

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**KAYNAK ISI GİRDİSİNİN SOĞUK ŞEKİLLENDİRİLMİŞ S700MC
ÇELİĞİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

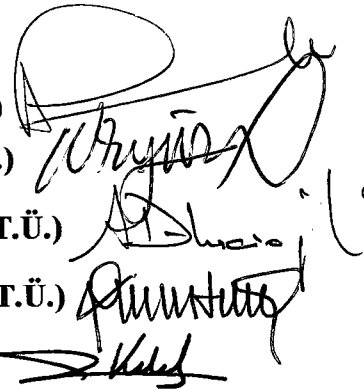
**T.C. YÖKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

**DOKTORA TEZİ
Y. Müh. Özkan ESKİ
(503930038012)**

104253

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 15 Ocak 2000
Tezin Savunulduğu Tarih : 23 Şubat 2001**

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Selahaddin ANIK (İ.T.Ü.)
Diğer Jüri Üyeleri Prof.Dr. Barlas ERYÜREK (İ.T.Ü.)
Prof.Dr. Adnan DİKİCİOĞLU (İ.T.Ü.)
Prof.Dr. Nurullah GÜLTEKİN(Y.T.Ü.)
Prof.Dr. Recep KILIK (Er.Ü.)



MART 2001

ÖNSÖZ

Günümüzde teknolojik gelişmeler büyük bir hızla devam etmektedir. Bununla birlikte teknolojinin ekonomik olarak kullanılabilmesi de büyük bir önem arz etmektedir. Daha iyi, daha ekonomik ürün beklentileri her geçen gün artmaktadır.

Kaynak, günlük hayatımızın hemen hemen her alanında kullanılan , çoğu imalat sektörlerinde de rakibi olmayan bir imalat yöntemidir. Gelişen kalite anlayışıyla beraber beklentilerin ne derecede yerine getirilebildiği, kaynaklı bağlantılarda her zaman cevaplanması gereken bir husustur. Beklentileri gerçekleştiremeyen bağlantıların kaynaklı imalat için bir değeri bulunmamakta, aksine sistemde ciddi tehlikelerin oluşmasına neden olabilmektedir. Bu tür tehlikelerin oluşabileceği durumlarda kaynakta ciddi kısıtlamalar söz konusudur.

Kaynak işlemi sırasında malzemelerin maruz kaldığı ısı çevrimler malzeme özelliklerini değiştirmektedir.

Soğuk şekil değiştirmiş alaşımsız çeliklerin kaynağında yeniden kristalleşme ve tane büyümesi meydana geldiğinden kaynağa izin verilmemektedir. Bu tehlikeli oluşum yalnız alaşımlı ve düşük alaşımlı çeliklerde mevcut olup yüksek alaşımlı çelikler ile demir dışı alaşımlarda söz konusu değildir.

Son yıllarda geliştirilen bor içeren mikroalaşımlı ve ince taneli yapı çelikleri yüksek mukavemet ve tokluk değerlerinden dolayı alaşımlı çeliklerin yerini almaya başlamıştır. Bu çalışmada soğuk şekil değiştiren bor ile alaşımlandırılmış yüksek mukavemetli bir yapı çeliğinde kaynağın mekanik özellikleri ne şekilde değiştirdiği incelenmiştir.

Bu çalışmanın mikroalaşımlı yüksek mukavemetli çeliklerde soğuk şekil değiştirmiş bölgelerde kaynağın etkilerinin araştırılması ile ilgili çalışmalara başlangıç olmasını temenni ediyorum

Çalışmalarında her zaman yardımlarını ve sıcak ilgilerini hissettiğim hocaların Sayın Prof.Dr. Selahattin ANIK'a, Doç.Dr. Murat VURAL'a, Dr.Müh. Turgut DİLMEN'e, bugünlere gelmemde emeği geçen tüm hocalarıma ve kişilere sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

OCAK 2000

Özkan ESKİ

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR	v
TABLO LİSTESİ	vi
ŞEKİL LİSTESİ	vii
SEMBOL LİSTESİ	x
ÖZET	xi
SUMMARY	xiii
1.GİRİŞ	1
1.1.Problemin Tanımı ve Çalışmanın Amacı	1
2.BORLU ÇELİKLERİN KAYNAĞI	5
2.1 Giriş	5
2.2 Borun Çeliğin Yapısına Etkisi	10
2.3.Borun Karbonlu Çeliklerin Kaynağına Etkisi	16
2.3.1.Kaynak metalinde borkarbür oluşumu	22
2.3.2. Soğuma hızının kaynak metalinin mikroyapısına etkisi	23
2.3.4. Soğuma hızının borkarbür oluşumuna etkisi	25
2.3.5.Ferrit ve borkarbür çökmesi	26
2.3.6. Borun kaynak metalinin çentik darbe tokluğuna etkisi	28
2.4. Borlu Çeliklerde Isının Tesiri Altında kalan Bölge	32
2.4.1. Isının tesiri altındaki bölgede borkarbür oluşumu	33
2.4.2. Soğuma hızının ısının tesiri altındaki bölgenin mikroyapısına etkisi	36
2.4.3. ITAB’de borkarbür oluşumunun sıcaklık ile olan ilişkisi	39
3.SOĞUK ŞEKİL DEĞİŞTİRMİŞ ÇELİKLERİN KAYNAĞI	43
3.1 Giriş	43
3.2.Soğuk Şekil değiştirmiş Çaliklerin Kaynağı	45
4. SOĞUK ŞEKİL DEĞİŞTİRMİŞ S700MC (EN 10149-2) ÇELİĞİNİN KAYNAĞI	55
4.1.Giriş	55
4.2.Deney	57
4.2.1.Deneyin amacı	57
4.2.2.Deneyde kullanılan malzeme	58
4.2.3.Soğuk şekil verme işlemi	60
4.2.4.Kaynak işlemi	61
4.2.5.Deney numunelerinin hazırlanması	64
4.2.6.Sertlik ölçümü	64

4.2.7.Çentik darbe tokluğunun ölçümü	65
4.2.8. Metalografik inceleme	66
4.3. Deneylelerden Elde Edilen Sonuçlar	67
4.3.1. Mikroskopik inceleme sonuçları	67
4.3.2 Sertlik ölçümü sonuçları	76
4.3.4. Çentik darbe deneyi sonuçları	78
4.3.5. Soğuma hızlarının ölçümü	80
5.SONUÇLAR VE TARTIŞMA	85
KAYNAKLAR	87
EKLER	89
ÖZGEÇMİŞ	106



KISALTMALAR

CCT	: Continious Cooling Transformation
ITAB	: Isının Tesiri Altındaki Bölge
MAG	: Metal Active Gas
MİG	: Metal Inert Gas
TİG	:Tungsten Inert gas
TTT	:Time Temperature Transformation



TABLO LİSTESİ

Sayfa

Tablo 2.1	Borlu çeliklerin genel sınıflandırması	9
Tablo 2.2	yaygın olarak kullanılan borlu çelik türleri	10
Tablo 3.1	DIN 18800'e göre soğuk şekil değiştirme bölgesine 5 t mesafede kaynağına izin verilen parçaların R/t, uzama ve parça kalınlıkları ilişkisi	49
Tablo 4.1	S700MC (EN 10149-2) için kimyasal bileşim oranları	58
Tablo 4.2	S700MC (EN 10149-2) için mekanik özellikler	59
Tablo 4.3	S700MC (EN 10149-2) için üretici firma tarafından toplam levha kalınlığına bağlı olarak tavsiye edilen ön tavlama sıcaklıkları	59
Tablo 4.4	SG2 gazaltı kaynak telinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri(DIN 8859)	63

