, P, Mn ve Mo elementleri tane sınırlarında segregasyona neden olurlar. Kesit kalınlaştıkça soğuma hızı düşeceği için segregasyon artar. Yapıda P miktarı çoksa fosfür karbür kompleksinin artması ve martenzit oluşumunun teşvik edilmesi söz konusu olur. Bu olay özellikle sünekliğin azalmasına ve genel mekanik özelliklerin kötüleşmesine neden olur (Sağın, 1999).

Küresel grafitli dökme demirin özellikleri, mikroyapısından büyük ölçüde etkilenmektedir. Bu malzemelerde mikroyapı üç temel unsurdan oluşur:

- Matris yapısının fazları ve dağılımı
- Grafit tanelerinin boyutu, şekli ve sayısı,
- Döküm sonrası yapıda oluşan hatalar (karbürler, segregasyonlar, mikro gözenekler, vs)

Bu nedenle küresel grafitli dökme demirler çok çeşitli mikroyapılarda üretilirler. Bunlar düşük mukavemetli ferritik yapılar veya östemperlenmiş yüksek mukavemetli beynitik yapılar olabilir. Bu malzemelerde matris yapının oluşumu ve sonuç özellikleri soğuma hızı, alaşım elementi cinsi ve miktarıyla yakından ilgilidir (Sağın, 1999).

Küresel grafitli dökme demirlerde, şekli nedeniyle darbe etkisi ve yorulma dayancı gri dökme demire ve diğer grafitli dökme demirlere göre daha yüksektir. Matris yapının içeriği mekanik özellikler üzerine çok daha büyük etki yapar. Bu nedenle alaşım elementlerinin yapıda homojen olarak bulunması ve segregasyon olmaması istenir (Putatunda, 2001).

2.2.2 Östenitleme ve Östemperleme Şartlarının Etkisi

Östemperleme sonucu tatmin edici mekanik özellikler elde edebilmek için, ısıl işlem şartları da döküm şartları gibi oldukça iyi kontrol edilmelidir.

Östemperleme sıcaklığı, östemperlenmiş demirin mekanik özelliklerini ve yapısını doğrudan etkileyen östenitin karbon oranı üzerinde etkilidir. Östenitleme sıcaklığı arttıkça, östenitin karbon oranı artar ve östenitlenecek parça yüksek sıcaklıkta yeterli süre tutulursa, östenitin arzu edilen karbon oranına ulaşılır. BRICA' da yapılan araştırmalar sonucunda çekme dayancı ve süneklik için en mükemmel kombinasyonun 900 – 925°C sıcaklıklar arasında 1 – 3 saat östenitleme olduğu gözlemlenmiştir. Östenitleme sıcaklığı ve süresinin sözü geçen miktarlarında optimum özellik kombinasyonunu sağlamak mümkündür. Östenitleme süresinin artmasıyla östenitin karbon oranının artmasının yanında ayrıca mikro segregasyonlarda giderilmiş olur. Östenitleme şartları, işleme tabi tutulan dökme demirin başlangıç mikroyapısından da etkilenir. Başlangıçta matris yapı ferritik ise östenitleme süresi daha uzun olmalıdır. Perlitik durumda ise süre daha kısa tutulabilir (Sağın, 1999).

Eğer yapıda yeterince alaşım elementi varsa östenitleme sıcaklığı 850°C civarında olabilir. 925°C' nin üzerindeki östenitleme sıcaklıklarında, izotermal bekleme sıcaklığına hızlı soğuma sırasında yapıda bir miktar martenzit oluşabilir. Bu oluşum sünekliğin azalmasına neden olur. 900°C sıcaklığın altında ise malzemenin yapısına bağlı olarak östenitleme tamamlanamayabilir. Bu ise tüm özelliklerde genel bir kötüleşmeye neden olacaktır. Bu nedenle östenitleme 900°C civarında yeterince uzun bir süre yapılmalıdır (Eric vd, 2004).

Östemperleme sonucu elde edilecek yapı, östemperleme sıcaklığından doğrudan etkilenmektedir. 235 – 330°C sıcaklıklar arasında alt bey nitik yapı 370 – 450°C sıcaklıklar

arasında oluşan beynit ise, her iki türden farklıdır. Bu tür beynitik yapının mekanik özellikler üzerine etkisi daha farklı olacaktır. En büyük dayançları 275 – 325°C sıcaklıklar arasında elde edilmektedir. Bu oluşuma sürenin doğrudan bir etkisi yoktur. Bu aralıkta oluşan beynitik yapının sünekliği ise genel olarak düşüktür. Süneklik üzerine en büyük etki östemperleme ısı işlem periyodu içinde durdurulan ve havada soğutulan numunelerde alt beynitik yapılarda oluşabilecek en büyük süneklik değerlerine ulaşılmaktadır. Üst beynitik yapılarda çekme dayancısı daha düşüktür, fakat süneklik genel olarak yüksektir. Süneklik üzerine sürenin etkisi bu yapılarda, alt beynitik oluşumunda olduğu gibidir. Üst beynitik oluşumlarda da en büyük süneklik değerleri ısı işlem periyodu içinde deneyi tamamlanan numunelerde elde edilmiştir . (Sağın, 1999)

Östemperleme işleminde izotermal bekleme sıcaklığı ve süresi ele alındığında oluşan mikroyapıların süre ve sıcaklıktan etkilendiği görülmektedir. Kısa östemperleme süreleri sonunda yapıda bir miktar martenzit oluştuğu gözlenmiştir. Bunun nedeni olarak bazı östenit bölgelerinde yeterince karbon çözünmemiş olması ve bu nedenle beynitik dönüşümün bu kısımlarda uzun süreler gerektirmesi gösterilmektedir. Östemperleme süresi arttıkça karbon difüzyonu nedeniyle, martenzit oluşumu azalmaktadır (Garin ve Mannheim, 2003).

2.2.3 Kimyasal Bileşimin Etkisi (Alaşım Elemanları)

Kimyasal bileşim östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin yapısında önemli rol oynar. Başlangıçtaki kimyasal bileşim istenen sonuç özelliklere uygun olarak seçilmeli ve karbür içermeyen bir döküm yapısı elde edilmelidir. Eş dönüşümlerin sağlanmasıyla segregasyon minimum olmalıdır. Beynitik ikinci reaksiyondan kaçınmak için proses penceresini büyüten alaşım elementleri tercih edilmelidir. Özellikle Ni ve Mo alaşım elementleri, ikinci reaksiyonu geciktiren ve proses penceresini genişleten elementlerdir (Trudel ve Gagne, 1997).

Karbon: Karbon oranının % 3-4' lere artması, östemperleme sonucu elde edilecek çekme dayancısını artırır. Süneklik azalır, sertlik değişmez.

Silisyum: Yapıda bulunan Si miktarı % 1.8 – 3.2 arasında olabilir. Si arttıkça çekme mukavemeti azalır. Buna rağmen süneklikte bir iyileşme olmaz. Sertlik ise değişmez. Si miktarı süneklik ve çekme mukavemeti üzerine etkisi çeşitli östemperleme şartlarına bağlı olarak değişmektedir. Si miktarının artmasıyla çekme dayancının azalması, Si arttıkça östemperleme boyunca pro-ötektoid ferrit ve perlit su verme oluşumunu desteklemesi nedeniyledir. Ferrit ve perlitin yüksek Si içeriği ile meydana gelen bu oluşumu önlemek için alaşım ilavesi yoluna gidilmelidir(Trudel ve Gagne, 1997).

Yapılan çalışmalar Si miktarının kırılma tokluğu üzerinde büyük etkisinin olduğunu göstermiştir. Si miktarı % 6-3 arasındayken çatlak başlama aralığı δ_c ve kırılma tokluğu yüzey gerilimi K_{IC} % 12-23 artmaktadır. Bunun bir sebebi yüksek Si içeriğinin Mn' in oluşturduğu etkileri gidermesinden dolayıdır.

Kırılma tokluğundaki bu artışın östemperleme sonucu yapıda kalan kalıntı östenitten dolayı olduğu da saptanmıştır.

Mangan: Mn miktarındaki artış KGDD' in sertleşebilme yeteneğini artırır. Mn miktarındaki artışın, östemperleme sonucu elde edilecek çekme dayancını azalttığı görülmüştür. Sertlik üzerinde ise büyük bir etkisi yoktur.

Mn' in ötektik tane sınırlarında segregasyonu ve yapısal heterojenlikleri artırması, östenitin bu kısımlarda dönüşümünün gecikmesine neden olur. Bu bölgelerde, sertliğin düşmesi ve malzemenin çekme dayancının azalması bu nedenlerden dolayıdır. Tane sınırlarında oluşan östenit, Mn karbon çözünmesine engel olduğu için dengeli değildir, ancak yüksek karbon içeriği ile bu bölgelerdeki östenit dengelenebilir. Böylece Ms sıcaklığı 150 °C seviyesine çekilebilir, bu da östemperleme ısıl işleminden sonra tane sınırlarında kalan östenitin martenzite dönüşmesine neden olmaktadır. Martenzit oluşumu ise yorulma dayancını ve kırılma tokluğunu olumsuz yönde etkilemektedir. Mn miktarındaki artış, segregasyonu artırmaktadır ve buna bağlı olarak mekanik özellikler kötüleşmektedir (Trudel ve Gagne, 1997).

Mn miktarı kesite bağı olarak, kesit büyüdükçe özellikle tane sınırlarında daha kolay segregasyon olan bir elementtir. Bu nedenle büyük kesitli parçalarda özellikle soğuma hızının artırılmasıyla bu segregasyon azaltılmış olmaktadır (Trudel ve Gagne, 1997).

Bakır: % 1.5' un üzerinde katılan bakırın 325-400°C sıcaklıklar arasında yapılan östempereleme işlemlerinde çekme mukavemeti ve sertlik üzerine etkilerinin olduğu gözlenmiştir. Östempereleme sıcaklığı 325°C 'ın altında ise süneklik Cu miktarı arttıkça artar. Fakat yüksek östempereleme sıcaklıklarında Cu miktarının süneklik üzerine etkisinin olmadığı görülmektedir. ÖKGDD' lerde Cu, kalıntı östenit miktarı üzerine etki yapmamaktadır. 325 C' ın altındaki işlemlerde bakırın karbür oluşumunu engellediği, bu yüzden sünekliği artırdığı bilinmektedir (Trudel ve Gagne, 1997).

Östempereleme ısıl işlem sonunda optimum mekanik özellikler, % 60 – 80 beynit, % 20-40 kalıntı östenit içerdiğinde elde edilmektedir. Dorazil % 0-1.58 Cu içeren numuneler üzerinde yaptığı deneylerde bakırın östempereleme süresine bağı olarak, çekme mukavemeti, birim uzama, sertlik ve kalıntı östenit üzerindeki etkisini araştırmıştır. Bakır miktarının artması çekme dayancısı ve sertlik üzerinde belirgin değişimler yapmazken birim uzama miktarını arttırmaktadır (Trudel ve Gagne, 1997).

Nikel: % 1' in altında Ni miktarı çekme mukavemeti, sertlik ve süneklik üzerine 300- 400 °C sıcaklıklar arasında yapılan östempereleme işlemlerinde belirgin bir etkisinin olmadığı gözlemlenmiştir. Fakat Ni içeriği % 1-4 arasındayken 350°C' ın altındaki östempereleme işlemlerinde çekme dayancısının belirgin olarak düştüğü görülmektedir (Trudel ve Gagne, 1997).

Alt beynitik yapılarda Ni, Cu' a benzer olarak karbür oluşumunu engellemektedir. % 2' nin üzerindeki Ni miktarında segregasyonlar nedeniyle, havada soğutma sonucu martenzit oluşumu artmaktadır. Bu da sünekliğin düşmesine neden olmaktadır (Trudel ve Gagne, 1997).

Molibden: Mo miktarı arttıkça, çekme mukavemeti, sertlik ve süneklik azalır. % 0.2' nin üzerindeki Mo içeriklerinde Mo tane sınırlarında segregasyon olur ve bu bölgelerde karbür

oluşumunu teşvik eder. Mo, Mn ile benzer etkiler gösterir. Buna ek olarak Mo sertleşebilme kabiliyetini arttırmaktadır ve beynitik dönüşüm sıcaklığını (Bs) yükseltmektedir (Trudel ve Gagne, 1997).

Krom ve Fosfor: Cr ve P ötektik tane sınırlarında kolaylıkla segregasyon olan elementlerdir. Bu nedenle tane sınırlarında karbür, fosfor ve karbür-fosfor komplekslerinin oluşumuna neden olmaktadır. Bu oluşumlar mekanik özellikleri kötü yönde etkilemektedir. Bu etkiden korunmak için yapıdaki Cr ve P miktarının % 0.05' in altında olması istenmektedir (Trudel ve Gagne, 1997).

Östempereleme sonucu istenen özelliklere ulaşabilmek için alaşım elementlerinin etkileri çok iyi gözden geçirilmeli ve istenen özellikleri verebilecek miktarlar titizlikle seçilmelidir.

Kimyasal bileşimin belirlenmesi porozite, segregasyon, kırılma, östempereleme istenen kesit kalınlığı dikkate alınarak seçilmelidir. Buna göre küresel grafitli dökme demirde % C + 1/7 % Si >3.9 olmalıdır. Bu durum porozite ve büzülme kontrol etmektedir. Fosfor kırılma için neden olduğundan % P > % 0.041 olması tavsiye edilmektedir. Mangan ise segregasyon oluşumuna neden olduğundan % Mn > % 0.3 olması tavsiye edilmektedir.

15 mm kesit kalınlığının üstünde yeterli östemperelemenin sağlanabilmesi için Ni, Cu ve Mo kullanılmalıdır. Bu durum kritik çap değeri ile ifade edilebilir.

$$D_c = 311 (\%C_\gamma) + 41 (\%Si) + 31 (\%Mn) + 22 (\%Ni) + 61 (\%Mo) + 12 (\%Cu) 0.13 (T) - 297 \quad (2.1)$$

$$\% C_\gamma = T_a / 420 - 0.17 (\%Si) - 0.95 \quad (2.2)$$

D_c = kritik çap, $\% C_\gamma$ = östenit karbon içeriği

T = östempereleme sıcaklığı, T_a = östenitleme sıcaklığı

Ni, Mo, Cu dayanımı arttırmaktadır. Perlit oluşturmaksızın östemperlenebilen kesit kalınlığını arttırmakta etkili elementlerdir. Ancak Mo segregasyon meydana getirebilir. Bu nedenle maksimum tokluk elde etmek için % 0.2-0.3 arasında sınırlandırılmalıdır. Mikroyapıdaki ferrit veya karbür oluşumu aşağıdaki kimyasal bileşime bağlı bağıntı ile ifade edilmektedir.

$$F = 0.024 - \% 0.118 C - \% 0.226 Si + \% 0.123 Mo + \% 0.639 Cu \quad (2.3)$$

F + ise karbür oluşumu

F – ise ferritleşme söz konusu olacaktır.

Tüm alaşım elementlerinin belli kombinasyonlarda yapıya ilavesinin, mekanik özelliklere ne tür etkiler yaptığı konusunda yapılmış bir çok çalışma olmasına rağmen henüz yeterlilik sağlanamamıştır.

2.2.4 Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerdeki Küre Sayısı ve Küresellik

Küresel grafitli dökme demirin kalitesi ve başlangıç yapısının östemperleme işlemi sonrasında elde edilecek mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilediği bilinmektedir.

Östemperleme sonrasında küre sayısının azalması, aynı döküm kalitesinde olan malzemeler için darbe enerjisinin artmasına yol açar. Çünkü küre sayısının artması ile birlikte, çatlak başlangıcı olarak davranabilecek milyonlarca atomik boyutlu hatalarda artmaktadır (Sağın, 1999).

Ayrıca östemperleme işlemi sonrasında küre boyutlarında meydana gelen artış, darbe enerjisini olumsuz yönde etkiler. Bununla birlikte, bazı malzemelerin östemperleme sonrasındaki küreselliğinin başlangıca göre arttığı gözlenmiştir. Küreselliğin artmasının, mekanik özellikleri arttırdığı bilinen bir olaydır. Çünkü küresellik arttıkça boşluk diye tabir edilen grafit nodülleri etrafındaki gerilme konsantrasyonu, nodül çevresine homojen olarak dağılmaktadır (Sağın, 1999) .

Östempereleme ısııl işleme ile meydana gelen küre sayısı azalması ve küreselliğın artışı, küre boyutunun yapmış olduğu olumsuz etkiyi, beynitik matris ile birlikte gidermekte darbe enerjilerinde artış meydana getirmektedir (Sağın, 1999).

Isıl işlem sıcaklığı yükselirken başlangıcına göre ortalama grafit küre boyutu artmakta ortalama partikül sayısı azalmaktadır. Isıl işlem süresinin uzun tutulması da ortalama grafit küre boyutunu arttırırken partikül sayısını azaltmaktadır (Sağın, 1999).

2.2.5 ÖKGDD'lerde Kalıntı Östenit

Veriler kalıntı östenit miktarlarının östenitleme sıcaklığı ile östempereleme sıcaklığı ve zamanına göre bağımlılık gösterdiğine işaret etmektedir. Hemen hemen her östempereleme zamanı için kalıntı östenit miktarı 300 °C' de bir minimum değere düşmekte ve daha sonra ise östempereleme sıcaklığıyla birlikte artışa geçerek 350°C' de östempereleme sıcaklığında bir maksimum değere ulaşmaktadır. Östempereleme sıcaklığının daha da arttırılması karşısında ise kalıntı östenit %' sinin ani bir şekilde azaldığı gözlenmektedir (Sağın, 1999).

Ayrıca herhangi bir şart altında ölçülen kalıntı östenit miktarının östenitleme sıcaklığına da bağılı olduğu anlaşılmaktadır. Östenitleme sıcaklığının 850°C' den 900°C' ye yükseltilmesiyle birlikte kalıntı östenit miktarında da önemli oranda artış ölçülmektedir. Örneğın 850 °C' de östenitlenmiş ve 250°C ve 350°C' de östemperelanmış bir malzemenin kalıntı östenit miktarı zamana bağılı olarak sırasıyla, % 19-31 ve % 34-38 aralıklarında değışmekte iken 900°C de östenitlenmiş ve 250°C ile 350°C de östemperelanmış dökme demirin kalıntı östenit miktarının ise sırasıyla, % 38-48 ve % 38-50 aralıklarında değıştiği gözlenmektedir (Sağın, 1999).

2.3 Östemperelanmış Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Özellikleri

Östemperelanmış küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerini tespit etmek üzere yapılmış çalışmalar, bu malzemelerin aynı matris yapıdaki çeliğe göre daha mukavim

olduğunu göstermiştir. Bu durum ÖKGDD malzemeleri mühendisler için ilgi çekici malzemeler haline getirmektedir.

ÖKGDD malzemelerin mekanik özellikleri üretimden ısıl işleme birçok etki altındadır. Döküm sırasında yapıya katılan alaşım elementleri, bu elementlerin segregasyona yakın olup olmaması, ısıl işlemin yapılaş şekli, parçanın boyutları, sonuç mekanik özelliklerini doğrudan etkileyen parametrelerdir.

Ökgdd' ler mekanik özellikle elde edilen yapıya ve işlem parametrelerine göre değişim göstermektedir. Alt beynitik yapılarda 500 BSD' nin üzerinde sertlik, 1200 - 1600 N/mm² arası çekme mukavemeti ve % 1 - 3 kopma uzaması elde edilirken, üst beynitik yapılarda 280 - 320 BSD sertlik, 900 - 1050 N/mm² çekme mukavemeti ve % 6 - 12 kopma uzaması elde edilebilmektedir (Sağın, 1999).

2.3.1 Çekme Dayancı Özellikleri

Ökgdd' lerede elde edilen çekme mukavemeti değerleri, başlangıç matris yapısıyla aynı çeliklerden ve dökme demirlerden daha yüksektir. Juneja, % 8.0 Cu, % 0.55 Mn içeren KGDD' lerede sertliğin çekme mukavemeti ile paralel değiştiğini belirtmiş ve östemperleme sıcaklığında 400 °C' den 300 °C' ye azalmanın, östenitin hacimsel miktarını arttırdığı ve bunun da sertliği belirgin olarak iyileştirdiğini öne sürmüşlerdir (Sağın, 1999).

KGDD' lerin mekanik özellikleri soğuma hızı ve matris yapısıyla yakından ilgilidir. Soğuma hızı arttıkça yapının perlitik olması çekme dayancını artıran unsurlar arasındadır. Östemperleme sonuçları da başlangıç matris yapısından etkilenmektedir (Sağın, 1999).

Çekme özelliklerinden kopmadaki birim uzamanın üst beynitik yapılarda (östemperleme sıcaklığı 370-450°C) daha yüksek olduğu gözlenmektedir. Bu noktada gözardı edilmemesi gereken bir husus, östemperleme süresinin etkisidir. Östemperlemenin ikinci aşaması boyunca kırılabilirliğin artması sünekliği azaltmaktadır. Bu nedenle proses penceresi içinde en iyi birim uzama değerleri elde edilmektedir (Sağın, 1999).

2.3.2 Darbe ve Sertlik Özellikleri

ÖKGDD' lerde temel ısıtım işlem parametreleri olan östenitleme sıcaklığı, östenitleme süresi, östemperleme sıcaklığı ve östemperleme süresi, sertlik ve darbe özellikleri üzerinde doğrudan etkilidir.

Alaşımlı ve alaşımsız KGDD' lerin östemperlenmesinde, östenitleme sıcaklığı arttıkça hem sertlik hem de darbe dayancı azalmaktadır. Östenitleme süresi arttıkça, sertlik azalırken, darbe dayancında artış gözlenmektedir.

Çentikli ve çentiksiz darbe numunelerinde yapılan deneylerde -100, -40°C arasında alt ve üst beynitik yapıların hemen hemen aynı darbe dayancına sahip oldukları, -40°C' den büyük sıcaklıklarda (oda sıcaklığında ve üzerinde) üst beynitik yapıların daha büyük darbe dayancı değerleri verdiği görülmektedir.

Alaşımlı veya alaşımsız bütün KGDD' lerde östemperleme süresi arttıkça sertlik düşmektedir. Ayrıca alt beynitik yapıdan üst beynitik yapıya doğru sertlik azalma göstermektedir.

Shea ve Ryntz yaptıkları çalışmalarda ÖKGDD' lerin darbe özelliklerinin östenitleme ve östemperleme şartları dışında, Si miktarıyla ilişkili olduğunu belirtmişlerdir. Yüksek Si içeren (>%2) çeliklerdeki gibi KGDD' lerde de beynitik oluşumunun gerek karbür çökmesiyle desteklenmemiş, gerekse karbür oluşumu sınırlı olan beynitik ferritin çekirdekleşme ve büyümesinden ibaret olduğuna inanılmaktadır. Bu durumda ferrit büyürken, kalan östenit karbonca zenginleşir ve böylece kararlılığı artar. Silisyumun daha fazla olması karbür oluşumunu bastırarak ve bunun sonucunda östemperlenmiş yapıda fazla östenit gözlenebilecektir. Her durum için Si artışıyla darbe özelliklerinin iyileşmesi bu iki nedene bağlanabilir. Tavlanmış KGDD' lerde ise bunun tam aksine ferritin gevrekleşmesi nedeniyle darbe mukavemeti artan Si ile düşmektedir. Bu durum 850°C' de östenitlemenin tamamlanmasına ve yapının kalıntı ferrit içermesine bağlanabilir.

2.3.3 Aşınma Özellikleri

Ağır iş makinelerinde kullanılan greyder bıçakları ve kepçe tırnakları gibi parçalar genellikle çeliklerden yapılmaktadır. Bu sahada kullanılan malzemelerin aşınma dayanımlarının ve tokluklarının yüksek olması arzu edilmektedir. Ancak çeliklerin sınırları içinde bu kombinasyonu elde etmek güçtür. Son zamanlarda yapılan çalışmalar bu özelliklerin ikisine de sahip olan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirler üzerinde yoğunlaşmaktadır..

ÖKGDD' deki kalıntı östenitin aşınma direnci üzerinde büyük etkisi olduğu yapılan araştırmalar sonucunda bilinmektedir. Zimba vd. nin yapmış olduğu bir çalışmada ÖKGDD ile iş makinelerinde sıklıkla kullanılan su verilmiş ve temperlenmiş çeliğin (EN 24) aşınma sonucu elde edilen değerleri karşılaştırılmıştır (Zimba vd., 2003).

Zimba vd.nin çalışmasında Çizelge 2.1 de analizi verilen ve BS 2789:1973 özelliklerinde (SGI 420/12) ferritik küresel grafitli dökme demir kullanılmıştır. Ayrıca çizelge 2.1 de aşınma direnci iyi olan EN 24 çeliği ve aşınma testi deneylerinde standart olarak kullanılan SAE 1020 çeliği de yer almaktadır.

Çizelge 2.1 SGI, EN24 ve SAE 1020'nin kimyasal bileşimleri

Malzeme	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Mg
SGI 420/12	3.44	2.61	0.16	0.01	0.024	0.03	0.04	Çok az	0.052
EN 24	0.41	0.20	0.61	0.04	0.03	1.37	0.99	0.25	-
SAE 1020	0.21	0.01	0.43	0.03	0.01	-	-	-	-

Deneyde kullanılan ÖKGDD' i üretmek için küresel grafitli dökme demir numunelerine ısıl işlem uygulanmıştır. Isıl işlemde, numuneler 900°C de 60 dakika boyunca tuz banyosunda östenitlenir buradan diğer bir tuz banyosuna aktarılarak 325, 340, 350, 360 veya 375°C sıcaklıkta 50 dakika boyunca su verilmiştir. Isıl işlem proses penceresi içerisinde optimum mekanik özellikleri elde edebilmek için östemperleme süresi 50 dakika olarak belirlenmiştir.

Aşınma testi için EN 24 çeliğinden hazırlanan numuneler 850°C de 45 dakika östenitlendikten sonra yağda su verilmiştir. Numuneler daha sonra 250°C, 350°C ve 450°C de temperlenmiştir. Tam tavllanmış olan EN 24 numunesi de aşınma direnci testinde test edilmiştir.

Gerçek testten önce her numunenin yüzeyi düz ve üniform olana kadar eski alümina abrezif bandında bir ön aşındırma işlemi uygulanmıştır. Doğru ağırlık ölçümleri yapabilmek için ön aşındırma işleminden sonra yapışan aşınma parçacıkları ve aşınma kalıntıları ultrasonik yöntemle temizlenmiştir. Bu işlemlerden sonra numuneler kurutulmuştur ve ilk ağırlıkları kaydedilmiştir. Daha sonra numuneler yeni alümina bandında aşındırıldıktan sonra ultrasonik olarak temizlenip, kurutulup ve tekrar ağırlıkları ölçülmüştür. Abrazif alümina parçacıklarının çapı 300 µm ve bandın lineer hızı 0.288 ms⁻¹ dir. Numunelere, 4.2 m aşınma mesafesi boyunca 0.25 ve 0.33 Nmm⁻² değerinde iki baskı kuvveti uygulanmıştır. Aşınma direncini tanımlamak için ağırlık kaybının ortalaması alınmıştır ve hacim kaybına dönüştürülerek aşağıdaki eşitlik tanımlanmıştır (Zimba vd., 2003).

Nispi aşınma direnci (RAR)

$$= \frac{\text{Yumuşak çeliğin (SAE 1020) hacim kaybı}}{\text{Numunenin hacim kaybı}} \quad (2.4)$$

Numunenin hacim kaybı

Çizelge 2.2' de 325, 340, 350, 360 ve 375°C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir malzemelerin ve normal küresel grafitli malzemenin özellikleri gösterilmektedir. Östemperleme sonucu küresel grafitli dökme demirin mekanik özelliklerindeki gelişme tablodan kolayca görülebilmektedir. Örneğin 375°C de östemperlenen numunenin tokluğu ve yüzde uzaması bir miktar azalmasına rağmen sertliği ve çekme dayanımı yaklaşık olarak iki kat artmıştır. Elde edilen yüksek tokluk ve uzama miktarı, numunelerin uygun zaman aralığında (ısıtım işlemi penceresi içerisinde) östemperlendiğini ve kırılma kırılgan karbürleri içermediğini doğrular niteliktedir (Zimba vd., 2003).

Çizelge 2.2 K.g.d.d. ve ö.k.g.d.d.' in mekanik özellikleri

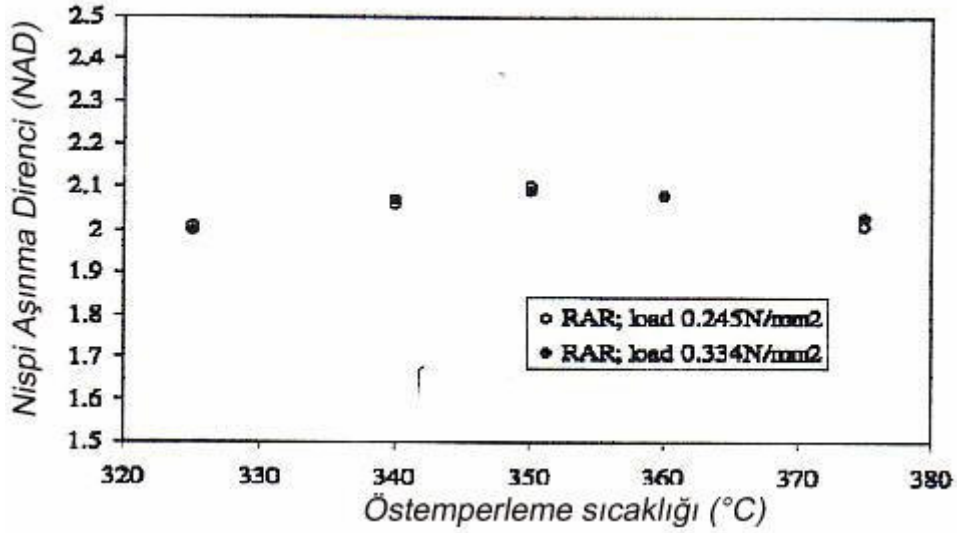
Malzeme adı	Sertlik(HV)	Çekme dayanımı (MPa)	% Uzama	Tokluk değeri (J)
K.G.D.D.	178	487	15	142
Ö.K.G.D.D.325	389	1266	4.3	88
Ö.K.G.D.D.340	377	1170	7.2	124
Ö.K.G.D.D.350	366	1110	8.1	132
Ö.K.G.D.D.360	344	1054	8.6	138
Ö.K.G.D.D.375	315	985	10.4	140

Çizelge 2.2 de çekme dayanımının, sertliğin, tokluğun ve uzamanın östemperleme sıcaklığına bağlı olduğu görülmektedir. Östemperleme sıcaklığının azalmasıyla sertlikte ve çekme dayanımında artış meydana gelirken östemperleme sıcaklığının artmasıyla uzamada ve darbe tokluğunda önemli bir artış görülmektedir. Östemperleme sıcaklığının artmasıyla kalıntı östenit miktarı da artmaktadır. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip östenitin kayma düzlemi ve yönü hacim merkezli kübik yapıya sahip olan ferrite göre daha çok sayıda olduğundan sünekliği daha fazladır. Bu sebepten dolayı artan kalıntı östenit miktarıyla süneklik de artmaktadır (Zimba vd., 2003).

ÖKGDD' in abrazif aşınma karakteristiği ve kalıntı östenit miktarı

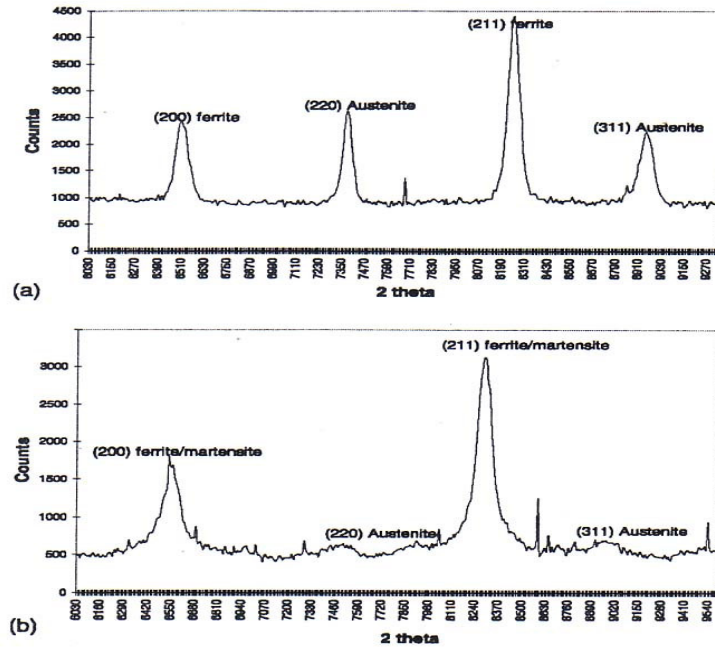
Baskı kuvveti 0.33 Nmm^{-2} için, normal küresel grafitli dökme demirin yumuşak çeliğe göre nispi aşınma direnci 1 nolu eşitlikten 0.84 bulunmuştur. RAR değerinin 1' den küçük olması test edilen numunenin hacmindeki azalmanın, standart SAE 1020 çelik numunesindeki azalmadan daha fazla olduğu anlamına gelmektedir. Aynı baskı kuvveti olan 0.33 Nmm^{-2} de ÖKGDD numunelerinin RAR (nispi aşınma direnci) değerleri 2.00 ila 2.09 arasındadır. Bu değer aşınma direncinin 2.5 kat arttığını ifade etmektedir. Bu sebepten dolayı östemperleme işleminin küresel grafitli dökme demirin aşınma direncini çok önemli oranda arttırdığı görülmektedir (Zimba vd., 2003).

Şekil 2.2 de iki farklı baskı kuvvetinin, değişen östemperleme sıcaklıklarındaki RAR (nispi aşınma direnci) değerleri verilmiştir. Numunelerin aşınma testinden önceki ve sonraki kalıntı östenit miktarları incelenerek şekil 2.2 değerlendirilebilir.

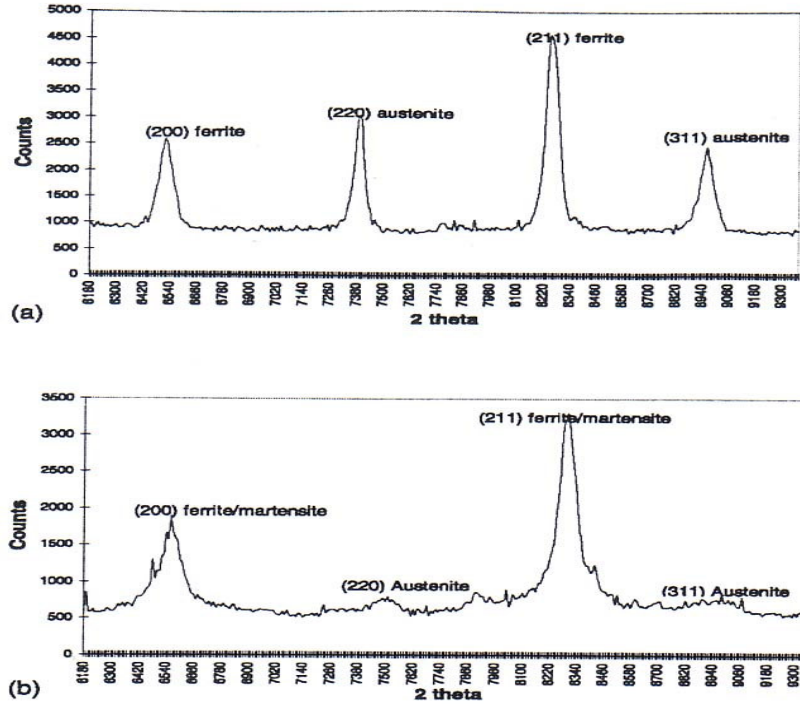


Şekil 2.2 İki farklı yük altında östempereleme sıcaklıklarına göre RAR'ın değişimi

Şekil 2.3 a-b ve 2.4a-b' de sırasıyla 350 ve 375°C östemperelenmiş numunelerin aşınmadan önce ve sonraki östenit seviyeleri gösterilmektedir. Yüksek olan östenit seviyesi, aşınma testinden sonra (şek.2.3b ve 2.4b) neredeyse sıfır seviyesine kadar azalmıştır. Aşınma testinden sonra östenit seviyelerindeki büyük düşüş, şekil 2.3b ve 2.4b de östenitin ferrit/martenzit seviyeleri ile birleştiğini ve kalıntı östenitin dönüşerek martenziti oluşturduğunu göstermektedir (Zimba vd., 2003).



Şekil 2.3 350 °C'de östemperelenmiş malzemenin aşınmadan (a) önce ve (b) sonraki XRD ölçüm değerleri



Şekil 2.4 375 °C’de östempelenmiş malzemenin aşınmadan önce (a) ve sonraki (b) XRD ölçüm değerleri

325-375°C sıcaklık aralığında östempelenmiş ve aşınma testi uygulanmış numunelerin RAR değerleri önemli farklılıklar göstermemektedir. Ancak östempereleme sıcaklığının artmasıyla kalıntı östenit seviyeleri artarken sertlik azalmaktadır (Çizelge 2.3). Sertliğin azalmasına rağmen kalıntı östenit miktarındaki artış martenzit dönüşümünü sağlayarak aşınma direncini geliştirir. Sonuç olarak aşınma direncinin östempereleme sıcaklığıyla çok az değiştiği ifade edilebilir. Araştırmacılar aşınma testinden sonra numunelerin yüzey kısımlarındaki sertliğin 650 Hv ye kadar çıkabileceğini belirtmişlerdir. Bu gözlemler de aşınma testi sırasında kalıntı östenitin martenzite dönüştüğü fikrini destekler niteliktedir. Sertleşmiş yüzey tabakası derinliği yaklaşık 150 μm ’ dir. Dolayısıyla malzemenin tokluk ve süneklik gibi özellikleri yüzey dönüşümünden ötürü kaybolmamaktadır (Zimba vd., 2003).

Çizelge 2.3 Ö.k.g.d.d.’in RAR ve kalıntı östenit (γ) değerleri

Malzeme adı	Sertlik(HV)	0.25Nmm ⁻² baskı kuvvetli RAR	0.33 Nmm ⁻² baskı kuvvetli RAR	% γ aşınma öncesi	% γ aşınma sonrası
K.G.D.D.	178	0.8	0.84	-	-
Ö.K.G.D.D.325	389	2.01	2.00	22	çok az
Ö.K.G.D.D.340	377	2.06	2.07	30	çok az
Ö.K.G.D.D.350	366	2.1	2.09	35	çok az
Ö.K.G.D.D.360	344	2.08	2.08	38	çok az
Ö.K.G.D.D.375	315	2.01	2.03	40	çok az

Sıcaklıkları 325-375°C aralığında östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin aşınma dirençlerinin östemperleme sıcaklığındaki değişimden pek fazla etkilenmediği görülmüştür. Dolayısıyla kullanım amacına göre yüksek tokluğun ve sünekliğin istendiği durumlarda aşınma direncinden fedakarlık etmeden yüksek östemperleme sıcaklıkları kullanılabilir. Diğer taraftan yüksek çekme dayanımı birinci plandaysa düşük östemperleme sıcaklığı daha uygundur (Zimba vd., 2003).

Çizelge 2.4' te çeliklerin RAR değerleri verilmiştir. Sertliğin artmasıyla RAR değerinin de arttığı açıkça görülmektedir. Bu, Q&T çelikleri için beklenen bir durumdur. SAE 1020 çeliği standart numune olarak kullanıldığından RAR değeri 1' dir.

Çizelge 2.4 Çeliklerin RAR ve vickers sertlik değerleri

Malzeme adı	Sertlik(HV)	0.25Nmm ⁻² baskı kuvvetli RAR	0.33 Nmm ⁻² baskı kuvvetli RAR
SAE 1020	204	1	1
EN 24 (tavlamasız)	268	1.14	1.18
Q&T1	635	2.02	2.04
Q&T2	520	1.79	1.81
Q&T3	400	1.48	1.51

Çeliklerle ÖKGDD' in RAR değerleri karşılaştırıldığında ÖKGDD' in RAR değerinin aynı sertlikteki çelikten çok daha fazla olduğu görülmektedir. Aynı aşınma direncine sahip olan çeliğin sertliği östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin sertliğinin iki katı kadardır. Örneğin 0.25 Nmm⁻² baskı kuvveti altında, 375°C sıcaklıkta östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin RAR değeri 2.01 ve sertliği 315 Hv iken Q&T çeliğinin RAR değeri 2.02 ve sertliği 635 Hv' dir. Buradan da görülüyor ki sertlik gibi sadece bir mekanik özelliğe bakılarak aşınma direncinin tahmin edilmesi kolay değildir. ÖKGDD' in yüksek aşınma direnci, yüzeydeki kalıntı östenitin aşınma sırasında martenzite dönüşmesi sonucunda oluşmaktadır. Bu olay ÖKGDD' in yüzey sertliğini ve aşınma direncini arttırmaktadır. Ve bu durum sadece yüzey dönüşümüdür, malzemenin tokluğu kaybolmamaktadır. Dolayısıyla ÖKGDD, yüksek çekme dayanımı, tokluk ve aşınma direnci özelliklerinin mükemmel bileşimini ortaya koymaktadır (Zimba vd., 2003).

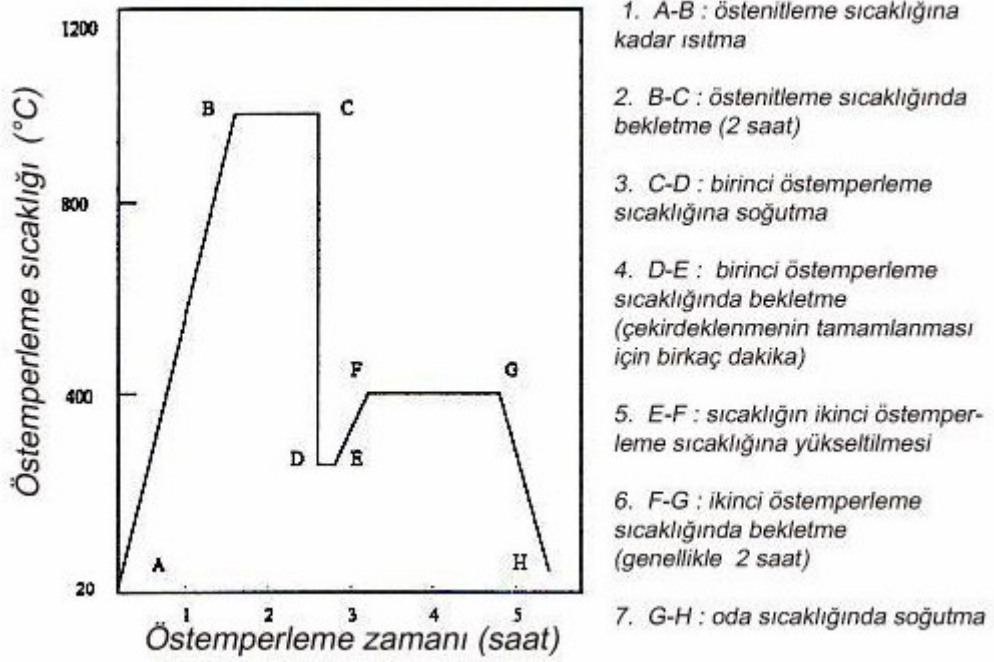
Sonuç olarak 340-375 °C sıcaklık aralığındaki östempereleme işlemleri, küresel grafitli dökme demirlerde süneklik ve tokluktan fedakarlık etmeden çekme dayanımında ve aşınma direncinde büyük artış sağlamaktadır (Zimba vd., 2003).

ÖKGDD' in abrazif aşınma direnci, normal küresel grafitli dökme demirden çok daha iyidir. Ayrıca sertliği ÖKGDD' in iki katı olan çelikle ÖKGDD' in abrazif aşınma dirençleri birbirlerine yakındır (Zimba vd., 2003).

2.4 İki Basamaklı Östempereleme Isıl İşlemi

Son yıllarda östempereleme işlemleri üzerinde yapılan çalışmalar sonucunda ortaya çıkan yeniliklerden birisi de iki basamaklı östempereleme ısıl işlemidir. Henüz çok yeni olan bu yöntemin birinci amacı yüksek hızlı soğuma ve karbon ayrışmasının istenilen mikro yapıyı oluşturmasını sağlamaktır. İkinci amaç ise kaliteli ferrit ve yüksek östenitik karbonlu östenitin ÖKGDD' in mekanik özelliklerini geliştirmektir (Yang ve Putatunda,2004).