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1: Bor miktarına bağlı olarak çeliklerin sertleşme özellikleri	6
Şekil 2.2: Bor ile alaşımlandırmada, alaşım elementlerinde sağlanan tasarruf	8
Şekil 2.3: %0.03 C, %0.0005 B içeren çeliğim 1000°C'den itibaren 70°C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan iç yapısı	12
Şekil 2.4: %0.06 C, %0.002 B içeren çeliğin 1000°C 'den itibaren 70°C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan iç yapısı	12
Şekil 2.5: A ve B çelikleri için 1000°C'den itibaren soğuma eğrileri	13
Şekil 2.6: %0.03 C'lu A çeliğinin ve %0.06 C'lu B çeliğinin bor içermemeleri durumunda TTT diyagramları	13
Şekil 2.7: A ve B çeliğinde sıcaklığa bağlı olarak çözünebilir bor miktarındaki değişim	14
Şekil 2.8: %0.03 C'lu çelik(A çeliği) ve %0.06 C'lu çelik (B çeliği) için farklı bor içerikleri için geliştirilmiş TTT diyagramı	14
Şekil 2.9: %0.03 C'lu çelik(A çeliği) ve %0.06 C'lu çelik(B çeliği) için geliştirilmiş CCT diyagramı	15
Şekil 2.10: Karbon içeriğinin borun sertleştirme kabiliyetine etkisi	17
Şekil 2.11: Aynı kimyasal bileşime sahip çeliğin 723°C'de aynı soğuma hızları için kaynak metalinde ve esas metaldeki sertlik değerleri (a) 1020 çeliği, (b) 10B20 çeliği	18
Şekil 2.12: % 0.2 C'lu çelik kaynakmetalinde 550 °C'deki soğuma hızının bor içeriğine bağlı olarak sertlik üzerindeki etkisi	19
Şekil 2.13: 1020 kaynak metalinde 550°C'de 40°C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan (a) 500 kat büyütülmüş,(b) 6000 kat büyütülmüş iç yapı	20
Şekil 2.14: %0.0017 B içeren 10B20 çeliğinin 55 °C/s' lik soğuma hızında oluşan (a) 500 kat (b)6000 kat büyütülmüş iç yapısı	20
Şekil 2.15: %0.2 C'lu %0.0082 oranında bor içeren çelik kaynak metalinin 550 °C'de 40°C/s soğuma hızında ortaya çıkan (a) 600 kat (b)3000 kat büyütülmüş iç yapısı	22
Şekil 2.16: %0.2 C'lu %0.024 bor içeren çelik kaynak metalinin 550°C'de 40°C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan (a)500 kat (b)3000 kat büyütülmüş iç yapısı	22
Şekil 2.17: Kaynak metalinin 550°C'de 78°C/s'lik soğuma hızında elde edilen 2500 kat büyütülmüş iç yapısı (a)1020 çeliği, (b) 10B20 çeliği	24
Şekil 2.18: 550°C'de 60°C/s soğuma hızında ortaya çıkan iç yapının 600 kat büyütülmüş şekli (a) 1020 çeliği (b) 10B20 çeliği	24
Şekil 2.19: Grange'ye göre 10B20 çeliği için 550°C'de soğuma hızının taneler arası ve taneler içi borkarbür oluşumuna etkisi	25
Şekil 2.20: %0.2 C ve %0.024 B içeren kaynak metalinin60°C/s soğuma hızında oluşan (a) iç yapısı, (b) iç yapının şematik gösterimi.	27
Şekil 2.21: Tane sınırlarında oluşan bor karbür çökmesi(x6000)	27
Şekil 2.22: %0.2 C'lu kaynak metalinin çentik darbe tokluğuna borun etkisi	28

Şekil 2.23: Tig, Mig/Mag ve tozaltı kaynağı ile yapılan birleştirmelerde kaynak metalindeki bor miktarının kaynak metalinin çentik darbe tokluğuna etkisi	30
Şekil 2.24: Çözünebilir bor miktarının %0.2 C'lu çelik kaynak metalinin çentik darbe tokluğuna etkisi	31
Şekil 2.25: 10B20 çeliği için elde edilmiş çeşitli soğuma hızları	34
Şekil 2.26: 723°C'deki soğuma hızının 10B20 çeliğinin ITAB'de taneler arası borkarbür oluşumuna etkisi	35
Şekil 2.27: 10B20 çeliğinin kaynağında (a) 50°C/s (b)21.7°C/s soğuma hızlarında ITAB'de ortaya çıkan iç yapı	36
Şekil 2.28: 10B20 çeliğinin kaynağında 11.6°C/s ve 6.1°C/s soğuma hızlarında ortaya çıkan iç yapı	37
Şekil 2.29: 10B20 malzemesinin ITAB'sinde (a) 2°C/S (b) 1.5 °C/S soğuma hızları sonrasında oluşan iç yapı	37
Şekil 2.30: 10B20 malzemenin kaynak işleminden sonra (a)1.2 °C/s (b) 0.5 °C/s soğuma hızlarında ITAB'de oluşan iç yapı	38
Şekil 2.31: 10B20 çeliğinin kaynak işleminden sonra (a) 0.1 °C/s ve (b) 0.001 °C/s soğuma hızında ortaya çıkan iç yapı	38
Şekil 2.32: Taneler arası borkarbür yoğunluğunun ITAB'de dağılımı	39
Şekil 3.1: Soğuk şekil değiştirmiş bir malzemenin kaynağında yeniden kristalleşme sıcaklığına kadar ısınan bölgede tanelerin şekli	45
Şekil 3.2: Soğuk şekil değiştirmiş USt 37-1 için çentik darbe toklukları	47
Şekil 3.3: Parça kalınlığı ve R/t oranına bağlı olarak eşkenar profillerde gevreklikten süneklige geçiş	48
Şekil 3.4: Bükülmüş malzemedan alınan numunelerin konumu	51
Şekil 3.5: Bükülmüş malzemelerde kaynağın konumu, çıkarılan numunelerin konumu ve maksimum sıcaklıklar	51
Şekil 3.6: %50 oranında soğuk şekil değiştirmiş USt-37 nin kaynağında çentik darbe toklukları	52
Şekil 3.7: %50 oranında soğuk şekil değiştirmiş RSt-37 nin kaynağında çentik darbe toklukları	52
Şekil 3.8: Soğuk şekil değiştirmiş bölgelerde ölçülen sertlik	53
Şekil 4.1: Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler	56
Şekil 4.2: İki kez ısının altında kalan bölgelerde ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmesi(X400)	66
Şekil 4.3: Soğuk şekil değiştirmemiş malzemede ısıdan iki kez etkilenmiş bölgede borkarbür çökmesi(X400)	68
Şekil 4.4: %5 oranında soğuk şekil değiştirmiş bölgede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çökmesi(X100)	69
Şekil 4.5: %5 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemede ısıdan iki kez etkilenen ince taneli bölgede meydana gelen borkarbür çökmesi	69
Şekil 4.6: %10 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemenin ITAB'ında iki kez ısının etkisine maruz kalmış bölgede ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmesi(X100)	70
Şekil 4.7: %10 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemenin ITAB'ında iki kez ısının etkisine maruz kalmış bölgede ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmesi(X400)	71
Şekil 4.8: %15 oranında şekil değiştirmiş bölgedeki ostenit tane sınırlarında borkarbür çökme çizgileri(X100)	71

Şekil 4.9: %15 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çökmesi(x400, kaynak metali erime çizgisi-iri taneli bölge)	72
Şekil 4.10: Teslim şartlarında 3.5kj/cm lik ısı girdisi ile yapılan kaynakta iki kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgede borkarbür çökmesi (X100)	73
Şekil 4.11: Teslim şartlarında 3.5kj/cm lik ısı girdisi ile yapılan kaynakta iki kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgede borkarbür çökmesi (X400)	73
Şekil 4.12: %5 soğuk şekil değiştirmiş malzemede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çökmesi(X100, 3.5 Kj/cm)	74
Şekil 4.13: %5 soğuk şekil değiştirmiş malzemede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çökmesi(X400, 3.5 Kj/cm)	75
Şekil 4.14: %10 soğuk şekil değiştirme oranında ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmelelerinin sürekli oluşumu(X400,3.5 Kj/cm)	75
Şekil 4.15: %10 soğuk şekil değiştirme oranında ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmelelerinin sürekli oluşumu(X100,3.5 Kj/cm)	76
Şekil 4.16 : Isının tesiri altındaki bölgede maksimum sertlik	77
Şekil 4.17 : İki kez ısıdan etkilenen bölgelerde ölçülen minimum sertlik	77
Şekil 4.18 : 5Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta ısının tesiri altındaki bölgenin çentik darbe tokluğu değerleri	79
Şekil 4.19 : 3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta ısının tesiri altında kalan bölgede çentik darbe tokluğu değerleri	79
Şekil 4.20 : Sıcaklık ölçüm düzeneği	81
Şekil 4.21 : Termoelemanın deney parçasındaki knumu	81
Şekil 4.22 : 3.5 kJ/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak ölçülen soğuma hızları	83
Şekil 4.23 : 5 kJ/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak ölçülen soğuma hızları	84

SEMBOL LİSTESİ

A_{c1}	Çeliklerde iç yapı dönüşüm sıcaklığı
A_{c3}	Çeliklerde ostenitleme sıcaklığı
B_s	Beynit dönüşümünün başlangıç sıcaklığı
BF	Bor faktörü
C_{eş}	Karbon eşdeğeri
D_i	İdeal kritik çap
Fe₂₃(B,C)₆	Borkarbür
M_s	martenzit oluşumunun başladığı sıcaklık
t	Levha kalınlığı
T_e	Erime sıcaklığı
T_{yk-min}	En düşük yeniden kristalleşme sıcaklığı
R	Bükme yarıçapı
R_B	Rockwel B sertliği
R_C	Rockwel C sertliği

KAYNAK ISI GİRDİSİNİN SOĞUK ŞEKİLLENDİRİLMİŞ S700MC ÇELİĞİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

ÖZET

Çeliklerde mikroalaşım elementi olarak kullanılan borun çok küçük miktarları mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine büyük bir etkisiye sahiptir. Diğer alaşım elementlerinin miktarındaki küçük değişimler mikroyapıyı ve mekanik özellikleri çok fazla etkilemezler. Karbonlu çeliklere katılan %0.002 oranındaki bor, mekanik özellikler üzerinde optimum sonuçlar vermektedir. Bor ile alaşımlandırılmış çeliklerde akma dayanımı 1200 N/mm^2 'ye kadar yükselmekte tokluk değerleri -40°C 'de 60 Joule düzeyine ulaşabilmektedir. Bu nedenle borlu çelikler otomotiv endüstrisinde, tarımsal makinalarda, ağır yük taşımacılığında v.b. yerlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Karbon oranları düşük olduğu için şekillendirilebilmeleri yeterli düzeydedir.

Düşük sıcaklarda bükme ve haddeleme çeliklerin şekillendirilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Fakat soğuk şekil değiştirmiş bölgede veya yakınında yapılan kaynak işlemi yeniden kristalleşmeye ve iri taneli iç yapı oluşumuna neden olmaktadır. Mikroyapısal değişimlerin olduğu yeniden kristalleşmiş bölgede tokluğun, sertleşmenin ve mukavemetin azalmasına sebep olmaktadır.

Düşük karbonlu borlu çeliklerde alaşım elementlerinin miktarı oldukça düşük olduğu için karbon eşdeğeri kaynak için uygun düzeydedir. Düşük karbonlu bor ile alaşımlandırılmış çelikler hemen hemen tüm kaynak yöntemleriyle birleştirilebilmektedir.

Bu araştırmada kaynak ısı girdisinin soğuk şekil değiştirmiş bor ile alaşımlandırılmış S700MC (EN 10149-2) çeliğinin ısıdan etkilenen bölgesindeki mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Yüksek mukavemetli, bükülebilir özelliğe sahip olması, düşük karbon eşdeğerliği ($C_{es}=0.39$), optimum seviyede (%0.002) oranında bor içermesi S700MC çeliğinin seçilmesindeki en önemli nedenlerdir.

Araştırmada 6 ve 10 mm kalınlıkta S700MC levhalar kullanılmıştır. Malzeme %5, %10, %15 oranında soğuk şekil değiştirme işleminin ardından 3.5 ve 5 kJ/cm ısı girdisi ile gazaltı kaynak yöntemiyle birleştirilmiştir.

Hazırlanan numuneler çentik darbe tokluğu deneylerine tabi tutulmuş, sertlik dağılımının ne şekilde değiştiği incelenmiş ve metalografik incelemelere alınmıştır.

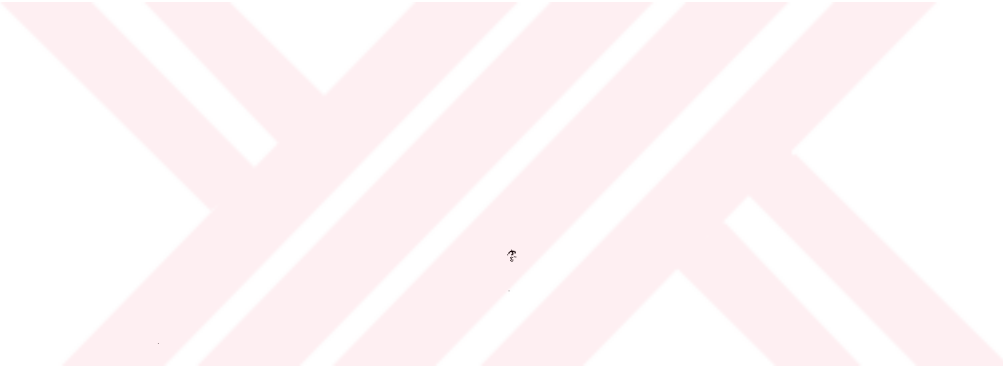
İncelemelerde birbirini takip eden pasolar nedeniyle iki kez ısıdan etkilenen bölgede ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmesinin belirgin bir şekilde olduğu tesbit edilmiştir. Borkarbür çökmesi oldukça yüksek düzeyde çıkmıştır. Metalografik incelemelerde 100 büyütme oranında bile belirgin olarak görülebilmektedir. Artan soğuk şekil değiştirme oranı ve ısı girdisi ile bir kez ısıdan etkilenen bölgede ve iki

kez ısıdan etkilenen bölgenin ince taneli dış kısımlarında da de ostenit tane sınırlarında silik ince gri çizgiler şeklinde borkarbür oluşumu gözlemlenmiştir.

Sertlik dağılımı mikrosertlik cihazında 500 gramlık yükleme ile her 0.25 mm'de bir ölçülerek, kaynak metalinin ekseninden ısıdan etkilenmemiş bölgeye kadar uygulanmıştır. Isıdan etkilenen bölgede ölçülen maksimum sertlik değerinin soğuk şekil verme oranı ve ısı girdisine bağlı olarak değiştiği tesbit edilmiştir.

Esas metalin çentik darbe tokluğu -40°C 'de 40 J olmasına rağmen, oda sıcaklıklarında bile iri taneli bölgede 27 J'lük sınır değere ulaşamadığı görülmüştür.

Sonuç olarak, iri taneli bölgede oluşan gevrek kırılma sadece soğuk şekil verilmiş bölgede yapılan kaynağa bağlı olmayıp aynı zamanda ostenit tane sınırlarındaki borkarbür çökmesine de bağlıdır.



EFFECT OF WELD HEAT INPUT ON MECHANICAL PROPERTIES OF OLD FORMED S700MC STEEL

SUMMARY

Small levels of boron which is used as a microalloying elements in steel have large influence on the microstructure and mechanical properties while small levels of other alloying elements not. Optimum boron level in carbon steels are approximately 0.002%(20 ppm).

This kind of steels, produced by thermomechanical processing, have yield strength up to 1200 N/mm², impact toughness 60 J at -40 °C and enough bendability. So, boron steels have been widely used in automotive industry, agricultural machines, heavy load transportation ...etc. where weight is important. For welded structures boron steels with low carbon concentration were manufactured.

Bending and rolling at room temperature are widely used for preforming steels for welded structures. But welding in or near cold formed region causes recrystallization and coarse grained microstructure while base metal was grain refined. These microstructural changes results in decreasing toughnesss in coarse grained region.

In boron steels with low carbon concentration, since the amount of alloying elements are very low, carbon equivalent is low enough for welding. Low carbon steels with contains small amount of boron can be joined almost all welding processes.

In this study, the effect of weld heat input on mechanical properties of cold formed S700MC boron steel's heat affected zone were examined. Main reasons of selecting S700MC are high yield strength, low carbon equivalent ($C_{eq}=0.39$), good bendability and optimum boron level(20 ppm).

6 and 10 mm thick plates were cold formed 5%, 10%, 15% and welded with 3.5 and 5 kJ/cm heat input. Joint were made by GMA welding with same parameters except velocity. Carbondioxide was used as a shielding gas.

Specimens were used for measuring of notched impact toughness, hardness distribution and metallographic observations.

It was found that borocarbide precipitation at prior austenite grain boundary was very significant especially on reheated heat affected zone(HAZ). It was so significant that borocarbide precipitation was observed by 100 magnification level.

With increasing cold forming ratio and weld heat input, borocarbide precipitation was also observed in prior austenite grain boundaries in heat affected zone which adjacent to the fusion line and outside of the reheated coarse grained zone as a thin grey lines slightly.

Hardeness distribution were measured by using microhardness device by using 500gr loading every 0.25 mm from weld metal to unaffected base metal. It was found that maximum hardeness level were changed depending on cold forming ratio and weld heat input.

Toughness of coarse grained region were not enough for 27 J where base metal's toughness 40 J at -40°C .

Consequently, brittle fracture behaviour of S700MC boron steel's heat affected zone related with coarse graining due to welding on cold formed region but also borocarbide precipitation at prior austenite grain boundaries.



I.GİRİŞ

1.1 Problemin Tanımı ve Çalışmanın Amacı

Artan teknolojik ihtiyaçlar yeni teknolojik gelişmelere neden olmaktadır. Günümüzün teknolojik beklentilerine cevap verebilen, ekonomik üretimlerin gerçekleşmesi büyük önem taşımakta, firmaların rekabet ortamına ayakta kalabilmelerinin temelini oluşturmaktadır. Bazen küçük bir ilerleme büyük miktarlardaki üretimler söz konusu olduğunda çok büyük kazanımlar sağlamaktadır.