Şematik olarak tasarlanan iki basamaklı östempereleme işlemleri şekil 2.5' de gösterilmiştir. Bu işlemde parça 2 saat süresince 927 °C sıcaklıkta östenitlenir ve sonra hemen yeterli hızlı soğuma ve ferrit çekirdeklenmesi elde etmek için 260°C sıcaklıktaki tuz banyosuna aktararak 5 dakika süreyle su verilir. Çekirdeklenme tamamlandığında karbon difüzyon hızını artırmak için su verilen ortam sıcaklığı yüksek sıcaklığa çıkarılır. Bu nedenle parça hemen östempereleme sıcaklıkları 288°C ile 400°C arasında olan başka bir tuz banyosuna aktarılır. Bu sıcaklık aralığında 2 saat süreyle östempereledikten sonra havada soğutulur. Bu suretle östenitin karbon içeriği artar ve bunun sonucunda da matristeki östenitik karbon ($X_{\gamma}C_{\gamma}$) artmış olur (Yang ve Putatunda,2004).



Şekil 2.5 İki basamaklı östempereleme ısıl işlem şeması

ÖKGDD' in mekanik özelliklerinin, ferritin, östenitin ve östenitik karbonun kalitesine bağlı olduğu saptanmıştır. Bu sebepten dolayı çok kaliteli ferrit ve yüksek östenitik karbon içeren östenitin üretilebilmesi sonucunda ÖKGDD'in mekanik özellikleri optimum hale gelebilmektedir (Yang ve Putatunda,2004).

ÖKGDD' in mekanik özelliklerini etkileyen önemli mikro yapısal özellikler şu şekil ifade edilebilir:

1. dönüşmüş östenit içeriği (östenitin hacim oranı, X_{γ});
2. östenitin karbon içeriği (C_{γ})
3. ferrit (acicular) ve östenitin morfolojisi.

ÖKGDD' in birinci reaksiyonu sırasında östenitin ferrite dönüşümünde meydana gelen çekirdeklenme ve büyüme iki basamaklı ısıl işlem prosesinde de gözlemlenmiştir. Çekirdeklenme hızlı soğumaya bağlıdır. Östempereleme sıcaklığı yüksek olduğunda östenitte yüksek karbon (C_{γ}) elde etmek mümkündür. Bu nedenle yüksek hızlı soğuma ve yüksek östempereleme sıcaklığının kombinasyonu ile ($X_{\gamma}C_{\gamma}$) parametresini artırmak mümkün

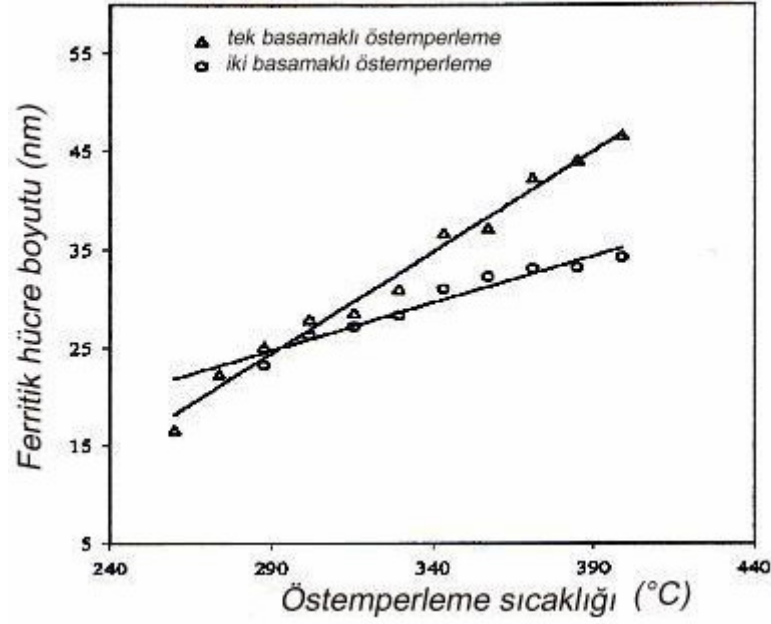
olmaktadır ve aynı zamanda matriste çok kaliteli ferrit ve östenit elde edilmektedir. Bu sayede ÖKGDD' in mekanik özelliklerini artırmak mümkün olmaktadır (Yang ve Putatunda,2004).

2.4.1 İki Basamaklı Östemperleme İşleminde Mikro Yapı

Şekil 2.6 da ferritik hücre boyutunun östemperleme sıcaklığına göre değişimi gösterilmiştir. Burada hem tek hem de iki basamaklı östemperleme prosesinin artan östemperleme sıcaklığıyla ferritik hücre boyutunun da (d) arttığı açık olarak görülmektedir (Yang ve Putatunda,2004).

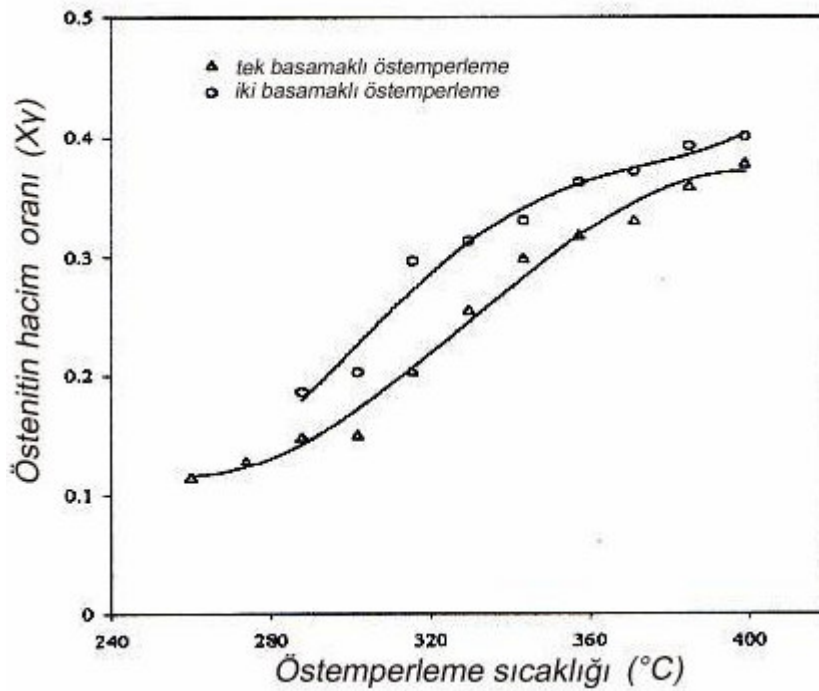
288°C nin üzerindeki sıcaklıklarda iki basamaklı östemperlemede tek basamaklıdan daha iyi ferrit boyutu elde edilmektedir. 288°C sıcaklıkta ferritik hücre boyutunda önemli bir farklılık görülmemektedir. İki basamaklı östemperlemede ilk olarak düşük sıcaklıkta (266°C) su verilmesinin amacı yüksek hızlı soğuma sağlayarak daha fazla ferrit çekirdeği oluşumunu kolaylaştırmaktır. Östemperleme sıcaklığı ikinci östemperleme sıcaklığına çıkarıldığında çekirdeklenen ferritler östenit alanlarına doğru büyümektedir. İki basamaklı östemperleme işleminde daha fazla ferrit çekirdeklenmesi ve daha küçük ferrit parçacıkları elde edilmektedir. 288°C sıcaklıkta birinci ve ikinci östemperleme sıcaklığı arasında çok küçük sıcaklık (30°C) fark olduğundan ferrit hücre boyutunda önemli bir değişiklik oluşmamaktadır ve hem tek hem de iki basamaklıdaki ferrit hücre boyutu benzerdir. Diğer taraftan birinci ve ikinci östemperleme sıcaklığı arasındaki fark büyüdüğünde iki basamaklıda oluşan ferritik hücre boyutu tek basamaklıdan daha küçüktür.

İki basamaklı prosesdeki yüksek hızlı soğumada daha kaliteli ferrit ve östenit meydana gelmektedir. Bu da gösteriyor ki dönüşüm reaksiyonu baskın olarak çekirdeklenme prosesi tarafından kontrol edilmektedir. Yağ banyosunda su verme oranı çok şiddetli olup ve bazı distorsiyon veya mikro çatlaklara sebebiyet verdiği için iki basamaklı östemperleme işlemi için tuz banyosu tercih edilmiştir. Aynı zamanda martenzit oluşumu olasılığını da önlemektedir (Yang ve Putatunda,2004).



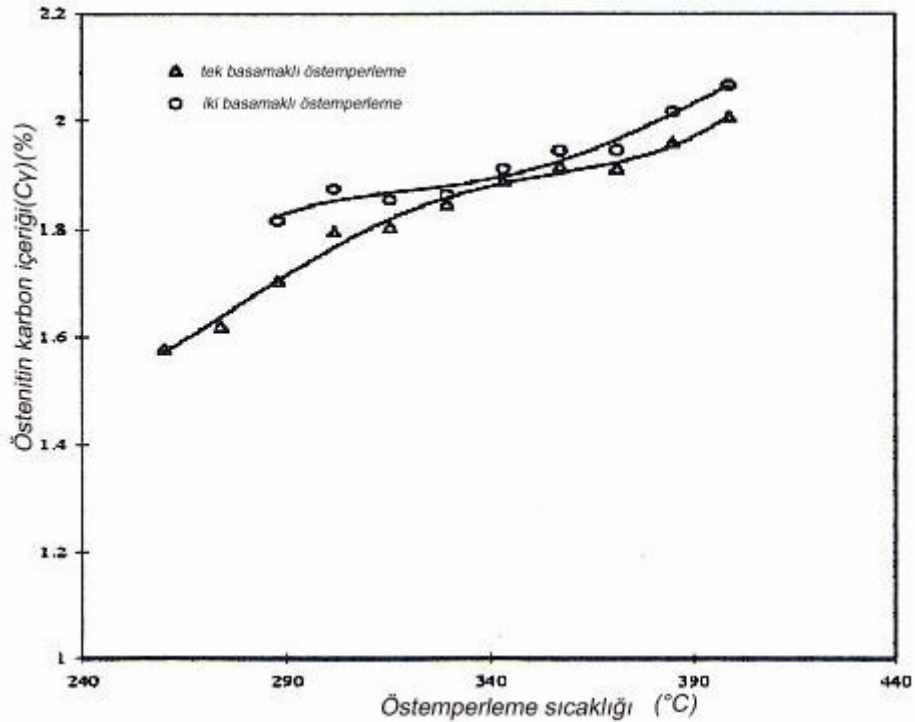
Şekil 2.6 Ferritik hücre boyutunun d(nm) östemperleme sıcaklığına göre değişimi

Şekil 2.7 de östemperleme sıcaklığına göre östenitin hacim oranları belirlenmiştir. Artan östemperleme sıcaklığıyla östenit miktarının (X_γ) da arttığı gözlenmektedir. Östemperleme işlemi sırasında östenitten ferrit oluşmakta ve bu olay ferrit iğneleri büyüene kadar devam etmektedir. Ayrıca ferritte çok az miktarda karbon çözünmektedir. Çevredeki östenite, ferritten karbon difüzyonu gerçekleşmektedir (Yang ve Putatunda,2004).



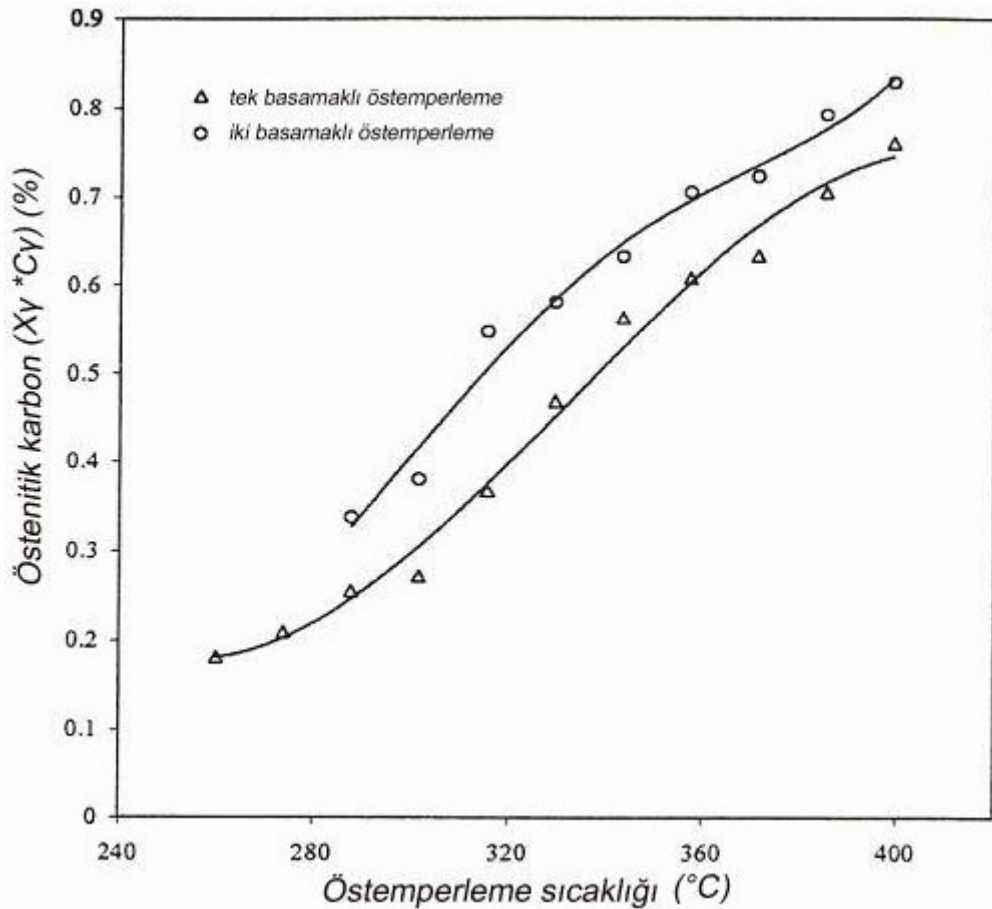
Şekil 2.7 Östemperleme sıcaklığının dönüşmüş östenitin hacmine etkisi

Çekirdeklenme hızlı soğumaya (supercooling) bağlıdır. Düşük sıcaklıkta yüksek hızlı soğumadan dolayı çekirdeklenen ferrit miktarı fazladır. Aynı zamanda bu sıcaklıkta karbonun difüzyon hızı düşük olduğundan ferritin büyüme oranı da düşük olur. Bu sebepten dolayı ferritin yapısı iyi olmaktadır. Düşük östempereleme sıcaklıklarında ferrit hacim oranı (X_α) daha büyük olmaktadır. Aynı zamanda ferrit ve östenit daha iyi yapıya sahiptir. Bu demektir ki östenitin hacim oranı (X_γ) düşüktür. Diğer taraftan yüksek östempereleme sıcaklıklarında düşük soğuma hızından dolayı ferritin çekirdeklenmesi azdır. Aynı zamanda yüksek karbon difüzyonundan dolayı ferrit daha kaba ve iri hale gelir. Yüksek östempereleme sıcaklıklarında (370°C ve üstü) daha fazla östenit hacim oranı elde edilmektedir ancak ferrit ve östenitin ikisi de yapıda iri haldedir. Şekil 2.7 de açıkça belirtildiği gibi iki basamaklı proses sonucunda matriste meydana gelen östenitin hacim oranı daha fazladır. Bunun sebebi şekil 2.6 da gösterildiği üzere iki basamaklı prosesin sonucunda bir basamaklı prosesle göre daha iyi ferrit hücrelerinin oluşmasıdır. Verilen mikro yapının yüzey alanında iyi ferrit parçacıkları matrisin küçük alanlarını işgal etmektedir. Östenit içeriği genişlemektedir. Bu nedenle çekirdeklenme prosesi büyüme prosesinden çok daha önemlidir. Yüksek hızlı soğumadan dolayı iki basamaklı prosesle daha fazla ferrit parçacıkları çekirdeklenmektedir. Büyüme prosesinin etkisi baskın değildir ve ferritin büyüme oranı nispeten düşük kalmaktadır. Dolayısıyla matriste daha iyi ferrit ve östenit meydana gelmektedir. İki basamaklı prosesle kaliteli ferrit küçük alanda yer alırken östenitin hacim oranı daha büyüktür (Yang ve Putatunda,2004).



Şekil 2.8 Östempereleme sıcaklığının östenitteki karbon içeriğine etkisi

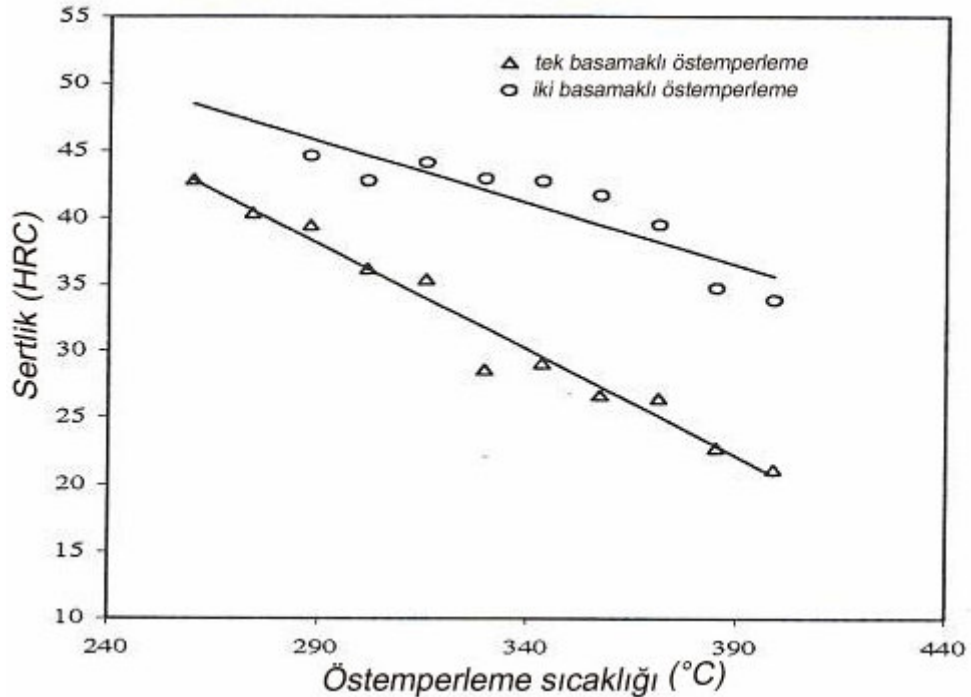
Şekil 2.8 de östempereleme sıcaklığının östenitteki karbon içeriğine etkisi belirtilmiştir. Östempereleme sıcaklığının artmasıyla, yüksek sıcaklıkta karbonun yüksek difüzyon hızından dolayı östenitin karbon içeriği oranı da artmıştır. Şekil 2.8 de iki basamaklı proseste birinci proseste göre östenitte daha fazla karbon içeriği meydana geldiği görülmektedir. İki basamaklı östempereleme prosesi sırasında numuneler yüksek sıcaklıklarda hazırlanmış ikinci östempereleme tuz banyosunda aktarılmıştır. Bu sebepten dolayı karbonun difüzyon hızı artmıştır. Sonuçta östenitteki karbon içeriği fazlaşmıştır. Şekil 2.9 da östenitik karbon içeriğinin ($X_{\gamma}C_{\gamma}$) veya östenitteki toplam karbonun östempereleme sıcaklığına göre değişimi belirtilmiştir. İki basamaklı proses sonucunda oluşan östenitik karbon içeriği ($X_{\gamma}C_{\gamma}$) tek basamaklı prostesten daha fazladır. İki basamaklı proseste östenit içeriği ve östenitteki karbon içeriği fazla olduğundan dolayı östenitik karbon içeriği iki basamaklı proseste fazladır (Yang ve Putatunda,2004).



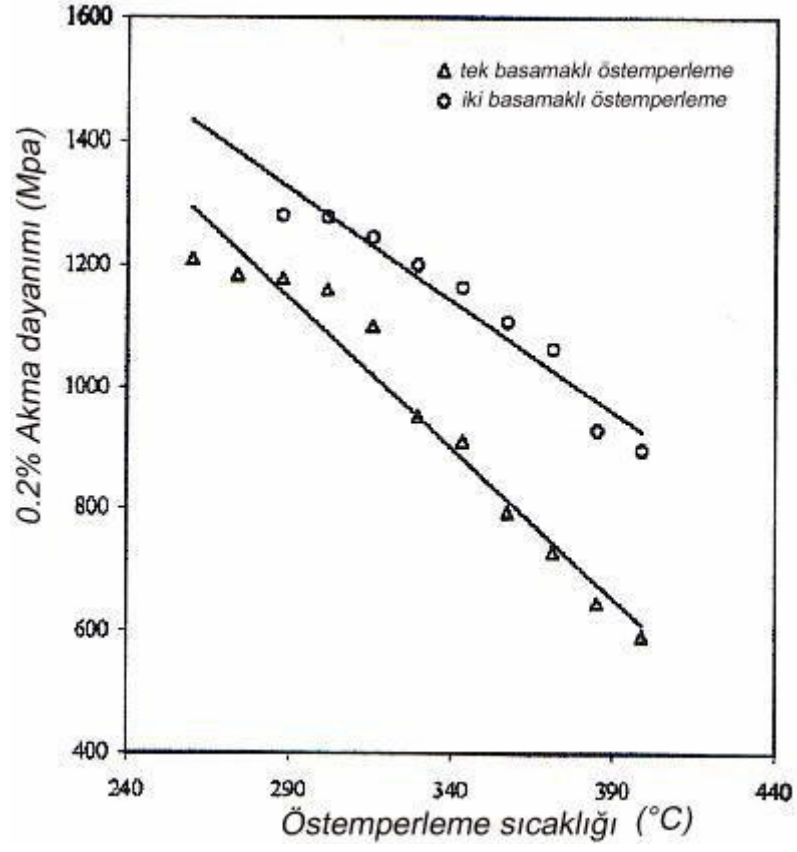
Şekil 2.9 Östempereleme sıcaklığının östenitik karbondaki içeriğine etkisi

2.4.2 İki Basamaklı Östemperelemede Gerilme Özellikleri

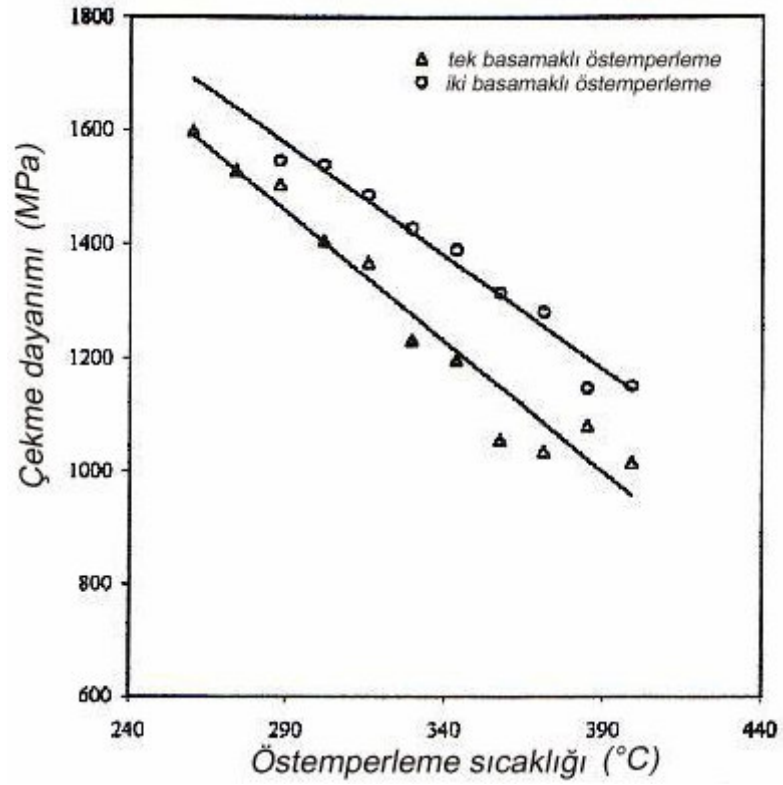
Şekil 2.10 ve 2.11 de tek ve iki basamaklı prosesle üretilmiş ÖKGDD' in östempereleme sıcaklığının sertlik ve akma dayanımına etkisi gösterilmektedir. Şekil 2.12 de ise tek ve iki basamaklı prosesle üretilmiş malzemenin östempereleme sıcaklığının çekme dayanımına etkisi gösterilmektedir. Şekiller incelendiğinde artan östempereleme sıcaklığıyla birlikte hem sertlik hem de akma dayanımının azaldığı görülmektedir. Artan östempereleme sıcaklığı nedeniyle östenit ve ferrit irileşmekte bunun sonucunda sertlik, akma ve çekme dayanımları azalmaktadır. Tek basamaklı proses sonucunda elde edilen malzemelerin akma ve çekme dayanımları literatürde belirtilen değerlerle kıyaslanabilmektedir. Örneğin ASTM Grade 4 ÖKGDD için tanımlanan minimum akma dayanımı 1100 MPa dır. Tek basamaklı prosesle 260°C östemperelemeden sonra ortalama 1210 Mpa akma dayanımı elde edilmektedir. Aynı şekilde tek basamaklı prosesle 330°C östemperelemeden sonra elde edilen 950 MPa akma dayanımı, ASTM Grade 3 iron için tanımlanan 850 Mpa değerinden % 10 daha yüksektir. Şekil 2.10 - 2.12 da belirtilen iki basamaklı östempereleme prosesinde tek basamaklı prosesle göre daha yüksek sertlik, daha yüksek akma ve daha yüksek çekme dayanımı elde edildiği gösterilmektedir. Bunun sebebi iki basamaklı östempereleme prosesinde daha kaliteli ferrit ve östenitin üretilmesidir. İyi tanelerin daha yüksek akma ve çekme dayanımı oluşturduğu (Hall-Petch eşitliği) iyi bilinmektedir (Yang ve Putatunda,2004).



Şekil 2.10 Östempereleme sıcaklığının sertliğe etkisi



Şekil 2.11 Östempereleme sıcaklığının % 0.2 akma dayanımına etkisi



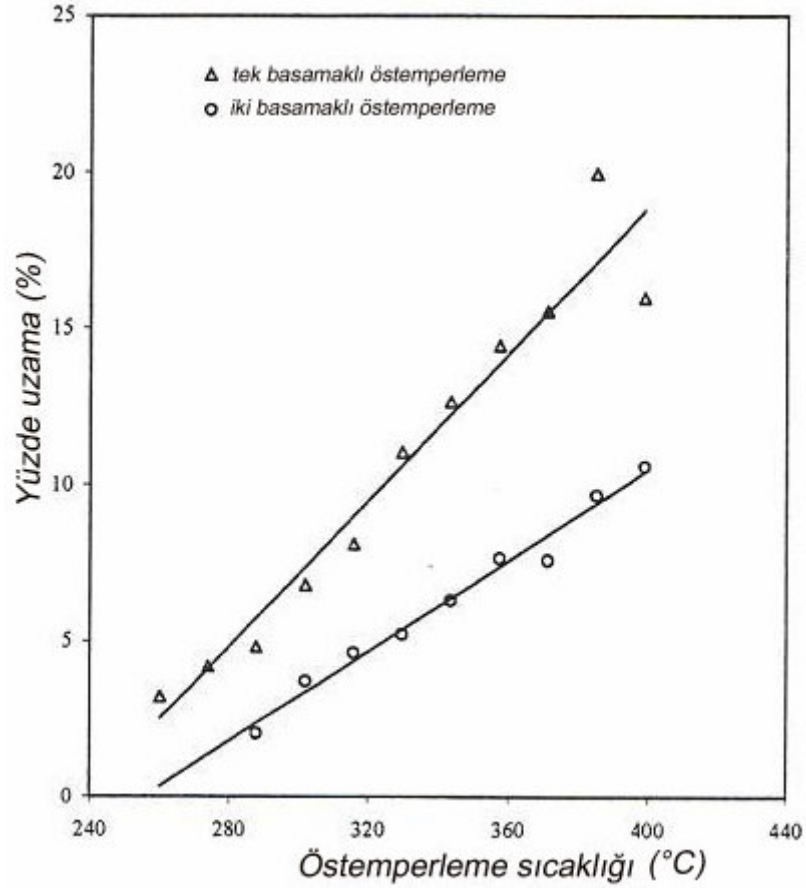
Şekil 2.12 Östempereleme sıcaklığının çekme dayanımına etkisi

Şekil 2.13 de malzemelerin (iki basamaklı ve tek basamaklı) sünekliği gösterilmektedir. Artan süneklik yüksek östemperleme sıcaklığında elde edilmektedir. İki basamaklı proste tek basamaklıya göre daha düşük süneklik oluşmaktadır. Süneklikteki bu düşüş iki sebebe bağlanabilir. Öncelikle , süneklik artan mukavemetle azalır. Bunun da ötesinde iki basamaklı proses sırasında ferrit matris içinde ϵ veya Hägg karbür oluşumları meydana gelebilir.

Daha öncede bahsedildiği gibi iki basamaklı östemperleme prosesinde kaliteli ferrit ve östenit hücreleri oluşmuştur. Östemperleme sırasında ferrit iğnelerinden karbon atomları çevredeki östenite yayılır. İki basamaklı proste difüzyon yolları daha kısa ve difüzyon oranı daha yüksektir. Bu sebepten dolayı östeniti doyuran karbon için gerekli olan zaman daha az olacaktır. Bu doğrultuda, uygulanmış olan 2 saatlik östemperleme süresi malzemenin “proses penceresinin” dışına çıkarak ikinci reaksiyonun oluşmasına neden olmuştur.

X ışını ile yapılan inceleme iki basamaklı proste karbür oluşmasının muhtemel olduğunu göstermiştir. Dubensky ve Rundman uzatılmış östemperleme prosesinde ϵ (hegzagonal yapıda Fe_2C) ve Hägg karbürleri (monoklinik yapı Fe_5C_2) gibi kararsız geçiş karbürleri gözlemlemişlerdir. Bu özel karbür veya karbürlerin oluşumunun alaşım kompozisyonu ve ısı işleme bağlı olduğu düşünülmektedir. Bu karbürlerin oluşma zamanları alaşımdan alaşıma önemli farklılıklar göstermektedir. Dorazil ve Svejcar erken östemperleme süresinde karbürlerin varlığını saptamışlardır. Bu sebepten dolayı karbürlerin sünekliğin azalmasına kısmen yardımcı olduğu sonucunu çıkarmak uygun olabilir.

Karbürlerin varlığını incelemek için TEM analizi yapılmıştır. Bunun sonucunda, ÖKGDD in iki basamaklı östemperleme işleminde, başarılı bir östemperleme işlemi için 2 saatlik sürenin gerektiğinden fazla olduğu ortaya çıkmıştır. Bu da iki basamaklı prosese ekonomik avantaj sağlayabilir. Böylece daha kısa östemperleme süresinde istenilen mekanik özellikler elde edilebilir (Yang ve Putatunda,2004).



Şekil 2.13 Östempereleme sıcaklığının % uzamaya etkisi

2.5 Östemperelemiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Teknolojik Önemi ve Uygulama Alanları

ÖKGDD'lerin ilk uygulama örnekleri otomotiv sanayiinde verilmiştir. ÖKGDD'lerin ilk kullanım örneği General Motors firması ürettiği Pontiac araçların bazı dişli aksamalarında kullanarak verilmiştir. Bu örneği takiben, ağır hizmet şartlarında çalıştırılan kamyonlarda dişli olarak kullanım örnekleri yaygınlaşmıştır.

ÖKGDD'lerin, aşınma ve yorulma mukavemetlerinin yüksek olması bu malzemelerin dişli imalatında kullanımını yaygınlaştırmıştır.

ÖKGDD' lerle ilgili çalışmalar arttıkça kullanım alanları da artış göstermiştir. Özellikle büyük dişli çarklarda yüzeyleri sertleştirilmiş çelik malzemeler yerine, ÖKGDD malzemeler tercih edilmeye başlanmıştır.

General Motors firmasının 1976' da Pontiac otomobillerin arka aks pinyon ve fener dişlilerinin yüzey, sementasyonla sertleştirilmiş çelik yerine ÖKGDD' den imal etmesi bu malzemeye olan ilginin artmasına neden olmuştur. Oysa beynitik yapılu KGDD' lerin ilk örneği 1947 yılında Millis Gagnebin ve Pilling tarafından verilmiştir. General Motors' u takiben bir çok firma ÖKGDD malzemeleri çeşitli alanlarda kullanmaya başlamıştır.

Fischer (İsviçre) ve Fiat (İtalya), Avrupa' da ÖKGDD malzemedan dişli kullanan öncü firmalar arasındadır. Amerika' da 30' u aşkın firma ÖKGDD kullanımı konusunda bir konsorsiyum yapmış ve bu konsorsiyuma ABD hükümeti 1.1 milyon dolarlık araştırma desteği vermiştir. Amerika' da Cummins Engine Co. Yüzeyi indüksiyonla sertleştirilmiş çelik malzemelerin ve dövme çelik malzemelerin yerine ÖKGDD malzemelerden yapılmış dişliler kullanılmıştır.

ÖKGDD' lerin motor parçası olarak bir diğer kullanım alanı ise krank milleri olmuştur. Volvo, Mercedes, Daimler Benz ve General Motors ağır hizmet araçlarında dövme krank milleri yerine, ÖKGDD krank milleri tercih etmektedir. Amerikan Ford firması da ÖKGDD krank milleri, ağır hizmet kamyonları, çekiciler, tarım araçları ve süperşarjlı yarış araçlarında kullanılmışlardır.

ÖKGDD' lerin otomotiv endüstrisi dışında da uygulama alanları vardır. Buzdolabı kompresörlerinin krank milleri, tank makinelerinde kullanılan saban, tırmık gibi kazıcılar, yükleyici ağır hizmet iş makinelerinin kepçe dişleri kullanım alanlarının diğer örnekleridir. Amerikan Abrams M1 tanklarının bu malzemedan imal edilmiş süspansiyon çubukları ve paletlerle donatıldığı ve kullanıldığı bilinmektedir.

Demiryollarında kullanılan vagonların ve maden arabalarının tekerleri, lokomotiflerde fren pabuçları olarak kullanımlara da rastlanmaktadır.

ÖKGDD malzemeler teknolojik önemleri ve kullanım yerleri giderek artan malzemelerdir. ÖKGDD malzemeleri bu denli önemli yapan avantajları şöyle sıralanabilir.

- KGDD, çeliğe göre üretimi ucuz olan ve üretim prosesi kolay bir malzemedir,
- Hassas kalıplama yöntemleri kullanıldığı zaman, yüzey işleme gereksiz kullanımına alınabilir,
- Kolay işlenebilen ve işleme maliyeti düşük olan bir malzemedir,
- Östemperleme ısıl işlemi, hem ısıl işlem prosesi olarak kolay, hem kısa süreli bir ısıl işlem olduğu için sementasyonla yüzeyi sertleştirilmiş malzemelere alternatif olarak kullanılabilir,
- Dişli imalatında dövme çelik malzemeye göre ÖKGDD malzemenin üretim maliyeti %50 daha düşüktür,
- Aynı boyuttaki dövme çelik malzemedan % 10 daha hafiftir,
- Yapıda bulunan grafitler titreşim sönümleyici etkileriyle kullanım yerinde sessiz çalışmayı sağlar,
- Yağlama etkisinin zayıf olduğu kullanım yerlerinde bile aşınma ömürleri dövme çelik malzemedan yüksektir,
- KGDD malzemelerin çentik duyarlılığı daha azdır, bu nedenle yüzeylerinin çelikler kadar iyi işlenmesi gerekmez,
- ÖKGDD' lerin yorulma ömürleri yüksektir. Aşınma ömürleri ise kullanım sırasında kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi nedeniyle yüksektir (300 BSD sertlikteki ÖKGDD' lerin 500 BSD sertlikteki dövme çeliğe eşdeğer aşınma mukavemeti gösterdiği bilinmektedir)
- ÖKGDD' lerin elastisite modülü aynı matris yapıdaki çeliğin elastisite modülünün % 70-80'i kadardır.
- Otomotiv sanayiinde yaygın olarak kullanılan parçaların içinde en iyi mukavemet özelliklerini ÖKGDD' ler vermektedir.

3. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRİN KAYNAĞI

Dökme demirden yapılmış parçaların kaynakla tamir edilmesi probleminin gün geçtikçe önem kazanması uygulamada teknik ve ekonomik şartlara da cevap veren bazı yöntem ve kaidelerin ortaya çıkmasını sağlamıştır.

Normal olarak bütün kır dökme demir çeşitleri, sfero dökme demir, Ni-resist ve özel dökme demir alaşımlarının büyük bir kısmı oldukça iyi bir kaynak kabiliyetine sahiptirler. Bununla beraber, aşırı ısınmış buharlar, korozif kimyasal maddeler veya çok yüksek sıcaklıklar gibi dış etkiler karbonun veya silisyumun oksitlenmesinden ortaya çıkan zararlı yapılar oluşmasına yol açabilir. Genellikle bu zararlı yapılar yüzeyde meydana gelir. Bu gibi hallerde yüzey tabakasının işlenerek kaldırılması ve tekrar doldurulması mümkündür. Buna karşın nadir de olsa bütün kesit boyunca bu durumun ortaya çıktığı hallerde, malzemeyi emniyetli bir şekilde kaynatmaya imkan yoktur. Maliyet açısından uygulanan büyük bir dağılım göstermesine rağmen, boşlukların doldurulması, kırılan parçaların birleştirilmesi, aşınan yüzeylerin yeniden kaplanması gibi hallerde dökme demirin kaynağı oldukça ekonomiktir. Ekseri hallerde kaynak, değiştirilmesi gereken parçanın, uzun süren yenisinin temini veya imali problemini de ortadan kaldırır (Oğuz, 1964).

Günümüz endüstrisinde dökme demirlere uygulanan kaynak yöntemleri sıcak ve soğuk kaynak olmak üzere iki ana grup altında incelenebilir. Kaynaktan önce parçaya bir ön ısıtma uygulanmıyor ve kaynak oda sıcaklığında yapılıyorsa bu yönteme soğuk kaynak ismi verilir. Eğer dökme demir, kaynak öncesi her tarafı koyu kırmızı bir renk alıncaya kadar tavlansın (500-600°C) ve bu sıcaklık derecesi kaynak işlemi süresince korunursa bu yönteme sıcak kaynak denir. Bazı durumlarda soğuk kaynakta neticeyi daha mükemmel hale getirebilmek için 200°C civarında bir ön ısıtma uygulanır. Bu uygulanan yönteme de yarı sıcak kaynak denir (Anık, 1960).

Dökme demirin kaynağında en önemli hususlar, uygun bir kaynak metalinin seçilmesi ve kaynak bölgesine mümkün olduğu kadar düşük bir sıcaklık uygulanmasıdır. Kullanılan kaynak metali, esas metali kolaylıkla ısıtılmalı ve iyi bir tutunma kabiliyetine sahip olmalıdır. Bütün bunların yanısıra mekanik özellikleri de mümkün mertebe esas metalinkine

yakın olmalıdır. Mümkmn merete dükük sıcaklık kullanarak genleşme ve kendini çekme azaltılabilir. Bu suretle iç gerilmelere, çatlaklara ve kırılmalara mani olunabilir. Aynı zamanda soğuma hızının da yavaşlaması nedeniyle kaynak bölgesinde meydana gelen sert bölge ufalır veya oluşmaz. Bu suretle kaynak metali ve parça kolaylıkla işlenebilir (Anık, 1960).

Küresel grafitli dökme demirin kaynak edilebilirliği orijinal matrisine, kimyasal yapısına, kaynak prosesine ve çalışma şartlarına bağlıdır. Küresel grafitli dökme demirler çeliğe kıyasla daha çok karbon içerdiklerinden dolayı kaynak sırasında östenite doğru yayılırlar. Sonuçta kaynak ara yüzeyinde martenzit ve karbür adı verilen sert gevrek fazları oluştururlar. Bunların artması elastiklik özelliklerin azalmasını ve yüksek sertlik değerlerinin oluşmasını sağlamaktadır. Dolayısıyla K.g.d.d.'in kaynak edilebilirliğinin zayıflığı iki faktöre bağlanabilir. Bu Itab'daki martenzitin oluşumu ve kısmi erimiş bölgede sert ve kırılğan demir karbürün var olmasıdır (Banna vd, 2000).

Küresel grafitli dökme demirin kaynağında kaynak banyosu ve kaynak banyosuna bitişik olan bölge, kaynaktan sonra normal şartlarda soğumaya terk edilirse, tüm kaynak bölgesinde sert ve kırılğan bir yapı meydana gelir. Bu yapı genellikle ısınmayı takip eden soğuma dolayısı ile oluşan gerilmelere dayanamayarak çatlar. Bu problemin iki genel çözümü vardır:

1- Parçaya bir ön ısıtma uygulanması halinde, parçanın ve kaynak yerinin sıcaklıkları arasındaki fark azalacağından kaynak bölgesine uygulanan ısı hızla çevre metale yayılamayacağından soğuma yavaşlar ve dolayısı ile sert bölgenin oluşumu önlenmiş olur. Sıcak kaynak usulü diye isimlendirilen bu usulde parçalar bir ön ısıtma sıcaklığına kadar çok yavaş ve üniform bir şekilde ısıtılırlar.

2- Kaynağa bitişik bölgede fazla miktarda sementit ve martenzit oluşumuna meydan vermemek ve parçada ısıtma esnasında kırılma meydana getirebilecek şiddette bir gerilme oluşumuna meydan vermemek için uygulanan bir diğer usul de, kaynak bölgesine mümkün olduğu kadar az ısı uygulamak ve karbür, yani sementit meydana getirmeyen bir dolgu metali kullanmaktır. Soğuk kaynak usulü diye isimlendirilen bu kaynak işlemi esnasında dikişler mümkün merete kısa çekilir ve dikişten sonra soğumaya terkedilir. Bu usulde, kaynak dolgu

malzemesi olarak genellikle nikel, bakır-nikel, demir-nikel gibi metal veya alaşımlar kullanılır (Tülbentçi,).

Günümüzde küresel grafitli dökme demirlerin kaynağında yaygın olarak gaz ertime (oksi-asetilen) ve elektrik ark kaynağı yöntemleri kullanılmaktadır.

3.1 Gaz Ergitme Kaynağı

Küresel grafitli dökme demirlerin kaynağında, yanıcı gaz olarak sürekli asetilen kullanıldığından, dökme demirlerin gaz ergitme kaynağı oksii asetilen kaynağı diye de isimlendirilmektedir. Oksii asetilen kaynağı ufak ve orta büyüklükteki parçalar için sık kullanılan bir kaynak yöntemidir (Tülbentçi, 1978).

Dökme demirlere uygulanan bütün sıcak kaynak yöntemlerinde en önemli konu parçanın ısıtılması ve soğutulması olayı ve bu esnada uyulması gereken kurallardır. Bunun dışında kaynak tekniğı açısından küresel grafitli dökme demirin kaynağı gerek yöntem ve gerekse uygulama açısından diğeri metal ve alaşımların kaynağından büyük farklılık göstermemektedir (Tülbentçi, 1978).

Ön ısıtmanın sürati parçanın büyüklüğü ve şeklinin karışıklığına bağılı olarak değışmektedir. Parçanın büyüklüğü arttıkça, şekli karmaşıklıştıkça ısıtma sürati yavaşlatılır, buna karşın kaynaktan sonra ortam sıcaklığına kadar soğuma çok daha yavaş bir süratle gerçekleştirilmek zorundadır (Oğuz, 1964).

Küçük parçalar genellikle büyük numaralı oksii asetilen üfleci ile ısıtılır ve kaynaktan sonra parça kum, kil veya asbest tozuna gömülerek yavaş bir şekilde soğumaya terk edilir. Üfleç ile ısıtmada parça ateş tuğlası üzerine yerleştirilir. Üfleç sürekli olarak parça üzerinde hareket ederek işlem gerçekleştirilir. Karışık şekilli parçalar halinde birden fazla üfleç kullanmak daha iyi netice verir. Bilhassa bu ikinci üfleç yardımı ile gerilme oluşumu bakımından kritik kısımlar ısıtılır. Orta büyüklükte parçaların ön ısıtılması için değışik formda bu iş için

geliştirilmiş brülörler kullanılır. Bunlar hava gazı, doğal gaz ve LPG ile çalışırlar ve oksijen yerine bir fan tarafından sağlanan basınçlı hava kullanırlar (Oğuz, 1964).

Kaynak çubuğu ve üfleç parça ile 60 derecelik açı yapacak şekilde tutulur ve daima oluk pozisyonu tercih edilir. Dökme demir için sağ ve sol kaynak tekniği kullanılabilir. Fakat genellikle kaynakçılar sol kaynak tekniğini tercih ederler. Banyoyu daha iyi bir şekilde kontrol altında tutabilmek ve gözenek oluşumuna engel olmak için banyonun kaynak çubuğu ile karıştırılıp çalkalanmasından kaçınılmalıdır. Kaynak alevinin konisi esas metalden 3 ila 6 mm mesafede olmalı ve üflecin ucu sürekli olarak 120 derecelik daire çemberi çizerek ileri geri hareket etmeli ve henüz dolmamış kısımların erimesini sağlamalıdır. Gerekli hallerde üfleç, ileri geri hareket ettirilerek kaynak bölgesine uygulanan ısı miktarı ayarlanır ve tecrübeli bir kaynakçı bu şekilde banyonun katılaşmasını kontrol altında tutabilir. Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra ocak içinde veya fırında ortam sıcaklığına ininceye kadar yavaş bir şekilde soğumaya terk edilir (Tülbentçi, 1978).