Kaynak işlemi pekçok imalat sektöründe alternatifi olmayan bir yöntem olarak karşımıza çıkmaktadır. Bazı imalat dallarında ise hemen hemen tek yöntemdir. Kaynağın pek çok avantajı olmasına rağmen malzemelerin iç yapı dönüşümlerinin olduğu sıcaklıktan daha yüksek ısı etkisinden dolayı dikkat gerektiren bir imalat yöntemidir. Beklentilere cevap veren bir kaynaklı bağlantı için üç temel unsurun uygun olması gereklidir: malzeme, yöntem ve tasarım. Bu üç temel unsurun herhangi ikisi arasında meydana gelebilecek uyumsuzluk çok ciddi problemler doğurabilmektedir.

Kaynak işleminde malzemenin kaynağa yakın bölgelerinin erime sıcaklığına kadar yükselen sıcaklığı ve ardından soğuması bir ısı işlem etkisi yaratmaktadır. Ancak bu ısı çevrim bazı durumlarda olumsuzluklara neden olabilmektedir. Isıl çevrim sırasında malzemenin maruz kaldığı sıcaklık derecelerine bağlı olarak iç yapıda bazı dönüşümler meydana gelmektedir. Böyle bir durumda ısıdan etkilenen bölgenin mekanik özelliklerinin ne düzeyde olduğunu bilmesi tasarım aşamasında önlemler alınmasını sağlar. Özelliklerin çok büyük oranda etkilendiği durumlarda kaynak işlemine çok sıkı kısıtlamalar getirilmekte veya kaynaktan kaçınılmaktadır[1].

Kaynak işleminin en büyük avantajlarından birisi de yarı mamul hale getirilmiş malzemelerin bileştirilmesine imkan tanımasıdır. İşlemin uzun olması ve bazı

durumlarda maliyetinin seri imalatta bile yüksek olması, ısı etkiden dolayı malzeme özelliklerin değişmesi, distorsyonların oluşması nedeniyle kaynak işlemi zorunlu ve/veya ekonomik olması durumlarında kullanılmaktadır.

Kaynak işlemine uygulanan kısıtlamalardan bir tanesi soğuk şekil değiştirmiş düşük alaşımlı ve alaşımsız çeliklerin kaynaklı bağlantılarıdır. Isıl çevrimler sırasında maruz kalınan sıcaklıkların yeniden kristalleşme sıcaklığının oldukça üzerine çıkması yeniden kristalleşmeye ve bunun sonucunda mekanik özelliklerin zayıflamasına neden olmaktadır. Yeniden kristalleşmiş bölgelerde tokluk azalmakta, tane boyutları artmaktadır. Kaynak dikişine yakın bölgelerdeki yüksek sıcaklıklar çok dar da olsa mekanik özellikleri zayıf bir hat oluşturmaktadır. Soğuk şekil verme işlemi bu hat üzerindeki tanelerin büyümesini artırmaktadır.

Yüksek alaşımlı çeliklerde alaşım elementleri ostenit tanelerinin aşırı büyümesini engellediği için böyle bir olumsuzluk ortaya çıkmamaktadır. Düşük alaşımlı ve alaşımsız çeliklerde yeniden kristalleşme sonucunda mekanik özellikleri zayıf bölgelerin oluşması sonucunda soğuk şekil değiştirmiş bölgelerde ve bu bölgelerin yakınlarında kaynak işleminin yapılmaması tavsiye edilmektedir.

Alaşımlı çeliklerin yerini tutması amacıyla alternatif çelik türleri konusunda yapılan araştırmalarda bor ile alaşımlandırmanın malzemenin sertleşebilirliğini çok fazla artırmadan mukavemetini yükselttiği ve tokluğun yeterli düzeyde olduğu bulunmuştur. Son yıllarda ince taneli ferritik-beynitik çeliklerin üretiminde mikroalaşım elementi olarak bor kullanılmaya başlanmıştır[2]. Bor ile alaşımlandırmada %0,002 oranında yapıda bor bulunması durumunda optimum sonuçlar alınmıştır. Artan karbon miktarına bağlı olarak özelliklerde değişimler söz konusudur.

Günümüzde bor ile alaşımlandırılmış çeliklerin üretimi ve kullanımı azımsanmayacak düzeydedir. Yüksek akma dayanımları ve toklukları nedeniyle otomotiv endüstrisinde, tarım makinelerinde, makina gövdelerinin yapımında , ağır yük taşımacılığı gibi alanlarda daha hafif yapılar elde etmek için kullanılmaktadırlar. Alaşım elemanlarının çok düşük düzeyde kullanılması

sonucunda karbon eşdeğeri çok fazla artmamaktadır. Kaynaklı bağlantılar için düşük karbonlu borlu çelikler üretilmektedir.

Yüksek mukavemetli borlu çeliklerin üretimi genellikle termomekanik olarak (haddeleme ve kontrollü soğutma ile) yapılmaktadır. Bu işlemin sonucunda ferrit ve dönüşmüş beynit ve az miktarda martenzit içeren bir iç yapı elde edilmektedir. Akma dayanımları 1200 N/mm^2 'ye kadar çıkmakta buna karşılık darbe dayanımları $-40 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 60 J gibi yüksek değerlerde olabilmektedir. Buna karşılık bükülebilirlikleri yeterli sayılabilecek düzeydedir.

Bor ile alaşımlandırılmış çelikler genel olarak mikroalaşımli ince taneli yapı çelikleri grubuna girmektedirler. Borun hangi mekanizmalarla mekanik özelliklere etki ettiği konusunda ise kesin sonuçlar bulunmamaktadır.

Soğuk şekillendirilmiş alaşımsız yapı çeliklerinde kayanın etkileri konusunda yeterli çalışmalar yapılmış olsa da bor ile alaşımlandırılmış ince taneli mikroalaşımli yapı çelikleri konusunda herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır.

Soğuk şekillendirme işlemi bazı durumlarda(bükme ve haddelemede) basit ve ekonomik olması nedeniyle tercih edilmektedir. Tokluğun azalmasına karşılık akma dayanımının artması, boyut toleranslarının daha yüksek olması soğuk şekillendirmenin avantajlarıdır.

Soğuk şekil değiştirmiş bölgelerde kaynak işleminin etkileri bilinse de pratikte bu hususa yeterince dikkat edildiğini söylemek güçtür.

Bu çalışmada soğuk şekillendirilmiş bor ile alaşımlandırılmış mikroalaşımli ve ince taneli yapı çeliklerinde kayanın etkilerinin araştırılması amaçlanmıştır. Soğuk şekillendirme oranına ve kaynak ısı girdisine bağlı olarak mekanik özelliklerin ne düzeyde değiştiğinin belirlenmesi bu konuda bir başlangıç olması açısından da önemlidir. Kaynak sonrasında malzemedeki meydana gelecek değişimlerin bilinmesi daha sağlıklı ve doğru tasarımların yapılmasına imkan verecektir.

Eğer yeterli düzeyde mekanik özelliklere sahip bağlantılar için gerekli parametreler belirlenebilirse daha az malzemenin kullanıldığı ekonomik kaynaklı bağlantılar mümkün olacaktır.Yapı çeliklerinin kaynağında soğuk şekil vermenin etkileri araştırılmış olmasına karşılık bor ile alaşımlandırılmış çelikler için herhangi bir çalışma söz konusu değildir. Bu nedenlerden ötürü konu doktora tezi olarak seçilmiştir.



2.BORLU ÇELİKLERİN KAYNAĞI

2.1Giriş

İkinci Dünya Savaşı sıralarında gerek alaşım maddelerinin fiyatlarındaki aşırı derecede artış, gerekse alaşım elemanlarının kullanımının yasaklanması hafif alaşımli çeliklerin yerini tutacak başka malzeme arayışlarını beraberinde getirmiştir. Bu amaçla hemen hemen aynı özelliklere sahip borlu çeliklerin kullanımı yaygınlaşmaya başlamıştır. 1950'li yıllarda Amerika'da üretilen borlu çeliklerin oranı genel üretim içerisinde %10 düzeyine çıkmıştır. II.Dünya Savaşı sıralarında pekçok askeri araçta alaşımli çeliklerin yerine borlu çelikler kullanılmıştır. Bu tür çelikler ağır yük taşımacılığında kullanılan araçlarda, yol ve tarım makinalarında, iş tezgahlarında, otomobillerde yan darbe çubuklarında ve darbe emici bölgelerde, monokok şasi yapımında...v.s. yaygın olarak kullanılmaktadır.