Kaynak metali ve parçanın özelliklerinin aynı olması gereken hallerde küresel grafitli dökme demirden mamul çubuklar kaynak metali olarak kullanılmaktadır. Bu çubuklarda ferritik-perlitik yapılu küresel grafitli dökme demir kullanılmaktadır. Uygun dekapan ve kimyasal bileşim seçildiğinde kaynak metalin katılaşması sırasında grafitler küresel şeklini almaktadır.

Küresel grafitli dökme demirin oksitli asetilen kaynağında nötr alev kullanılmaktadır. Burada dekapan kullanmak gereklidir. Dekapan banyonun üzerinde oluşan demirsilikat esaslı curufun akıcılığını sağlamaktadır. Kaynak esnasında, çubuk direkt alev ile temas ettirilerek değil banyo içine daldırılarak ergimesi sağlanmalıdır. Kaynak esnasında banyonun karışmaması için çubuk hareket ettirilmemeli ve sert bir alev kullanılmamalıdır (Oğuz, 1964).

Kaynak ağzı olarak V, X ve küt alın ağız formlarının yanı sıra tek veya çift lale ağzı çok kullanılan ve tavsiye edilen bir ağız şeklidir. Parçanın yüzeyinde kaynak ağzına bitişik kısımlar bir miktar taşlanarak döküm parçanın yüzeyinde bulunan kum, oksit kalıntılarının temizlenerek bunların kaynak metaline geçmesi önlenmiş olur (Oğuz, 1964).

Parçanın durumuna ve arzu edilen kaynak bağlantısı özelliklerine göre kır dökme demir veya küresel grafitli dökme demir kaynak çubuğu ile oksijen kaynağı, lehim kaynağı, sert ve yumuşak lehimleme usullerinden birisi uygulanabilmektedir.

3.2 Elektrik Ark Kaynağı

Elektrik ark kaynağının uygulanması durumunda, kaynak dikişinden beklenen özellikler kaynak yönteminin seçiminde baş rolü oynamaktadır.

Dökme demirin kaynağında genel olarak çeliğin kaynağında kullanılan donanım ve makineler kullanılmaktadır. Kaynak akımı, kullanılan elektrodların özelliği dolayısı ile redresörler veya jeneratörler tarafından sağlanmaktadır. Ayrıca transformatörlerle kullanılabilen el elektrodlar da mevcuttur.

Bilindiği gibi U, ark gerilimi, i, kaynak akım şiddeti ve t, kaynak süresi olmak üzere, ark enerjisi şu şekilde ifade edilir.

$$A = \int_0^t U \cdot i \cdot dt \quad (3.1)$$

kabul edilebilir bir yakınsaklıkla ark gerilimini sabit düşünersek,

$A = U \cdot i \cdot t$ ifadesini elde ederiz. Kaynak esnasında bu ark enerjisi

$Q = 0.24 \cdot A \cdot \eta$ bağıntısına uygun bir şekilde ısıya dönüşür.

Ark gerilimi ark boyuyla değişmekte olduğundan, parçaya uygulanan ısı, ark boyu, akım şiddeti ve kaynak süresi ile artmaktadır. Dökme demirin kaynağında belirli sınırlar içinde değiştirilebilen kaynak hızını bir değişken olarak kabul edemeyeceğimizden, ark boyu ne kadar kısa ve kaynak akım şiddeti ne kadar düşük olursa uygulanan ısı da o kadar az olmaktadır (Tülbentçi, 1978).

Bu şartlar günümüz endüstrisinde üretilen nikel ve ferro-nikel elektrodlar tarafından gerçekleştirilebilmektedir. Örneğin 3.25 mm çapında bir elektrod, 2 mm ark boyu ve sadece 100 A' lik akım şiddeti ile kullanılabilir (Tülbentçi, 1978).

Uygulanan bu az ısı, dikişin çabuk soğumasını önleyen özel curuf ve nikelin grafit formasyonuna olumlu etkisi sayesinde sıvı kaynak metali içerisinde çözülmüş olan karbon tekrar küresel grafit halinde ayrışmaktadır. Bu sebepten dolayı kaynak dikişinde sertleşme olmamaktadır. Uygulanan ısının azlığı dolayısıyla ısının tesiri altında kalan bölgede de fazla bir sertleşme meydana gelmediğinden, tüm kaynak bölgesi kolaylıkla işlenebilmektedir (Tülbentçi, 1978).

Kaynak esnasında esas metal sadece yüzeysel olarak hafifçe erimiş olmasına rağmen, kifayetsiz bir doldurma meydana gelmediği zaman, kaynak bağlantısı esas metalden daha yüksek bir mukavemete sahip olmaktadır. Bu elektrodlarla yapılan kaynak, birçok hallerde istenen asgari şartları sağlamaktadır. Bununla beraber bu tarz kaynak birleştirmeleri hakkında şu hususların bilinmesinde fayda vardır:

- 1- Kaynak bölgesi homojen bir metalsel yapıya sahip değildir, zira kaynak metali ve esas metal farklı bileşimdedirler.
- 2- Kaynaktan sonra, kaynak bölgesinde dökme demirin karakteristik özellikleri yeniden ortaya çıkmamaktadır.
- 3- Kaynak işleminin gereği olan sıcaklık dereceleri, geçiş bölgesinin içyapısını değiştirmektedir ve dökme demirden daha sert ve kırılğan bir yapı meydana gelmektedir.

Elektrik ark kaynağı prosesinin uygulanması sonucunda küresel grafitli dökme demirin ana metalinde farklı iç yapıda bölgeler oluşur. Bu bölgenin genel sınıflandırılması aşağıdaki gibidir (Banna, 1999).

Erimiş Bölge (EB): Bu bölgede dolgu metali ile ana metal eriyerek birbirlerine karışmaktadır. Bu bölgede soğuma oranları yüksek olduğundan çok sert ve gevrek ledeburitik karbürler meydana gelmektedir (Banna, 1999).

Kısmi Erimiş Bölge (KEB): Erimiş bölgenin hemen bitişiğidir. Ana metal matrisinin parçasının kenarında kaynak esnasında primer grafit nodulleri erimekte ve matrisin geri kalanı östenite dönüşmektedir (Banna, 1999).

Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB): Bu bölgede sıcaklık kritik noktanın üzerine çıkar. Erime olmaz ancak matris ısınma esnasında östenite dönüşür. Soğuma esnasında çeşitli dönüşüm ürünleri oluşmaktadır (martenzit gibi). Bu olaylar çok kısa zaman aralığında gerçekleşmektedir (Banna, 1999).

Bu kaynak yönteminin uygulanması neticesi geçiş bölgesinde oluşan sertliği azaltmak ve bu bölgenin dar olmasını sağlamak için şu hususlara muhakkak uyulması gereklidir. Aksi halde işlenmeyecek kadar sert bölgenin oluşumuna mani olunmaz.

- 1- Küçük çaplı elektrod ve düşük akım şiddeti kullanılarak kaynağa uygulanan ısı mümkün mertebe azaltılmalıdır.
- 2- Esas metalin aşırı ısınmaması için mümkün mertebe kısa dikişler çekmek dikiş boylarını azami 25 mm ile sınırlanmalıdır.
- 3- Her dikişten sonra bombe başlı bir çekiçle dikişi tamamen soğumadan döverek kaynak metalinin kendini çekmesi dolayısıyla parçaya uyguladığı gerilmeler azaltılmalıdır.
- 4- Her dikiş arası, kaynağa ara vererek parçanın el ile dokunulabilir bir sıcaklık derecesine kadar soğuması sağlanmalıdır.
- 5- Yeni dikişe başlarken elektrodu muhakkak bir evvelki dikiş üzerinde tutuşturulmalıdır.
- 6- Kaynak süresince ark daima yığılan metale doğru yönlendirilmemelidir. Söndürülürken evvela dikiş üzerinde bir miktar geri gidilmeli ve sonra yavaşça elektrod çekilmelidir.

3.2.1 Kullanılan Elektrodlar

Küresel grafitli dökme demirin kaynağında kullanılan elektrodlar şu şekilde sınıflandırılabilir.

- Saf Nikel çekirdekli elektrodlar
- Ferro-Nikel çekirdekli elektrodlar
- Monel çekirdekli elektrodlar
- Cr-Ni' li östenitik çelik çekirdekli elektrodlar

Görüldüğü gibi bütün bu dört grubu da oluşturan elektrodlar belli bir oranda nikel içermektedirler. Bugün uygulamada en fazla nikel ve ferro-nikel çekirdekli elektrodlar kullanılmaktadır. Monel elektrodlar sıcak çatlamaya karşı hassas olduklarından son yıllarda terk edilmeye yüz tutmuştur. Saf nikel elektrod kullanmanın sağladığı avantajları şu şekilde sıralayabiliriz:

- 1- Nikel, grafit yapıcı bir elementtir, grafitin ayrışmasını teşvik etmektedir. Kaynak esnasında esas metalden karbon kapıp karbür meydana getirmemektedir ve erime bölgesinde beyaz dökme demir oluşumuna mani olmaktadır.
- 2- Nikelin grafit ile birleşmemesinden dolayı, elektrodun örtüsüne bir miktar grafit konulabilmektedir. Bu da kaynak için gerekli enerjiyi azaltmakta, erime gücünü artırmaktadır.
- 3- Örtüye katılan grafitin bir kısmı katılaştıran kaynak metali içinde kürecikler halinde ayrışmaktadır ve dolayısı ile sıvı halden katı hale geçen nikelin kendini çekmesini azaltır ve bunun neticesinde de kaynak sonrası ortaya çıkan çekme gerilmeleri azalır.
- 4- Nikelin mekanik özellikleri (çekme mukavemeti, çentik darbe mukavemeti, uzama) sfero dökme demirinkilere yakındır. Bu bakımdan nikel çekirdekli elektrodlar her tür dökme demirler için kullanılabilir.

Nikel elektrodlarla kaynatılan parçaların dikişlerinin işlenmesi daha kolaydır ve ayrıca sülfürü tolere etmektedirler. Buna karşın ferro-nikel elektrodlarla yapılan kaynaklarda çatlama tehlikesi daha azdır. Bunun sebebinin, kaynak metali ve esas metalin termik genişleme katsayılarının aşağı yukarı birbirlerine eşit olmasından ileri geldiği sanılmaktadır. Fe-Ni dolgu metalleri saf Ni dolgu metallerine göre daha küçük uzama katsayısına sahiptirler. Dolayısıyla kaynakları, zorluk gösteren dökme demirlerde ferro nikel elektrodlarla daha kolay kaynak yapılabilmektedir Genellikle her iki cins elektrodun sahip olduğu avantajlardan faydalanmak amacı ile dikiş ferro-nikel elektrodla doldurulmakta ve kapak pasosu ise kolaylıkla işlenebilen nikel elektrodlarla yapılmaktadır (Banna, 1999).

Nikel ve ferro-nikel elektrodların fiyatları pahalıdır. Ancak tamir kaynaklarında kullanılan elektrod miktarı oldukça azdır ve elektrod fiyatı tamir edilen parçanın değeri yanında gayet cüzi kalmaktadır. Bunlara ilaveten bu elektrodlarla ekseri hallerde ön tavlama gerekli olmadığından büyük zaman kaybına sebep olan parçayı yerinden sökme problemi ortadan kalkmakta ve parça yerinden sökülmeden kaynatılarak tamir edilebilmektedir (Oğuz, 1964).

Yapı ve renk uyumunun mühim olduğu haller için geliştirilmiş olan dökme demir ve küresel grafitli dökme demir çekirdekli elektrodlar ile yapılan kaynaklar da tatminkar neticeler vermektedir. Bu elektrodlar doğru akımla kullanılabilir. Ancak yapılan deneyler bu elektrodların ön tav uygulaması sonucunda çok daha iyi neticeler verdiğini göstermektedir. Kaynak sonrası malzemenin küresellik özelliğinin değişmemiş olması dikkate değer bir husustur (Oğuz, 1964).

Kaynağın yapılışı da önemlidir. Dikiş boyunca dip kısmı yuvarlatılmış 80-90 derecelik açığa sahip V, X veya U ağız hazırlanır. Ağızların kenarlarındaki döküm kavı temizlenir. Ekseri hallerde bir ön tavlama ihtiyacı olmadan kaynak yapılabilir. Bununla beraber değişik kalınlıklardaki parçaların birbirlerine birleştirilmesinde veya zor kaynak edilen dökme demirlerin kaynağında iyi bağlantılar elde edebilmek için bir ön ısıtma (tavlama) önerilir.

3.2.2 Ön Isıtmanın Etkisi

Banna (1999), normal k.g.d.d ve ferritik küresel grafitli dökme demirin elektrik ark kaynağı ile ENiFe-CI dolgu metali kullanılarak gerçekleştirildiği deneyinde elde edilen veriler ışığında ön ısıtmanın etkisi daha iyi anlaşılabilir.

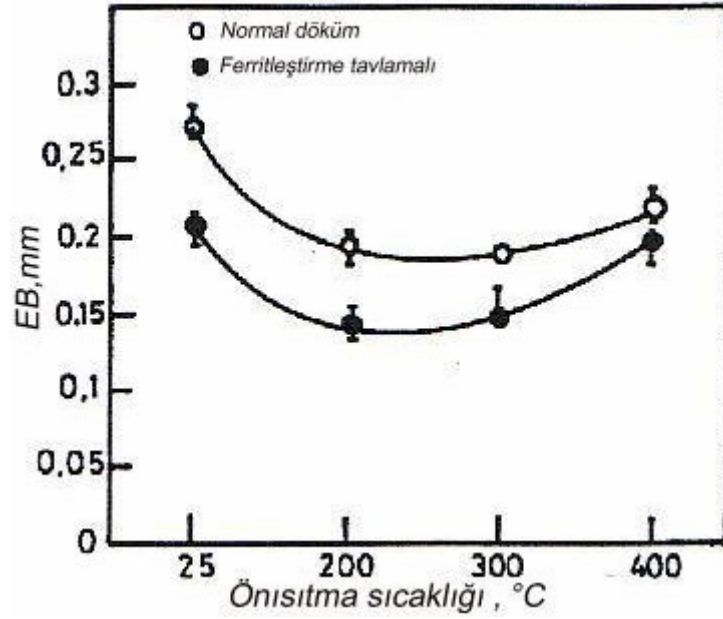
Ön ısıtma sıcaklığının mikro yapı üzerindeki etkisi ısı tesiri altındaki bölgede (ıtab) ve Itab' a yakın olan kaynak metalindeki karbon bölgesinde bulunmaktadır .

Ön ısıtma sıcaklığının dağılımı küresel grafitli dökme demirin kimyasal bileşimine (karbon eşdeğeri), kaynağın boyutuna ve karmaşıklığına, dolgu metallerinin çeşidine bağlıdır. Ön ısıtma süresi, tavlama veya kaynak işlemi sonunda oluşacak matris yapının martenzit ve ikincil grafit fazını içermeyecek şekilde yeterli tutulması gerekmektedir (Banna, 1999).

Ön ısıtmanın etkisi, kalıntı gerilmeleri, titreşimi azaltmak, soğuk kırılmayı (çatlak) önlemek ve Itab' daki sertliği azaltmaktır (Banna, 1999).

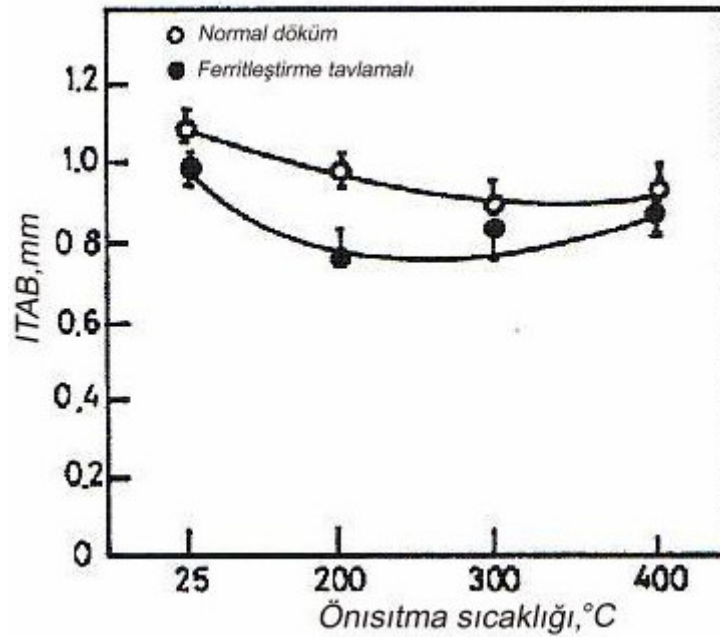
K.g.d.demirdeki Itab' ın genişliği matris yapının, kaynak ısı girdisinin ve ön ısıtma sıcaklığının tesiri altındadır. Şekil 3.1 ve 3.2' de erimiş bölge ve Itab' ın genişliği görülmektedir. Her iki farklı yapı için (döküm ve ferritleştirme tavlmalı döküm) ön ısıtma dereceleri görülmektedir. Şekil 3.1' de ön ısıtma sıcaklığı arttığında erimiş bölgenin genişlik değerinin azaldığı görülmektedir. Isının daha da artmasıyla E.b genişliği de artışı geçmektedir. Şekil 3.2' de Itab' ın ön ısıtmaya göre genişliği ifade edilmektedir. Normal döküm için minimum genişlik değeri 300°C' de görülmektedir. Ferritleştirme tavlmalı dökümde ise minimum Itab genişliği 200°C' de oluşmaktadır.

Benzer gözlemler diğer araştırmacılar tarafından perlitik küresel grafitli dökme demir için de belirtilmektedir. Erime bölgesinin boyutu metalin erime noktasının üstünde kalma süresine bağlıdır. Ana metale ön ısıtma uygulandığında bu süre daha uzundur. Bu durum ön ısıtmayı uygulamanın zor olacağını, erimiş bölgenin büyük boyutlarda oluşacağını, martenzit dönüşümünden korunmak için dikkat etmek gerektiğini düşündürür.



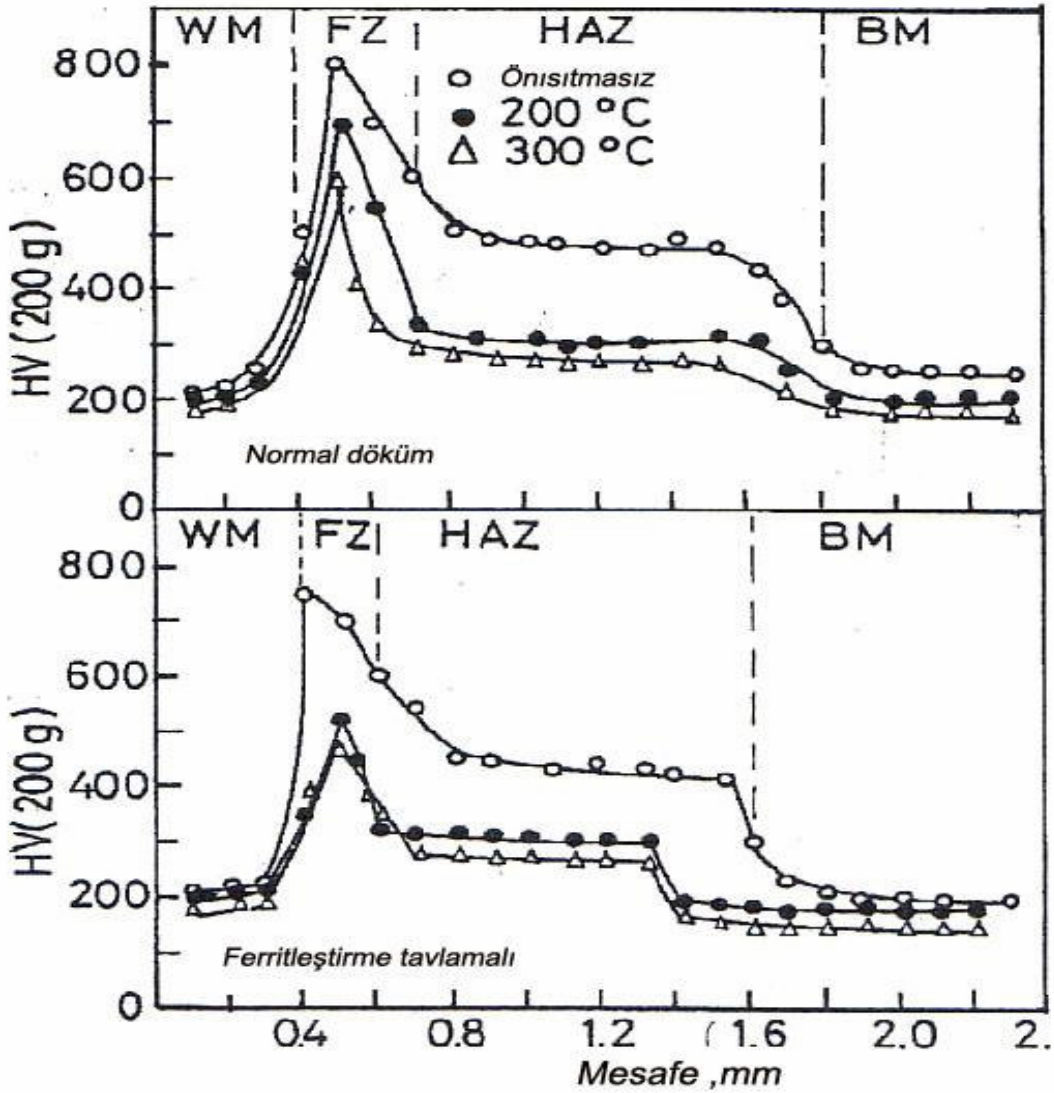
Şekil 3.1 Erimiş bölge boyutu (F.Z.)

Ancak bu çalışmada ön ısıtma ve kaynak şartlarında böyle bir etki gözlemlenmemiştir. Tam tersine ön ısıtma uygulandığında dar erimiş bölgeler elde edilmiştir. Yüksek karbon içeren perlitik matris, östenitin daha çabuk dönüşmesiyle meydana gelmektedir. Diğer taraftan düşük karbon içeren ferritte östenitin dönüşümü daha geç olmaktadır. Aynı kaynak şartları altında normal küresel grafitli dökme demirin Itab' ı ferritik küresel grafitli dökme demirden daha geniş olmaktadır (Banna, 1999).



Şekil 3.2 Isı tesiri altındaki bölgenin boyutu (HAZ)

Şekil 3.3'de mikro sertliğe ait tipik eğriler görülmektedir. Eğriler soldan sağa doğru farklı şartlarda takip edildiğinde, sertlik değerleri başlangıçtaki dolgu metalinkine uymaktadır. Sonra sertlik erimiş bölgede artmaktadır. Çok dar bir bölgede (e.b) beyaz dökme demire (karbür) denk olacak şekilde sertlik en yüksek değere çıkmıştır. Itab' da sertlik değerleri ana metalin seviyesine kadar düşmüştür. Kaynak şartları ne olursa olsun kaynak metalinin ortalama sertlik değeri 200 Hv' dir. Şekil 3.3 aynı zamanda ön ısıtma sıcaklığının artmasıyla E.b.(F.Z.) sertliğinin düştüğünü göstermektedir (Banna, 1999).



Şekil 3.3 Kaynak bölgesindeki mikrosertlik eğrileri

Gerilme ve darbe özellikleri üç testin ortalama değerleri alınarak sunulmaktadır. Çizelge 3.1 gerilme ve CVN darbe testlerinin sonuçlarını vermektedir. Normal döküm ve ferritleştirme tavlama uygulanmış kaynaklı numunelerin kopma gerilmesi değerlerinin ön ısıtmanın artmasıyla birlikte arttığı görülmektedir. Saf dökümde en yüksek değerler 300°C ön ısıtmada elde edilirken ferritleştirme tavlama uygulanmış dökme demirde 200°C ön ısıtmada elde edilmektedir. Pease, kaynaktaki veya Itab' daki kırılma olasılığını ön ısıtma etkisinin minimize ettiğini bildirmektedir. Bütün kaynaklı metal numunelerinin kırılma enerjileri ve bunların erime bölgesindeki, erime bölgesine 2 mm ve 4 mm uzaklıktaki Itab' a çentikler açılarak yapılan ölçüm sonuçları Çizelge 3.1' de gösterilmektedir. En iyi darbe enerjisi sonuçları saf döküm için 300°C ön ısıtmada, ferritleştirme tavlama uygulanmış numunede ise 200°C ön ısıtmada gözlemlenmektedir (Banna, 1999).

Çizelge 3.1 Farklı kaynak şartlarındaki çekme ve darbe dayanımları

	UTS (Mpa)	CVN(J)			
		Dolgu metali	Erimiş B.	2mm'lik Itab	4mm'lik Itab
Normal döküm	430	11	3	4	7
200 C önısıtma	465	12	5	6	8
300 C önısıtma	530	14	6	8	9
Ferritleştirilmiş döküm	350	45	10	13	15
200 C önısıtma	450	50	13	15	17
300 C önısıtma	420	48	11	14	16

Sonuç olarak küresel grafitli dökme demir çatlama olmadan ön ısıtmalı veya ön ısıtmasız kaynak edilebilmektedir. Verilen şartlar altında erime bölgesi ve ısı tesiri altındaki bölgenin genişlikleri sırasıyla 0.15-0.27 mm ve 0.78-1.1 mm aralıklarında olabilmektedir. Normal döküm için ön ısıtma sıcaklığı 300°C, ferritik küresel dökme demir için ön ısıtma sıcaklığı 200°C uygun sıcaklıklardır. Bu sıcaklıklarda, itab' da martenzit oluşumu önlenmektedir, erime bölgesi boyutu azalmaktadır ve optimum mekanik özellikler elde edilmektedir.

3.3 Ö.k.g.d.d. in kaynak kabiliyetinin incelenmesi

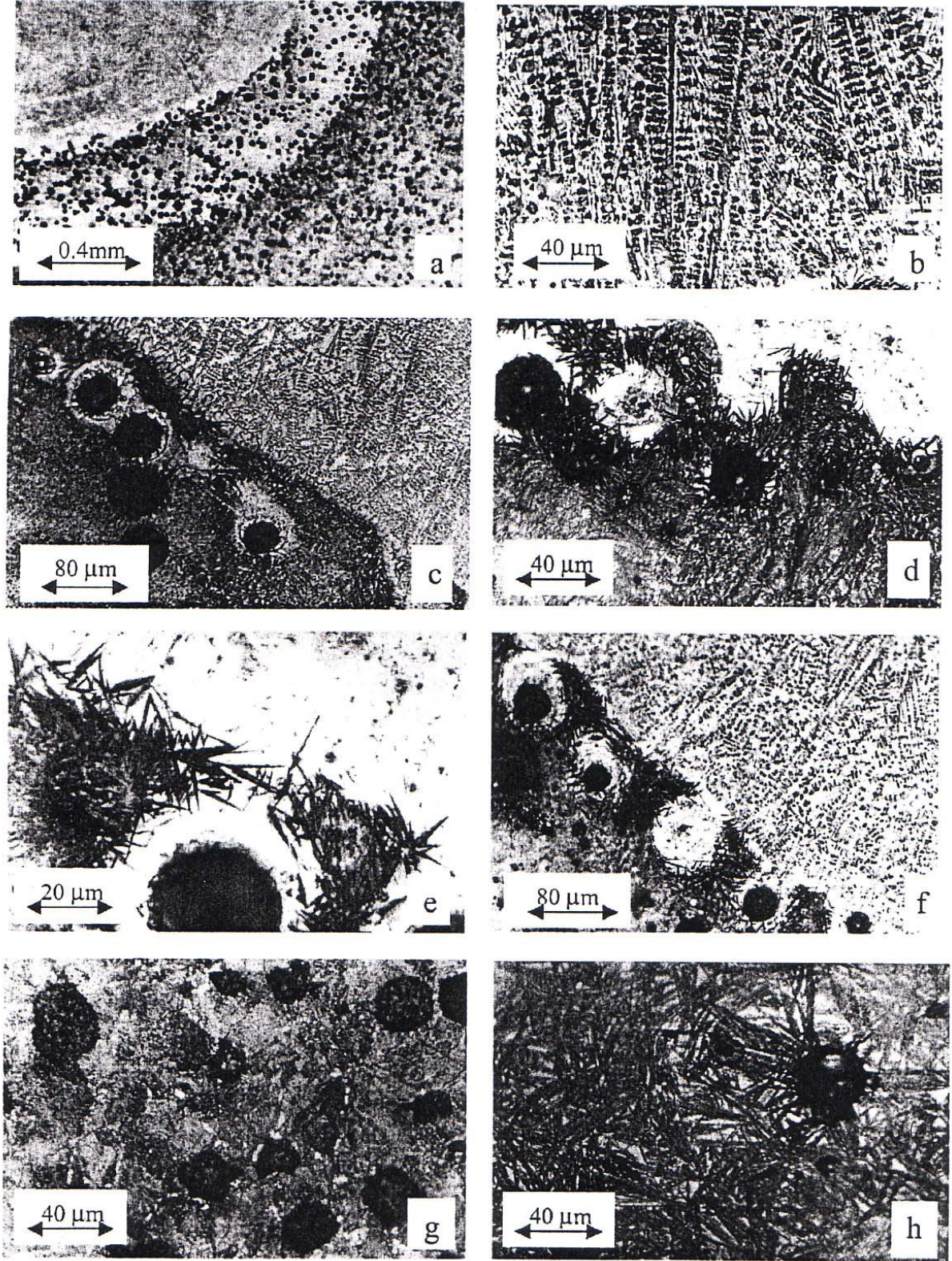
Sohi vd. tarafından gerçekleştirilen k.g.d. demirin östemperlemeden önce ve sonraki yüzey eritme işlemi ö.k.g.d.d.' in kaynak kabiliyeti hakkında bazı sonuçlar elde etmemize yardımcı olmuştur . Yüzey eritme işlemi yüksek güçteki lazer veya elektron ışınıyla parçanın yüzeyinin eritilmesi ve tekrar katılaştırılması işlemidir. Yüzey eritme işlemi sonucunda k.g.d.demirde

grafit fazı kaybolup yerine daha sert olan ledeburitik yapı oluşmaktadır. Bu sebepten yüzey eritme işlemi dökme demirlerin aşınma direncini önemli ölçüde geliştirmektedir. Eritilmiş yüzey tabakası işlem görmemiş yüzeye nazaran daha sert ve korozyona daha dayanıklıdır (Sohi vd.,2004).

Yapılan çalışmada %3.3 C, %2.1 Si, %0.6 Ni, %0.7 Cu ve %0.05 Mg bileşimine sahip küresel g.d. demir malzemelerin bir kısmı 900 °C‘ de 2 saat östenitlenmiştir ve çeşitli östemperleme sıcaklıklarında (180°C, 275°C, 375°C) 1 saat boyunca östemperlenmiştir. Daha sonra östemperlenmiş ve östemperlenmemiş malzemelere elektron ışınıyla yüzey eritme işlemi uygulanmıştır (Sohi vd.,2004).

Şekil 3.4 a-h ‘ da k.g.d.d. ve ö.k.g.d.d.’in yüzey eritme işlemine ait çeşitli bölgelerdeki mikro yapılar görülmektedir. Şekil 3.4 a ‘da yüzey eritme işlemine maruz kalmış tipik k.g.d. demir yapısı gösterilmiştir. 3 farklı alan mevcuttur. Erimiş ve katılmış bölge, Itab ve ana metal görülmektedir. Şekil 3.4 b’ de erimiş bölgenin mikro yapısı gösterilmektedir. Bu yapı beyaz dökme demirin yapısına benzemektedir ve hızlı soğuma oranlarında oluşmuştur ve ledeburit olarak bilinmektedir. Beyaz matris karbürdür. Mikrografikteki dendritlerin yönü katılma doğrultusunu takip etmektedir ve Şekil 3.4 c’ de görüldüğü gibi kaynak banyosunun altından erimiş bölgenin yüzeyine doğru oluşmuşlardır. Bu olay dökme demirin metal kalıp içinde katılması olayına benzemektedir (Sohi vd.,2004).

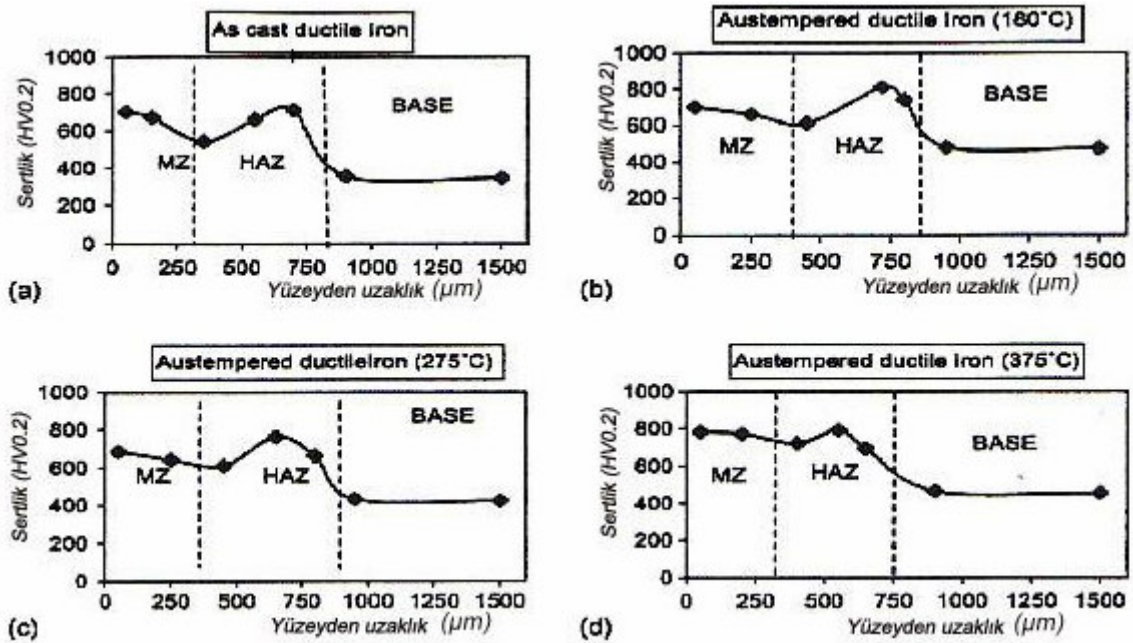
Şekil 3.4 d ve e’ de martenzit ve nodular grafitten oluşan Itab’ ın mikro yapısı gösterilmektedir. Yüzey eritme işlemi esnasında bu bölgede sıcaklık yükselmekte ve yapı östenite dönüşmektedir. Daha sonra kendiliğinden oluşan su verme etkisiyle östenit martenzite dönüşmektedir (Sohi vd.,2004).



Şekil 3.4 (a-h) Yüzey eritme işlemi uygulanmış k.g.d.d. ve ö.k.g.d.d.' in içyapıları

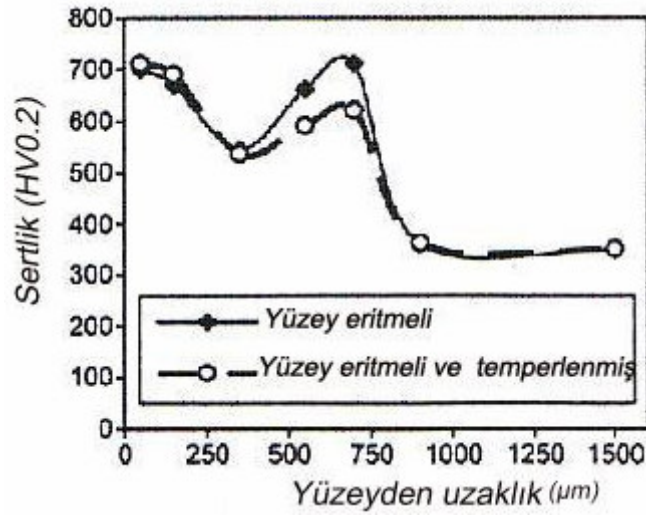
Yüzey eritme işlemine tabi tutulmuş östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin tekrar katılma alanı ve Itab bölgesi (şekil 3.4f) normal küresel grafitli dökme demirinkiyle benzerlikler göstermektedir. Şekil 3.4 g ' de tamamen perlitik matrisli küresel grafitli dökme demirin mikro yapısı, Şekil 3.4 h' de ise tamamen beynitik olan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin mikro yapısı gösterilmektedir (Sohi vd.,2004).

Şekil 3.5 a-d' de yüzeyi eritilmiş malzemelerin sertlik değerleri gösterilmektedir. Bu şekiller erime derinliği ve Itab derinliğinin bütün numunelerde yaklaşık olarak aynı olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla yüzey eritme işleminden önce yapılan östemperleme işleminin erime bölgesindeki ve Itab' daki sertliği etkilemediği görülmektedir. Bu şekiller ayrıca erime bölgesindeki ve Itab' daki sertliğin ana metaldeki sertlikten daha yüksek olduğunu da göstermektedir. En yüksek sertlik Itab'a aittir. Bu bölgelerde sertliğin artması mikro yapıların bu alanlarda değiştiğinin bir göstergesidir. Yüzey eritme işlemi sonucunda erime bölgesinde ledeburit (beyaz d.d.), Itab' da martenzitik yapı oluşmaktadır. Bütün şartlarda erime bölgesindeki sertlik hepsinde aynı kalmaktadır. Yüzeyi eritilmiş östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin Itab'ındaki sertlik normal k.g.d. demirin Itab'ındaki biraz daha fazla olmaktadır. Bu durum ana metaldeki mikro yapı farklılıkları ile açıklanabilir. Ana metaldeki Itab'ın östenite dönüşmesi çok kısa zamanda gerçekleşmektedir. Beynitik yapı (ferrit ve yüksek karbonlu kalıntı östenit) perlitik yapıya (ferrit ve karbür) oranla daha kolay ve hızlı bir biçimde östenite dönüşmektedir (Sohi vd.,2004).



Şekil 3.5 (a-d) Yüzey eritme işlemi uygulanmış k.g.d.d. ve ö.k.g.d.d.' in mikrosertlikleri

Ana metallerin sertlikleri onların ısıtılma şartlarına göre değişmektedir. En düşük sertlik normal k.g.d. demire aitken, en yüksek sertlik 180°C ' de östemperlenmiş küresel g.d.demire aittir. Şekil 3.6' da yüzeyi ergitilmiş k.g.d.demirin temperlemeden önceki ve sonraki sertlik değerleri gösterilmektedir (300 °C 2 saat). Yüzey eritme işleminden sonra yapılan temperleme sadece Itab' daki sertliği azaltarak martenzitin temper yapıya dönüşümünü sağlamaktadır (Sohi vd.,2004).



Şekil 3.6 Yüzeyi eritilen k.g.d.d.in temperlemeden önce ve sonraki mikrosertliği

Sonuç olarak küresel grafitli dökme demirde olduğu gibi östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin de erime bölgesinde ledeburit ve Itab' da martenzit oluşmaktadır. Ana metalin östemperlenmiş olması erimiş yüzeydeki ve Itab alanındaki mikro yapıya ve sertliğe önemli bir etki yapmamaktadır. Dolayısıyla östemperlenmiş k.g.d.d. bir malzeme normal k.g.d.d. in kaynak şartlarına bağlı kalınarak kaynak edilebilmektedir.

4. DOLGU (KAPLAMA) KAYNAĞI

Dolgu, parçaların çalışması esnasında meydana gelebilecek karşı dirençlerinin arttırılması için yapılabileceği gibi, aşınmış parçaları yeniden çalışabilir duruma getirmek amacıyla da uygulanabilen metelsel bir örtme-kaplama işlemidir. Böylece aşınmış, korozyona uğramış veya darbe, iç gerilmeler ve yorulma nedeniyle bir kısmı kırılmış bir parça eski boyutlarına getirilebilmekte, yeni parçaların bazı bölgelerinde ise ana malzemeye oranla daha üstün aşınma, sıcakta oksitlenme, darbe veya korozyona dayanıklılık elde edilerek o bölgenin sürtünme katsayısını yükseltmek mümkün olabilmektedir.

Uluslararası kaynak enstitüsü doldurmayı, lehimleme, metal püskürtme veya eritme kaynağı usulleriyle bir ana metal üzerine, bileşimi ve özellikleri verilen bir metalin bir veya birkaç tabaka halinde kaplanması şeklinde tarif etmektedir (Blanc, 1967).

Çok geniş olan bu tarif örtülü elektrod, MIG, TIG, tozaltı ve gaz kaynakları, lehimleme ve metal püskürtme gibi bütün kaynak usullerini kapsamaktadır. Tamir veya tamamlama amacıyla yapılan doldurmada dolgu malzemesi esas metale çok yakın veya aynı bileşimdedir. İlave edilen dolgu parçaya bir takım yeni özellikler sağlayacaksa esas metalden ayrı olarak seçilir. Dolgu metali özel olarak sert ve aşınmaya dayanıklı olarak seçilmişse bu usule genellikle kaplama (zırhlama) adı verilir (Blanc, 1967).

Uygulama, özellikle aşınmaya karşı düzenli yağlama yapmanın, parçanın kullanım ömrü açısından mümkün veya uygun olmadığı zamanlar sık sık başvurulmuş bir işlemdir. Aşınmış parçalar değiştirme zorunluluğu doğmadan önce, defalarca tamir edilebilir. Yedek parça temini zor olduğu zaman aşınmış parça kısa zamanda tekrar çalışabilir duruma getirilebilmekte, böylece aşınmış parçanın dolgu ile tamiri çoğu zaman yeni parçadan çok daha ucuza mal edilebilmektedir. Ayrıca taşınması zor ve ekonomik olmayan büyük ve ağır parçaların taşınabilir cihaz ve donatımlarla buldukları yerlerde kaynak edilerek tamir edilmesi mümkün olabilmektedir.

4.1 Dolgu Kaynağının Faydaları

Dolgu kaynağının faydaları şöyle sıralanabilir.

1- Dolgu kaynağı sayesinde iş parçasının faydalı ömrü artmaktadır. Böylece ;

- a. Verim artar,
- b. Ölü zaman azalır,
- c. Söküp-takma ile ilgili işçilik masrafları azalır,
- d. Sarf edilen malzemenin maliyeti düşer,
- e. Yedek parça stokuna gereksinim azalır.

2- Aşınan veya herhangi bir yeri kırılan parçalar, dolgu kaynağı ile tamir edilerek, yeni parçalardan daha ucuz ve amaca uygun yüzeyler elde edilebilir.

3- Hatalı işlenmiş veya üzerinde döküm boşlukları bulunan parçalar, dolgu kaynağı ile tamir edilerek hurdaya atılmaları önlenir.

4- a. Yumuşak çeliklerden imal edilmiş parçaların yüzeylerine dolgu kaynağı yapılarak malzemenin ekonomisi, imal yönteminden serbestlik sağlanır.

b. İmalatı mümkün olmayan malzeme ve konstrüksiyonları mümkün hale getirir ve olabilirlik sınırlarını genişletir.

4.2 Dolgu Kaynağındaki Ön İşlemler

4.2.1 Dolgu Kaynağı Öncesi Bilinmesi Gereken Hususlar

Dolgu kaynağının uygulanmasına geçilmeden önce belirlenmesi gereken özellikler şöyle sıralanabilir.

- a- Dolgu kaynağı öncesi ana metalin bileşiminin bilinmesi,
- b- Dolgu öncesi ana metalin durumu, (çatlak, aşınmış bölgesi, çalışırken sertleşmiş, boşluklu, önceden dolgu işlemi yapılmış vs.)
- c- Dolguya en yatkın kaynak yöntemi donanımının belirlenmesi, (elle, yarı otomatik ve otomatik)
- d- Dolgu malzemesinin özelliği ve formu bilinerek örtülü elektrodla yapılan elektrik ark kaynağı için elektrod çap ve tipinin saptanması,
- e- Paso (tabaka) adedi ve sıraları, (nufuziyetin az olması nedeniyle mümkün mertebe az olur)
- f- Ana metal ile dolgu malzemesi arasında malzeme ve mekanik özellikler bakımından oluşan farklar tespit edilerek, ara-geçiş tabakaya gerek duyulup duyulmadığına karar verilmelidir.

4.2.2 Mekanik İşlemler

Dolgu yapılan parçanın çalışması esnasında iyi sonuç vermesi büyük ölçüde dolgu öncesi hazırlığına gösterilen öneme bağlıdır. Dolgu öncesi mekanik hazırlıklar, daha önceki bilgiler ışığında şöyle saptanır.

- a- Dolgu yapılacak yüzeyler önce yağ, pas, boya vs.' den iyice temizlenmelidir. Daha sonra gerekiyorsa (uzun süre çalışmış parçalar söz konusu ise) parça magnetoskopi veya terletme yöntemi yardımıyla incelenerek çatlaklar araştırılmalıdır.
- b- Çatlaklar dolgu malzemesinin içinde yürüyeceğinden üzerinde çatlakların bulunduğu bir yüzey üzerine dolgu yapılmamalı.

c- Parça daha önceden dolgu yapılmış ise mekanik işlemler ile (torna, taşlama, eğeleme) yüzeyi temizlenmeli.

Yüzey hazırlanmasındaki amaç, darbe etkisiyle çatlaklar meydana getirebilecek keskin ve kapalı açılardan yok edilerek parçalar üzerine son şekil verdikten sonra karışma bölgesi dışında uygun dolgu kalınlığı kalacak şekilde yüzeylerinin oyulmasıdır.

4.2.3 Isıl İşlemler

Dolgu işlemi sırasında, kaynak yapılan bölge hızlı bir ısınma ve soğuma periyoduna maruz kalıp diğer bir deyimle termik şok altında bulunur. Bu şok tesirini malzeme, hasar meydana gelmeyecek tarzda taşıyabilmelidir.

Isıl işlemlerden bir tanesi dolgu öncesi uygulanan ön tavlama işlemidir. Yapılan ön tavlamanın amacı, kaynak dikişi çevresinde sıcaklık dağılımını dengelemek ve kaynak dikişinin soğuma hızını azaltmak suretiyle onun sertleşmesini, iç gerilme oluşumunu ve çarpılmayı bir ölçüde önlemek ve aynı zamanda dolgu metalinin ana metalle iyi bir şekilde birleşmesini sağlamaktır.

$$W = 2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot c \cdot \gamma \cdot \frac{(T - T_{\text{ön}})^3 \delta^2}{(q/v)^2} \quad (4.1)$$

W : soğuma hızı (°C/sn)

c : özgül ısı (cal/gr°C)

γ : yoğunluk (gr/cm³)

q : ısı kaynağının şiddeti (cal/sn)

v : hız (cm/sn) – ısı kaynağının sabit hızı

T_{ön}: ön tavlama sıcaklığı (°C)

T : sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)

λ : ısı geçirgenlik katsayısı ($\text{cal/cm sn}^{\circ}\text{C}$)

δ : parça kalınlığı (cm)

Soğuma hızı kritik hızın üzerine çıkarsa malzeme kırılğan martenzite dönüşür. Denklem 4.1' de soğuma hızı, ısı kaynağının şiddetine, parça kalınlığına, ön tavlama sıcaklığına ve ana malzemenin fiziksel özelliklerine bağlıdır. Bu durumda martenzit oluşumunu engellemek için dolgudan önce ön tavlama yapılarak soğuma hızı düşürülür ve /veya dolgu sonrasında bir ısıtım işlemi uygulayarak sertlik azaltılır. Bu şekilde martenzit sertliğinin düşürülmesinin yanında, öncelikle çatlağı oluşturan iç gerilmelerde minimuma indirilir.

Ön tavlamanın şu gibi etkinlikleri vardır.

- a. Kaynak dikişinde ve onun ısıtım etki alanında oluşabilecek çekme gerilmelerini azaltır. Soğuma sırasında kaynak dikişinin serbestçe çekmesini konstrüksiyonun engellemesi halinde ön tavlama daha büyük gereklilik kazanır.
- b. Dikiş sıcaklığının M_s sınırına inmesi geciktirilmek suretiyle ferrit, perlit ve beynit dönüşümlerine zaman kazandırılır. Dolayısıyla martenzit oluşumu azaltılır.
- c. Sıcaklık, hidrojen yayılımı için gerekli eşik seviyesinin üzerinde tutularak, hidrojenin kaynağın ısıtım etkisi alanını terk etmesi sağlanır. Böylece hidrojen kırılğanlığı eğilimi azaltılır.

Bahsedilen yararlarıyla ön tavlama, daha güç ve pahalı bir işlem olan kaynak sonrası gerilim giderme gereksinimini de azaltır.

Bazı durumlarda örneğin, çok sert olan doldurma malzemesinin alaşımlı ve su verilmiş bir esas metal üzerine kaplandığı ve talaş kaldırarak işlenmesi gerektiği hallerde ısıtım işlemleri çok büyük önem taşır. Örnek olarak F sınıfı Mo-Cr-V-W alaşımlı doldurma malzemesini ele alalım. $60-70 \text{ kg/mm}^2$ çekme mukavemetine sahip bir çelik üzerinde yapılan doldurma ısıtım

işleme ihtiyaç göstermeden taşlanabilir. Doldurma malzemesi 60 Rc sertliğindedir ve değer pratikte arzulanan özelliklere sahiptir (Blanc, 1967).

Fakat doldurma işlemi yukarıda belirtilmiş olan cinsten hız çeliğinden bir takım aşınmış kısımlarına yapılacak ve takım sonra talaş kaldırma ile işlenecekse, ısıl işlem gereklidir. Bu halde önce bir yumuşatma tavlaması yapmak sonra doldurma işlemini uygun bir öntav sıcaklığında uygulamak, tekrar yumuşatmak, işlemek ve sonra su vermek gereklidir. Detaylı olarak yapılması gereken işlemler şunlardır:

- Takım fırında 2-3 saat 820°C sıcaklığında tavllanır (yumuşatma) ve sonra takım öntavlama sıcaklığı olan 500°C ye kadar soğumaya bırakılır.
- Doldurma işlemi bu sıcaklıkta yapılır.
- 3 saat süreyle tekrar parça 820°C de tavllanır ve fırında 500°C ye kadar soğumaya bırakılır. Bu suretle sertlik 25-30 Rc ye kadar düşer.
- Parça işlenir.
- Parça 1200°C ye kadar tavllanır ve 530°C deki yağda su verilir ve sonra parça yavaş soğumaya bırakılır.
- 2 defa parça 530°C kadar ısıtılır, bir saat o sıcaklıkta tutulur ve havada soğumaya bırakılarak iç gerilmeler ortadan kaldırılır.

Neticede 65 RC sertliğine ulaşılmış olunur.

4.3 Dolgu Kaynağında Kullanılan İlave Malzemeler

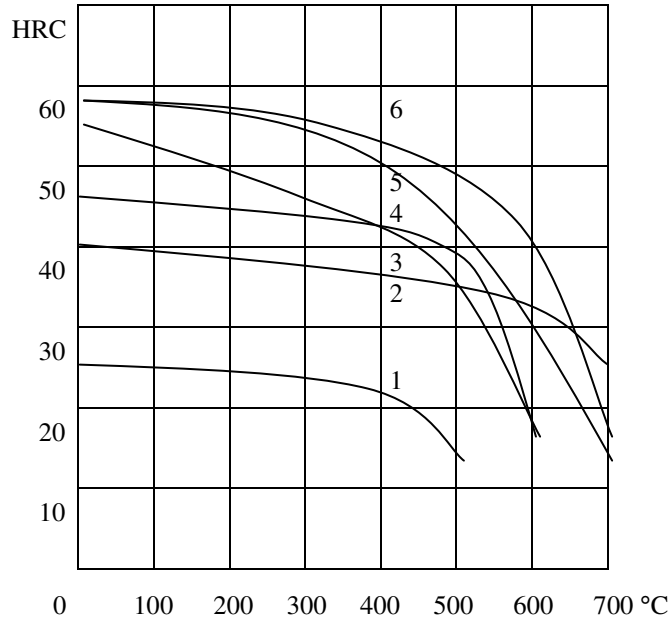
Uluslararası Kaynak Enstitüsünün sınıflandırması genel olarak malzemenin sertliği ve kimyasal bileşimi üzerine kurulmuştur. Fakat sanayide çalışan bir kimse için en önemli husus belirtilen sınıfların hangi ölçüler altında arzu edilen özellikleri sağladığıdır (Blanc, 1967).

Doldurma malzemesinden istenen özellikler genel olarak şu şekilde sıralanabilir:

- Sertlik
- Sıcak haldeki sertlik
- Aşınmaya mukavemet (metal, metale karşı)
- Abroazyona mukavemet,
- Darbelere mukavemet,
- Korozyona mukavemet,
- Sıcak halde oksidasyona mukavemet, (kavlanma mukavemeti).

Bazen birçok şartların bir arada bulunması gerekmektedir. Bu gibi hallerde doldurma malzemesinin bunlara cevap verecek özelliklere aynı anda sahip olması gerekir. Doğal olarak daha önce bahsetmiş olduğumuz bütün özellikleri bünyesinde toplayan bir malzeme mevcut değildir. Fakat pratikte her zaman aranan şartlara yakın özelliklere sahip malzemeler bulmak mümkündür (Blanc, 1967).

Şekil 4.1’ de şematik olarak bazı doldurma malzemelerinin sertliğinin sıcaklıkla değişimi gösterilmektedir.



Şekil 4.1 Bazı dolgurma malzemelerinin sıcak haldeki sertlikleri. 1.adi karbonlu çelik, 2.Co-Cr-W lı alaşımlar, 3.Cr-Cu lı alaşımlar, 4. Kromlu çelikler, 5. C > %0.4 hafif alaşımlı çelikler, 6. Mo-W-V-Cr ile alaşımlandırılmış hız çelikleri

Burada doldurma malzemesinin bütün özelliklerini kantitatif olarak belirtmenin imkanı olmadığını da belirtmek gerekir. Önemli özelliklerden sadece sertlik gerçek olarak ölçülebilmesine rağmen bu bile kullanılan usule ve deneyin uygulanış şekline göre hissedilir bir dağılım göstermektedir (Blanc, 1967).

4.4 Dolgu Kaynağında Dikkat Edilecek Hususlar

Dolgu alaşımları genellikle basmaya çok üstün, çekmeye ve makaslamaya çok zayıf bir dayanım gösterir. Bu verilerin ışığı altında dolgu uygulamasının ana prensipleri şöyle sıralanabilir.

- Yük, basınç şeklinde tesir edecek durumda dolgu yapılacaktır.
- Ana mesnet metal (ara-geçiş pasosu), şekil değişmelere mekanik dayanım sağlamak üzere yüksek elastikiyet sınırına sahip olacaktır. Aksi halde, yani elastikiyet sınırının dar olması halinde ana metal çabuk şekil değiştireceğinden, üstündeki dolgu kaymaya çalışmış olur ve dolayısıyla kırılır veya pul pul kalkar.

Darbeye dayanıklı dolgu, dinamik yüklerin basınç şeklinde tesir ettiği hallerde çatlamayan, ufalmayan dolgulardır.

- Dolgunun basma gerilmesine dayanımı yüksektir (şekil a).
- Dolgunun çekme dayanımı düşüktür (şekil b).
- Dolgu makaslamaya çalıştırılmayacaktır (şekil c).

Bu nedenlerle zamanından önce deforme olmalarını önlemek üzere dolguların şeklini incelemek gerekir. Örneğin ;

a- Sert ve kırılğan bir metal alttan sünek ve yüksek elastikiyet sınırlı bir metalle desteklenerek,

b- Elektrodun kataloğunda gösterilen verilere göre tabaka adedini sınırlayarak dolgu yapılır.

Ara-Geçiş Pasoları

Dolgu işleminin maliyetinde oldukça önemli rol oynamasının yanında doğrudan doğruya teknik bakımdan ele alındığında ara-geçiş pasolarını gerektiren özellikler aşağıdaki şekilde açıklanır.

a. Ana metal ile dolgu metalinin uyuşmaması halinde :

Ana metal ile dolgu malzemesi arasında gerek malzeme özellikleri ve gerekse de mekanik özellikler açısından büyük farklar varsa arada bir geçiş bölgesi oluşturmak ve istenen yüzey koşullarını daha az pasoda elde edebilmek için ara-geçiş dolgusu yapmakta fayda vardır.

b. Çatlakları önlemek amacı ile :

Dolgu kaynağının çatlamasında iki neden olabilir. Bunlardan birincisi ana metalin alaşım özellikleridir ki, gayri safiyet elemanı olarak bilinen fosfor ve kükürt oranı yüksek olan malzeme üzerine dolgu yapıldığında bu elemanlar dolgunun çatlamasına neden olur. Bunu önlemek için yaklaşık % 14 oranında Mn içeren Cr-Ni alaşımli östenitik bir ara-geçiş pasosunun çekilmesi yeterlidir.

Dolgunun çatlamasının diğer nedeni ise; yüksek aşınma dayanımı sağlayan sert dolgu malzemelerinin, sertliklerin artışıyla birlikte çatlamaya eğilimlerinin de artmasıdır. Çatlamlarına rağmen aşındırıcı etkilere karşı görevlerini yerine getirdikleri için, bu çatlakların ana metale geçmesini önleyecek bir ara-geçiş pasosu ile bu zararın önüne geçilmesi mümkündür.

c. Darbeli çalışan makine parçalarında :

Elastikiyeti olmayan malzeme üzerine yapılan kırılğan bir dolgunun ani darbelerde pullanarak kalkmasını önlemek ve darbe etkilerini sönmölemek amacıyla uygun bir ilave malzemedan ara-geçiş dolgusu yapılarak kırılğan dolgu kaynağının altında yüksek akma dayanımlı bir metal göçümü sağlanır.

4.5 Dolgu Kaynağına Yatkın Kaynak Yöntemleri

4.5.1 Dolgu Kaynağı Yöntem Seçimi

Dolgu yöntem seçimi, mühendislik uygulamasına bağlı olarak dolgu alaşım malzemesi kadar önemlidir. Çalışma koşullarının tesiri yanı sıra dolgu yöntem seçimini etkileyen teknik faktörler; dolgunun yapısı ve kalite değeri, iş parçalarının fiziksel özellikleri, ana metalin metalürjik yapısı, dolgu alaşımının bileşimi ve formu, kaynakçının yeteneği ve maliyetten ibarettir.

Kaynak işlemi sürecindeki ergiyik, ana metal ile dolgu alaşımının karışımıdır ve genelde dolgu malzeme göçümünde ana metalin yüzdesi olarak açıklanır. % 10' luk bir ergiyik, % 10 ana metal ve % 90 dolgu alaşımının karışımı demektir. Metal püskürtme ile yapılan kaplamada ergiyik yüzdesi sıfırdır. Gaz ergitme kaynağında dikkati çekecek derecede düşüktür.

İdeal bir dolgu kaynak işleminde malzeme göçüm oranı yüksek olurken, ergime oranı düşük olmalıdır. Karışımın az olması demek, ana malzemedeki ısı tesiri altındaki bölgenin azalmasıyla çarpılma meydana gelmemesidir.

4.5.2 Kullanılan Kaynak Yöntemleri

Dolgu kaynağına yatkın başlıca kaynak yöntemlerini aşağıdaki sınıflama içinde göstermek mümkündür.

A. Gaz ergitme kaynağı

B. Koruyucu gaz kaynak yöntemleri

1. Ergimeyen bir elektrodla yapılan koruyucu gaz kaynağı (WIG, Plazma)
2. Ergiyen elektrodla yapılan koruyucu gaz kaynağı (MİG, MAG)

C. Elektrik ark kaynağı

D. Tozaltı kaynağı

E. Elektro curuf kaynağı

4.6 Elektrik Ark Kaynağı İle Doldurma İşlemi

Ark kaynağı ile birim zamanda daha çok miktarda metal yığılabılır. Dolayısıyla bu usul büyük yüzeylerin kaplanması için daha elverişlidir. Küçük parçaların doldurulması, kenar köşe ve iç açılıların tamamlanması bir üfleçle daha hassas olarak yapılabilir. Ark ile yapılan doldurmada yığılan ilk tabakanın bileşimi hissedilebilir bir şekilde esas metalle karışma dolayısıyla değişir. Bu sebepten ötürü birkaç tabaka doldurma metali yığmak gerekir. Halbuki üfleç vasıtasıyla yapılan doldurma işleminde esas metal erimez sadece terler hale gelir. Buna ilaveten karbonlayıcı alev kullanarak esas metalin yüzeyinde çok ince bir tabaka (2 ila 3/100mm) karbon bakımından zenginleştirilebilir. Erime noktası 100 ila 150 °C inmiş olan bu ince tabaka doldurma işlemi sırasında eriyerek erimiş halde bulunan doldurma metali ile karışır (Blanc, 1967).

Elektrik ark kaynağında çıplak, özlü ve örtülü olmak üzere 3 çeşit elektrod kullanılmaktadır. Kullanılan elektrodun çeşidi dolgunun gerek dış görünümünü ve gerekse kalitesine yansımaktadır.

Düşük kaliteli dolgunun yeterli görülme durumunda, çıplak, yüzeyleri temiz teller kullanılabilir. Bu durumda, göçen malzeme ve kaynak banyosu, atmosferin etkilerinden korunamamaktadır.

Kaynak süreci içinde, arkı stabilize edecek elemanlar dengesiz olduğundan, elektrik arkında süreksizlikler ya da elektrodun parça üzerine yapışması gibi durumlar ortaya çıkabilmektedir. Esas olarak arkın kararlılığı için en uygun elektrod çeşidi, stabilize edici elemanları çekirdeğinde taşıyan özlü elektrodlardır. Bu elektrodların zayıf yönü kaynak banyosu ile kaynak bölgesini korumadaki yetersizliklerdir.

Elektrik ark kaynağında dolgu uygulamalarında, yaygın olarak kullanılan elektrod çeşidi örtülü elektrodlardır. Bu tür elektrodlarla, örtüde uygun elemanların bulunması koşulu ile kararlı bir ark ve yeterli kaynak dikişi kalitesi güvencesi verilebilmektedir. Dolguda ön görülen özelliklerin sağlanması ergiyik metali atmosfer etkilerinden korumakla gerçekleşeceğinden örtüden, koruyucu gaz, curuf oluşumu, dezoksidasyon, alaşımlama gibi metalurjik olayları sağlaması beklenir.

Örtülü elektrodlarla dolgu kaynağında güç kaynağı seçimi problem göstermediğinden, jeneratörler, redresörler ve transformatörler kullanılabilir. Yalnız dolgu için doğru akım ve elektrodun pozitif kutupta olması tavsiye edilmektedir. Doğru akım ve elektrodun negatif kutupta olması halinde malzeme göçümü yükselmekte, buna karşılık kaynak edilen bölgelerde çekme ortaya çıkmaktadır. Alternatif akımda ark istikrarı ve yanma karakteristiği çok iyi olmamasına rağmen birçok uygulamalarda olumlu sonuç verdiği için kullanılabilir.

Örtülü elektrodlarla küçük toleranslarla işlenen veya üretilen parçaların küçük bölgeleri, parçanın tamamının etkilenmesine meydan vermeden dolgu yapılabilir. Ayrıca cihazların portatif olması, erişilmesi zor bölgelerde en iyi şekilde örtülü elektrodlarla kaynak yapmaya olanak sağlamaktadır.

Elektrik ark kaynağında kaynak hızı ve ergitme miktarı fazladır. Derin nüfuziyet nedeniyle ilk tabaka ana metalle fazlaca karışmaktadır. Bu nedenle birinci tabakanın mümlün olduğu kadar ince çekilmesine dikkat edilmelidir.

Elektrik ark akımının artmasıyla ergime ve nüfuziyet de artmaktadır. Çalışma hızının artması ergimeyi artırırken nüfuziyeti pek etkilememektedir.

Dolgu işlemi öncesi dolgu yapılacak yüzeylerin pas, tufal, yağ, boya gibi istenmeyen durumlardan arındırılması ve gerekli ise ön ısıtma sıcaklığının belirlenmesi gerekmektedir. Paso sayısı arttıkça çekme ve çarpımda artacağından paso sayısı gereğinden fazla

arttırılmamalıdır. Bu tehlikenin var olduğu hallerde büyük çaplı elektrod kullanarak az sayıda paso ile dolguyu tamamlamak çarpılma eğilimini azaltan yararlı bir önlemdir.

Dolgudan çoğu zaman büyük miktarda kaynak metali göçümü beklendiğinden her bir kaynak pasosu için elektrod tip ve çapının seçimi ile dikişlerin şekli ve düzeni de önemlidir. Elektrik ark kaynağında mümkün olduğu kadar az bombeli dikişler elde ederek yan yana iki dikiş arasında oluk kalmaması sağlanır.

Bütün dolgu uygulamalarında, nüfuziyetin az ve ana parçadan dikişe geçen oranın küçük tutulması esas olduğundan bu koşulları sağlayacak şekilde kaynak parametrelerinin uygun seçilmesi gereklidir.

Dolgu kaynağında elektroda verilen salınım hareketi genişliği (2-3) de kadardır. Elektrod genişliğinin daha fazla arttırılması, metelsel banyonun korunma güveninin ortadan kalkması ve bunun kaynak dikiş kalitesine yansması nedeni ile önerilmemektedir.

Kaynak sürecinde, dolgu malzemesi en yüksek sıcaklığa ve termik genişlemeye ulaşmaktadır. Buna karşın iş parçası hemen hemen çevre sıcaklığındadır. Kaynak sonu soğumada malzeme göçümü üzerinde gerilmeler oluşmaktadır. Bu gerilmeler sünek dolgu malzemesi olduğunda plastik deformasyon sebebiyle veya daha gevrek malzeme olması durumunda çatlama meydana getirmektedir. Çatlama birçok uygulamalarda aşınma dayanımını etkilememektedir.

4.6.1 Küresel Grafitli Dökme Demirin Kaplama Kaynağının İncelenmesi

Üretim veya kullanım sırasında hasara uğramış küresel grafitli dökme demir malzemelerin kaynaklı onarımı ve/veya yüzey kaplaması, yapılan çalışmalar sonucunda incelenmektedir. Yapılan çalışmaların amacı, hasara uğramış dökme demirin onarım ve yüzey özelliklerini geliştirme işlemlerini optimum şartlarda gerçekleştirmektir.

Banna v.d' nin perlitik küresel grafitli dökme demir malzemeler üzerinde yapmış olduğu onarım ve yüzey kaplama kaynağı çalışması, araştırılan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin kaplama kaynağı işleminin gerçekleştirilmesine olumlu katkılar sağlayacağından bu çalışmanın önemli noktaları üzerinde durmakta fayda vardır.

Banna v.d 'nin yaptığı çalışmada saf Ni, Fe-Ni alaşımı, Ni-Cu alaşımı, paslanmaz çelik ve ferritik çelik olarak beş farklı tip dolgu metali kullanılmıştır. Ön ısıtma, ısı girdisi, kaynak sonrası ısıl işlem (pwht), çok pasolu ve çok katlı teknikler ve yüzey kaplama gibi proses değişkenleri detaylarıyla incelenmiştir. Kaynak kalitesini tayin etmek için mikro yapı analizi, erime bölgesi ve itab' ın sertlik dağılımı, ve tahribatsız muayene deneyleri yapılmıştır (Banna vd, 2000).

Perlitik k.g.d.d. ana metal test numuneleri döküm bloklarından 20x20x60 mm işlenerek elektrik ark kaynağında kullanılmak için hazırlanmıştır. Kullanılan dökme demirin kimyasal bileşimi Çizelge 4.1' de verilmiştir. Numuneler manuel örtülü ark kaynağı kullanılarak yatay pozisyonda tek kaynak dikişi ile kaynak edilmiştir. Ön ısıtma 1 saat için 200°C seviyesindedir. Kaynak esnasında sıcaklık 200°C den az olmamaktadır. Kaynak yapıldıktan sonra numuneler hemen fırına aktarılmakta ve burada 2 saat 200°C sıcaklıkta tutulduktan sonra fırında oda sıcaklığına kadar soğutulmaktadır (Banna vd, 2000).

Çizelge 4.1 Küresel grafitli dökme demirin kimyasal bileşimi

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg
3.2	2.03	0.665	0.029	0.011	0.311	1.22	0.161	0.045

Çizelge 4.2 Kaynak dolgu metallerinin kimyasal bileşimi

Çeşit	Sınıflandırma	Kaynak dolgu metali bileşimi (% wt.)							
		C	Si	Mn	Fe	Ni	Cu	Cr	
OK 48.04	AWS:E7018	0.1	0.4	1.2	Den.	-	-	-	
OK 92.18	AWS:ENi-CI	1	0.2	2	-	Den.	-	-	
OK 92.58	AWS:ENiFe-CI	1	0.8	0.8	43	Den.	-	-	
OK 92.78	AWS:EniCuB	0.7	0.2	1	3	Den.	31	-	
OK 61.30	AWS:E308L-16	0.03	0.7	1	Den.	10	-	19	

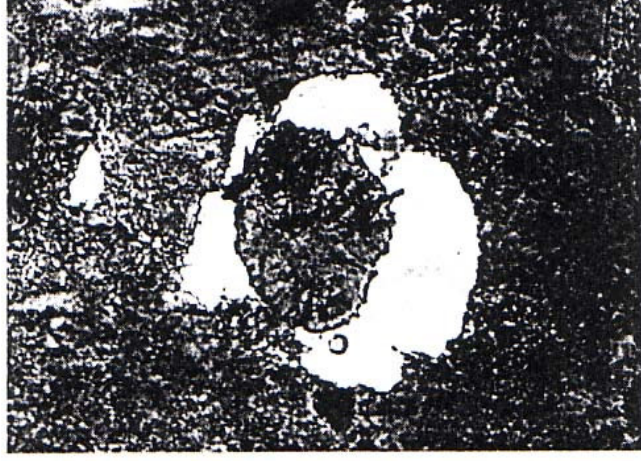
Deneysel çalışma esas olarak iki bölüme ayrılmaktadır. Ön hazırlık çalışması ve esas çalışma. Ön hazırlık çalışmasında dolgu metalinin etkisi incelenmektedir. Asıl çalışmada, ön ısıtma sıcaklığının ısı girdisinin, kaynak sonrası ısıl işlemin etkileri araştırılmaktadır. Çok pasolu ve çok katmanlı tekniklerde kullanılan ferritik çelik dolgu metalinin mikro yapı ve itab'ın derinliği üzerindeki etkileri de incelenmektedir (Banna vd, 2000).

- a) Dolgu metalinin etkisi: Aynı kaynak şartları altında, perlitik k.g.d.d.'in kaynak edilebilirliğinin araştırılmasında beş çeşit dolgu metali kullanılmaktadır. Çizelge 4.2' de bunların çeşitleri ve kimyasal bileşimleri verilmektedir. Çizelge 4.3'te kaynak şartları belirtilmektedir.
- b) Ön ısıtmanın etkisi: 200 °C, 300°C ve 400°C olmak üzere 3 farklı ön ısıtma sıcaklığı kullanılmaktadır. Elektrod çapı 2.5 mm, kaynak hızı 100mm/dak. Ve ısı girdisi 0.945 kJ/mm'dir.
- c) Isı girdisinin etkisi: 1 saat için 300°C ön ısıtma sıcaklığı ve 100mm/dak. kaynak hızında sırasıyla 0.945 , 1.485 ve 2.025 kJ/mm net ısı girdilerini elde etmek için 2.5 , 3.25 ve 4 mm çaplarında farklı ferritik çelik elektrodlar kullanılmaktadır.
- d) Kaynak sonrası ısıl işlem: Tavlama işlemi 677°C de 2 saat uygulanmaktadır.
- e) Çoklu kaynak: 300°C/1sa. sabit ön ısıtma sıcaklığında numune üzerine iki dikiş kaynatılmaktadır.
- f) Çok katmanlı kaynak: 3 numune hazırlanmıştır. Birinci numuneye bir katman kaynak, ikincisine iki katman kaynak ve üçüncüsüne üç katman kaynak geçilmiştir.

Çizelge 4.3 Dolgu metal çeşitleri, akım değerleri, ısı girdisi ve kaynak hızı değerleri

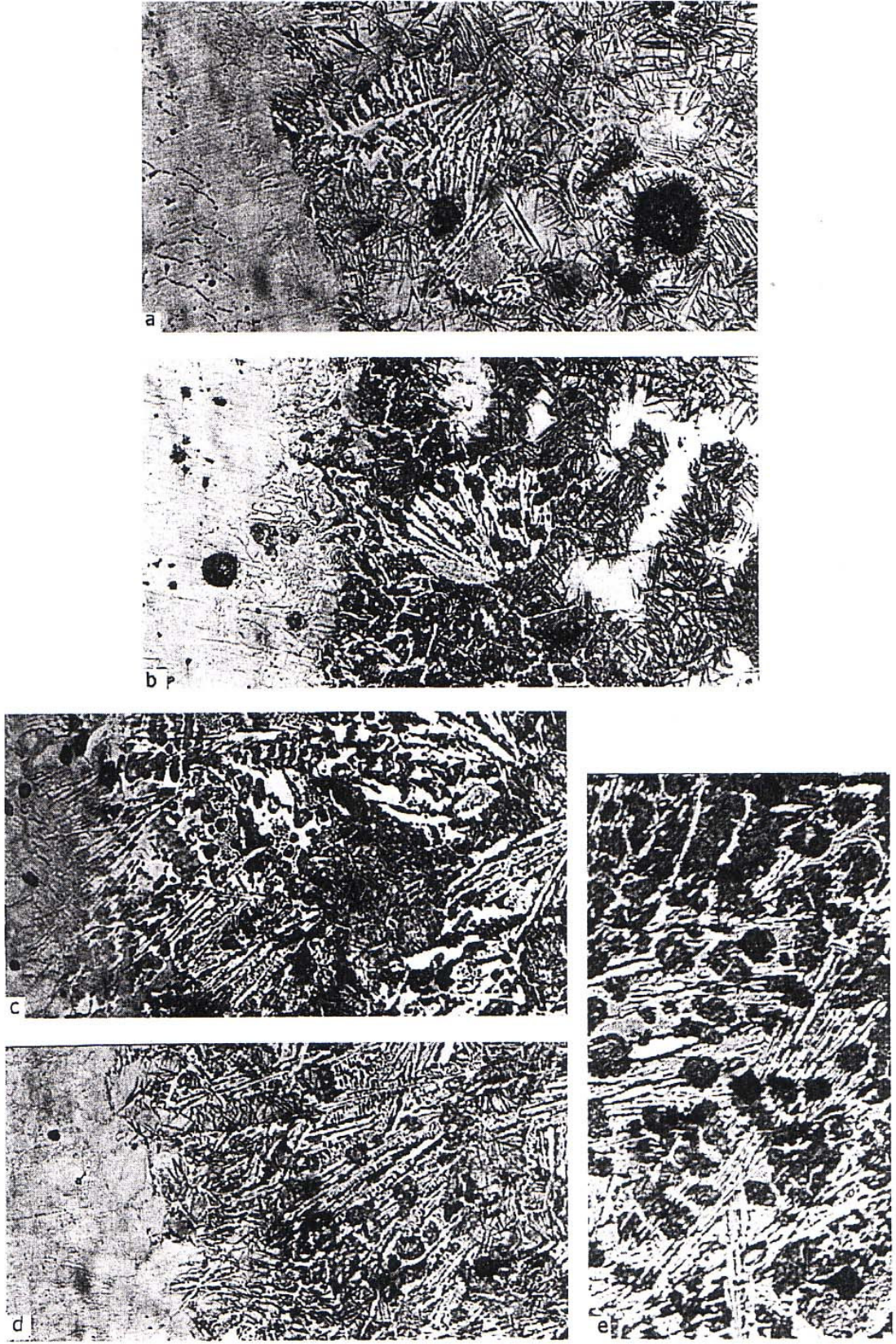
Çeşit	Çap (mm)	Akım (A)	Net ısı girdisi (kJ/mm)	Kaynak hızı (mm/dak.)
ENi-CI	3.25	90	1.215	100
ENiFe-CI	3.25	60	0.81	100
E7018	3.25	110	1.485	100
E308L-16	3.25	80	1.08	100
ENiCuB	3.25	85	1.1475	100

Şekil 4.2' de perlitik k.g.d.d. numunesinin mikro yapısı gösterilmektedir. İç yapıda grafit nodülleri ferrit halkaları tarafından çevrelenmiştir ve matristeki koyu lamelli yapı perlitini oluşturmuştur. Bu tipik yapıya dana gözü denilmektedir.



Şekil 4.2 Perlitik küresel grafitli dökme demirin içyapısı

Şekil 4.3' de farklı dolgu metalleriyle yüzeyleri kaplanmış numunelerin Itab'ı ve kaynak metalinin (bölgesinin) optik mikyografığı görölmektedir. Erimiş bölgede ve Itab'da ortaya çıkan çeşitli fazlar Çizelge 4.4' te listelenmiştir. ENİ-CI ve ENİFE-CI dolgu metallerinin perlitik k.g.d. demirdeki karbon yükselmesi problemlerinin üstesinden geldiği açıktır. Hem Ni hem de Ni-Fe kaynağı yüksek karbon (yaklaşık % 1.5) içerir. Yüksek Ni- kaynak metali dayanımında ve küresellikte artış sağlarken yüksek karbon içeriği süneklik değerini azaltır. Zhang perlitik küresel grafitli dökme demirdeki çatlak başlangıcının ve yayılmasının sebebini ana metalle kaynak metali arasındaki mekanik özelliklerin farklılığı olarak belirtmiştir. Nikel-Bakır alaşımının kullanımı perlitik k.g.d.demirin kaynağında sınırlıdır. Çünkü yüksek karbon içermesiyle birlikte sıcak-kırılmaya karşı hassasiyeti oldukça fazladır. Östenitik paslanmaz çelik dolgu metali kaynak içi çatlamasına karşı yüksek eğilimli olduğundan perlitik k.g.d.d. kaynağında yetersiz uygunlukta görünmektedir. Şekil 4.3e' de E7018 dolgu metaliyle yüzeyi kaplanmış numunenin kaynama bölgesi çevresindeki karbür ağlarının yoğunluğu ve Itab' daki martenzit görölmektedir. Metalografik testlere ek olarak Çizelge 4.5' te kaynak metalinin erime bölgesinden ve Itab'ından mikro sertlik verileri toplanmıştır.



Şekil 4.3 200 °C ön ısıtma sıcaklığında kaynak metali ve Itab' da oluşan içyapı (a) ENi, (b)ENiFe, (c) ENiCu, (d) E308L-16, (e) E7018

Belirtilen kaynak şartlarındaki ortalama sertlik Itab' da 450-650 HV değerleri arasındadır. Sertlik, kuvvetli ölçüde oluşan faza bağlıdır. Sertliğin Itab' da ki martenzit yüzdesinin artmasıyla arttığı görülmektedir. Erime bölgesinde ledeburitin var olmasından dolayı erime çizgisindeki sertlik 654-825 HV' ye artmıştır. Itab' ın ve erime bölgesinin genişliği ve sertliği esas olarak kaynak sırasında uygulanan pik sıcaklığa, ısı girdisine ve soğutma oranına bağlıdır. Karbon difüzyonu olayı çeliğe doğru meydana gelmektedir. Bu sebepten dolayı en yüksek sertlik değeri ferritik çelik kaynak metali üzerinde bulunmuştur (549 HV çelik kaynak metali) (Banna vd, 2000).

Çizelge 4.4 Erime bölgesi ve itab'da oluşan fazların hacim oranları

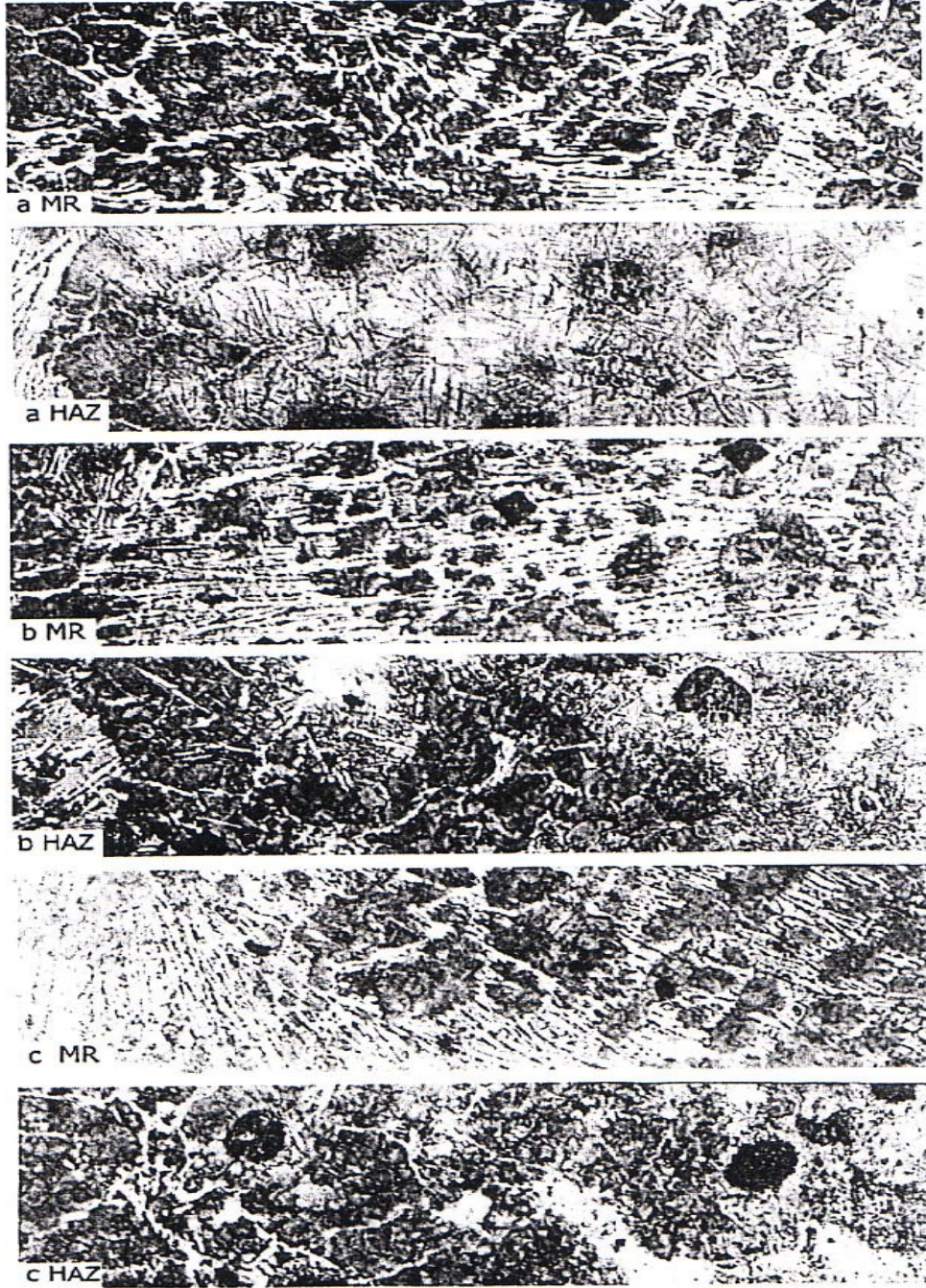
Dolgu malzemesi çeşidi	EB (MR)	ITAB (HAZ)
ENi-CI	% 5 martenzit + % 95 ledeburit	% 30 martenzit + % 70 perlit
ENiFe-CI	% 35 martenzit + % 65 ledeburit	% 45 martenzit + % 55 perlit
E308L-16	% 40 martenzit + % 60 ledeburit	% 70 martenzit + % 30 perlit
EniCu	% 85 martenzit + % 15 ledeburit	% 60 martenzit + % 40 perlit
E7018	% 5 martenzit + % 95 ledeburit	% 100 martenzit

Çizelge 4.5 Farklı tip dolgu malzemelerine ait ortalama sertlik değerleri (kaynak metali-erime-itab bölgesi)

Dolgu metal çeşidi	Kaynak metali (HV)	Erime bölgesi (HV)	HAZ (HV)
ENi-CI	168	820	450
ENiFe-CI	205	766	514
E308L-16	381	725	586
ENiCu	226	654	577
E7018	549	823	650

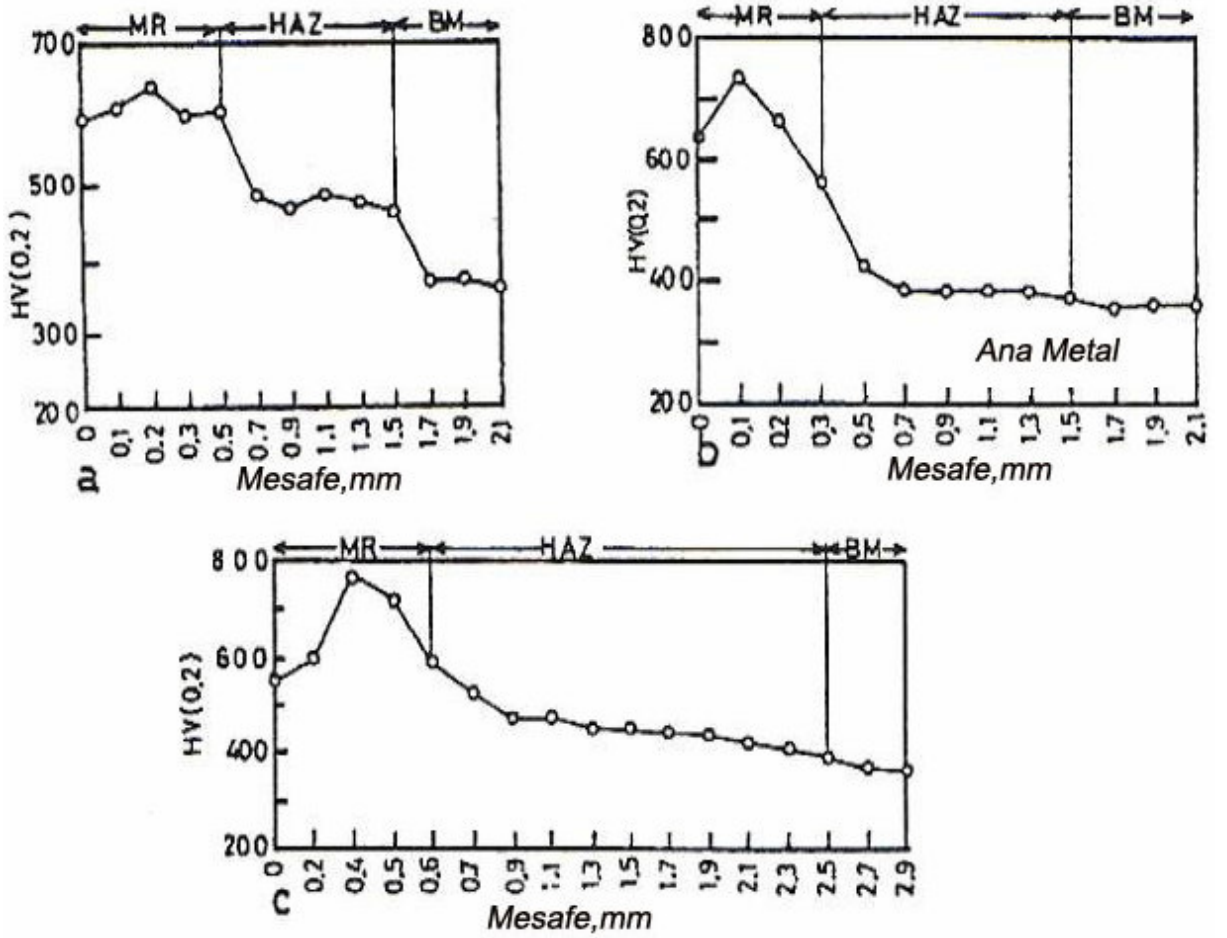
Çizelge 4.4' te verilen sonuçlardan k.g.d.demirin kaynağında ortaya çıkan kritik iç yapı problemleri, katılaşma sırasındaki karbür oluşumu ve östenitin katı hal dönüşümündeki martenzit oluşumudur. ENi – Fe dolgu metali ile yapılan kaynaktaki problemlerin tümü çelik dolgu metali ile yapılan kaynakta da oluşmaktadır. Buna ek olarak soğuma meydana geldiğinde kaynak metali östenitik martenzitik dönüşümlerinden kaynaklanan zorluklara karşı hassastır. Bunun yanı sıra ferritik çelik dolgu metali ucuzluğundan, mükemmel renk uyumundan, tatmin edici sertliğinden dolayı caziptir. Ayrıca soğuma sırasında kaynak metalinde beynit ve martenzit gibi çeşitli dönüşüm ürünleri meydana gelmektedir (Banna vd, 2000).

Şekil 4.4' te sırasıyla 200°C, 300°C ve 400°C ön ısıtma sıcaklıklarında E7018 dolgu metali ile kaynak sonucu oluşan erimiş bölgenin ve Itab' ın tipik iç yapıları gösterilmektedir. Şekil 4.4b' deki 300°C ön ısıtma sıcaklığında, erime bölgesinin iç yapısı, erime sınırındaki süreksiz ledeburitik karbürleri çevreleyen kısmen çözülmüş grafit nodullerinden oluşmaktadır. Erime sınırının çok yakınında martenzit yerine beynit elde edilmiştir. Şekil 4.4c' deki erimiş bölgenin iç yapısında (ön ısıtma sıcaklığı 400°C) beynit erime sınırının bitişiğinde bulunurken daha çok süreksiz ledeburitik karbur görülmektedir.