1940'lı yılların başında çelik üretiminde kullanılan bazı deoksidanların çeliklerin su alma kabiliyetlerinin arttığı ve bu çeliklerin özellikle sertleştirildikten sonra menevişleme işlemine tabi tutulduklarında mekanik özelliklerinin (mukavemet ve süneklik değerlerinin) iyileştiği gözlenmiştir. Yapılan incelemelerde bu özelliği gösteren bütün çeliklerin bor içerdiği tesbit edilmiştir.

Bor içeren çeliklerin bütün bor içeriği için sertleşme kabiliyeti sabittir. Ancak bor içeriği %0.0005 den daha az olan çeliklerde sonuçlar kesin değildir(Şekil.2.1). Bu değer, bor içeren çeliklerde alt sınır değeri olarak kabul edilmektedir. Borlu çeliklerde sertleşebilirlik, %0.001 den daha düşük bor içeriği için bor miktarının bir fonksiyonu olarak değişir. Ancak, bor miktarı %0.003 değerinin üzerine çıktığı zaman sertleşebilirlik etkisi ortadan kalkmaktadır. Borun ilavesiyle sertleşebilme davranışındaki değişim, çeliğin karbon içeriğine bağlı olarak farklılıklar göstermektedir. En büyük değişim %0.15 ile %0.45 arasında karbon içeren çeliklerde görülmektedir. Fakat ötektoid ve ötektoid üstü çeliklerde herhangi bir etki göstermemektedir[3]

Alaşım elemanı olarak bor kullanıldığı zaman bileşim hassasiyeti \pm % 0.0003 dolaylarındadır. Borlu eliklerde bor miktarının %0.007 değerini geçmesi durumunda hem yüksek hem de düşük sıcaklıklarda gevrekleşme, plastik şekillendirme(dövme ve haddeme) atlakları ortaya çıkmaktadır(şekil 2.1). Borlu eliklerde genel olarak asitte çözünebilir bor oranı %0.001-0.003 arasındadır. Toplam bor içeriği çözünmeyen bor bileşikleri dahil %0.006 değerini geçmemesi gerekmektedir.



Şekil 2.1 Bor miktarına bağlı olarak çeliklerin sertleşme zellikleri[3]

Borun hidrojen ve azota karşı yüksek oranda affinitesi vardır. Çeliğin içerisinde bulunan azotun büyük bir bölümünü yok etmek için sıcakta gevrekleşme eğilimine sebep olacak derecede bora ihtiyaç duyulur. Gerekli bor miktarı st sınır değer olan %0.007'nin üzerindedir. Bu nedenle içerisinde %0.0005 ile 0.007 oranında bor ihtiva eden çeliklerin üretimi sırasında hidrojen ve azotu nötralize etmek için alüminyum, titanyum ve bazı elementler kullanılır. Borlu eliklerin deoksidasyonunda kullanılan başlıca element alüminyum(Al) dur. Deoksidasyon sonucu yapıda yaklaşık olarak %0.03 oranında Al kalır. Borlu elikler daha sonra nitrürasyon işlemine tabi tutulacaklarsa Ti (titanyum) ile deokside edilirler.

Günümüzde kullanılmakta olan pekçok borlu elik türü mevcuttur. Bu tür çeliklerin çoğunda %1 civarında mangan(Mn) ve %0 ile %0.5 oranında krom(Cr) ile alaşımlandırma yapılmaktadır. Bunlara ilave olarak nikel(Ni) ve molibden(Mo) de

ilave alaşımlandırma elementleri olarak kullanılmaktadır. Borlu elikler bazen sertleştirilmiş ve temperlenmiş veya yzeyi sertleştirilmiş olarak kullanılmaktadırlar.

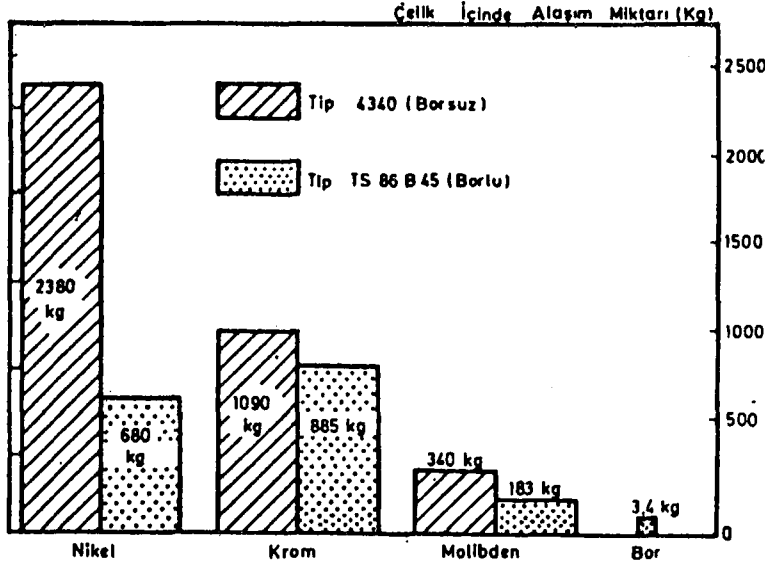
Alaşımlandırma ve deoksidasyon elementlerinin bir diğer faydası, ostenit sıcaklıklarında tanelerin aşırı derecede bzyumesini engellemeleridir. Ostenitleme sıcaklığı gerekenden fazla olursa, borlu çeliklerde sertleşebilirlik hissedilir bir biçimde azalmaktadır.

Borlu eliklerin üretim ve haddeleme işlemleri konvansiyonel alaşımlı eliklerinki ile aynıdır. Ancak hidrojen absorpsiyonuna bağlı olarak haddelemede ortaya çıkan kusurlara borlu çeliklerde daha az rastlanmaktadır. Bu nedenle kontrollu soğutma işlemi basitleştirilebilir. Alaşımlı eliklerin soğutma işlemleri yalıtılmış vagonlarda geciktirilerek yapılmasına karşılık borlu çelikler havada soğutulabilir. Daha dzyşuk oranda alaşım elemanları içermelerinden dolayı daha az sertleşme eğilimindedirler.

Borlu eliklerin sertleşebilme kabiliyetini hangi mekanizmaların artırdığı kesin olarak bilinmemektedir. Borun ya diğer alaşımlandırma elemanlarıyla beraber ya da doğrudan ostenitin içinde çözünmesiyle etki yaptığı dzyşünölmektedir. Borla alaşımlandırılmış çeliklerde siyah dağlama noktaları şeklinde tane sınırlarında bor kalıntıları gözlenmektedir. Uzun süre sıcak şekillendirme sıcaklığının üzerinde kaldığı zaman, oda sıcaklığında ortaya çıkan yapıda bu kalıntılar görölmemektedir. Bu değişim oluştuğunda sertleşebilirlikteki potansiyel artış belirgin bir oranda kaybolmaktadır. Analizlerde bor kalıntılarının miktarı değişmese bile borlu çeliklerdeki sertleşebilirlik özelliği ısıl işlemlerle geri kazandırılmamaktadır[4].

Borla alaşımlandırma işleminin avantajlarına rağmen başarısını tesbit etmek için tek güvenli yol sertleşebilme(Jominy) deneyidir. Haddeleme işleminde, ilk kaba haddeden çıktıktan sonra bir numune alınır ve Jominy deneyine tabi tutulur[3].

Borun alaşım elemanı olarak kullanılmasıyla alaşım elemanlarında büyük ölçüde tasarruf sağlanmaktadır. şekil 2.2'de, SAE 4340 eliği ile bunun yerine imal edilen borlu TS 86B45 eliğinin karşılaştırılması 136 tonluk bir Siemens-Martin ocağında



Şekil 2.2 Bor ile alaşımlandırmada, alaşım elementlerinde sağlanan tasarruf

üretim için kullanılan alaşım elemanlarının miktarını vermektedir. Borun alaşımlandırma elementi olarak kullanılması durumunda diğer alaşımlandırma elemanlarından sağlanan toplam tasarruf miktarı 2081 kg dır.[3].

Karbonlu çeliklerde çok az miktarda bor bulunması çeliğin mukavemet özelliklerini iyileştirir, sertleşme kabiliyetini çok az oranda artırır. Bor, karbonlu çeliklerin A_{c1} ve A_{c3} değişim noktalarının konumunu çok az etkiler, ferrit oluşumunu geciktiren nikel ve molibdenin aksine perlit oluşum alanlarını önemli ölçüde kaydırmadan ferrit ile üst beyrit oluşumunu destekler. Bor, α (alfa) demirinde de kısmen eriyen Fe_2B bileşiği oluşturur[3].