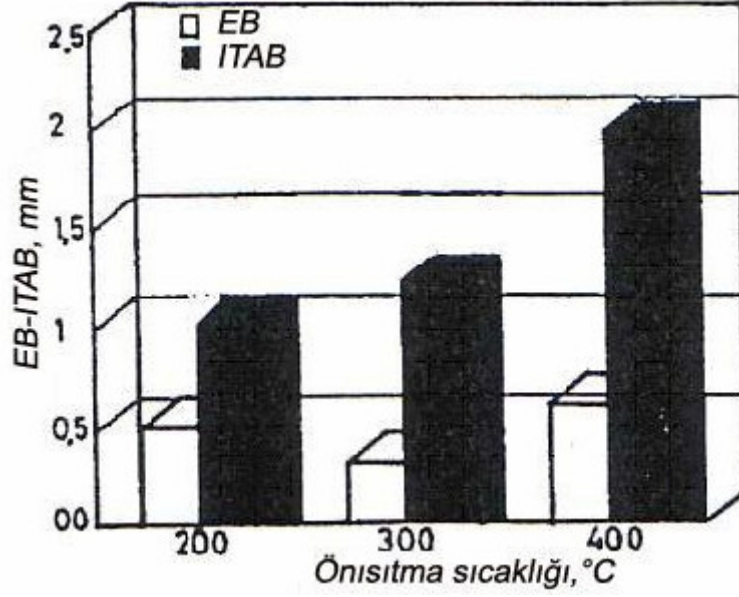


Şekil 4.4 E7018 ile ön ısıtma sıcaklıkları (a) 200°C, (b) 300°C, (c) 400°C de oluşan EB ve ITAB'ın iç yapısı

Şekil 4.5' de 200°C, 300°C ve 400°C ön ısıtılmalı numunelerin erime bölgesi ve Itab ' daki mikro sertlik dağılımları gösterilmektedir. Eğriler soldan sağa doğru takip edildiğinde en yüksek mikro sertlik değerlerinin çabuk soğuyan erimiş bölgeye karşılık geldiği görülür. Dönüşüm bölgesinde mikro sertlik değerleri ana metal değerlerine denk gelecek şekilde azalır. Şekil 4.6 da ön ısıtma sıcaklığının erimiş bölge ve Itab' ın genişliği üzerindeki etkisi gösterilmektedir. Önce 300°C ön ısıtma sıcaklığına artışla erime bölgesinin genişliği azalmakta ve sonra ön ısıtma sıcaklığındaki artışla erime bölgesi genişliği de artmaktadır. Aynı zamanda Itab' ın genişliği ön ısıtma sıcaklığının artmasıyla sürekli olarak artmaktadır. Yüksek ön ısıtma sıcaklıklarında erime ve çözünme oranı düşük sıcaklıklara göre daha hızlıdır. Bu durum etkin erime noktasını düşürmekte ve daha küçük erime bölgelerine izin verirken daha geniş dönüşüm bölgeleri oluşturmaktadır ancak toplamda ısı etkisi altında kalan alan daha küçük olmaktadır. Martinez ve Asikera ön ısıtmanın erimiş bölgenin (MR) boyutunu azalttığını belirtmişlerdir. Bu sebepten 300°C ön ısıtma sıcaklığı optimum ön ısıtma sıcaklığı olarak görülmektedir. Bu sıcaklık yavaş soğumayla birlikte ana metaldeki karbon artışı etkisini minimumda tutabilmektedir (Banna vd, 2000).

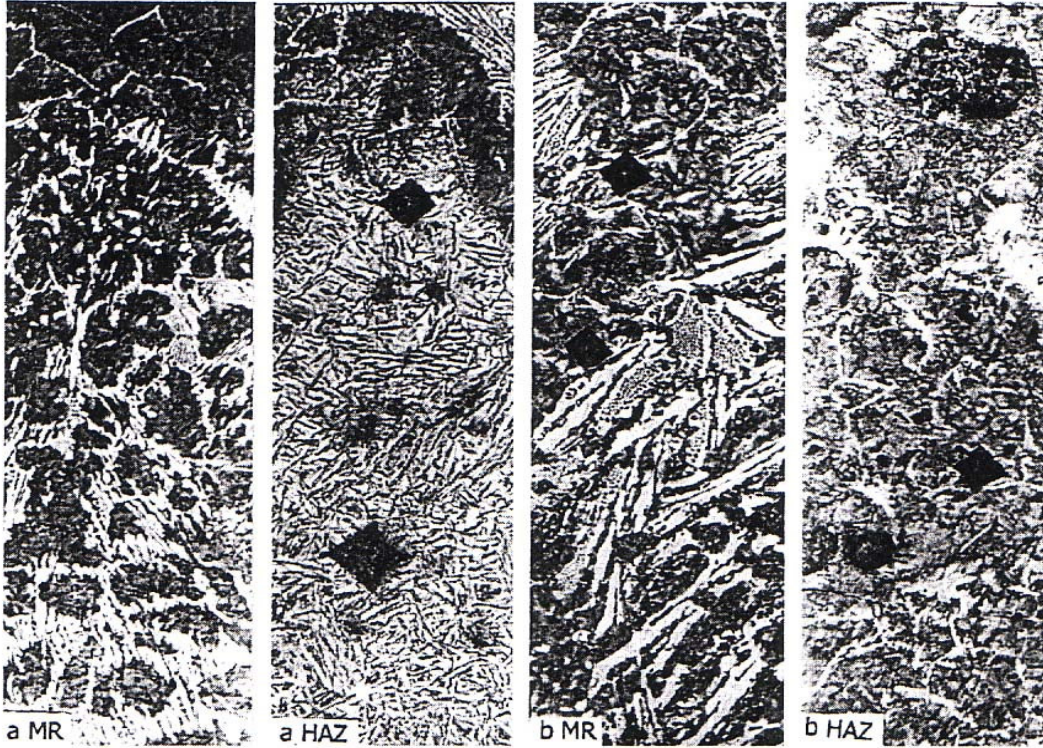


Şekil 4.5 Ön ısıtma sıcaklığı (a) 200°C, (b) 300°C, (c) 400°C deki sertlik dağılımları

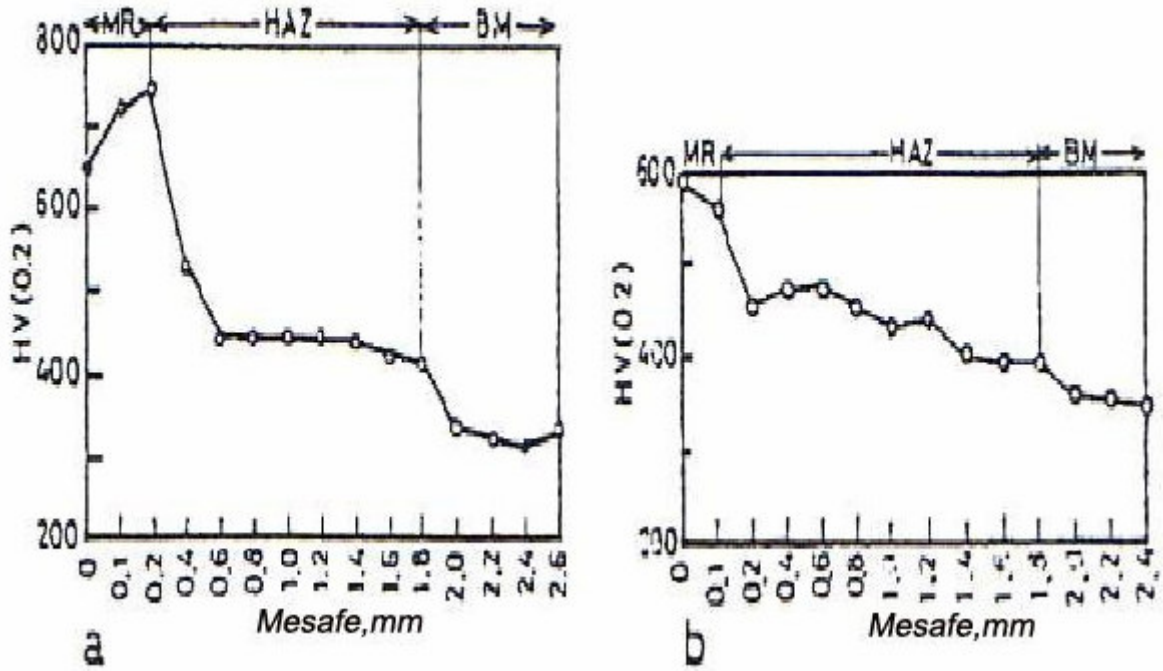


Şekil 4.6 Ön ısıtma sıcaklığının EB ve ITAB' ın genişliğine etkisi

Isı girdisi erimiş bölgedeki karbür morfolojisi ve oluşumuyla birlikte Itab' daki yapıların oluşumu üzerinde önemli rol oynar. Şekil 4.7a ve b ' de farklı değerlerdeki ısı girdisinin mikro yapısı için bazı örnekler verilmiştir. 1.485 kJ/mm (şekil 4.7a) örneğinde erimiş bölge süreksiz ledeburit ve beynitik yapıdadır. 2.025 kJ/mm ısı girdisinde perlitik Itab' a ek olarak erimiş bölge seyrek ledeburit içerir (şekil 4.7b). Düşük ısı girdisi Itab' ı erimiş bölgeye göre minimize ederken (şekil 4.5b)(1.2 ve 0.3mm) yüksek ısı girdisi Itab' ı genişletmiştir ve erime bölgesini minimize etmiştir (şekil 4.8). Şekil 4.5b ve şekil 4.8 ' de ısı girdisinin mikro sertlik üzerindeki etkisinin dağılımı erime bölgesi ve Itab ' daki yapılara karşılık gelecek şekilde verilmiştir. Erimiş ve hızlı soğumuş olan dıştaki bölge en yüksek sertliğe sahip olan bölgedir. Bu bölgenin altındaki dönüşüm bölgesi östenit sıcaklık aralığına kadar ısınıp ve soğumuştur sonra da ısı girdisi miktarına ve soğuma hızına bağlı olarak martenzit, beynit veya perlit oluşmuştur. Buna rağmen bir çok örnekte, katılaşma sıcaklığını, karbür oluşumunu tamamen önleyecek kadar düşük tutmayı başarmak imkansızdır. Kısmi erime bölgesindeki oluşumları düşük ısı girdisi kullanarak minimize etmek mümkündür. Uygun bir sıcaklık gradyanı oluşturmak kısmi erimiş bölgenin genişliğini azaltacaktır. Küresel grafitli dökme demirlerde, düşük ısı girdisi sadece kısmi erimiş bölgenin kalınlığını azaltmasına rağmen karbür yapılarının birbirleri arasındaki bağlantının zayıf olması kısmi erimiş bölgede daha az zararlı bir yapı meydana getirir (Banna vd, 2000).



Şekil 4.7 E7018 ile ısı girdisi (a) 1.485 kJ/mm, (b) 2.025 kJ/mm, sonucu EB ve ITAB'ın içyapısı



Şekil 4.8 Isı girdisi (a) 1.485 kJ/mm, (b) 2.025 kJ/mm, sonucu oluşan sertlik dağılımları

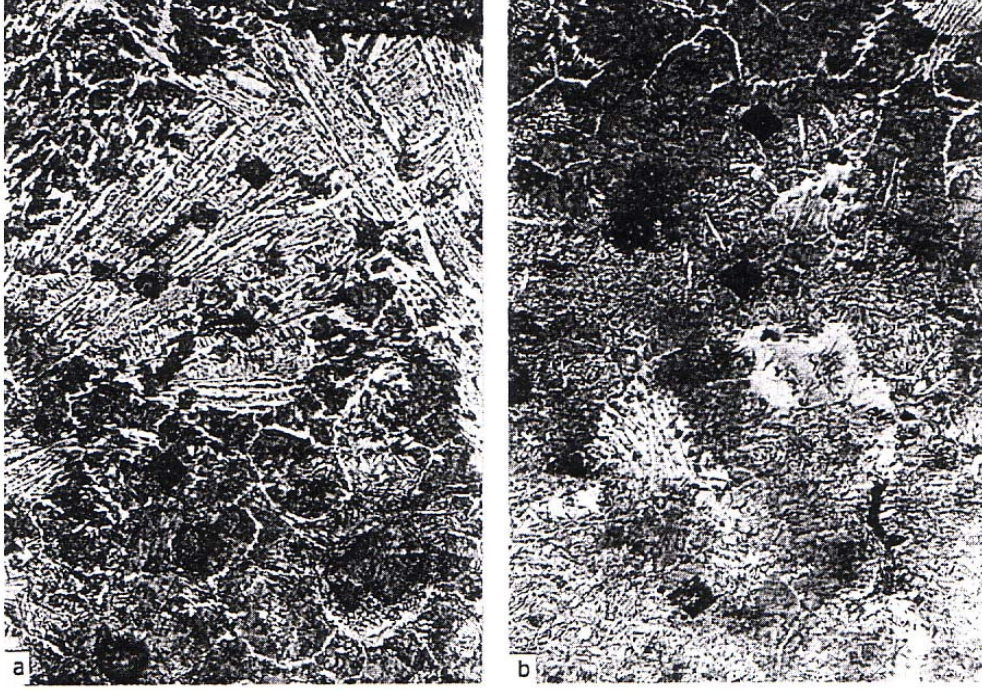
Kotecki karbür boyutunu ve sürekliliğini kontrol eden faktörün sadece ısı girdisi olmadığını bildirmiştir. Aşırı ön ısıtma (427°C üstü), torç hızı ve ana metal bileşimleri karbür morfolojisine etki etmektedir. Kısmi erimiş bölgedeki karbür yapılarıyla kaynak parametreleri ve ana metal katılma karakteristikleri arasında karmaşık bir etkileşim vardır. Bu özel faktörler karbonun sürekliliğini veya süreksizliğini belirler. Süreksiz karbür yapısı hem kısmen yüksek hem de kısmen düşük ısı girdisiyle elde edilebilir. Çok yüksek ısı girdilerinde geniş itab oluşur ve kısmi erimiş bölge genellikle geniştir. Ancak düzensiz olarak oluşan erime bölgesi kısmi erimiş bölgedeki karbon yapısının süreksiz olmasına neden olur (Banna vd, 2000).

Bu sebepten dolayı kaynak şartlarının seçilmesinde dikkatli davranmak gerekir. Çünkü bir bölgede faydalı etki yapılabilirken diğerinde zararlı bir etki ile karşılaşılabilir. Örneğin yüksek ısı girdisi ana metal sıcaklığını yükseltebilir ve ön ısıtma kullanılmamasına rağmen ciddi boyutlarda erime hattı problemlerine sebebiyet vermektedir. Yüksek ön ısıtma derecesi Itab' da martenzit oluşumunu önlemek için kullanılmıştır. Ve düşük ısı girdili kaynak tekniği kullanılmasına rağmen erime hattında çatlama sebep olan termal genişleme gerilmelerini azaltmıştır. Deneme yanılma metodu uygulanabilir. Sonuç itibarıyla bu çalışmada yüksek ısı girdisi olarak kabul edilen (2.025 kJ/mm) değer dar bir erimiş bölge ve süreksiz karbür ağlarına sahip perlitik bir Itab oluşmasını sağlamıştır (Banna vd, 2000).

Tam tavlama küresel grafitli dökme demirin Itab'ındaki maksimum sertliği düşürmek için incelenmiştir. Kaynaktan hemen sonra 650 HV' den tavlama sonunda 550 HV değerine inilmiştir. Kaynak işlemi sırasında oluşan termal kalıntı gerilmeleri tam tavlama sonucunda giderilmiştir (Banna vd, 2000).

Çizelge 4.6 300 °C ön ısıtma sıcaklığında tek ve iki paso sonucunda Eb ve Itab da oluşan fazların hacim oranları

Durum	EB	ITAB
Tek paso	% 20 beyrit + % 80 ledeburit	% 100 beyrit
İki paso	% 10 beyrit + % 40 perlit + % 50 ledeburit	% 85 beyrit + % 15 perlit



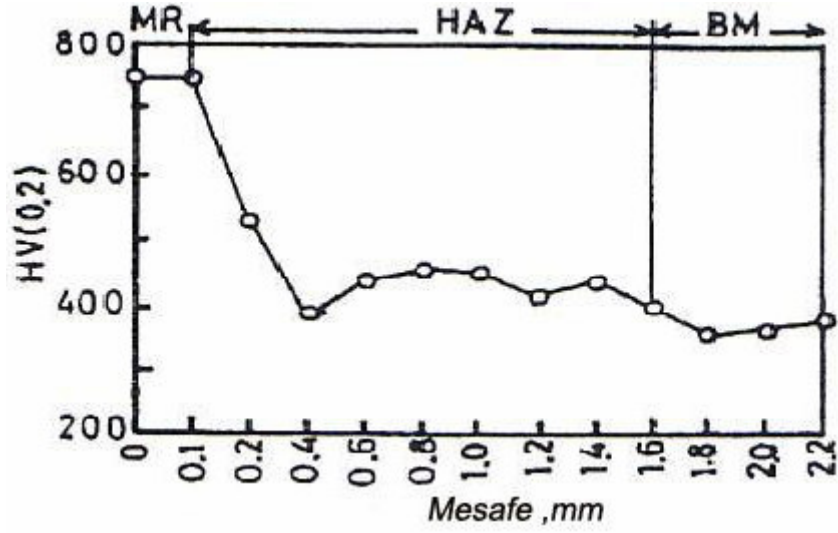
Şekil 4.9 300°C önisıtma sıcaklığında çokpasolu (multipass) kaynağın iç yapısı (a)EB, (b)ITAB

Şekil 4.9' da çok pasolu kaplanmış numunelerin erimiş bölgesinin ve Itab' ının mikro yapısı gösterilmektedir. Çizelge 4.6' da 300°C' de 1 saat için tek ve çok pasolu kaynak edilmiş kaplanmış numunelerin erimiş bölgedeki ve Itab ' daki fazlarının oranları listelenmiştir. Şekil 4.10' daki mikro sertlik grafiğinde erimiş bölge genişliğinde daralma olduğu görülmektedir. Bu şekil aynı zamanda perlit miktarının artmasından dolayı Itab' daki mikro sertlik değerinin azaldığını göstermektedir. Yukarıdaki sonuçlardan erimiş bölge ve Itab' ın mikro yapısı tek veya çift kaynak pasosunda farklılık göstermektedir. İkinci kaynak dikişi birinci kaynak dikişinin ikinci kere ısınmasına sebep olmakta ve östenitin perlit ve beynit dönüşümünü devam ettirmesine imkan vermektedir. Perlitik küresel grafitli dökme demirin çoklupaso kaynağı sırasında östenitin martenzit dönüşümünü tamamlamasından önce kaynağın ikinci dikişine başlanmaktadır. Bu durum Itab'daki kalıntı östenitin martenzitik olmayan dönüşümüne imkan vermektedir. Çok katmanlı kaynak, gerilme oranını, çatlama riskini ve önceki dikişlerin gerilme seviyelerini azaltmak için uygulanmaktadır. Buna ek olarak tampon katmanın izole etmesinden dolayı dökme demirde ergime meydana gelmemektedir.

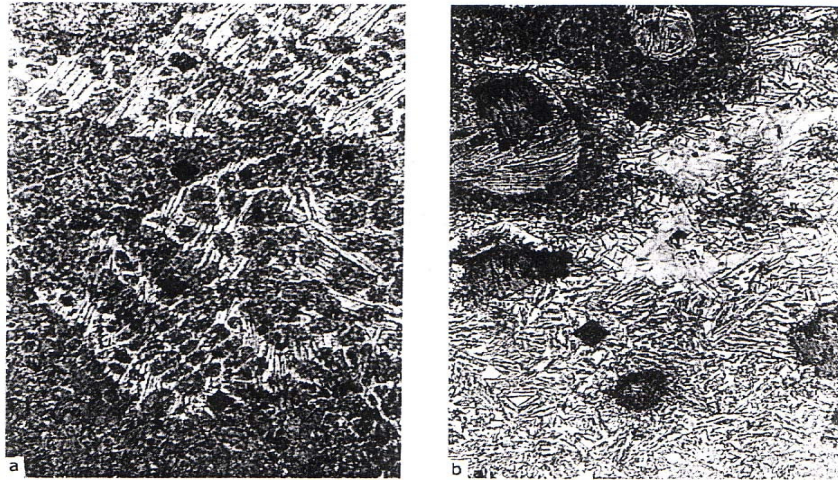
Çizelge 4.7 Çok katmanlı kaynak sırasında oluşan katmanların kimyasal bileşimi ve sertlikleri

Katman	Element (%)							
	C	Si	Mn	P	Ni	Cr	Mo	HV
Birinci katman	1.25	1.23	1.18	0.021	0.603	0.145	0.078	500
İkinci katman	0.38	0.69	1.23	0.016	0.206	0.068	0.030	400
Üçüncü katman	0.17	0.57	0.57	0.009	0.102	0.047	0.016	300

Kaynak metalinin birinci, ikinci ve üçüncü katmanlarındaki kimyasal bileşimleri Çizelge 4.7’ de verilmektedir. Sadece üçüncü katmandaki karbon değerinin dolgu metalindeki karbon değerine yakın olduğu görülmektedir. Her üç katmanında ortalama sertlik değerleri Çizelge 4.7’ de listelenmiştir. Katman sayısı arttıkça sertliğin düştüğü görülmektedir.

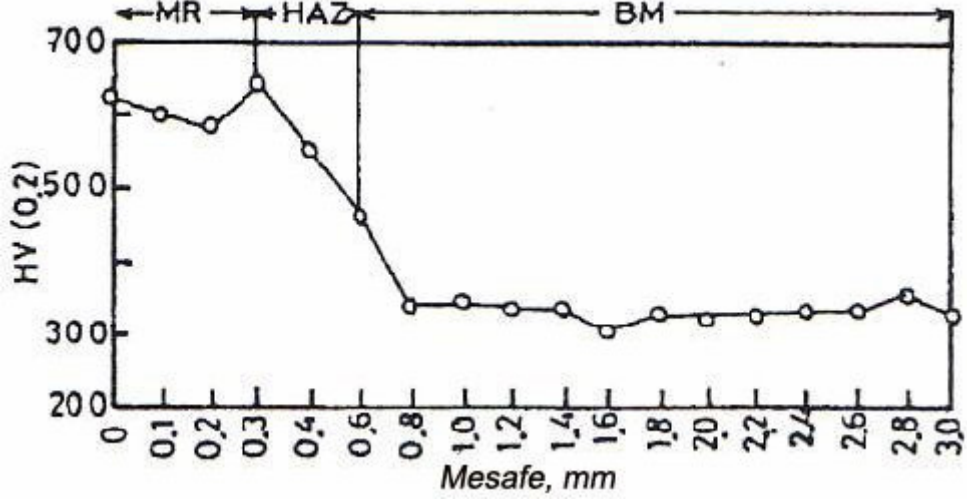


Şekil 4.10 300°C ön ısıtma sıcaklığında çoklupasoya ait sertlik dağılımı



Şekil 4.11 Çok katmanlı kaynakta ön ısıtma sıcaklığı 200°C deki (a) EB, (b) ITAB’ a ait içyapı

Şekil 4.11’de üç kat kaplanmış numunenin E.B ve Itab’ daki mikro yapısı görülmektedir. Itab, beynit ve perlit karışımından oluşurken E.B’ nin süreksiz ledeburit ve beynit içerdiği görülmektedir. Itab’ daki beynit ve perlitten dolayı kaynak metalinden Itab’ a yaklaştıkça sertlik azalmaktadır (şekil 4.12).



Şekil 4.12 Çok katmanlı kaynakta, 300°C ön ısıtma sıcaklığındaki sertlik dağılımı

Çok pasolu ve çok katmanlı kaynakların ikisi de kaynak kalitesinin gelişmesine imkan sağlamaktadır ve birinci katman nüfuziyetini kısmen arttırmaktadır. Bu durum ilave sertlik kazandırmaya izin veren kullanışlı tampon katmanının başarıyla oluşturulmasına kılavuzluk etmektedir. Yüzey sertliği yüksek Cr-Fe sayesinde oluşturulabilmektedir. Yüzey sertleştirme işleminde kullanılan kaynak metalinin kimyasal bileşimi [C=4.5%, Cr=33%, Fe=dengeli] E7018 dolgu metaliyle yapılacak 3 katmanlı kaynaktan önce numuneler 300C° de 1 saat kadar ön ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Sertleştirilmiş yüzey katmanının sertliği, yüksek kromlu dolgu metali için verilen değerlerle uyum içinde olmuştur ve 700 HV sertlik değeri elde edilmiştir (Banna vd, 2000).

Yapılan çalışmada elde edilen sonuçları kısaca belirtmek gerekirse;

1. Saf nikel, Ni-Fe alaşımı, Ni-Cu alaşımı ve paslanmaz çelikle yapılan kaynakta ortaya çıkan ortak problemler ferritik çelik olan dolgu metalinde de görülmüştür.
2. Ferritik dolgu metaliyle yapılan kaynakta en iyi sonuç 300°C lık ön ısıtmada elde edilmiştir. Bu durum E.B' nin dar olmasına Itab'ın süreksiz karbür bölgesine ve beynitik yapıya sahip olmasına imkan vermektedir.
3. Yüksek ısı girdisi E.B' nin daha küçük ve Itab ' ın perlitik olmasını sağlamıştır.
4. Kaynak sonrası ısıtma işlemi(PWHT) Itab' daki maksimum sertliği az miktarda düşürmüştür.
5. Çok pasolu kaynak daha küçük E.B. oluşturmuştur ve Itab' da daha düşük sertlik elde edilmiştir.
6. Çok katmanlı kaynakta üçüncü katmanın, dolgu metalinin karbon içeriğine eşdeğer seviyeye gelmesine imkan vermiştir. Bu durum ilave sertlik kazandırmaya izin veren kullanışlı tampon katmanının oluşumuna kılavuzluk etmiştir.

5. DENEYSEL ÇALIŞMA

5.1 Deney Numunelerinin Hazırlanması

Üretim veya kullanım sırasında hasara uğramış olan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir malzemelerin kaynaklı onarımı ve/veya yüzey kaplaması işlemlerine olan ihtiyaç gün geçtikçe artmaktadır. Henüz yeni sayılabilecek bu malzemenin kaplama kaynağının incelenmesi sonucunda elde edilecek olan veriler doğrultusunda optimum kaynak şartları sağlanmaya çalışılmaktadır. Deneysel çalışma için gerekli olan numuneler Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji Bölümü'nden temin edilmiştir.

Laboratuarda yapılan döküm işlemi sonucunda elde edilen külçe şeklindeki küresel grafitli dökme demir numunesinin bileşimi aşağıda belirtilmiştir.

Çizelge 5.1 Elde edilen numunenin kimyasal analizi

Fe	C	Si	Mn	S	P	Al	Mg
% 93.4	% 3.72	% 2.63	% 0.15	%0.012	%0.024	%0.008	%0.015

Elde edilen külçe şeklindeki numune, planya aracılığıyla 180x60x10 boyutlarında plaka haline getirilmiştir. Daha sonra bu plaka, şerit testere yardımıyla 9 eşit parçaya bölünerek 60x20x10 boyutlarında deney numuneleri elde edilmiştir. Şekil 5.1 de görüldüğü gibi numunelerin orta kısmına freze tezgahında 90° açığa sahip V kaynak ağzı açılmıştır.



Şekil 5.1 60x20x10 boyutunda V kaynak ağzı açılmış küresel grafitli dökme demir numunesi

5.2 Numunelere Östempereleme Isıl İşleminin Uygulanması

Hazırlanan deney numunelerinden 3 tanesi östempereleme ısıl işleminin birinci aşaması olan östenitleme işlemi için argon gazlı koruyucu atmosfere sahip fırının merkezine yerleştirilmiştir. Fırın sıcaklığı 900 °C' ye ulaşacak şekilde ayarlanmıştır. 900 °C sıcaklığa ulaşan fırındaki numuneler bu sıcaklıkta 30 dakika bekletilerek matris yapılarının östenite dönüşmesi sağlanmıştır. Şekil 5.2 de östenitleme işleminin gerçekleştirildiği kontrollü atmosferli elektrikli fırın görülmektedir.



Şekil 5.2 Argon gazı kontrollü atmosferli elektrikli östenitleme fırını

Daha sonra numuneler östenitleme fırınından çıkarılarak hızlı bir şekilde daha önce sıcaklığı 280 °C 'ye ayarlanmış grafit pota içinde bulunan potasyum nitrat içeren tuz banyosuna daldırılmıştır. Şekil 5.3 de numunelerin östemperelemesini sağlayan tuz banyosu gösterilmektedir. Tuz banyosunda 55 dakika bekletilen numuneler banyodan çıkarılarak havada ortam sıcaklığına kadar soğumaya bırakılmıştır. 280 °C de 55 dakikalık östempereleme işlemi sırasında östenitten ferrit çekirdekleri oluşmakta ve çekirdeklenen ferritler östenit alanlarına doğru büyümektedirler. 280 °C sıcaklıkta ferrit iğnelerinin büyüme hızı yüksek, karbonun difüzyon hızı ise nispeten düşüktür.



Şekil 5.3 Numunelerin östemperlenmesini sağlayan tuz banyosu

Deney numunelerinin ikinci ve üçüncü grubu aynen birinci grupta olduğu gibi 900 °C sıcaklıkta 30 dakika süreyle östenitlenmiştir. Östenitleme sonucunda fırından çıkarılan numunelerden 3 tanesi 330 °C sıcaklıktaki tuz banyosuna daldırılırken geri kalan 3 tanesi ise 375 °C sıcaklıktaki tuz banyosuna daldırılmıştır. Bu sıcaklıklarda 55 dakika beklendikten sonra banyodan çıkarılarak havada ortam sıcaklığına kadar soğumaya bırakılmıştır. Bu işlemler sonucunda sırasıyla 280 °C, 330 °C ve 375 °C sıcaklıklarda östemperlenmiş 9 adet deney numunesi elde edilmiştir.

5.3 Deney Numunelerine Elektrik Ark Kaynağıyla Dolgu İşleminin Yapılması

Östempereleme ısı işleminin sonucunda elde edilen numuneler kaynak işleminin öncesinde zımpara yardımıyla temizlenerek dolgu kaynağına hazır hale getirilmiştir. Kaynak işleminin sırasında TS 9463: E Ni Fe 1 BG 23 (DIN 8573: E Ni Fe 1 BG 23- AWS A 5.15: E Ni Fe-CI) standardına sahip Böhler firmasının FOX GNX dolgu elektrodu kullanılmıştır. Nikel bazlı elektrodun seçilmesinin sebebi :

1-Nikel, grafit yapıcı bir elementtir, grafitin ayrışmasını teşvik etmektedir. Kaynak esnasında esas metalden karbon kapıp karbür meydana getirmemektedir ve erime bölgesinde beyaz dökme demir oluşumuna mani olmaktadır.

2-Nikelin grafit ile birleşmemesinden dolayı, elektrodun örtüsüne bir miktar grafit konulabilmektedir. Bu da kaynak için gerekli enerjiyi azaltmakta, erime gücünü artırmaktadır.

3-Demir-Nikel elektrodunun uzama katsayıları saf Nikel elektrodlardan daha düşüktür bu nedenden dolayı farklı uzama katsayılarına sahip ağır ve büyük parçalarda kullanılmaktadır.

4-Nikelin mekanik özellikleri (çekme mukavemeti, çentik darbe mukavemeti, uzama) sfero dökme demirinkilere yakındır. Bu bakımdan nikel çekirdekli elektrodlar her tür dökme demirler için kullanılabilir.

5-Demir-Nikel elektrodun saf nikel elektrodun göre fosforu daha iyi tolere etmektedirler.

6-Demir Nikel elektrodun fiyatı saf nikel elektrodun göre daha uygundur.

Kaynak dolgu metali bileşimi % 1.3 C, % 0.8 Si, % 0.8 Mn, % 52 Ni ve kalanı Fe' den oluşmaktadır. Bu elektrod genel olarak küresel grafitli (sfero) dökme demirin, temper dökme demirin, kır dökme demirin birleştirme ve dolgu kaynağında, dökme demirin çelik, çelik döküm gibi diğer metallerle birleştirilmesinde, yüksek zorlama gören ve güç kaynak edilebilen dökme demirlerin kaynağında kullanılmaktadır.

Numunelere uygulanan dolgu kaynağı 3.25 mm çapındaki ve 300 mm boyundaki dolgu elektrodu ile 100 A akım şiddeti ve D.C. akım türünde elektrodun pozitif (+) kutuba bağlanmasıyla gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.4 de dolgu kaynağında kullanılan ve doğru akım üreten kaynak redresörü görülmektedir.



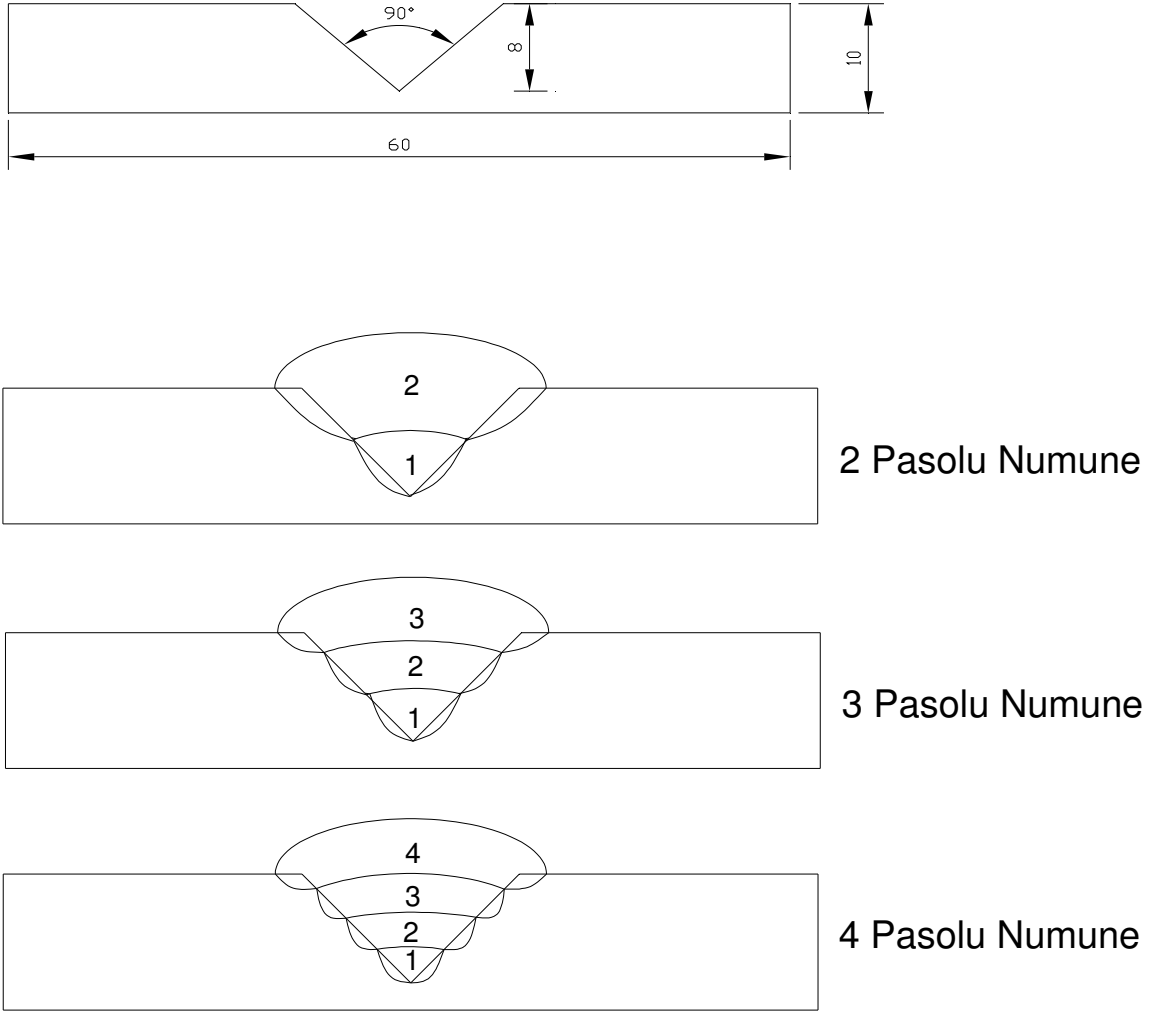
Şekil 5.4 Elektrik ark kaynağında kullanılan kaynak redresörü.



Şekil 5.5 Dolgu kaynağı sonucunda elde edilen deney numuneleri.

280 °C, 330 °C ve 375 °C sıcaklıklarda östemperlenmiş olan ve 90° lik V kaynak ağzına sahip deney numunelerinden birer adet alınmıştır ve 2 pasolu olarak dolgu elektroduyla doldurulmuştur. Birinci paso her üç numuneye ara verilmeden çekildikten sonra kaynak işlemi durdurulmuştur ve oluşan curuf kaynakçı çekici ve fırçasıyla temizlenmiştir. Ardından ikinci paso çekilerek kaynak ağzı tamamen doldurulmuştur. Aynı temizleme işlemi ikinci paso sonunda da tekrar edilmiştir. Aynı şekil de yine farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş olan numunelerden birer adet alınmıştır ve yan yana belli aralıklarla sıralanmıştır. Bu numunelerin kaynak ağzı ise 3 paso sonucunda dolgu elektrodu ile doldurulmuştur. Her paso sonunda oluşan curuf temizlenmiştir. Son olarak farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş olan 3 deney numunesinin kaynak ağzı 4 paso sonucunda doldurulmuştur ve oluşan curuflar her paso sonunda temizlenmiştir. Şekil 5.6 da hazırlanan deney numunesinin boyutları ve kaynak işlemi sırasında uygulanan paso miktarları şematik olarak verilmiştir. Şekil 5.5 de dolgu

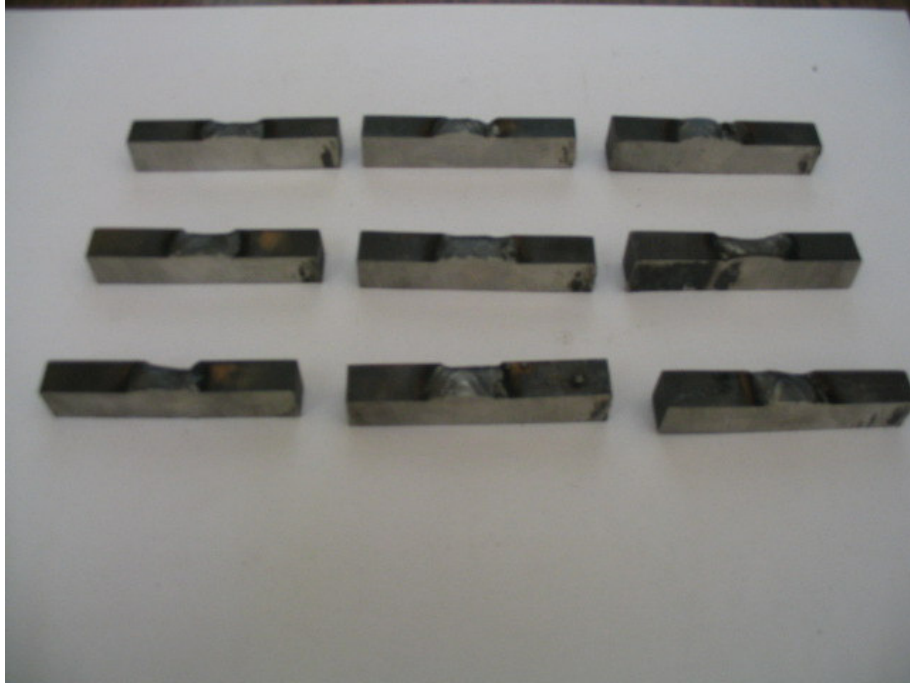
kaynağı sonucunda elde edilen 9 adet deney numunesi gösterilmiştir. Üst sırada yer alan numuneler 280 °C de östemperlenmiş olup sol taraftan sırasıyla 2 paso, 3 paso ve 4 paso ile dolgu yapılmış olan numunelerdir. Orta sırada yer alan numuneler 330 °C de östemperlenmiş olup sırasıyla 2 paso, 3 paso ve 4 paso ile dolgu yapılmış numunelerdir. Alt sırada yer alan numuneler ise 375 °C de östemperlenmiş olup yine sırasıyla 2 paso, 3 paso ve 4 paso ile doldurulmuş numunelerdir.



Şekil 5.6 Deney numunesinin boyutları ve 2, 3 ve 4 paso sonucunda elde edilen deney numunelerinin işlem sıralarının şematik olarak gösterilişi.

5.4 Deney Numunelerinin Sertlik Ölçümüne Hazırlanması

Dolgu kaynağı sonucu elde edilen numunelerin sertlik ölçümlerini gerçekleştirmek amacıyla öncelikle numuneler şekil 5.7 da görüldüğü gibi iki parçaya bölünmüştür. Deney numuneleri 60x10x10 ölçülerine getirilmiştir. Kesme işlemi dönel disk tarafından soğutma sıvısı yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Kesilen numuneler sertlik ölçümünün yapılabilmesi için zımparalama ve parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Numuneler dönel zımpara üzerinde sırasıyla 180-220-320-400-600-800-1000 numaralı zımparalarla zımparalandıktan sonra elmas pasta (tane büyüklüğü=3 μ m) parlatıcıları ile parlatılmıştır.



Şekil 5.7 Ortadan kesilerek sertlik ölçümü için hazırlanan deney numuneleri.

Sertlik ölçümüne hazır hale gelen numunelerin sertlikleri Vickers sertlik ölçüm cihazı tarafından ölçülmüştür. Ölçüm işlemine erime bölgesinden başlanıp sırasıyla itab ve ana metal bölgelerinin sertlik değerleri elde edilmiştir.

5.5 Kaynak Dikişindeki Karışım

Dolgu işlemi sonrasında meydana gelen kaynak dikişindeki karışımın hesaplanması ile dikişin kimyasal yapısı saptanmaya çalışılmıştır. Kaynak dikişindeki karışım yüzdeleri her element için aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanmıştır.

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

C_K = Verilen bir elementin kaynak dikişindeki yüzdesi.

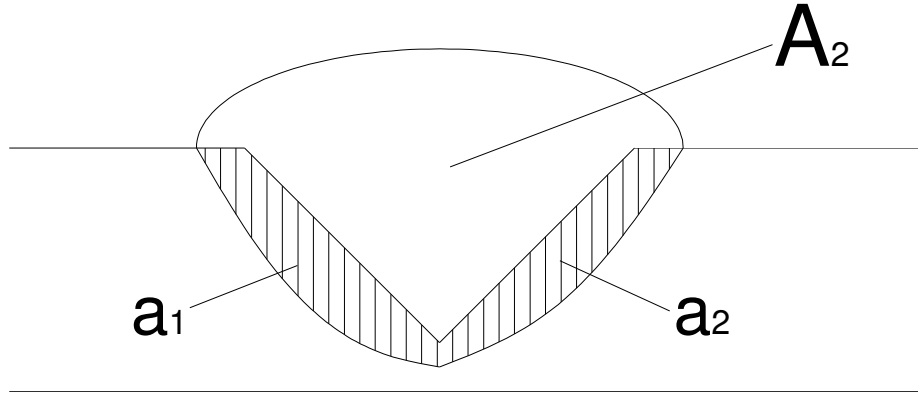
C_E = Verilen elementin elektrodaki yüzdesi.

C_M = Verilen elementin ana malzemedeki yüzdesi.

$$D = A_1/A_2$$

$A_1 = a_1 + a_2$ Ana malzemedeki ergiyen kesit.

A_2 = Toplam ergiyen yüzey.



Ana malzemenin kimyasal bileşimi

Fe	C	Si	Mn	S	P	Al	Mg
% 93.4	% 3.72	% 2.63	% 0.15	% 0.012	% 0.024	% 0.008	% 0.015

Elektrodun kimyasal bileşimi

Fe	C	Si	Mn	Ni
% 45	% 1.3	% 0.8	% 0.8	% 52

Fe için hesaplanan dikiş karışım oranı:

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

$$C_E = 45, C_M = 93.4$$

$$A_1 = 7.5 + 7.5 = 15, A_2 = 100,$$

$$D = 15/100 = 0.15$$

$$C_K = 45 + 0.15 (93.4 - 45)$$

$$C_K = 52.26 \% \text{ Fe}$$

C için hesaplanan dikiş karışım oranı:

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

$$C_E = 1.3, C_M = 3.72$$

$$A_1 = 7.5 + 7.5 = 15, A_2 = 100,$$

$$D = 15/100 = 0.15$$

$$C_K = 1.3 + 0.15 (3.72 - 1.3)$$

$$C_K = 1.66 \% \text{ C}$$

Si için hesaplanan dikiş karışım oranı:

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

$$C_E = 0.8, C_M = 2.63$$

$$A_1 = 7.5 + 7.5 = 15, A_2 = 100,$$

$$D = 15/100 = 0.15$$

$$C_K = 0.8 + 0.15 (2.63 - 0.8)$$

$$C_K = 1.075 \% \text{ Si}$$

Mn için hesaplanan dikiş karışım oranı:

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

$$C_E = 0.8, C_M = 0.15$$

$$A_1 = 7.5 + 7.5 = 15, A_2 = 100,$$

$$D = 15/100 = 0.15$$

$$C_K = 0.8 + 0.15 (0.15 - 0.8)$$

$$C_K = 0.7 \% \text{ Mn}$$

Ni için hesaplanan dikiş karışım oranı:

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

$$C_E = 52, C_M = 0$$

$$A_1 = 7.5 + 7.5 = 15, A_2 = 100,$$

$$D = 15/100 = 0.15$$

$$C_K = 52 + 0.15 (0 - 52)$$

$$C_K = 44.2 \% \text{ Ni}$$

S için hesaplanan dikiş karışım oranı:

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

$$C_E = 0, C_M = 0.012$$

$$A_1 = 7.5 + 7.5 = 15, A_2 = 100,$$

$$D = 15/100 = 0.15$$

$$C_K = 0 + 0.15 (0.012 - 0)$$

$$C_K = 0.0018 \% S$$

P için hesaplanan dikiş karışım oranı:

$$C_K = C_E + D(C_M - C_E)$$

$$C_E = 0, C_M = 0.024$$

$$A_1 = 7.5 + 7.5 = 15, A_2 = 100,$$

$$D = 15/100 = 0.15$$

$$C_K = 0 + 0.15 (0.024 - 0)$$

$$C_K = 0.0036 \% P$$

Yukarıdaki hesaplamalar sonucunda elde edilen dikiş karışım oranı şu şekilde oluşmaktadır.

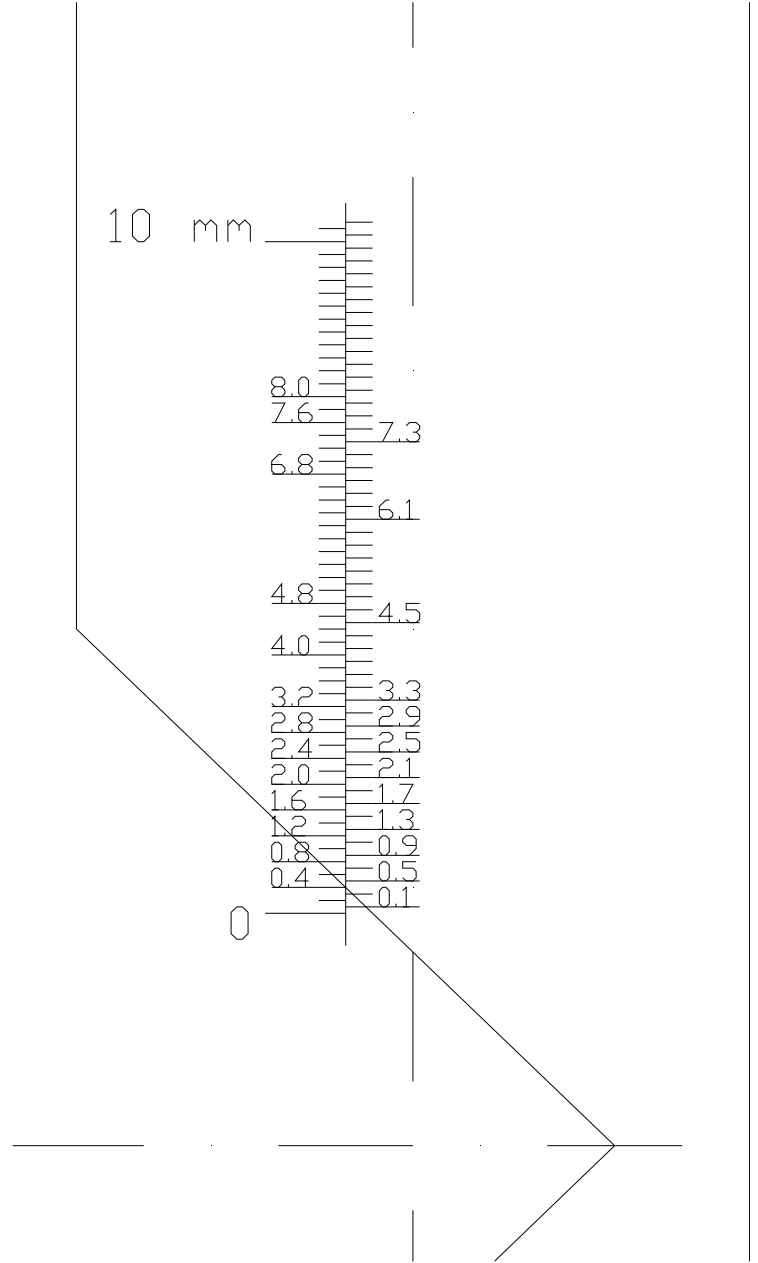
Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P
%52.26	% 1.66	%1.075	% 0.7	44.2	%0.0018	%0.0036

5.6 Vickers Sertlik Ölçümü Sonucu Elde Edilen Değerler

Vickers sertlik ölçümü sonucunda 9 numuneden elde edilen sertlik değerleri çizelgelerde ölçüm aralıkları belirtilerek ifade edilmiştir. Ayrıca bu değerler ve aralıklar her numune için ayrı ayrı grafiklerde gösterilmiştir. Grafikler arasındaki değişimlerin değerlendirilmesi için öncelikle östemperleme sıcaklıkları sabit tutulup paso sayıları farklı olan numunelerin grafikleri karşılaştırılmıştır. Daha sonra paso sayıları sabit tutulup östemperleme sıcaklıkları farklı olan numune grafikleri değerlendirilmiştir.

Çizelge 5.2 Paso sayısı 2 olan ve 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

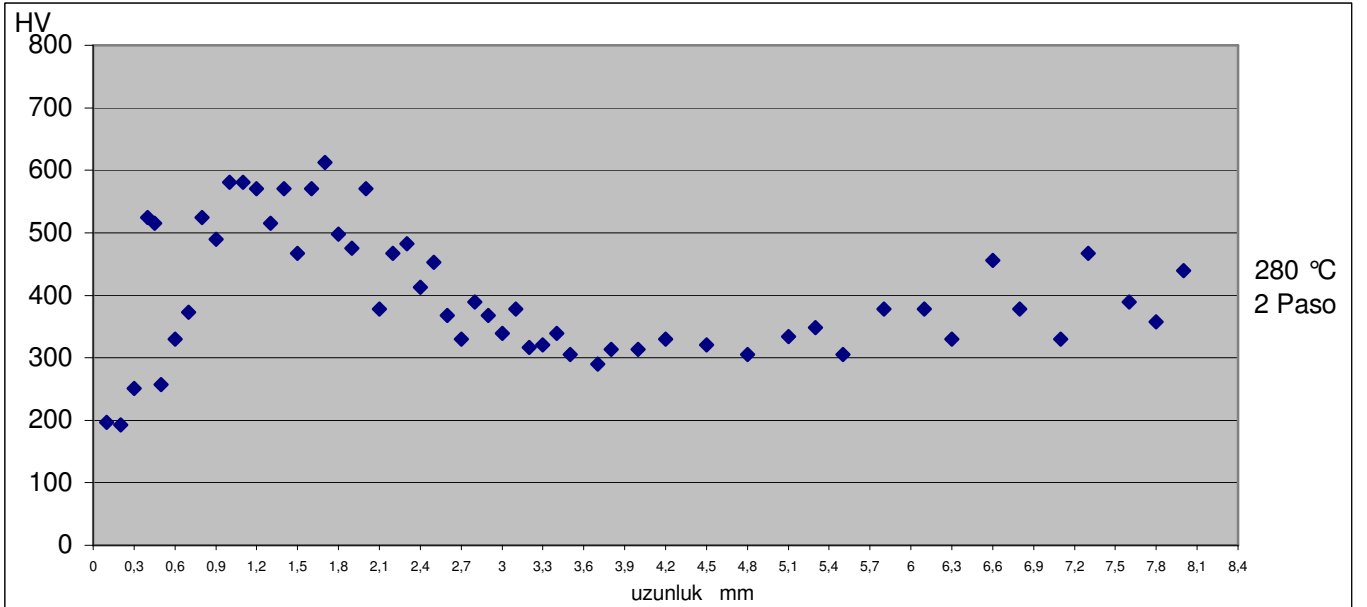
Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 280°C
2	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	197
0,2	193
0,3	251
0,4	524
0,45	515
0,5	257
0,6	330
0,7	373
0,8	524
0,9	490
1	581
1,1	581
1,2	571
1,3	515
1,4	571
1,5	467
1,6	571
1,7	613
1,8	498
1,9	475
2	571
2,1	378
2,2	467
2,3	482
2,4	413
2,5	453
2,6	368
2,7	330
2,8	389
2,9	368
3	339
3,1	378
3,2	317
3,3	321
3,4	339
3,5	305
3,7	290
3,8	313
4	313
4,2	330



* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.

Çizelge 5.2 Paso sayısı 2 olan ve 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 280 °C
2	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
4,5	321
4,8	305
5,1	334
5,3	348
5,5	305
5,8	378
6,1	378
6,3	330
6,6	456
6,8	378
7,1	330
7,3	467
7,6	389
7,8	358
8	439



Şekil 5.8 280 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.

Sertlik ölçümü sonucu elde edilen değerler çizelge 5.2 de belirtilmiştir. Sertlik değerlerinin dağılımının daha iyi analiz edilebilmesi için bu değerler şekil 5.8 de grafik halinde verilmiştir. Grafiğin düşey eksen Vickers sertlik değerlerini ifade ederken yatay eksen kaynak merkezinden ana metale olan uzaklığı mm olarak ifade etmektedir.

Merkezden 0-0.5 mm uzaklıkta yapılan ölçüm sonucunda elde edilen 200 Hv sertlik değeri FOX GNX (Ni-Fe) dolgu elektrodunun sertlik değeri ile aynıdır. Dolayısıyla bu bölge tamamen kaynak dolgu metalinden oluşmaktadır.

Kaynak merkezinden ana metale doğru ilerledikçe 0.6-1.8 mm sertlikte keskin bir artış görülmektedir. En yüksek mikro sertlik değerlerinin (600 Hv) 0.9-2.4 mm mesafede elde edilmesi bu bölgenin çabuk soğuyan erime bölgesi olduğunu belirtmektedir. Erime bölgesinde (e.b) beyaz dökme demire (karbür) denk olacak şekilde sertlik en yüksek değere çıkmıştır. Bu bölgede soğuma oranları yüksek olduğundan çok sert ve gevrek ledeburitik karbürler meydana gelmektedir.

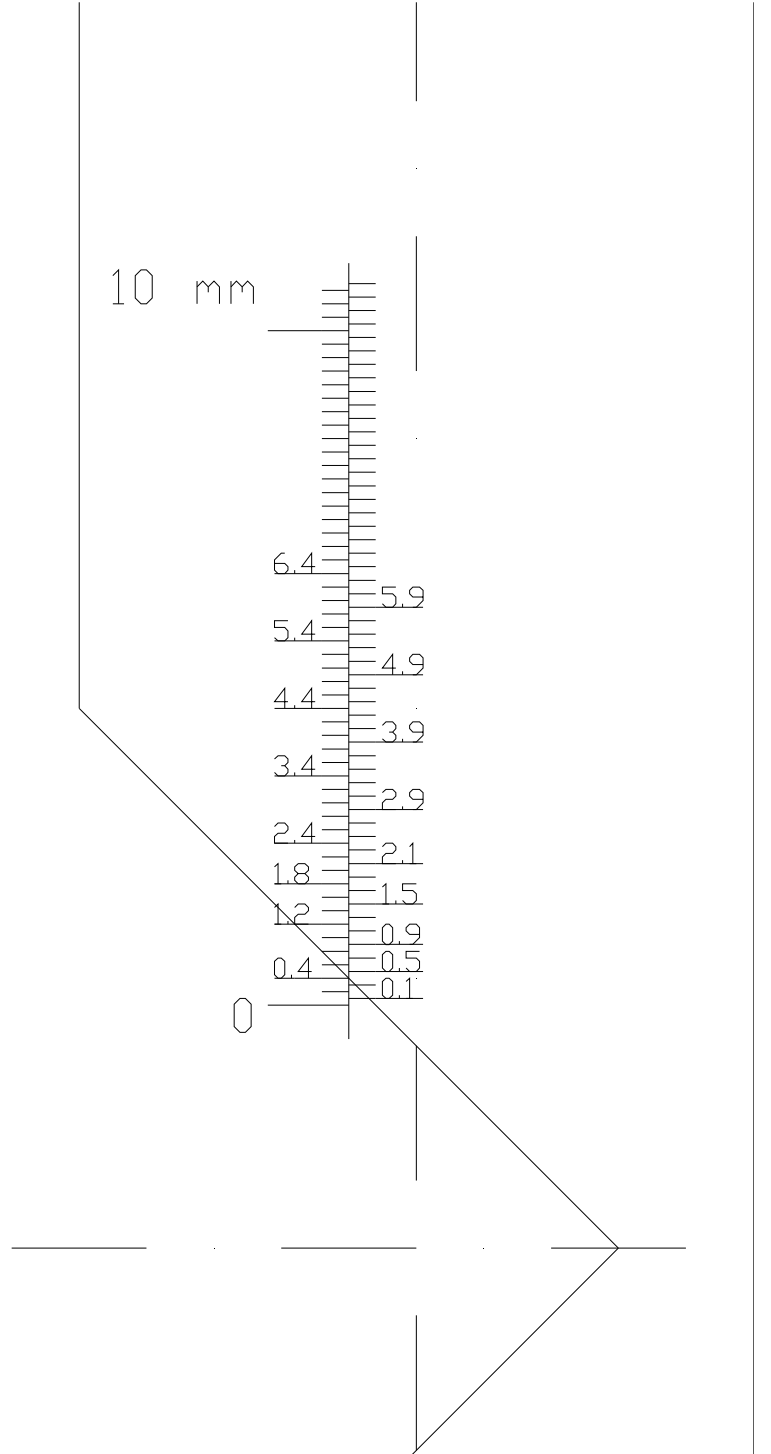
1.8 mm den sonra sertlik değerleri azalma eğilimindedir ve bu azalma 3.6 mm' ye kadar devam ederek ana metal üzerinde elde edilen en düşük seviyesine ulaşmıştır. 5.4 mm uzaklığa kadar sertlik değerleri bu düşük seviyede devam ederken 5.4 mm' den sonra sertlik değerleri artarak ana metalin sertlik seviyesine (400-430 Hv) ulaşmıştır.

3.6-5.4 mm arasındaki bölgede elde edilen sertlik değerleri ana metalin sertlik değerlerinin altındadır. Östemperlenmiş olan ana malzemenin bu bölgesi, kaynak işlemi sırasında ısının tesiri altında kalarak önce ısınmakta, kaynak işlemi sonrasında da soğumaktadır. Isınma ve soğuma sonucunda bu bölge temper etkisine maruz kalmakta ve sertlik ana metal malzemenin sertlik değerinin biraz altına düşmektedir.

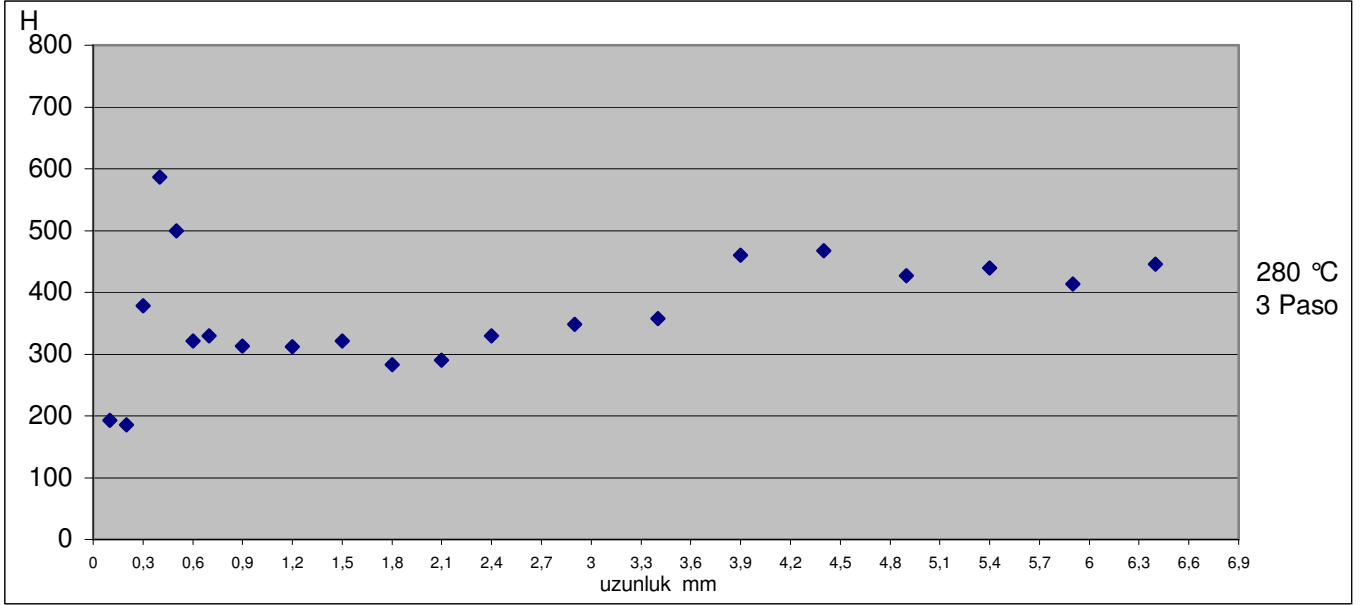
Erime Bölgesi Sertliği : 600 HV
Erime Bölgesi Genişliği : 1.5 mm (0.9-2.4 mm)
Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği : 3.0 mm (2.4-5.4 mm)
Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği : 4.5 mm (0.9-5.4 mm)

Çizelge 5.3 Paso sayısı 3 olan ve 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 280 °C
3	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	193
0,2	185
0,3	378
0,4	587
0,5	500
0,6	321
0,7	330
0,9	313
1,2	312
1,5	321
1,8	283
2,1	290
2,4	330
2,9	348
3,4	358
3,9	460
4,4	467
4,9	427
5,4	439
5,9	413
6,4	446



* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.



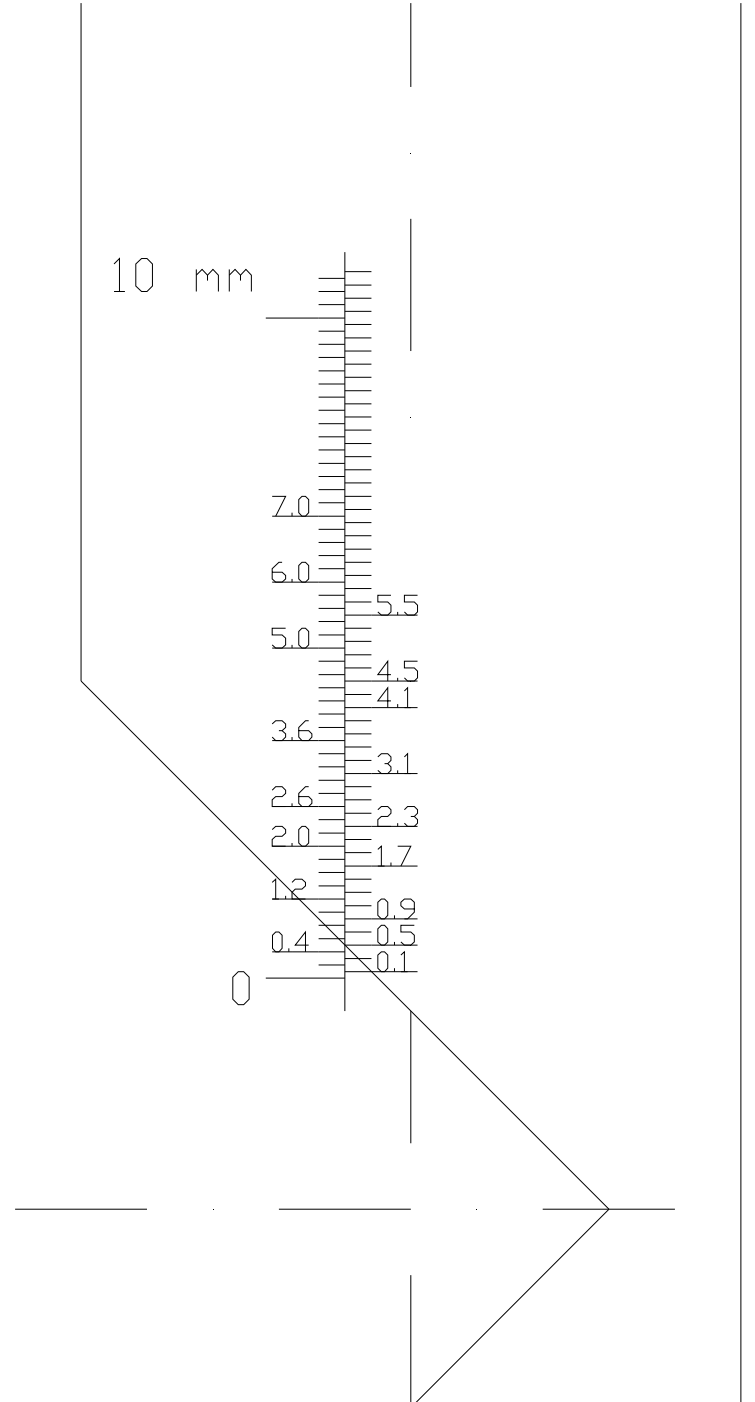
Şekil 5.9 280 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.

Östempereleme sıcaklığı 280 °C olan 3 pasolu numunenin mikro sertlik dağılımları şekil 5.9 da belirtilmiştir. Bu grafikte erime bölgesi sertliği yaklaşık 590 Hv olarak görülmektedir. Erime bölgesi 0.2-1.5 mm arasında bir genişliğe sahiptir. 1.8 mm ile 3.6 mm arasında kalan bölge Itabı oluşturmaktadır. Kaynaktan etkilenen toplam genişlik 3.4 mm'dir.

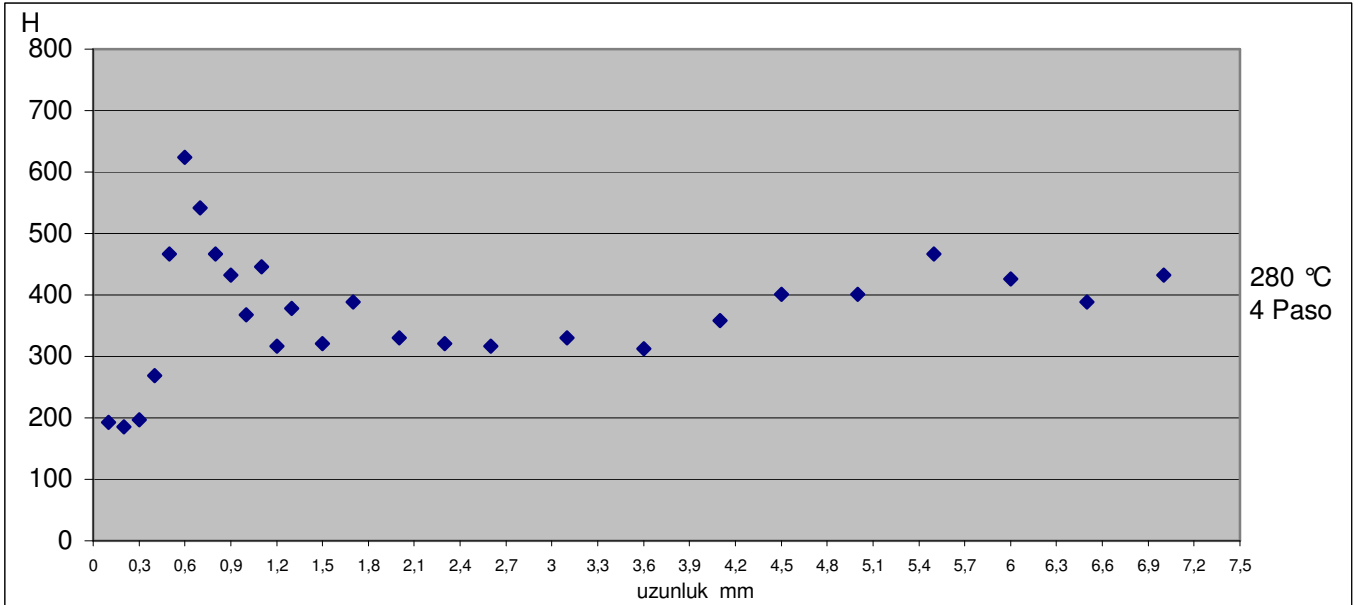
Erime Bölgesi Sertliği : 590 HV
 Erime Bölgesi Genişliği : 1.3 mm (0.2-1.5 mm)
 Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği : 1.8 mm (1.8-3.6 mm)
 Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği : 3.4 mm (0.2-3.6 mm)

Çizelge 5.4 Paso sayısı 4 olan ve 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 280°C
4	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	193
0,2	185
0,3	197
0,4	269
0,5	467
0,6	624
0,7	542
0,8	467
0,9	432
1	368
1,1	446
1,2	317
1,3	378
1,5	321
1,7	389
2	330
2,3	321
2,6	317
3,1	330
3,6	313
4,1	358
4,5	401
5	401
5,5	467
6	426
6,5	389
7	432



* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.



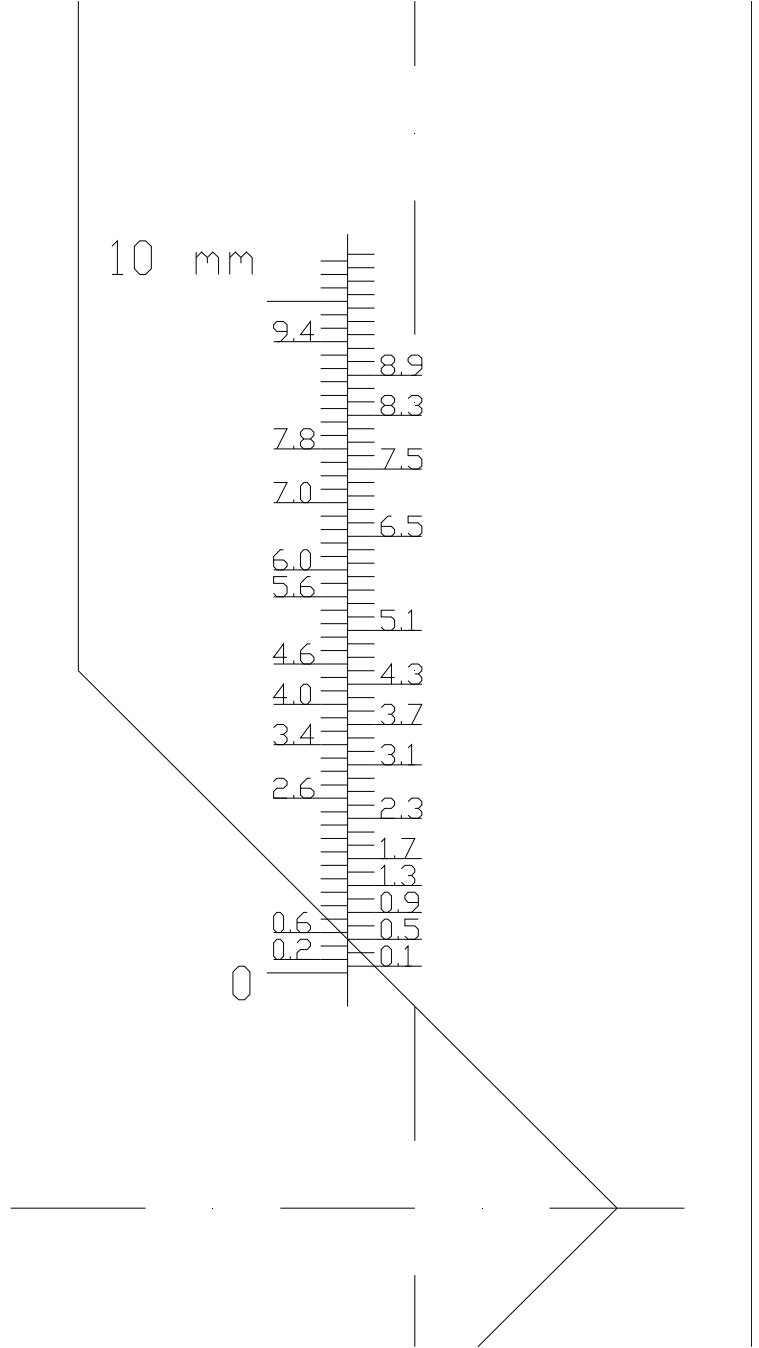
Şekil 5.10 280 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.

Östemperleme sıcaklığı 280 °C olan 4 pasolu numunenin mikro sertlik dağılımları şekil 5.10 da belirtilmiştir. Grafik incelendiğinde erime bölgesi sertliğinin en yüksek değerinin 630 Hv' ye ulaştığı görülmektedir. Ayrıca erime bölgesinin yaklaşık olarak 0.7 mm (0.3-1mm) genişliğe sahip olduğu da bu grafikten anlaşılmaktadır. 1-3.6 mm arasında kalan bölge Itabı oluşturmaktadır. Ana metalin kaynaktan etkilendiği toplam uzunluk 3.3 mm' dir (0.3-3.6 mm). 3.6 mm' den sonra sertlik değerleri ana metalin sertlik değerine kadar yükselmektedir.

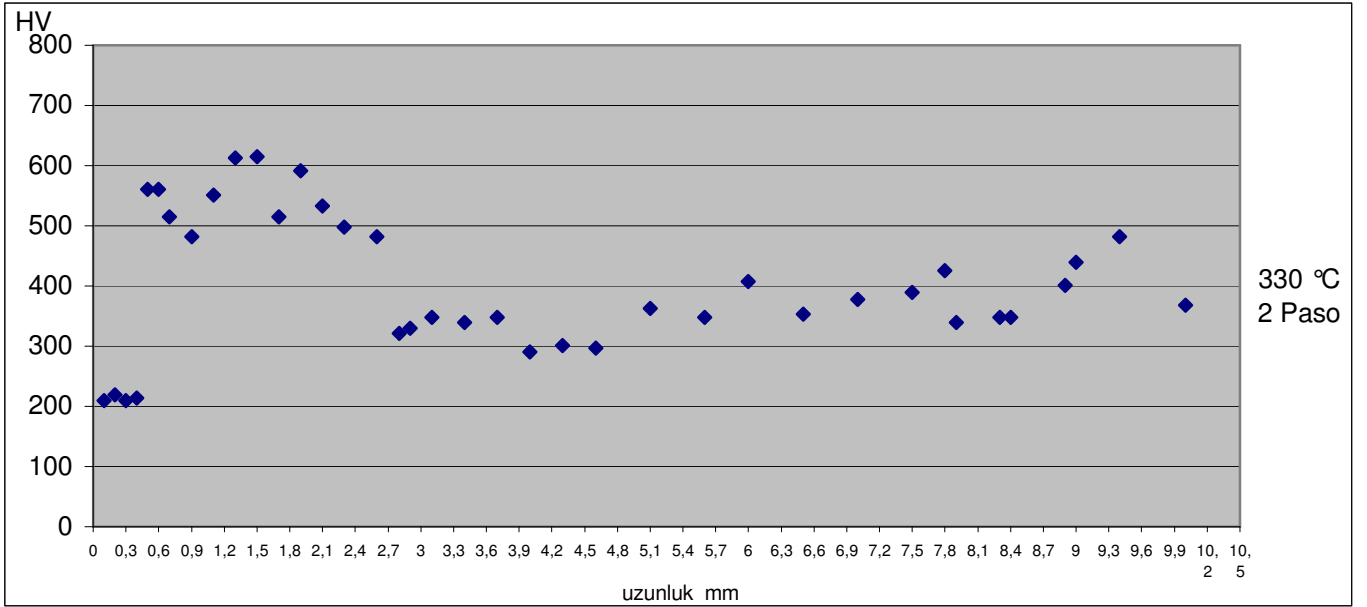
Erime Bölgesi Sertliği	: 630 HV
Erime Bölgesi Genişliği	: 0.7 mm (0.3-1 mm)
Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği	: 2.6 mm (1-3.6 mm)
Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği	: 3.3 mm (0.3-3.6 mm)

Çizelge 5.5 Paso sayısı 2 olan ve 330 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 330 °C
2	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	210
0,2	219
0,3	210
0,4	214
0,5	561
0,6	561
0,7	515
0,9	482
1,1	551
1,3	613
1,5	615
1,7	515
1,9	591
2,1	533
2,3	498
2,6	482
2,8	321
2,9	330
3,1	348
3,4	339
3,7	348
4	290
4,3	301
4,6	297
5,1	363
5,6	348
6	407
6,5	353
7	378
7,5	389
7,8	426
7,9	339
8,3	348
8,4	348
8,9	401
9	439
9,4	482
10	368



* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.



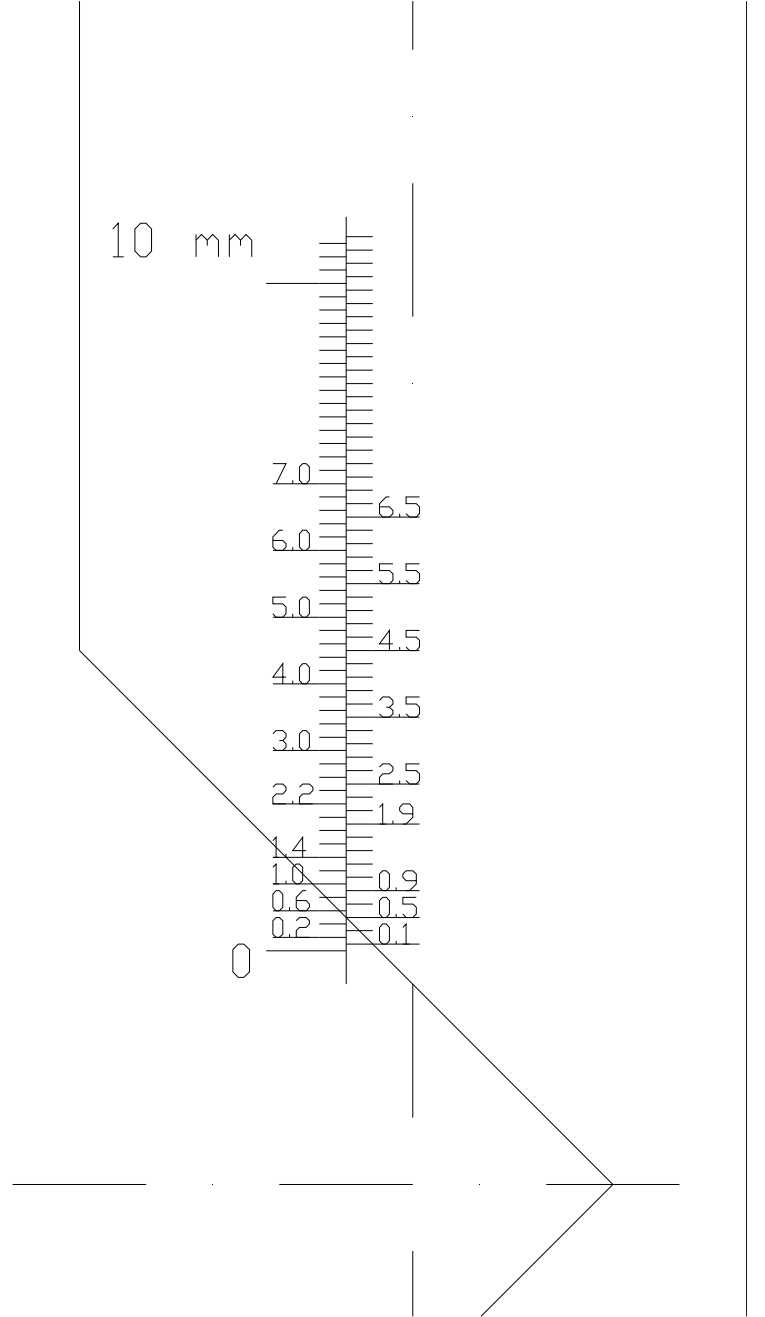
Şekil 5.11 330 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.

Şekil 5.11' de belirtilen grafik 330 °C de östemperlenmiş olan küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikro sertlik dağılımını göstermektedir. Bu grafikte erime bölgesi sertliğinin en yüksek değeri 630 Hv' dir. Erime bölgesi genişliği 0.6-2.4 mm değerleri arasında olup 1.8 mm genişliğindedir. 2.4-5.7 mm arasındaki bölge, Itab'ın genişliğinin yaklaşık olarak 3.3 mm olduğunu belirtmektedir. Ana metalin kaynaktan etkilendiği toplam uzunluk 5.1 mm' dir (0.6-5.7 mm). 280 °C deki numuneler kadar olmasa da Itab dan sonra sertlik yine bir miktar artış göstermiştir.

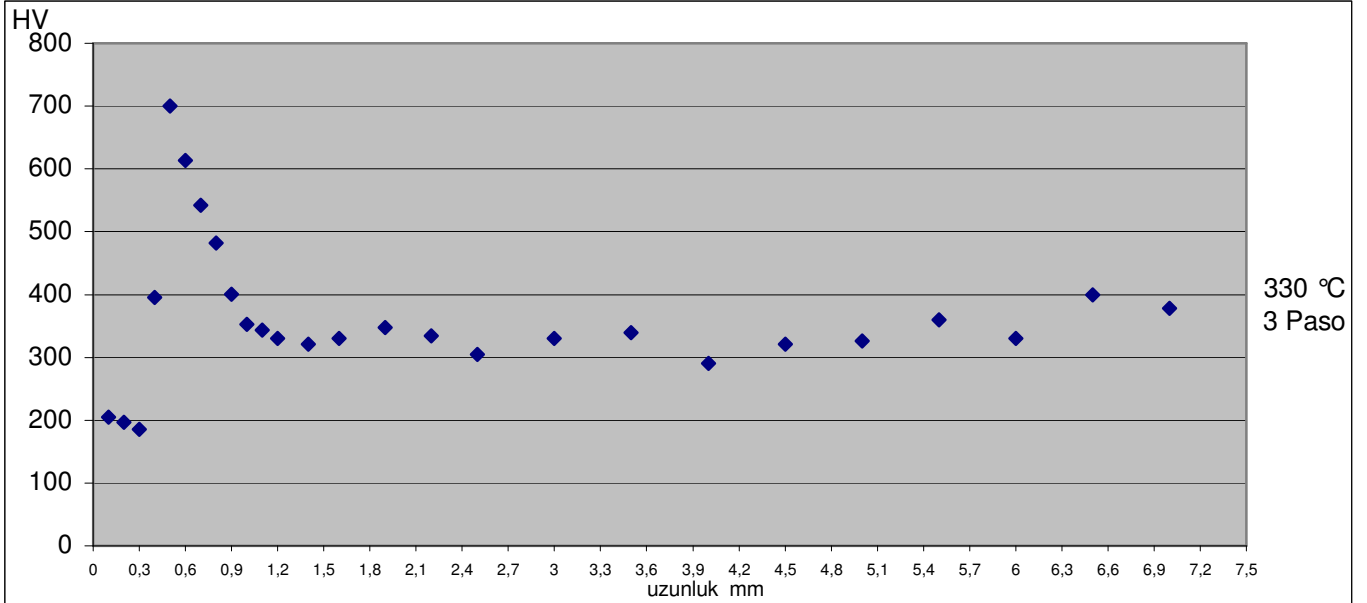
Erime Bölgesi Sertliği	: 630 HV
Erime Bölgesi Genişliği	: 1.8 mm (0.6-2.4 mm)
Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği	: 3.3 mm (2.4-5.7 mm)
Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği	: 5.1 mm (0.6-5.7 mm)

Çizelge 5.6 Paso sayısı 3 olan ve 330 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 330 °C
3	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	205
0,2	197
0,3	185
0,4	395
0,5	700
0,6	613
0,7	542
0,8	482
0,9	401
1	353
1,1	343
1,2	330
1,4	321
1,6	330
1,9	348
2,2	334
2,5	305
3	330
3,5	339
4	290
4,5	321
5	326
5,5	360
6	330
6,5	400
7	378



*10 kat büyütülerek çizilmiştir.



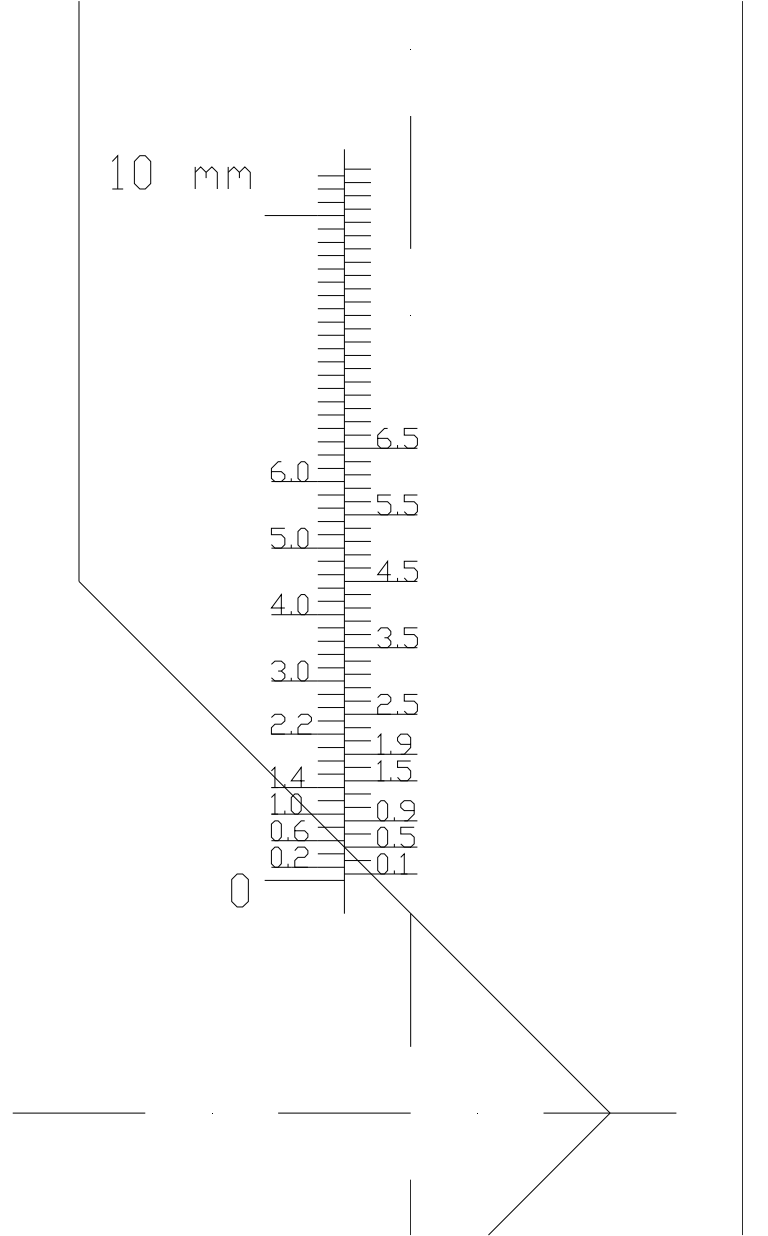
Şekil 5.12 330 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı

Şekil 5.12' de belirtilen grafik 330 °C de östemperlenmiş olan küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikro sertlik dağılımını göstermektedir. Bu grafikte erime bölgesi sertliğinin en yüksek değeri 700 Hv' dir. Erime bölgesi genişliği 0.4-0.8 mm değerleri arasında olup 0.4 mm' dir. 0.8-2.4 mm arasındaki bölge, Itab'ın genişliğinin yaklaşık olarak 1.6 mm olduğunu belirtmektedir. Ana metalin kaynaktan etkilendiği toplam uzunluk 2 mm' dir (0.4-2.4 mm). Ancak grafikten de görüldüğü gibi bu numunede itab ile ana metal arasındaki bölgenin ayırımı yapmak oldukça güçtür. Erime bölgesinden sonra sertlik değerlerinde kararlı bir dağılım görülmektedir.