Kaynak kabiliyeti yüksek olan borlu imalat çelikleri bazı düşük alaşımlı çeliklerin yerini tutması amacıyla üretilirler. Borlu çeliklerin üretimi iki türlü gerçekleştirilir. Bunların genel bileşim ve özellikleri aşağıda verilmiştir(Tablo 2.1). II. tipteki yüksek bor oranına sahip(%0.03) çeliklerin sıcakta gevrekleşme eğilimleri alaşım elementlerinin ilavesiyle iyileştirilmiştir.

II. tür borlu çeliklerin kolaylıkla preslenebilmesi, işlenebilirliği yumuşak karbonlu çeliklere benzemektedir. Bu tür çelikler hemen hemen bütün kaynak yöntemleriyle oldukça iyi bir düzeyde birleştirilebilir[3].

II. tipte imal edilen çelikler mekanik özellikleri itibarıyla daha iyi bir mukavemet değerine sahiptirler ve korozyona karşı daha dayanıklıdırlar. Kalın(150mm) saclar halinde imal edilebilirler. 400 °C civarına kadar servis sıcaklıklarında çalışabilecek elemanların yapımında kullanılabilirler.

Tablo 2.1 Borlu çeliklerin genel sınıflandırması

Tür	% C	% Mn	% Si	% S	% P	% Ni	% Cr	% Mo	% Cu	%V	% B
I	.1 ile .16	.6 max	.40 max	.05	.05 max	-	-	.35 ile .6	-	-	.001ile .004
II	.15	.25 max	.04 max	.04 max	.85	.5	.45	.3	.3	.05	.003

Alaşımlandırma elemanı olarak bor kullanılan çeliklerde sertleşebilirlik etkisi (Bor Faktörü-BF) oldukça önemlidir. Aynı bileşime sahip bor içeren ve içermeyen malzemelerin Jominy deneyinden elde edilen sonuçların karşılaştırılması ile belirlenmektedir. Ancak bu konuda kesin bir kabul yoktur. Bu etkinin hesaplanması için bazı formüller ve amprik bağıntılar veya diyagramlar kullanılmaktadır. Grossmann'a göre bor faktörü(BF) ideal kritik çapların oranıdır[5].

$$BF = D_i(\text{borlu}) / D_i(\text{borsuz}) \quad (2.1)$$

Tablo 2.2 de yaygın olarak kullanılan bazı borlu çeliklerin kimyasal bileşimleri ve bunlara ait kritik çaplar verilmiştir.

Bor faktörünün hesaplanması için çeşitli amprik bağıntılar da kullanılmaktadır. Bunların içinde %0.25 karbon oranına kadar kullanılan bağıntı aşağıda verilmiştir:

$$BF = 1 + 1.5 (0.9 - \% C) \quad (2.2)$$

%0.25'den daha yüksek karbon oranlarında (2.2) eşitliğinin kullanılması durumunda elde edilen değerler yaklaşıktır. Farklı araştırmacılar tarafından çok sayıda BF tablosu hazırlanmıştır. Bulgular farklılıklar gösterse de genel olarak azalan karbon miktarına bağlı olarak BF değerleri lineer olarak azalmakta ve ötektoid bileşime doğru 1 değerini almaktadır.

Tablo 2.2 Yaygın olarak kullanılan borlu çelik türleri

Çelik cinsi	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	İdeal çap (inç) Borlu	İdeal çap (inç) Borsuz	Diğer alaşım elemanları (%)
Mn Çeliği								P ve S max %
A 1	0.15-0.2	0.1-0.3	0.7-0.9	-	-	0.5-1	1.1-2.1	0.035
2	0.15-0.2	0.1-0.3	0.9-1.1	-	-	0.6-1.2	1.3-2.5	
3	0.18-0.23	0.1-0.3	0.7-0.9	-	-	0.5-1.1	1.1-2.2	Al (%)
4	0.18-0.23	0.1-0.3	0.9-1.1	-	-	0.6-1.3	1.3-2.6	0.02-0.05
5	0.18-0.23	0.1-0.3	1.1-1.3	-	-	0.7-1.5	1.6-3	
6	0.20-0.25	0.1-0.3	0.7-0.9	-	-	0.5-1.1	1.1-2.2	B toplam %0.005
7	0.20-0.25	0.1-0.3	0.9-1.1	-	-	0.7-1.3	1.4-2.6	
8	0.20-0.25	0.1-0.3	1.1-1.3	-	-	0.8-1.3	1.6-3.1	%B 0.001-0.003
Ni-Mn Çeliği								P ve S max %
B 1	0.18-0.23	0.15-0.35	0.7-0.9	-	0.4-0.6	0.6-1.3	1.3-2.7	0.035
2	0.18-0.23	0.15-0.35	0.9-1.1	-	0.4-0.6	0.7-1.5	1.6-3	Al (%)
3	0.2-0.25	0.15-0.35	0.9-1.1	-	0.4-0.6	0.8-1.6	1.6-3.1	0.02-0.05
4	0.2-0.25	0.15-0.35	0.9-1.1	-	0.4-0.6	0.9-1.7	1.7-3.2	B toplam %0.005
								%B 0.001-0.003
Cr-Mn Çeliği								P ve S max %
C 1	0.18-0.23	0.15-0.35	1.1-1.3	0.1-0.2	-	0.9-1.8	2.0-3.7	0.035
2	0.18-0.23	0.15-0.35	1.1-1.3	0.4-0.6	-	1.4-2.9	3.0-5.7	
3	0.20-0.25	0.15-0.35	1.1-1.3	0.1-0.2	-	1.0-1.9	2.0-3.7	Al (%)
4	0.20-0.25	0.15-0.35	1.1-1.3	0.4-0.6	-	1.4-3.0	3.0-5.9	0.02-0.05
5	0.25-0.3	0.15-0.35	1.1-1.3	0.1-0.2	-	1.1-2.0	2.1-3.8	
6	0.25-0.3	0.15-0.35	1.1-1.3	0.4-0.6	-	1.6-3.3	3.2-6.2	B toplam %0.005
7	0.30-0.37	0.15-0.35	1.1-1.3	0.1-0.2	-	1.2-2.3	2.2-4.0	
8	0.30-0.37	0.15-0.35	1.1-1.3	0.4-0.6	-	1.8-3.5	3.3-6.2	%B
9	0.38-0.45	0.15-0.35	1.1-1.3	0.1-0.2	-	1.3-2.5	2.3-4.0	
10	0.38-0.45	0.15-0.35	1.1-1.3	0.4-0.6	-	2.0-4.0	3.3-6.4	%B 0.001-0.003

2.2. Borun Çeliğin Yapısına Etkisi

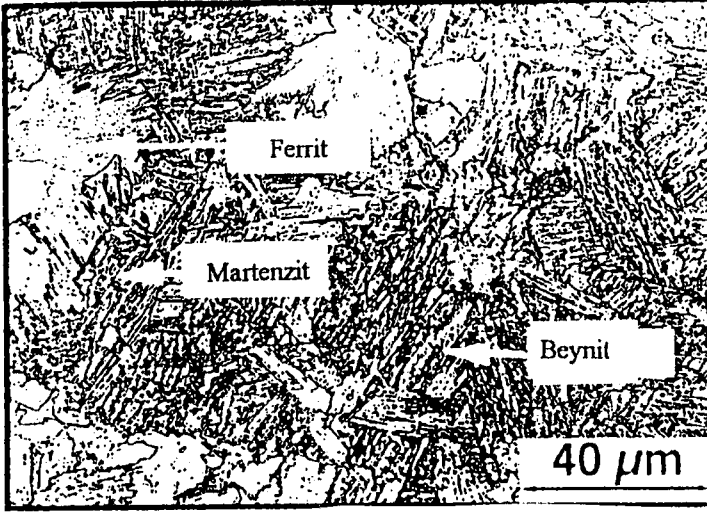
Borun çeliklerin yapısına olan etkisi oldukça ilginçtir. Çeliğin üretimi sırasında ilave edilen C, Si, Mn, Ni, Cr ve Mo gibi alaşımlandırma elementleri mekanik özellikleri ve iç yapıyı etkilemektedir. Alaşım elementlerinin miktarındaki çok küçük değişimler iç yapıyı ve mekanik özellikleri büyük oranda etkilemezler. Küçük değişimler çeliklerin üretimi ve ısıl işlemlerinde oldukça büyük bir öneme sahip TTT(zaman-sıcaklık-dönüşüm) diyagramlarını belirgin olarak değiştirmezler.

Ancak alaşımlandırma elementi olarak çok az miktarda kullanılan bor için durum farklıdır. Bor miktarındaki çok küçük bir değişim i yapıyı ve mekanik özellikleri büyük oranda değiştirmektedir. Özellikle karbon oranına, bor miktarına ve soğuma hızına bağlı olarak TTT diyagramlarında belirgin farklılıklar ortaya çıkabilmektedir.

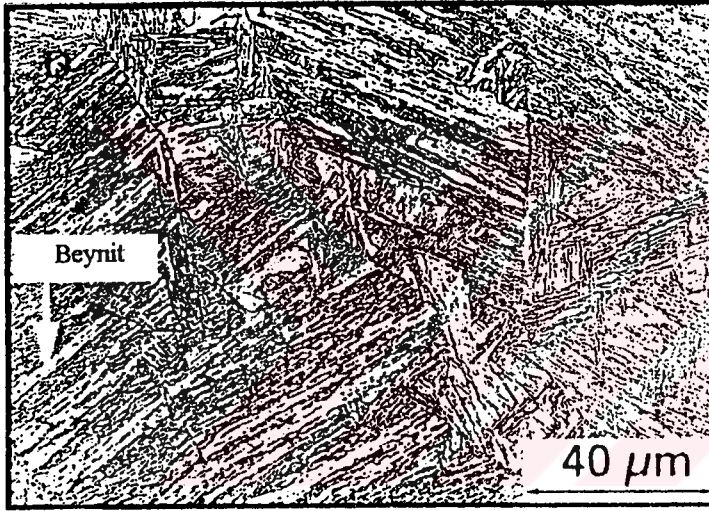
Ostenitleme sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara kadar ısınan malzemelerde soğuma sırasında ostenitten dönüşen ürünlere etki eden en büyük faktör karbon, bor miktarı ve soğuma hızıdır. Üretim aşamasında alaşımlandırma elementi olarak katılan borun miktarı karbon oranına bağlı olarak değişmektedir. Düşük karbon ve bor oranına sahip çeliklerin ostenitleme sıcaklığından itibaren belirli bir hızda soğuması sonrasında ferrit, beynit ve martenzitten oluşan bir i yapı ortaya çıkarken, daha yüksek miktarda karbon ve bor içeren malzemelerde aynı soğuma hızı için sert martenzit ve beynitten oluşan iç yapılar ortaya çıkabilmektedir. Soğuma hızının artmasına paralel olarak sert iç yapı oluşması eğilimi artar. Soğuma hızının azalmasına bağlı olarak daha yumuşak iç yapı oluşumu eğilimi artmakta ve martenzit ve beynit oluşumu azalmaktadır[6].

Başlangıçta, malzemelerin içerisinde bulunan alaşımlandırma elementlerinin miktarı, mukavemet özellikleri ve tane boyutları birbirine yakın olsa bile bor miktarındaki çok küçük bir değişim, ostenitleme sıcaklığından itibaren meydana gelen soğuma sonucunda çok farklı yapı oluşumlarına sebep olmaktadır. Düşük bor ve karbon içeriği, ostenitleme sıcaklığından itibaren soğumada ferrit, beynit ve martenzitten oluşan bir yapı ortaya çıkartırken, artan bor ve karbon oranlarında sert beynit ve martenzit oluşumu gözlenmektedir. Şekil 2.3 %0.03 C ve %0.0005 B ihtiva eden bir çeliğin 1000 C'den itibaren 70 C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan ferrit-martenzit ve beynitten oluşan i yapısını, Şekil 2.4, %0.06 C ve %0.002 B ihtiva eden çeliğin aynı soğuma hızında ortaya çıkan beynitik iç yapısını göstermektedir[6].

Düşük karbon ve bor oranına sahip A eliği ile daha yüksek karbon ve bor oranına sahip B eliğinin aynı Şartlarda soğutulması sırasında elde edilen sıcaklığın zamana göre değişim diyagramı Şekil 2.5'de verilmiştir. Bu diyagramda % 0.03 C ve % 0.0005 B içeren A eliği ile % 0.06 C, % 0.002 B içeren B eliğinin 1000C'den



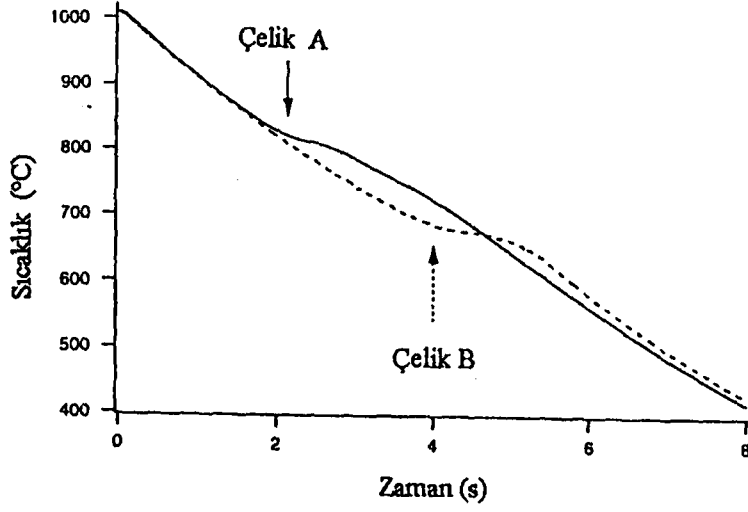
Şekil 2.3 % 0.03 C, % 0.0005 B içeren çeliğin 1000 °C'den itibaren 70 °C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan iç yapısı[6]



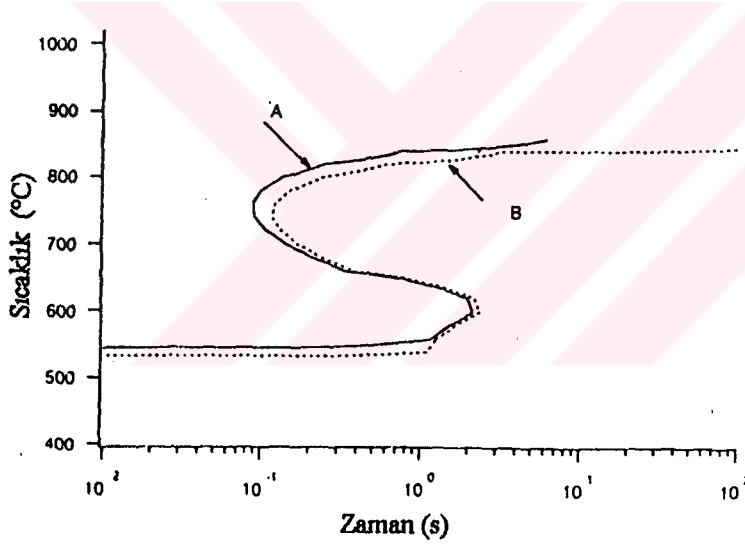
Şekil 2.4 %0.06 C, %0.002 B içeren çeliğin 1000°C'den itibaren 70°C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan iç yapısı[6]

itibaren soğuma eğrileri incelendiğinde dönüşümün başladığı sıcaklıklar (eğrilerin eğiminin değiştiği bölgeler) farklılık göstermektedir(Şekil 2.5).

Oysaki bu malzemelerin bor içermemeleri durumunda dönüşümlerin başladığı sıcaklıklar arasında oldukça küçük farklar mevcuttur(şekil 2.6). Dönüşümün başladığı sıcaklıklar arasındaki fark yaklaşık olarak 150°C düzeyindedir. Bu sıcaklıklar arasındaki büyük değer farklılıkları oldukça önemli ipuçları vermektedir[6].

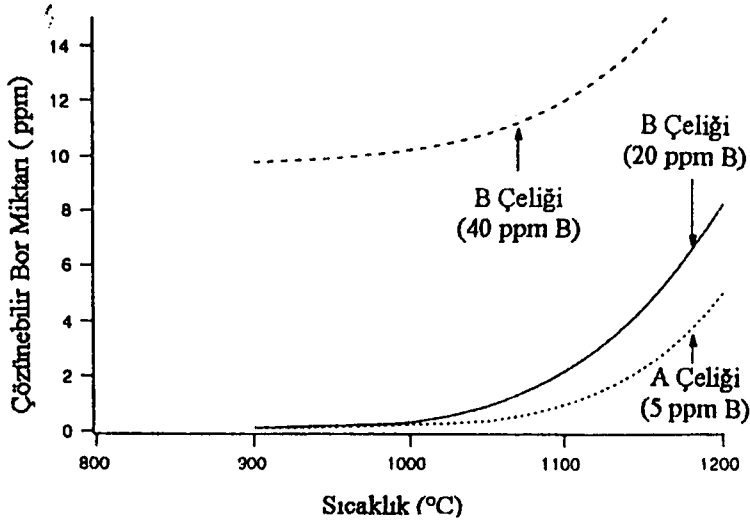


Şekil 2.5 %0.03 C'lu (A çeliği) ve %0.06 C'lu (B çeliği) çelikler için 1000°C'den itibaren soğuma eğrileri