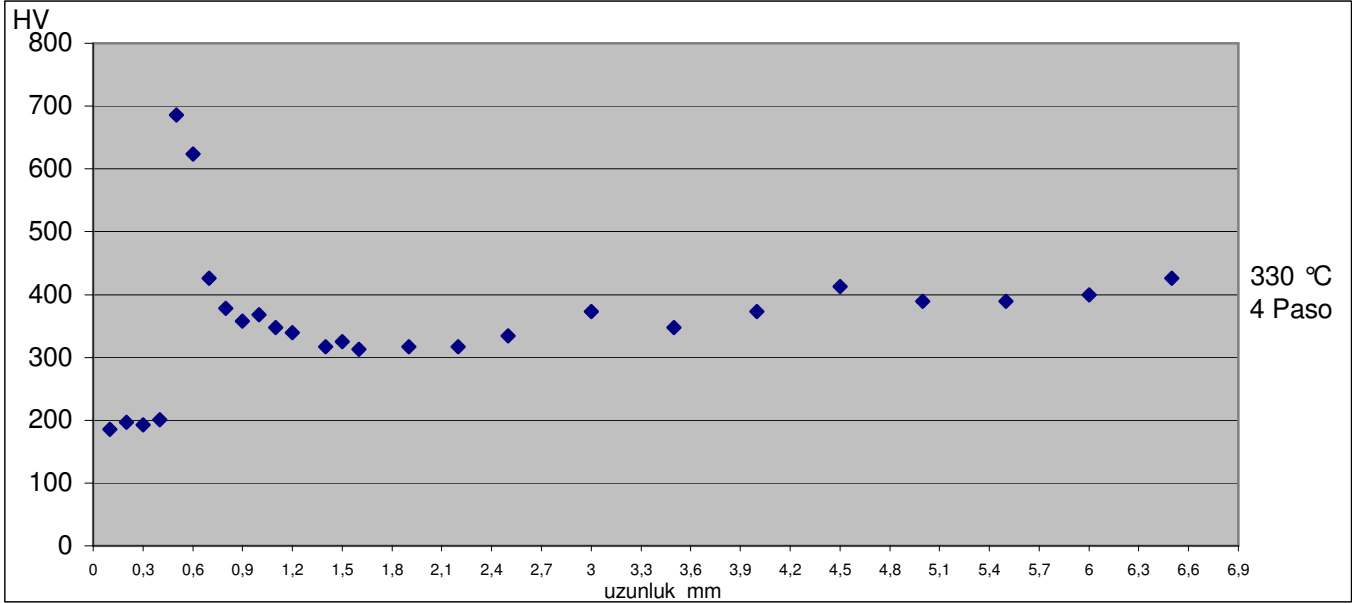
Erime Bölgesi Sertliği : 700 HV
 Erime Bölgesi Genişliği : 0.4 mm (0.4-0.8 mm)
 Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği : 1.6 mm (0.8-2.4 mm)
 Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği : 2.0 mm (0.4-2.4 mm)

Çizelge 5.7 Paso sayısı 4 olan ve 330 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 330 °C
4	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	185
0,2	197
0,3	193
0,4	201
0,5	686
0,6	624
0,7	426
0,8	378
0,9	358
1	368
1,1	348
1,2	339
1,4	317
1,5	325
1,6	313
1,9	317
2,2	317
2,5	334
3	373
3,5	348
4	373
4,5	413
5	389
5,5	389
6	400
6,5	426



* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.



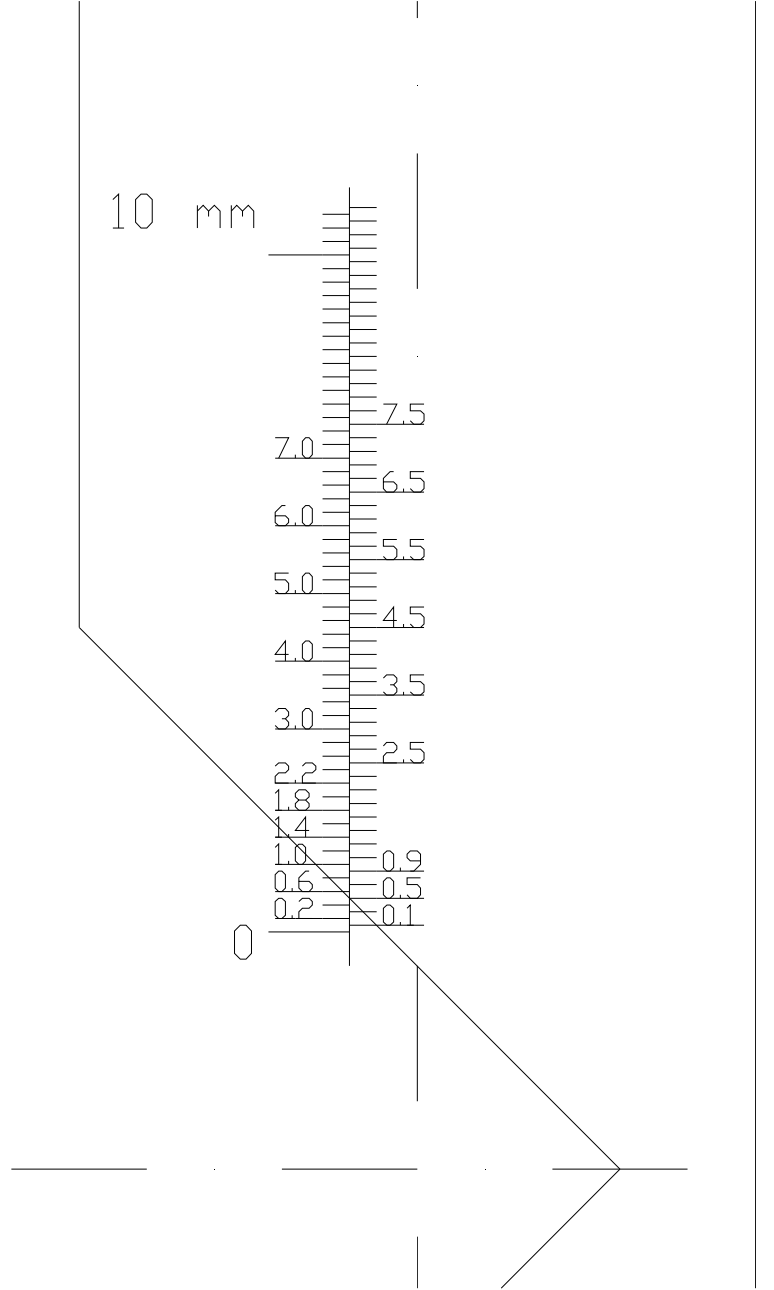
Şekil 5.13 330 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı

Şekil 5.13' deki grafik 330 °C de östemperlenmiş olan küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikro sertlik dağılımını göstermektedir. Bu grafikte erime bölgesi sertliğinin en yüksek değeri 690 Hv civarındadır. Erime bölgesi genişliği 0.4-0.7 mm değerleri arasında olup 0.3 mm' dir. 0.7-3 mm arasındaki bölge, Itab'ın genişliğinin yaklaşık olarak 2.3 mm olduğunu belirtmektedir. Ana metalin kaynaktan etkilendiği toplam uzunluk 2.6 mm' dir (0.4-3 mm).

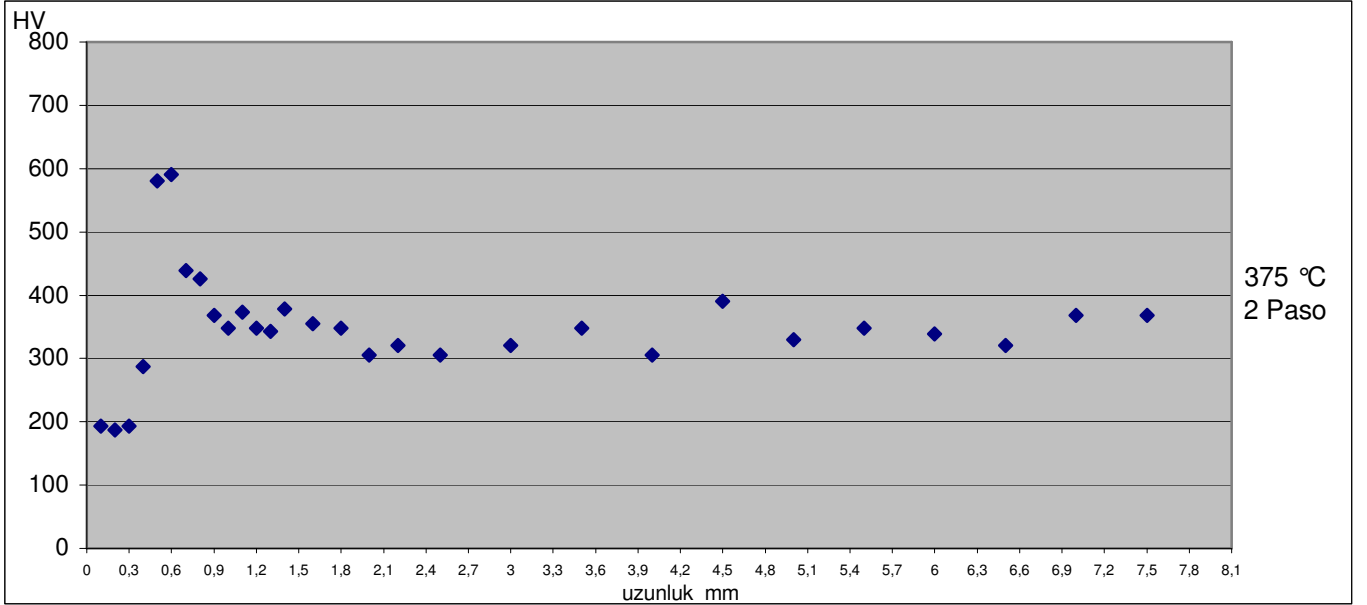
Erime Bölgesi Sertliği : 690 HV
 Erime Bölgesi Genişliği : 0.3 mm (0.4-0.7 mm)
 Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği : 2.3 mm (0.7-2.7 mm)
 Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği : 2.6 mm (0.4-3 mm)

Çizelge 5.8 Paso sayısı 2 olan ve 375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 375 °C
2	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	193
0,2	187
0,3	193
0,4	287
0,5	581
0,6	591
0,7	439
0,8	426
0,9	368
1	348
1,1	373
1,2	348
1,3	343
1,4	378
1,6	355
1,8	348
2	305
2,2	321
2,5	305
3	321
3,5	348
4	305
4,5	390
5	330
5,5	348
6	339
6,5	321
7	368
7,5	368



* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.



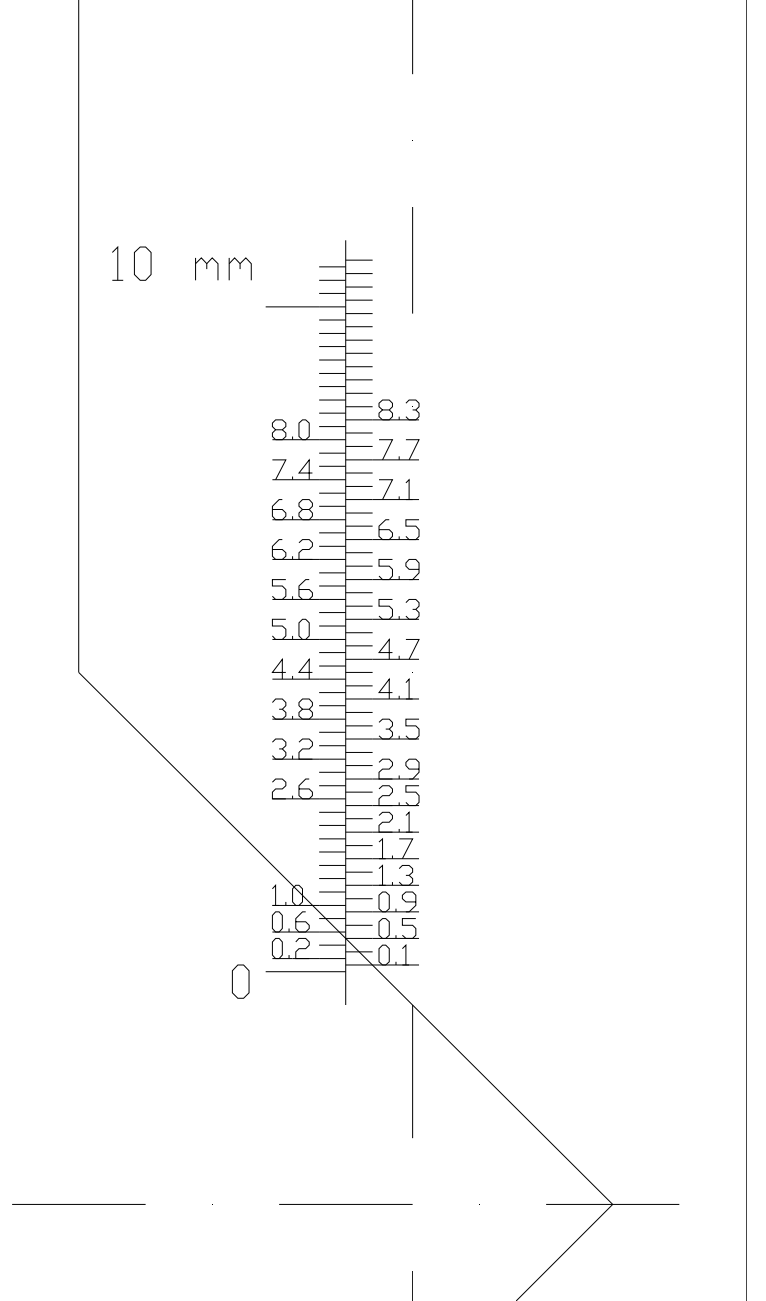
Şekil 5.14 375 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.

Şekil 5.14' de belirtilen grafik 375 °C de östemperlenmiş olan küresel grafitli dökme demir numunesinin 2 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikro sertlik dağılımını göstermektedir. Bu grafikte erime bölgesi sertliğinin en yüksek değeri 600 Hv civarındadır. Erime bölgesi genişliği 0.4-0.9 mm değerleri arasında olup 0.5 mm' dir. 0.9-3.9 mm arasındaki bölge, İtab'ın genişliğinin yaklaşık olarak 3 mm olduğunu belirtmektedir. Ana metalin kaynaktan etkilendiği toplam uzunluk 3.5 mm' dir (0.4-3.9 mm). Bu grafikte de 330 °C de östemperlenmiş numunelerdeki gibi itab ile ana metal arasındaki bölgenin ayırımını yapmak oldukça güçtür. Erime bölgesinden sonra sertlik değerlerinde kararlı bir dağılım görülmektedir.

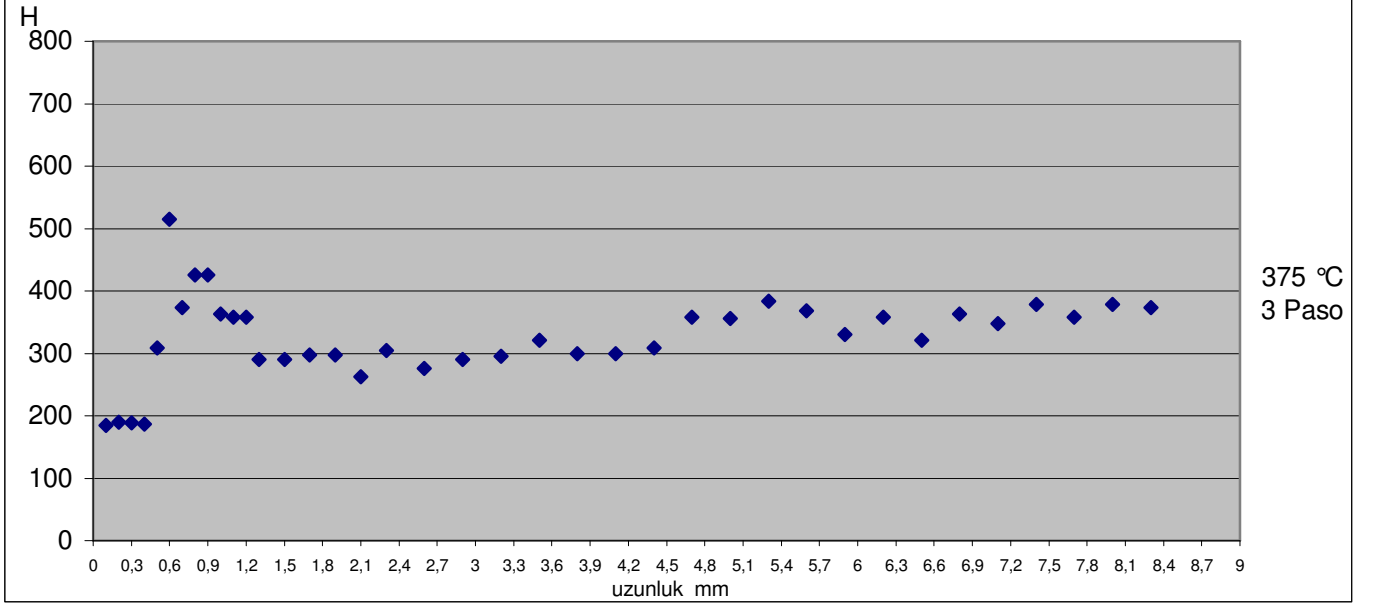
Erime Bölgesi Sertliği : 600 HV
 Erime Bölgesi Genişliği : 0.5 mm (0.4-0.9 mm)
 Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği : 3 mm (0.9-3.9 mm)
 Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği : 3.5 mm (0.3-2.4 mm)

Çizelge 5.9 Paso sayısı 3 olan ve 375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 375 °C
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	185
0,2	190
0,3	189
0,4	187
0,5	309
0,6	515
0,7	373
0,8	426
0,9	426
1	363
1,1	358
1,2	358
1,3	290
1,5	290
1,7	297
1,9	297
2,1	263
2,3	305
2,6	276
2,9	290
3,2	295
3,5	321
3,8	300
4,1	300
4,4	309
4,7	358
5	356
5,3	384
5,6	368
5,9	330
6,2	358
6,5	321
6,8	363
7,1	348
7,4	378
7,7	358
8	378
8,3	373



* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.



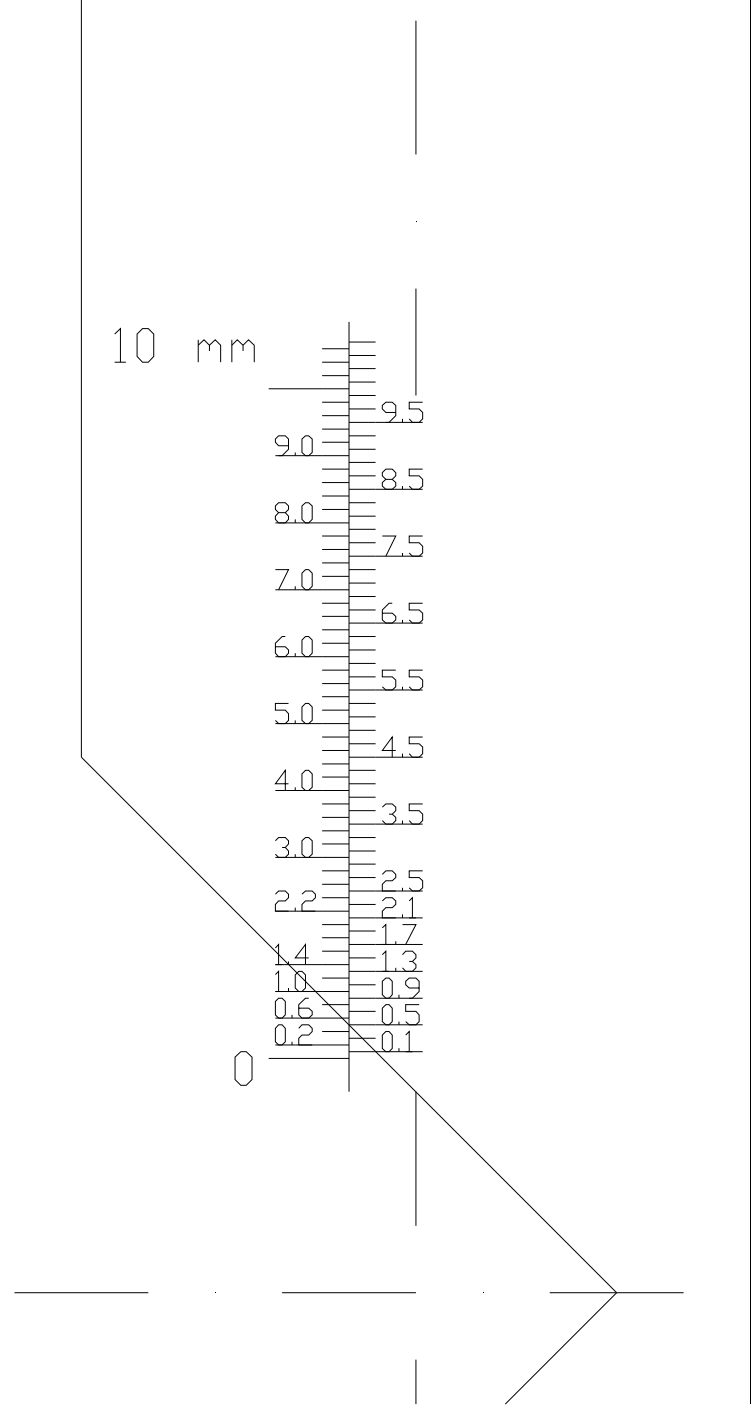
Şekil 5.15 375 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı.

Şekil 5.15’ de belirtilen grafik 375 °C de östemperlenmiş olan küresel grafitli dökme demir numunesinin 3 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikro sertlik dağılımını göstermektedir. Bu grafikte erime bölgesi sertliğinin en yüksek değeri 520 Hv civarındadır. Erime bölgesi genişliği 0.5-0.9 mm değerleri arasında olup 0.4 mm’ dir. 0.9-3.3 mm arasındaki bölge, Itab’ın genişliğinin yaklaşık olarak 2.4 mm olduğunu belirtmektedir. Ana metalin kaynaktan etkilendiği toplam uzunluk 2.8 mm’ dir (0.5-3.3 mm).

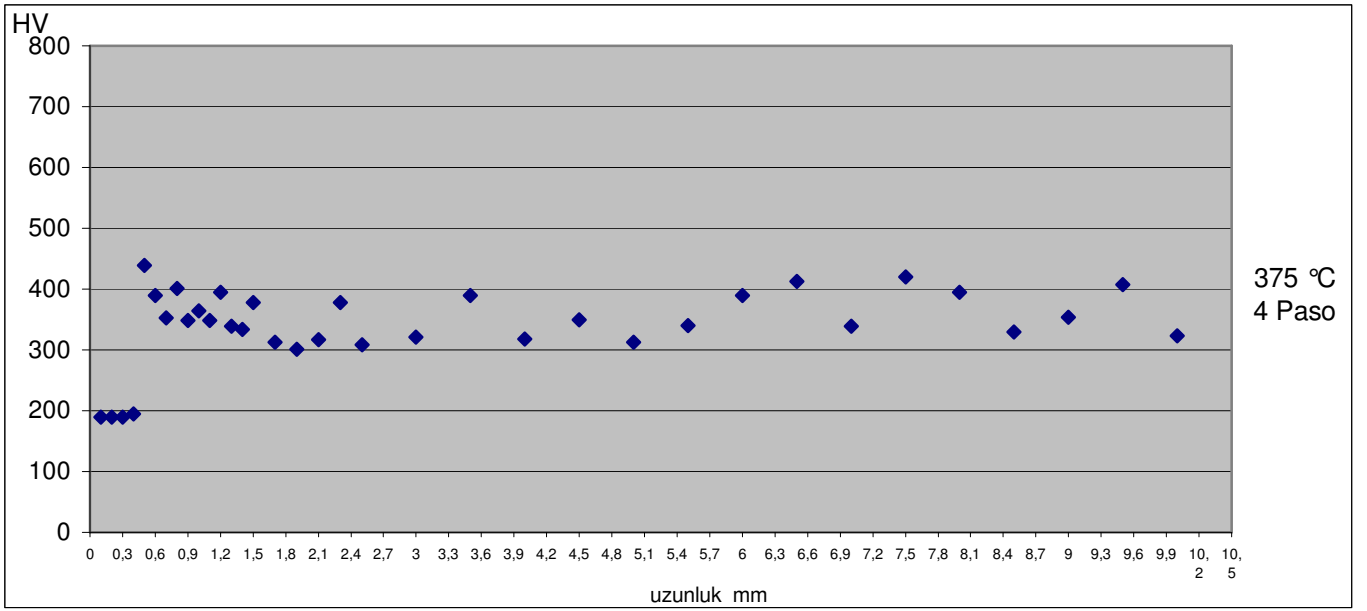
Erime Bölgesi Sertliği : 520 HV
 Erime Bölgesi Genişliği : 0.4 mm (0.5-0.9 mm)
 Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği : 2.4 mm (0.9-3.3 mm)
 Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği : 2.8 mm (0.5-3.3 mm)

Çizelge 5.10 Paso sayısı 4 olan ve 375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunesinin mikrosertlik (vickers) ölçüm değerleri

Paso Sayısı	Östemperleme Sıcaklığı 375 °C
4	
Sertlik Mesafesi (mm)	Sertlik Değeri (HV)
0,1	190
0,2	189
0,3	189
0,4	195
0,5	439
0,6	389
0,7	353
0,8	401
0,9	348
1	364
1,1	348
1,2	395
1,3	339
1,4	334
1,5	378
1,7	313
1,9	301
2,1	317
2,3	378
2,5	308
3	321
3,5	389
4	318
4,5	350
5	313
5,5	340
6	389
6,5	413
7	339
7,5	420
8	395
8,5	330
9	354
9,5	407
10	323



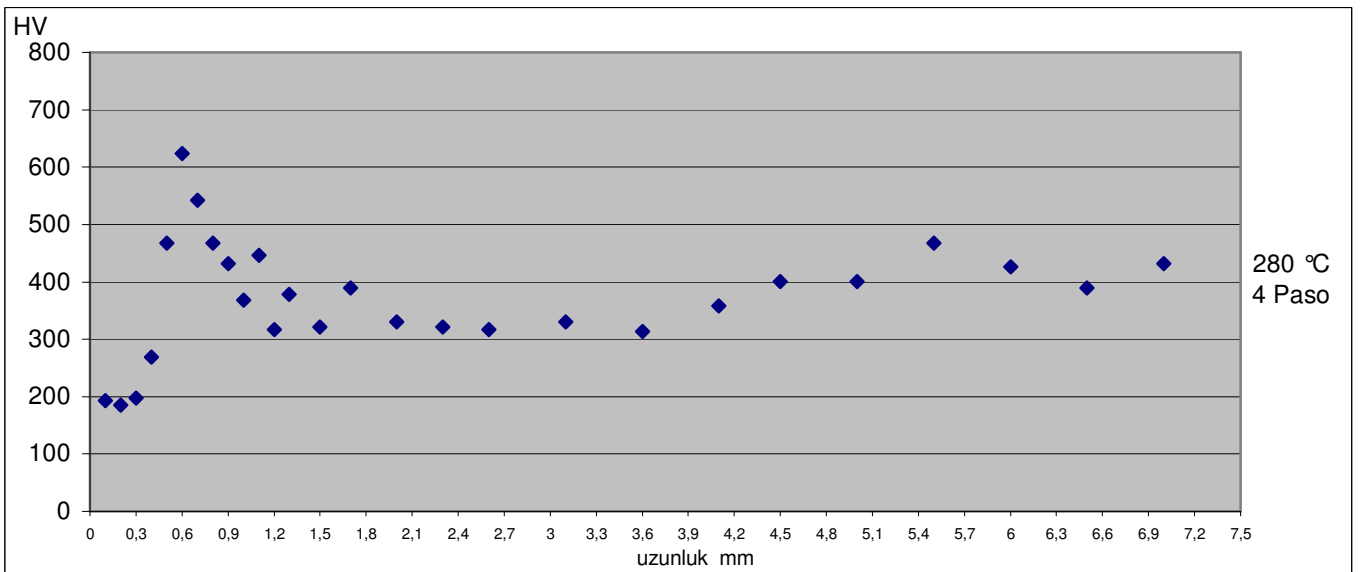
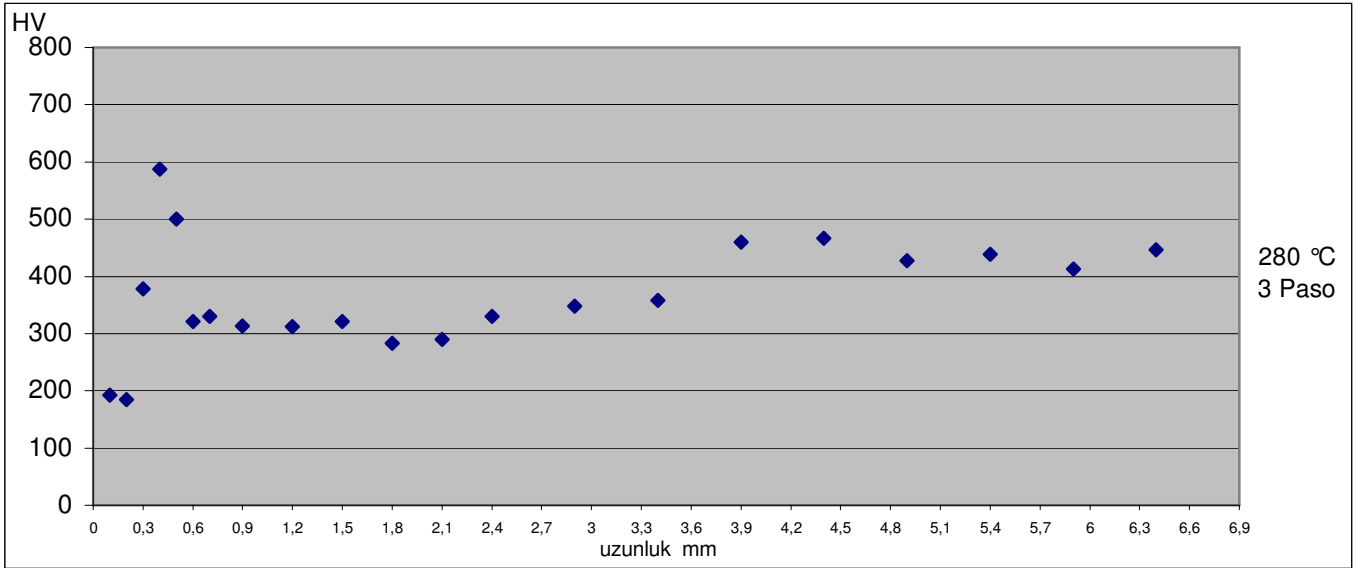
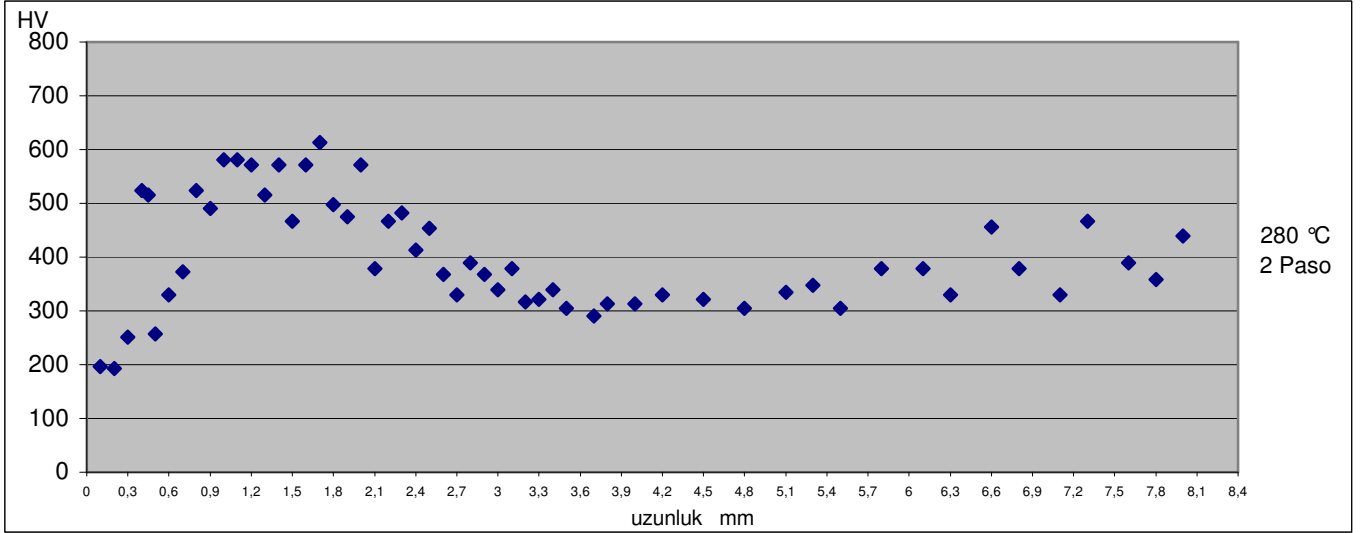
* 10 kat büyütülerek çizilmiştir.



Şekil 5.16 375 °C de östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikrosertlik dağılımı

Şekil 5.16' de belirtilen grafik 375 °C de östemperlenmiş olan küresel grafitli dökme demir numunesinin 4 pasolu kaynağı sonucu kaynak bölgesinde oluşan mikro sertlik dağılımını göstermektedir. Bu grafikte erime bölgesi sertliğinin en yüksek değeri 450 Hv civarındadır. Erime bölgesi başlangıç noktası 0.5 mm olarak görülmektedir. Ancak erime bölgesinin bitiş noktası diğer grafiklerde olduğu kadar açık görülememektedir. Erime bölgesi, Itab ve ana metal arasındaki sertlik değerleri birbirlerine çok yakındır. Erime bölgesi genişliği 0.4 mm olup 0.5-0.9 mm değerleri arasındadır. Isı tesiri altında kalan bölgenin sertlik değerleri, erime bölgesindeki değerlere yakın olup bölge genişliği 2.7 mm civarındadır. Toplam kaynak bölgesi genişliği ise yaklaşık 3.1 mm' dir.

Erime Bölgesi Sertliği	: 450 HV
Erime Bölgesi Genişliği	: 0.4 mm (0.5-0.9 mm)
Isı Tesiri Altındaki Bölge Genişliği	: 2.7 mm (0.9-3.6 mm)
Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği	: 3.1 mm (0.5-3.6 mm)

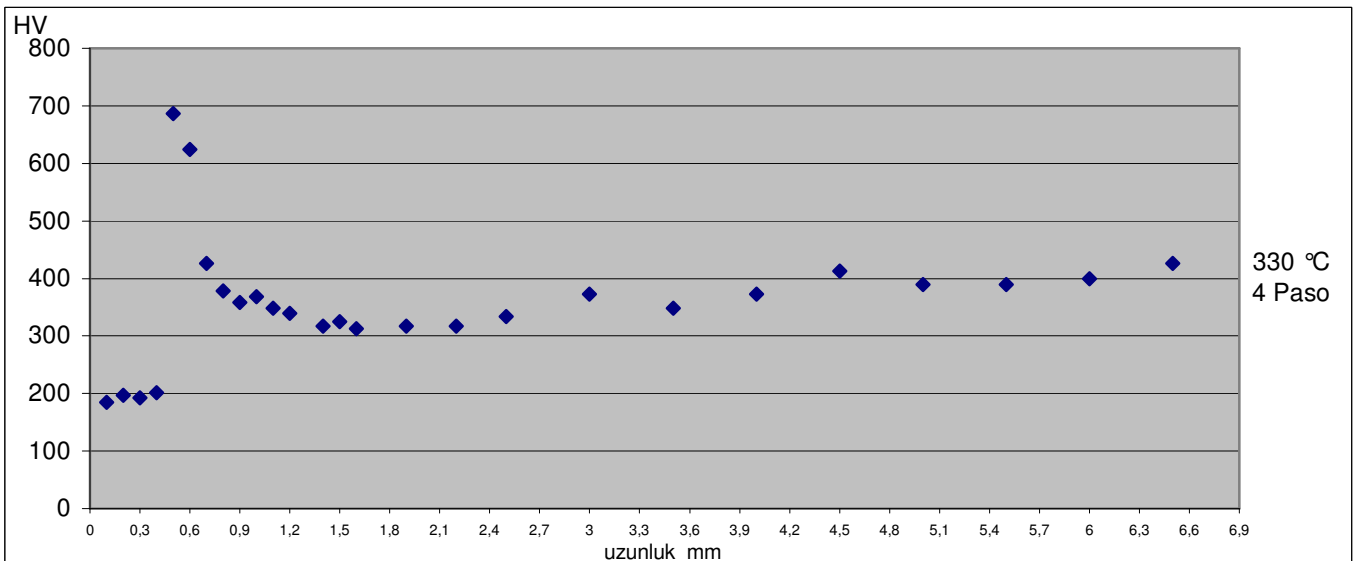
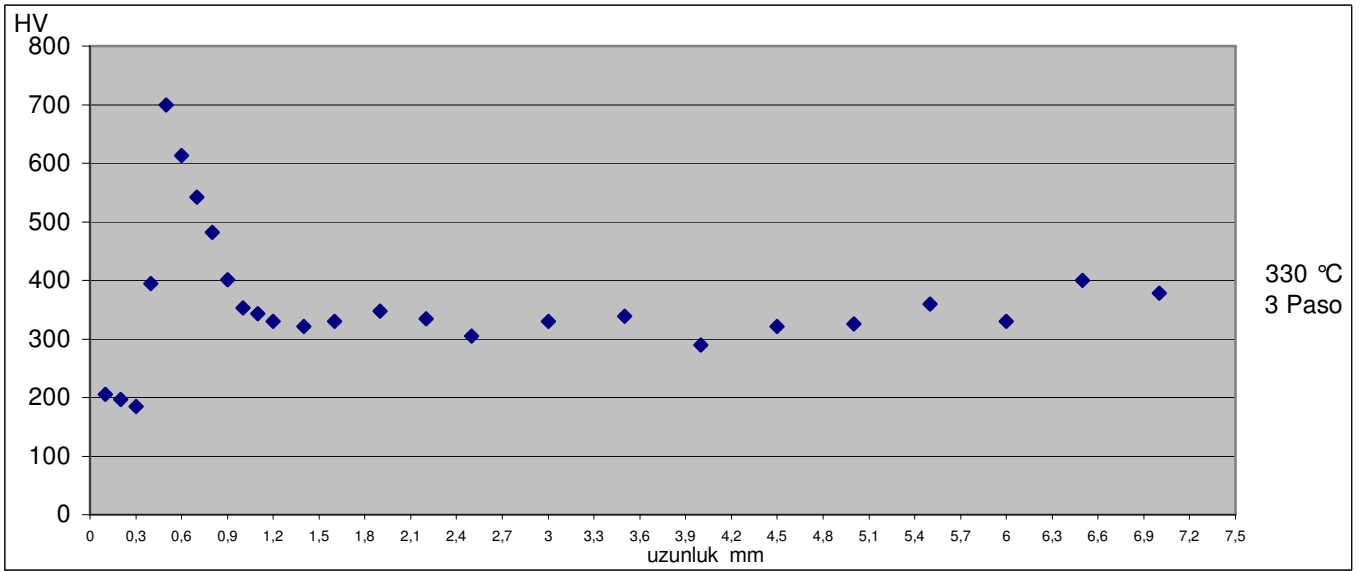
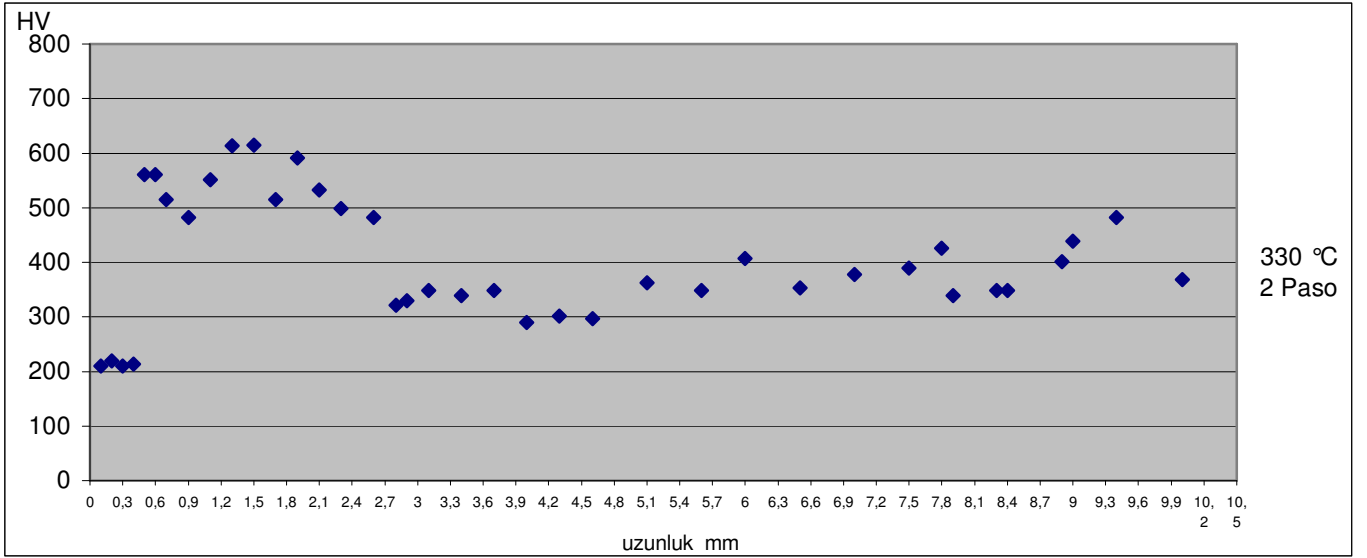


Şekil 5.17 280 °C deki numunelerin farklı paso sayılarındaki sertlik dağılımları

Çizelge 5.11 280 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin değişen paso miktarı sonucunda oluşan kaynak bölgesinin genişlik değerleri

Östemperleme Sıcaklığı ve Paso Sayısı	Erime Bölgesi Sertliği (HV)	Erime Bölgesi Genişliği (mm)	ITAB Genişliği (mm)	Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği (mm)
280 °C 2 Paso	600 HV	1.5 mm (0.9-2.4 mm)	3.0 mm (2.4-5.4 mm)	4.5 mm (0.9-5.4 mm)
280 °C 3 Paso	590 HV	1.3 mm (0.2-1.5 mm)	1.8 mm (1.8-3.6 mm)	3.4 mm (0.2-3.6 mm)
280 °C 4 Paso	630 HV	0.7 mm (0.3-1 mm)	2.6 mm (1-3.6 mm)	3.3 mm (0.3-3.6 mm)

Şekil 5.17 de 280 °C sıcaklıkta östemperlenmiş numunelerin 2, 3 ve 4 pasolu kaynak sonucu elde edilen sertlik değerlerinin grafikteki dağılımları belirtilmektedir. Ayrıca çizelge 5.11 de ise grafikteki erime bölgesi sertliği, erime bölgesi genişliği, ıtab genişliği ve toplam kaynak bölgesi genişliği gibi değerler yer almaktadır. Şekil 5.17 ve çizelge 5.11 incelendiğinde paso miktarı arttıkça erime bölgesi genişliğinin azaldığı açıkça görülmektedir. Aynı şekilde toplam kaynak bölgesi genişliği de paso sayısı arttıkça azalma göstermektedir. Optimum ıtab genişliğinin 3 pasolu kaynak sonucunda elde edildiği yine çizelge 5.11 den görülmektedir.

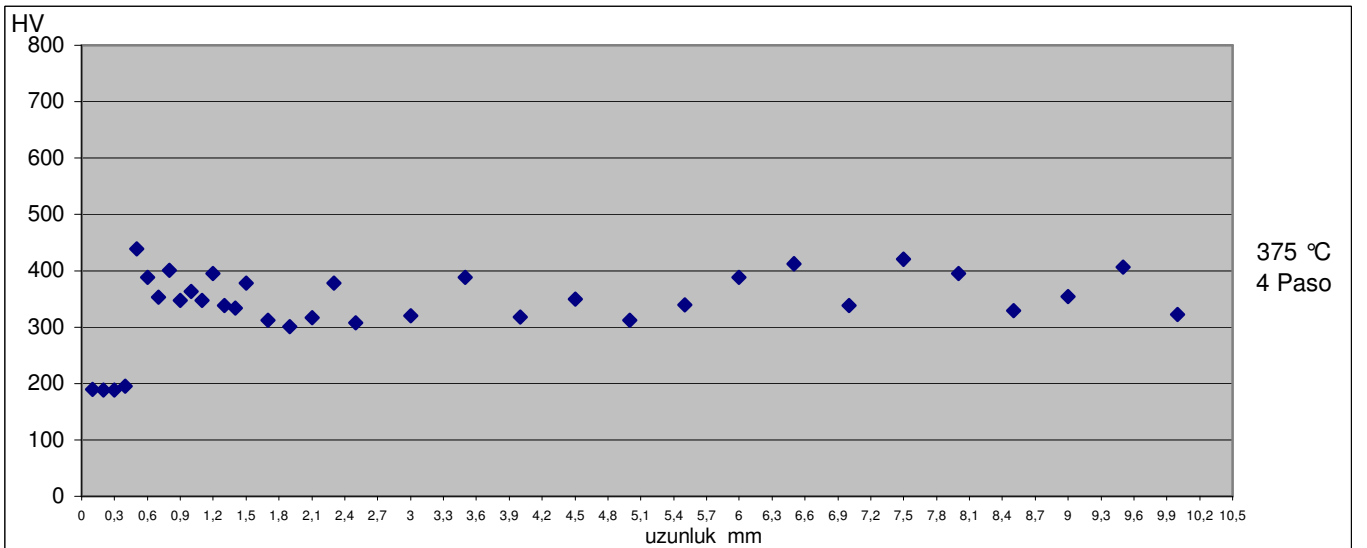
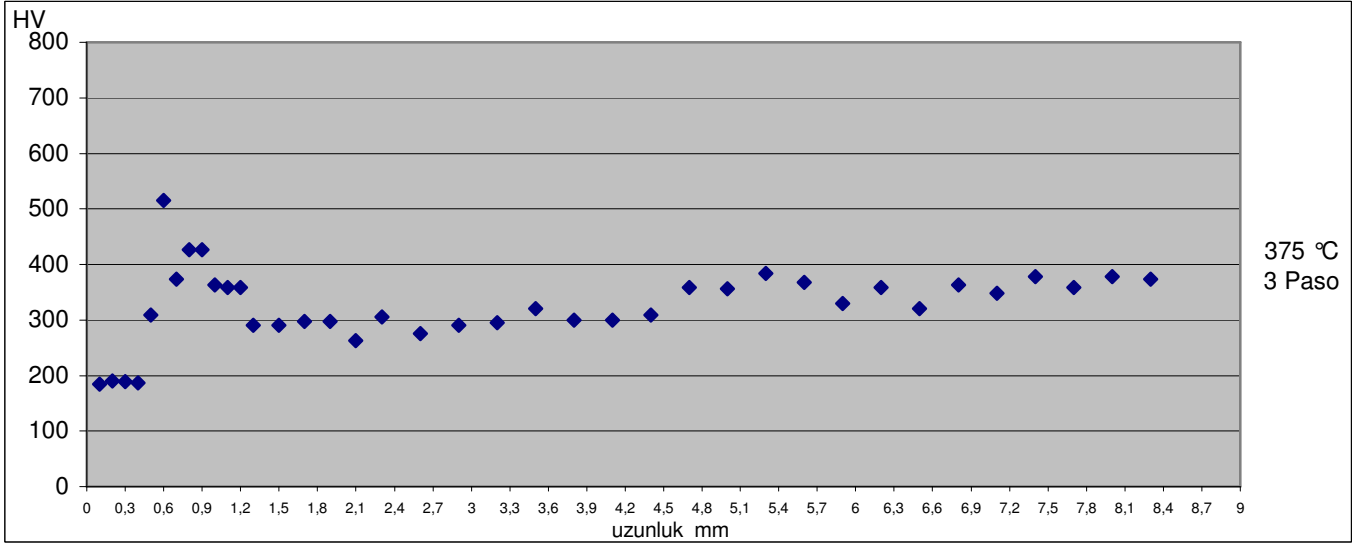
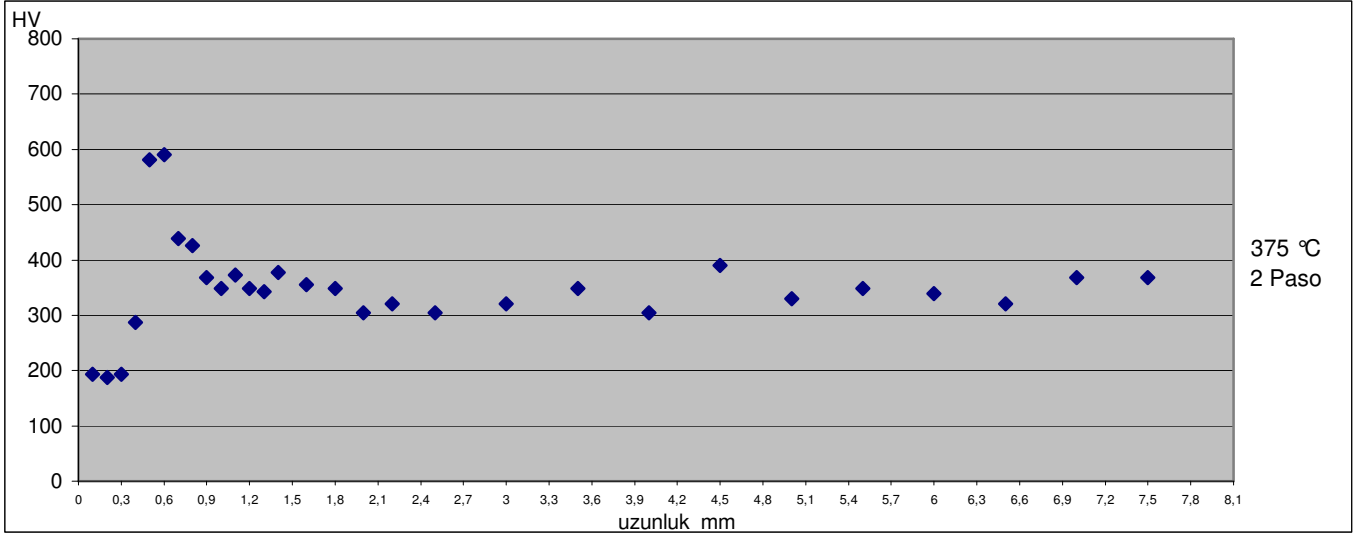


Şekil 5.18 330 °C deki numunelerin farklı paso sayılarındaki sertlik dağılımları

Çizelge 5.12 330 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin değişen paso miktarı sonucunda oluşan kaynak bölgesinin genişlik değerleri

Östemperleme Sıcaklığı ve Paso Sayısı	Erime Bölgesi Sertliği (HV)	Erime Bölgesi Genişliği (mm)	ITAB Genişliği (mm)	Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği (mm)
330 °C 2 Paso	630 HV	1.8 mm (0.6-2.4 mm)	3.3 mm (2.4-5.7 mm)	5.1 mm (0.6-5.7 mm)
330 °C 3 Paso	700 HV	0.4 mm (0.4-0.8 mm)	1.6 mm (0.8-2.4 mm)	2.0 mm (0.4-2.4 mm)
330 °C 4 Paso	690 HV	0.3 mm (0.4-0.7 mm)	2.3 mm (0.7-2.7 mm)	2.6 mm (0.4-3 mm)

Şekil 5.18 de 330 °C sıcaklıkta östemperlenmiş numunelerin 2, 3 ve 4 pasolu kaynak sonucu elde edilen sertlik değerlerinin grafikteki dağılımları belirtilmektedir. Şekil 5.18 ve çizelge 5.12 incelendiğinde aynen şekil 5.17 ve çizelge 5.11 de olduğu gibi paso miktarı arttıkça erime bölgesi genişliğinin azaldığı burada da görülmektedir. Toplam kaynak bölgesi genişliği de paso sayısı arttıkça azalma eğilimindedir. Optimum itab genişliğinin 3 pasolu kaynak sonucunda elde edildiği yine çizelge 5.12 den görülmektedir.



Şekil 5.19 375 °C deki numunelerin farklı paso sayılarındaki sertlik dağılımları

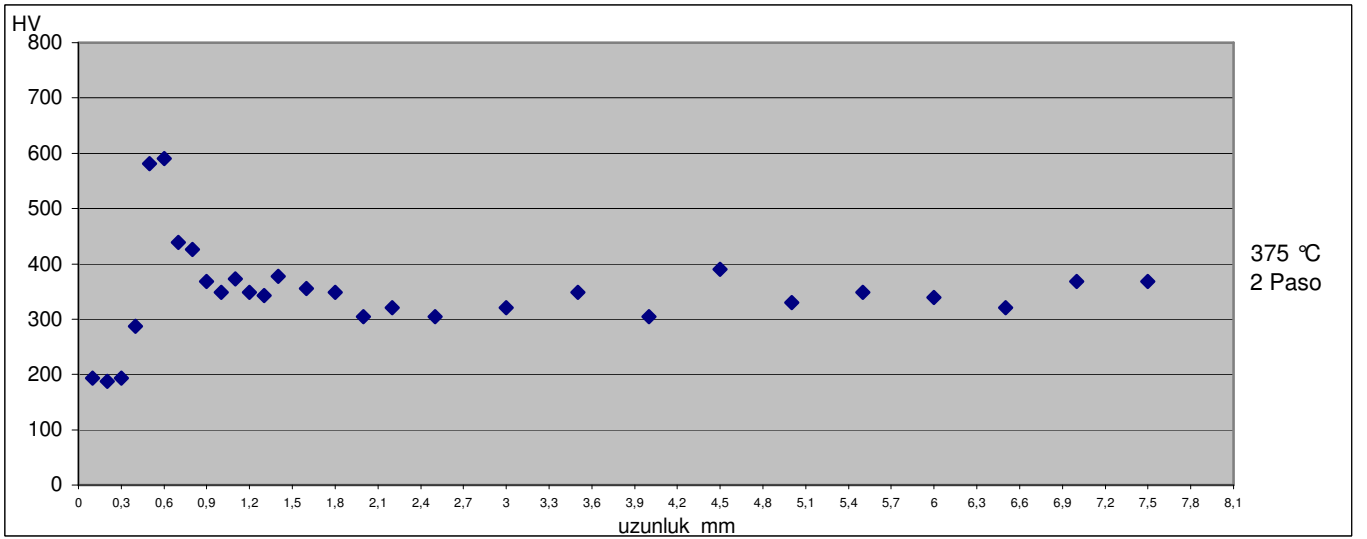
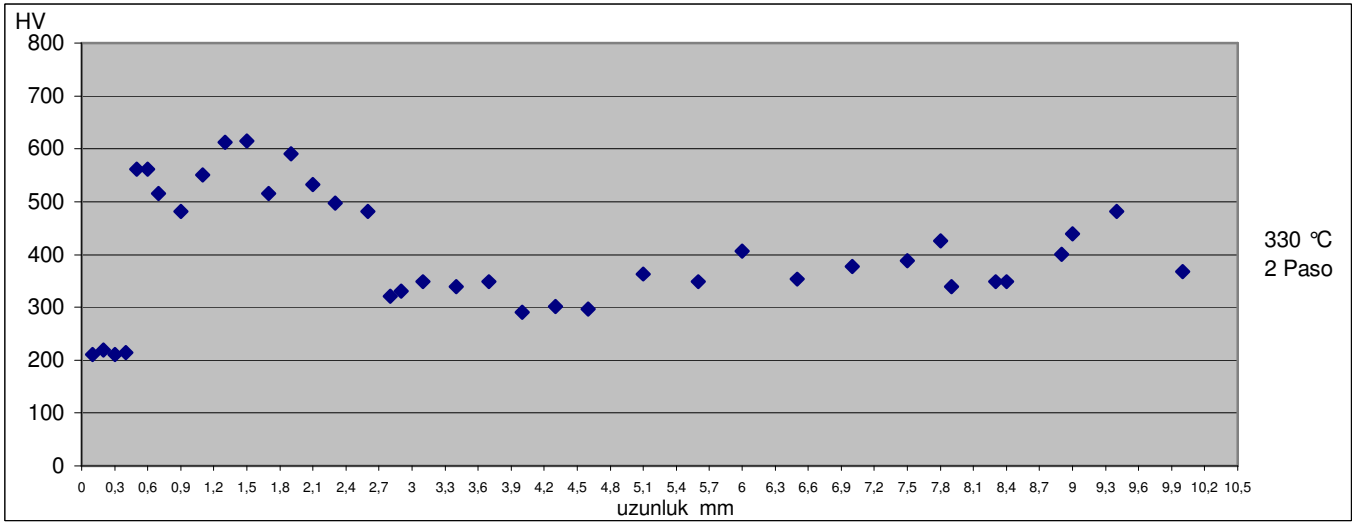
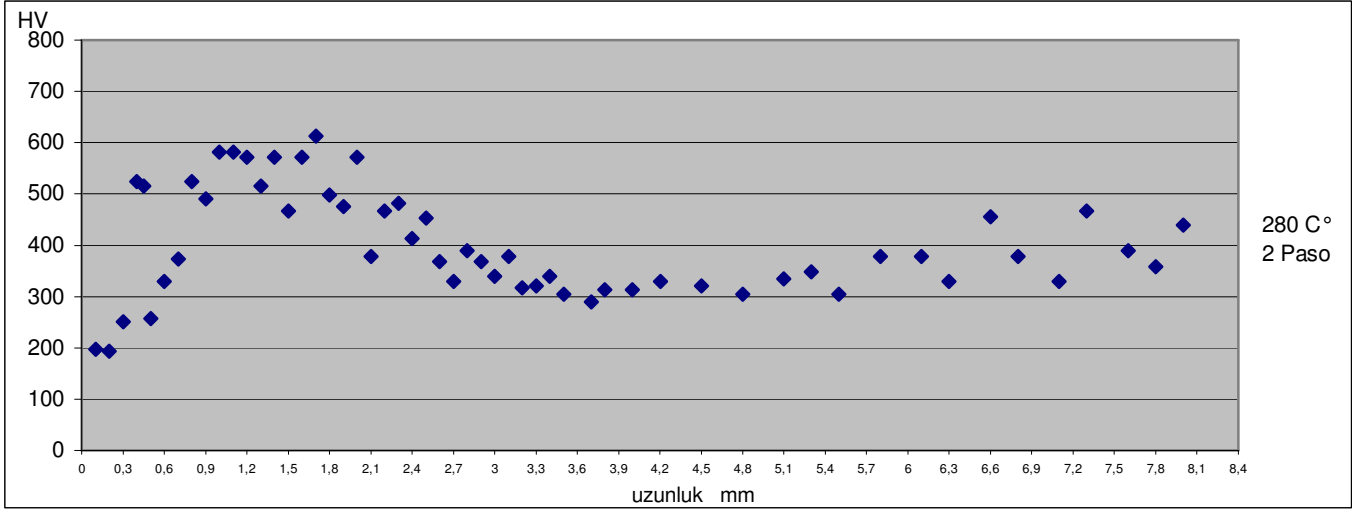
Çizelge 5.13 375 °C de östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin değişen paso miktarı sonucunda oluşan kaynak bölgesinin genişlik değerleri

Östemperleme Sıcaklığı ve Paso Sayısı	Erime Bölgesi Sertliği (HV)	Erime Bölgesi Genişliği (mm)	ITAB Genişliği (mm)	Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği (mm)
375 °C 2 Paso	600 HV	0.5 mm (0.4-0.9 mm)	3 mm (0.9-3.9 mm)	3.5 mm (0.4-3.9 mm)
375 °C 3 Paso	520 HV	0.4 mm (0.5-0.9 mm)	2.4 mm (0.9-3.3 mm)	2.8 mm (0.5-3.3 mm)
375 °C 4 Paso	450 HV	0.4 mm (0.5-0.9 mm)	2.7 mm (0.9-3.6 mm)	3.1 mm (0.5-3.6 mm)

Şekil 5.19 da 375 °C sıcaklıkta östemperlenmiş numunelerin 2, 3 ve 4 pasolu kaynak sonucu elde edilen sertlik değerlerinin grafikteki dağılımları belirtilmektedir. Şekil 5.19 ve çizelge 5.13 incelendiğinde 280 °C ve 330 °C sıcaklıkta östemperlenmiş olan numunelerdeki gibi burada da paso miktarı arttıkça erime bölgesi genişliğinin azaldığı görülmektedir. Toplam kaynak bölgesi genişliği de paso sayısı arttıkça azalma eğilimindedir. Optimum ıtab genişliğinin 3 pasolu kaynak sonucunda elde edildiği çizelge 5.13 de görülmektedir.

Her üç grafik ve çizelge incelendiğinde aşağıdaki sonuçlara ulaşmak mümkün olmaktadır;

- 1- Östemperleme sıcaklıkları aynı kalmak şartıyla artan paso miktarı sonucu erime bölgesi genişlikleri azalmaktadır.
- 2- Seçilen kaynak şartlarına göre minimum ıtab genişlikleri 3 pasolu kaynak sonucunda elde edilmektedir.
- 3- Aynı östemperleme sıcaklıklarında artan paso miktarı sonucu toplam kaynak bölgesi genişliği azalmaktadır.

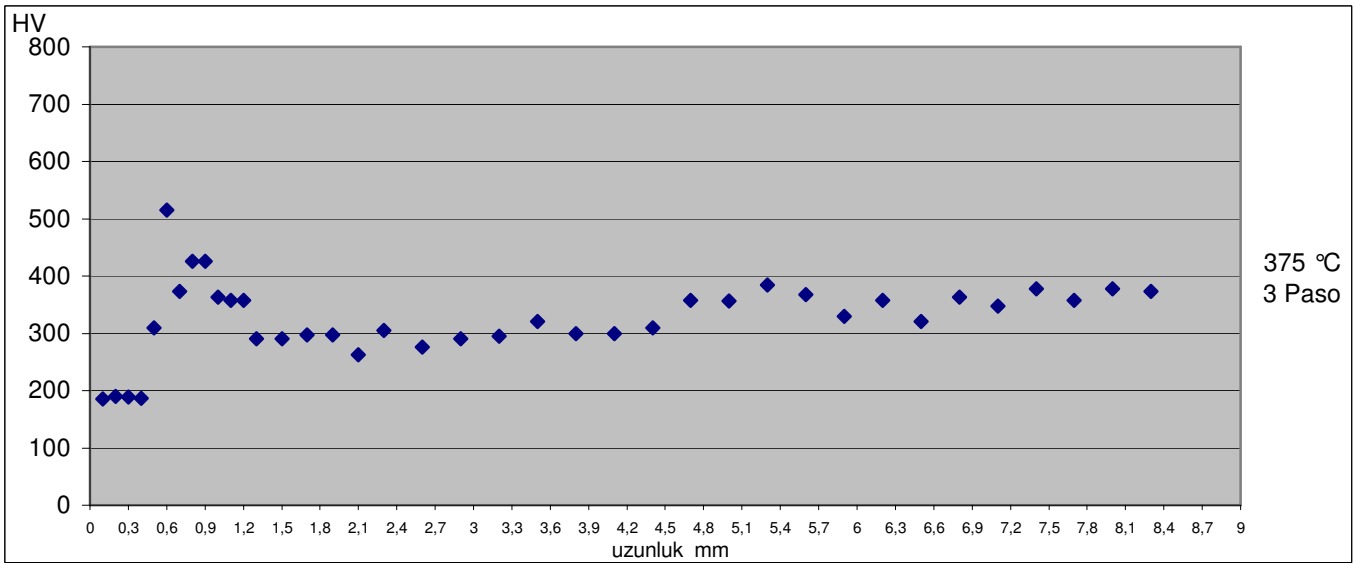
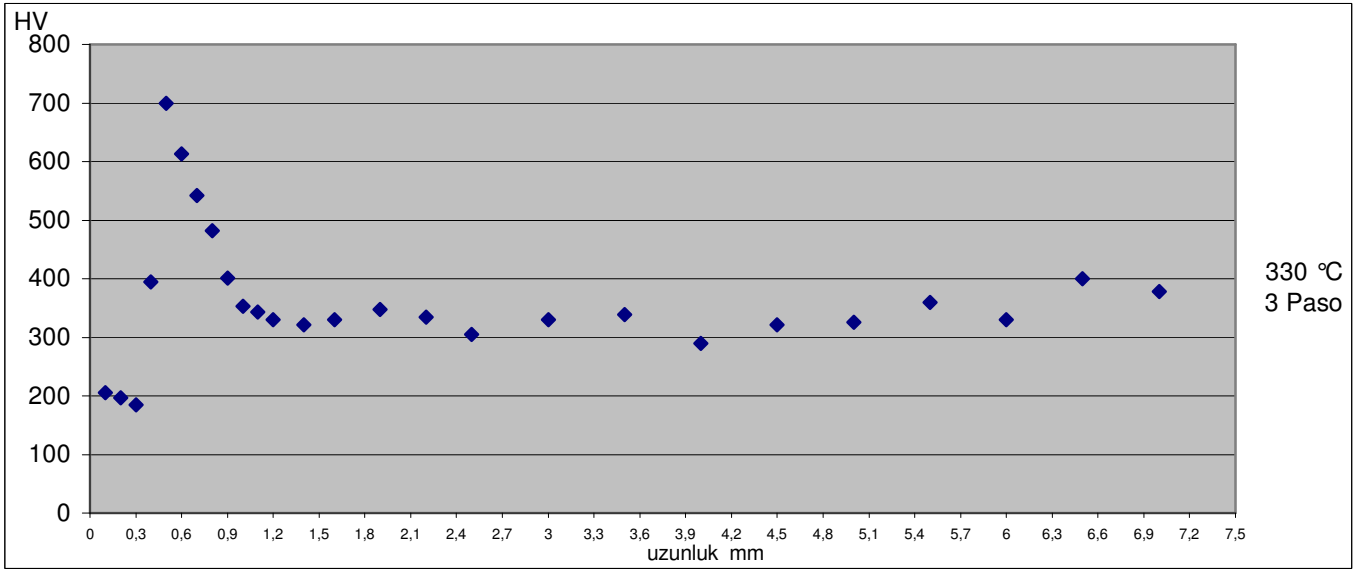
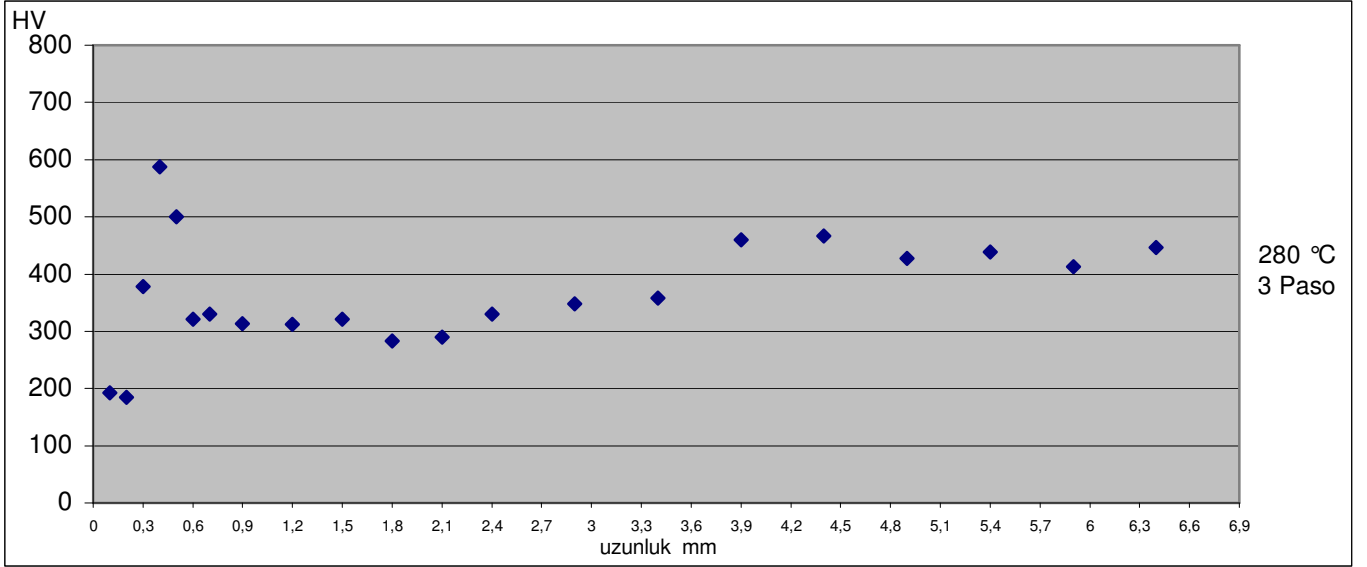


Şekil 5.20 2 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemperleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları

Çizelge 5.14 Farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin 2 pasolu kaynağı sonucunda oluşan kaynak bölgesi genişlik değerleri

Östemperleme Sıcaklığı ve Paso Sayısı	Erime Bölgesi Sertliği (HV)	Erime Bölgesi Genişliği (mm)	ITAB Genişliği (mm)	Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği (mm)
280 °C 2 Paso	600 HV	1.5 mm (0.9-2.4 mm)	3.0 mm (2.4-5.4 mm)	4.5 mm (0.9-5.4 mm)
330 °C 2 Paso	630 HV	1.8 mm (0.6-2.4 mm)	3.3 mm (2.4-5.7 mm)	5.1 mm (0.6-5.7 mm)
375 °C 2 Paso	600 HV	0.5 mm (0.4-0.9 mm)	3.0 mm (0.9-3.9 mm)	3.5 mm (0.4-3.9 mm)

Şekil 5.20 de 2 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemperleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları gösterilmektedir. Verilen grafikler karşılaştırıldığında östemperleme sıcaklığı 375 °C deki iki pasolu numunenin erime bölgesi genişliğinin diğer numunelerden daha az olduğu görülmektedir. Itab genişlikleri birbirine yakın olan numunelerin erime bölgesi sertlikleri arasında da büyük farklılık bulunmamaktadır.

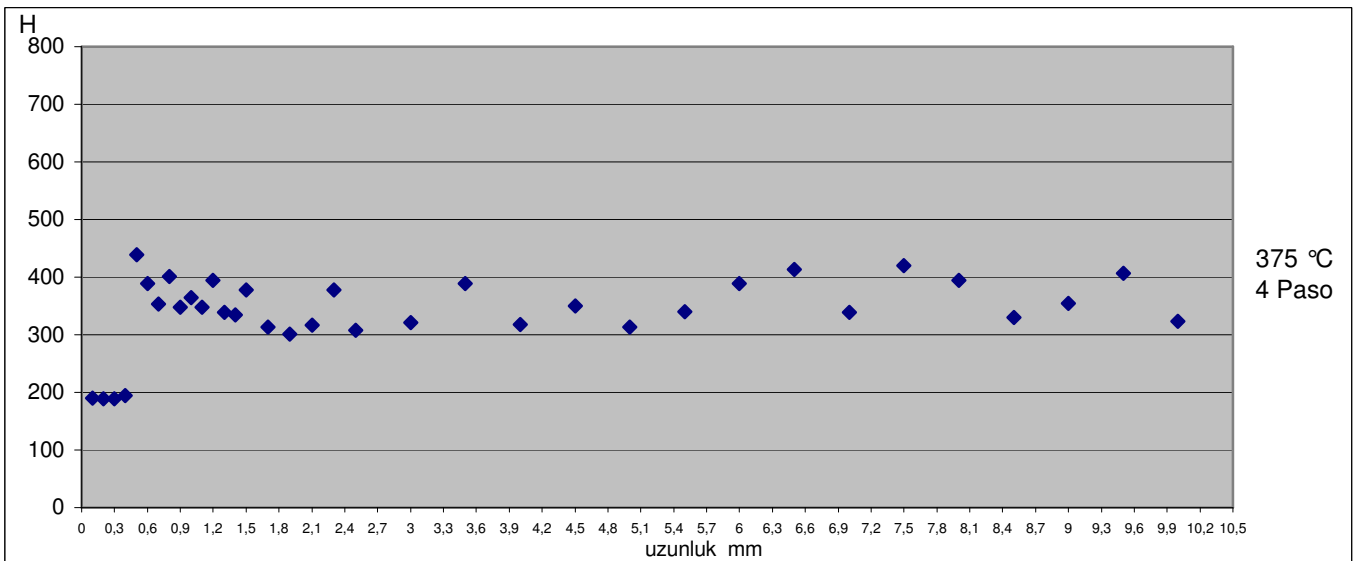
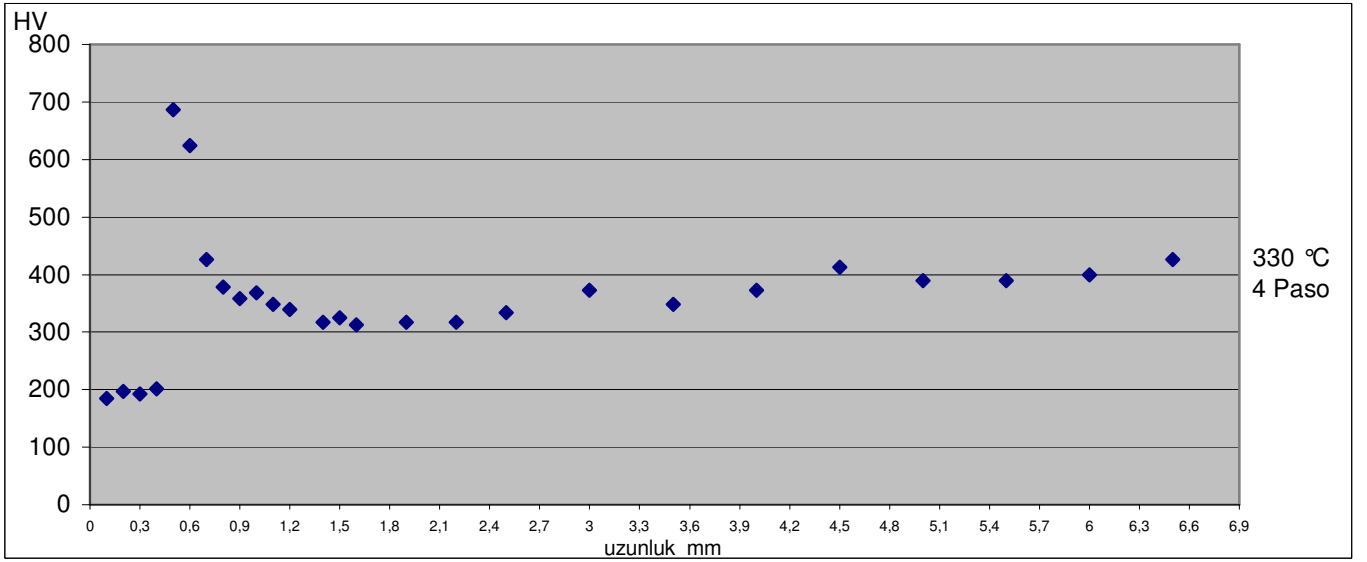
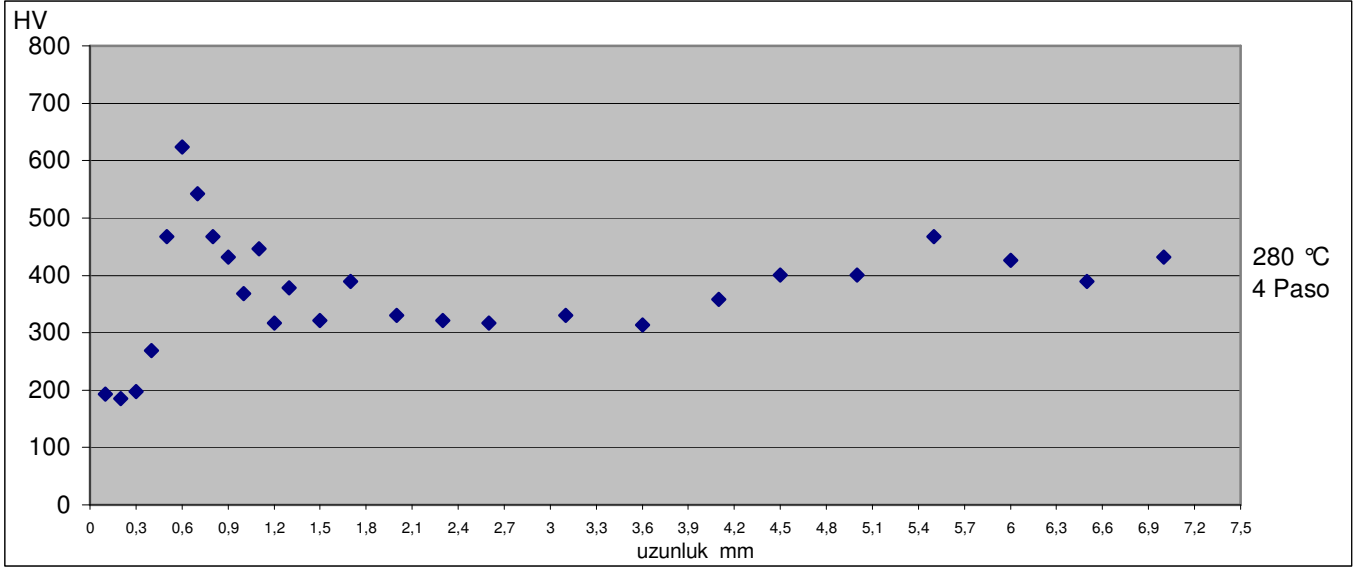


Şekil 5.21 3 pasolu kaynak numunelerinin farklı östempereleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları

Çizelge 5.15 Farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin 3 pasolu kaynağı sonucunda oluşan kaynak bölgesi genişlik değerleri

Östemperleme Sıcaklığı ve Paso Sayısı	Erime Bölgesi Sertliği (HV)	Erime Bölgesi Genişliği (mm)	ITAB Genişliği (mm)	Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği (mm)
280 °C 3 Paso	590 HV	1.3 mm (0.2-1.5 mm)	1.8 mm (1.8-3.6 mm)	3.4 mm (0.2-3.6 mm)
330 °C 3 Paso	700 HV	0.4 mm (0.4-0.8 mm)	1.6 mm (0.8-2.4 mm)	2.0 mm (0.4-2.4 mm)
375 °C 3 Paso	520 HV	0.4 mm (0.5-0.9 mm)	2.4 mm (0.9-3.3 mm)	2.8 mm (0.5-3.3 mm)

Şekil 5.21 de 3 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemperleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları gösterilmektedir. 375 °C sıcaklıkta östemperlenen numunenin erime bölgesindeki sertlik değeri diğer iki numuneden düşüktür. Ayrıca östemperleme sıcaklığı arttıkça erime bölgesi genişliğinde azalma olduğu da çizelge 5.15 de görülmektedir. Yine aynı şekilde östemperleme sıcaklığının artması sonucunda, kaynak bölgeleri arasındaki sertlik değerlerinin geçişleri daha yumuşak hale gelmektedir. 330 °C lik numune ile 375 °C lik numunenin erime bölgesi genişlikleri aynı olmasına rağmen 375 °C lik numunenin erime bölgesi sertliği çok daha düşüktür. Bu nedenle 375 °C lik numune diğer iki numuneye göre optimum şartlara sahiptir.



Şekil 5.22 4 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemplleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları

Çizelge 5.16 Farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş k.g.d.d. numunelerinin 4 pasolu kaynağı sonucunda oluşan kaynak bölgesi genişlik değerleri

Östemperleme Sıcaklığı ve Paso Sayısı	Erime Bölgesi Sertliği (HV)	Erime Bölgesi Genişliği (mm)	ITAB Genişliği (mm)	Toplam Kaynak Bölgesi Genişliği (mm)
280 °C 4 Paso	630 HV	0.7 mm (0.3-1 mm)	2.6 mm (1-3.6 mm)	3.3 mm (0.3-3.6 mm)
330 °C 4 Paso	690 HV	0.3 mm (0.4-0.7 mm)	2.3 mm (0.7-2.7 mm)	2.6 mm (0.4-3 mm)
375 °C 4 Paso	450 HV	0.4 mm (0.5-0.9 mm)	2.7 mm (0.9-3.6 mm)	3.1 mm (0.5-3.6 mm)

Şekil 5.22 de 4 pasolu kaynak numunelerinin farklı östemperleme sıcaklıklarındaki sertlik dağılımları gösterilmektedir. Şekil 5.21 de ki gibi burada da 375 °C sıcaklıkta östemperlenen numunenin erime bölgesindeki sertlik değeri diğer iki numuneden düşüktür. Ayrıca östemperleme sıcaklığı arttıkça erime bölgesi genişliğindeki azalma çizelge 5.16 da görülmektedir. Yine aynı şekilde östemperleme sıcaklığının artması sonucunda, kaynak bölgeleri arasındaki sertlik değerleri geçişinin kararlı hale gelmesi bu numune grubunda da görülmektedir. Dolayısıyla 375 °C sıcaklıkta östemperlenmiş olan numunenin dolgu kaynağı sonucunda daha düşük erime bölgesi sertliği, daha dar erime bölgesi genişliği ve daha kararlı sertlik dağılımı elde edilmiştir.

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Yapılan çalışmalar özellikle optimum kaynak şartlarının ortaya çıkarılmasını, ana metalin iç yapı ve mekanik özelliklerine zarar vermeden en uygun kaynak şartlarının araştırılmasını amaçlamaktadır. Yapılan çalışma sonucunda östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin kaplama kaynağıyla ilgi olarak şu sonuçlar ortaya çıkmaktadır.

1- Östemperleme sıcaklıkları aynı kalmak şartıyla artan paso miktarı sonucu erime bölgesi genişlikleri azalmaktadır.

2- Seçilen kaynak şartlarına göre minimum ıtab genişlikleri 3 pasolu kaynak sonucunda elde edilmektedir.

3- Aynı östemperleme sıcaklıklarında artan paso miktarı sonucu toplam kaynak bölgesi genişliği azalmaktadır.

4- Paso miktarı aynı olan numunelerde östemperleme sıcaklığı arttıkça erime bölgesi genişliği azalmaktadır.

5- Dolgu kaynağı sonucunda 375 °C sıcaklıkta östemperlenmiş olan numunenin diğer numunelere göre daha düşük erime bölgesi sertliğine, daha dar erime bölgesi genişliğine ve daha kararlı sertlik dağılımına sahiptir. 375 °C gibi üst beyritik yapıların daha büyük darbe dayancı değerleri verdiği bilinmektedir. Dolayısıyla kepçe tırnakları gibi yüksek darbe ve aşınma dayanımı gerektiren uygulamalarda 375 °C de östemperlenmiş parçaların yüzeyine uygulanan kaplama kaynağı aşınma ömrünü arttırarak daha uzun çalışma ömrü elde edilmesine imkan sağlamaktadır.

6- Paso sayıları aynı kalmak koşuluyla östemperleme sıcaklığının artması sonucunda kaynak bölgeleri arasındaki sertlik değerleri geçişi daha kararlı hale gelmektedir.

Ağır iş makinelerinde kullanılan greyder bıçakları ve kepçe tırnakları gibi parçaların üretimi veya kullanımı sırasında meydana gelebilecek hasarların kısa sürede onarılmasında, demiryollarında kullanılan vagon ve maden arabalarının tekerleklerinin hasara uğramış kısımlarının tamirinde dolgu kaynak işlemi sorunsuz olarak uygulanabilir.

Dolgu kaynak işleminden sonra yüzeyin işlenme zorunluluğu varsa son pasonun daha yumuşak olan saf Ni elektrodla çekilmesi yararlı olabilir.

Aşınmaya maruz kalan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin yüzeyindeki kalıntı östenitin martenzite dönüştüğu ve 150 µm derinliğindeki yüzey tabakası sertliğinin 650 HV' ye çıkabileceği daha önce belirtilmişti. Bu sebepten dolayı kullanım esnasında aşınmış olan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin sertleşmiş olan yüzeyi kaynak işleminden önce giderilmelidir.

Normal küresel grafitli dökme demirlerin farklı ön ısıtma sıcaklıklarında elde edilen optimum şartlar daha önceki çalışmalarda belirtilmiştir. Genel olarak uygun bir ön ısıtma sıcaklığının normal ve ferritleştirme tavlamaalı küresel grafitli dökme demirlerde kaynak sonrası oluşan erimiş bölge ve ıtabın sertliğini azalttığı bilinmektedir. Aynı şekilde östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlere de kaynak işlemi sırasında farklı ön ısıtma sıcaklıkları uygulanarak optimum özelliklerin elde edilmesi mümkün olabilir.

KAYNAKLAR

- Anık, S. (1960), Dökme Demirin Kaynağı, İzmir Matbaası, İstanbul
- Aras, N. (1970), Küresel Grafitli Demir Dökümü, Makine Mühendisleri Odası Yayınları, 45, İstanbul.
- Asm Handbook, (1983), Volume 6-Ninth Edition.
- Banna, E.M., Negada, M.S. ve Saadat, M.M. (2000), "Study of Restoration by Welding of Pearlitic Ductile Cast Iron", Materials Letters, 42: 311-320.
- Banna, E.M. (1999), "Effect of Preheat on Welding of Ductile Cast Iron", Materials Letters, 41: 20-26.
- Blanc, G.M. (1967), Doldurma ve Doldurma Malzemesi, (Çev.S.Anık), İstanbul.
- Çavuşoğlu, E. (1992), Döküm Teknolojisi I, İTÜ Yayınları, 1499, İstanbul.
- Elektrod Kataloğu, Böhler, Gedik Kaynak, İstanbul.
- Eric, O., Sidjanin, L., Miskovic, Z. ve Jovanovic, M.T. (2004), "Microstructure and Toughness of CuNiMo Austempered Ductile Iron", Materials Letters, 58: 2707-2711.
- Eric, O., Jovanovic, M., Rajnovic, D. ve Zec, S. (2004), "The Austempering Study of Alloyed Ductile Iron", Materials and Design.
- Ersümer, A. (1981), Demir Döküm, Birsen Kitabevi, İstanbul.
- Erşen, N. (1986), Dökme Demirlerin Kaynağı, İTÜ Kütüphanesi, İstanbul.
- Garin, J.L. ve Mannheim, R.L. (2003), "Strain Induced Martensite in ADI Alloys", Journal of Materials Processing Technology, 143-144: 347-357.
- Gültekin, N. (1991), Kaynak Tekniği, Engin Ofset, İstanbul.
- Hatate, M., Shiota, T. ve Abe, N. (2003), "Bonding Characteristics of Spheroidal Graphite Cast Iron and Mild Steel Using Electron Beam Welding Process", Vacuum.
- Köse, R. (1986), Millerin Dolgu Kaynağı ile Yüzeylerinin Örtülmesi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kutsov, A., Taran, Y., Uzlov, K., Krimmel, A. ve Evsyukov, M. (1999), "Formation of Bainite in Ductile Iron", Materials Science and Engineering, A 273-275: 480-484.
- Li, D.Y., Zhou, Z.F. ve Sun, D.Q. (2005), "Morphology and Constitution of the Phases in As Welded Microstructure of Austempered Ductile Iron", Materials Science and Technology, 665-670.
- Oğuz, B. (1964), Dökme Demir Kaynağı, Tübitak Kütüphanesi, İstanbul.

- Putatunda, S.K. (2001), “Development of Austempered Ductile Cast Iron with Simultaneous High Yield Strength and Fracture Toughness by a Novel Two Step Austempering Process”, *Materials Science and Engineering*, A315: 70-80.
- Roy, A., Manna, I. (2000), “Laser Surface Engineering to Improve Wear Resistance of Austempered Ductile Iron”, *Materials Science and Engineering*, 85-93.
- Sağın, A. (1999), Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerden Dişli Çark Üretimi ve Yorulma Davranışları, Doktora Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Stokes, B., Gao, N., Lee, K.K. ve Reed, P.A.S. (2005), “Effects of Carbides on Fatigue Characteristics of Austempered Ductile Iron”, *Metallurgical and Materials Transactions*.
- Sohi, M.H., Karshenas, G. ve Boutorabi, S.M.A. (2004), “Electron Beam Surface Melting of As Cast and Austempered Ductile Irons”, *Journal of Materials Processing Technology*.
- Sohi, M.H., Ahmadabadi, M.N. ve Vahdat, A.B. (2004), “The Role of Austempering Parameters on the Structure and Mechanical Properties of Heavy Section ADI”, *Journal of Materials Processing Technology*.
- Trudel, A. ve Gagne, M. (1997), “Effect of Composition and Heat Treatment Parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Irons”, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 5: 289-298.
- Tülbentçi, K. (1978), Dökme Demirlerin Kaynağı, İTÜ Kütüphanesi, İstanbul.
- Yang, J. ve Putatunda, S.K. (2004), “Improvement in Strength and Toughness of Austempered Ductile Cast Iron by a Novel Two-Step Austempering Process”, *Materials and Design*, 25: 219-230.
- Zhao, W. ve Wang, G. (1999), “The Control of Chemical Composition, Microstructure and Mechanical Properties of Beinite Ductile Iron for Liner Plates”, *Journal of Materials Processing Technology*, 95: 27-29.
- Zimba, J., Simbi, D.J. ve Navara, E. (2003), “Austempered Ductile Iron:an Alternative Material for Earth Moving Components”, *Cement and Concrete Composites*, 25: 643-649.

İNTERNET KAYNAKLARI

- [1] www.sciencedirect.com
 [2] www.ductile.org-austemper.com

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi	31.07.1979	
Doğum yeri	Almanya-Paderborn	
Lise	1994-1997	Haydarpaşa Anadolu Teknik Lisesi Elektronik Bölümü
Lisans	1997-2001	Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü
Yüksek Lisans	2002-2005	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Müh. Anabilim Dalı, İmal Usulleri Programı
Çalıştığı kurum	2001-Devam ediyor	Mikron Makine Sanayi Ltd.Şti.