Şekil 2.6. %0.03 C'lu (A çeliğinin) ve %0.06 C'lu (B çeliğinin) bor içermemeleri durumunda TTT diyagramları

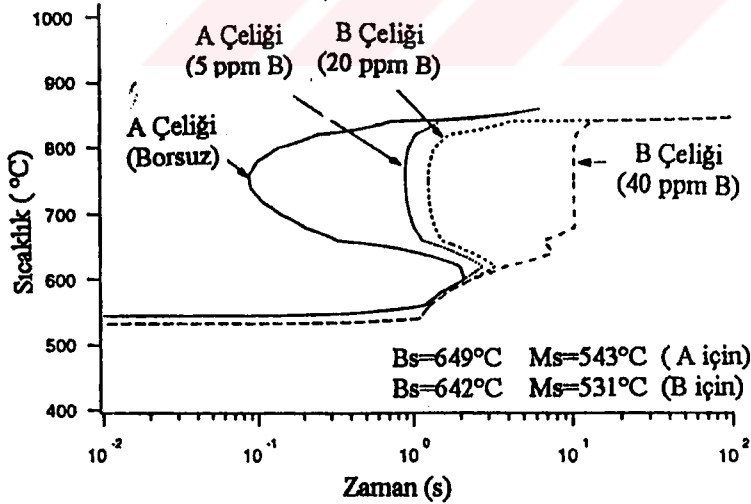
Borlu çeliklerde iç yapıdaki dönüşüme etki eden en büyük faktör, çeliğin içinde bulunan çözünebilir olarak nitelendirilen bileşik oluşturmamış bor miktarıdır. Her ne kadar maksimum çözünebilir bor miktarı toplam bor miktarının %50'si düzeyinde olduğu kabul edilse de bu miktar sıcaklığın bir fonksiyonu olarak değişmektedir (Şekil 2.7). 1000°C'nin altındaki sıcaklıklarda çözünebilir bor miktarı sabit olsa da 1000°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda artma eğilimindedir. Şekil 2.7



Şekil 2.7 %0.03 C'lu (A) ve %0.06 C'lu(B) çeliklerde sıcaklığa bağlı olarak çözünabilir bor miktarındaki değişim

başlangıçtaki (toplam) bor miktarına bağlı olarak çözünabilir bor miktarının sıcaklıkla olan ilişkisini göstermektedir.

Ostenit içerisinde bulunan çözünabilir bor miktarındaki artışa paralel olarak ostenitin ferrite dönüşümü ertelenmektedir. Çözünabilir bor miktarındaki %0.0001'den daha yüksek değerler için gecikme süresi değişmemektedir[6].

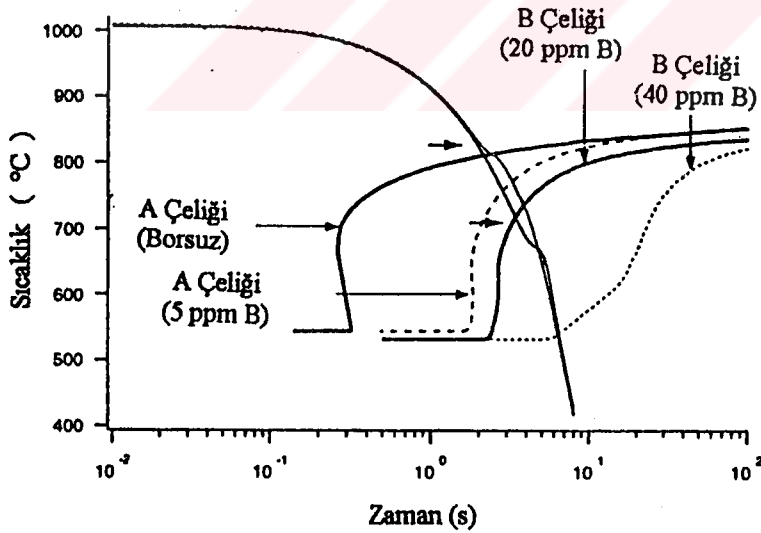


Şekil 2.8 %0.03 C'lu çeliğin(A çeliği) ve %0.06 C'lu çeliğin (B çeliği) farklı bor içerikleri için geliştirilmiş TTT diyagramı

Şekil 2.8 de %0.03 ve %0.06 C içeren çelikler için geliştirilen TTT diyagramları verilmiştir. Artan çözünabilir bor miktarı için ostenitin ferrite dönüşümü belirgin bir

şekilde gecikmektedir. Dolayısıyla dönüşüm daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmektedir. Dönüşümün daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesi yapıda büyük oranda martenzit ve beynitin oluşmasına neden olmaktadır. Buna karşılık aynı soğuma hızında düşük bor içeriği için iç yapıda ferrit, martenzit ve beynit oluşmaktadır. Şekil 2.9'da %0.03 ve %0.06 C'lu çelikler için farklı bor içeriklerine bağlı olarak geliştirilmiş CCT(sürekli soğuma-dönüşüm) diyagramı verilmiştir[6].

Bor içeren çeliklerin kaynaklı bağlantılarında meydana gelen ısı çevrimler göz önüne alındığında, gerek ısının tesiri altında kalan bölgede(ITAB) gerekse bor içeren kaynak metalinde ostenitin dönüşümü sonucunda ortaya çıkan iç yapının ve buna bağlı olarak malzeme özelliklerinin bilinmesi son derece önemlidir. Özellikle kaynak parametrelerine bağlı olarak, soğuma hızlarının ve ulaşılan maksimum sıcaklığın değiştiği göz önüne alınırsa aynı malzeme için farklı iç yapıların oluşabileceği açıktır. Farklı iç yapıların ve malzeme özelliklerinin ortaya çıkması kaynaklı bağlantının kaynak kabiliyetini değiştirecektir. Bu nedenle borlu çeliklerin kaynağında kaynak metalinin ve ITAB'nin özelliklerini değiştirebilecek faktörlerin incelenmesi faydalı olacaktır.



Şekil 2.9 %0.03 C'lu çelik(A çeliği) ve %0.06 C'lu çelik(B çeliği) için geliştirilmiş CCT diyagramı

2.3. Borun Karbonlu Çeliklerin Kaynağına Etkisi

Bor, kaynak metalinin soğuması sırasında perlit reaksiyonunu geciktirmek suretiyle iç yapının beynitik oluşmasında büyük bir etkiye sahiptir. Ostenit tane sınırlarında ve erime bölgesi sınırlarında $Fe_{23}(B,C)_6$ (borkarbür) çökmesi oluşur. Borkarbür çökmesi soğuma hızının azalması ve bor içeriğinin artmasıyla artar.

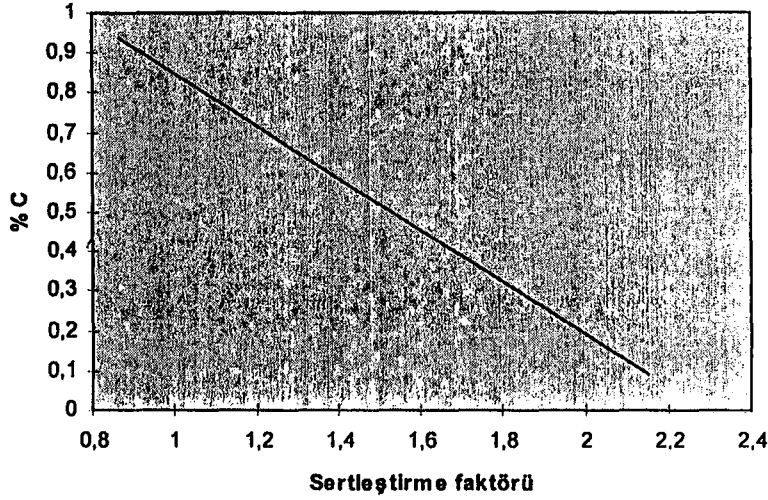
Kaynak metali içindeki borun etkisi aynı bileşime sahip haddelenmiş malzeme ile aynıdır. Katılaştıran kaynak metalinin sertleşebilirliği ölçüldüğünde soğuma hızına bağlı olarak Jominy deneyinde aynı soğuma hızına sahip parça ile aynı özellikler gösterir[4].

Borlu çeliklerin çentik darbe mukavemeti bor içermeyen çeliklerden daha yüksektir. Borun çentik darbe mukavemetini artırıcı etkisi büyük oranda kaynak metalinin içindeki bor miktarına bağlıdır. Pratikte en büyük çentik darbe mukavemeti % 0.02 C'lu çeliklerde % 0.002 bor miktarında elde edilmektedir. Bor miktarının artmasına bağlı olarak taneler arası ve taneler içi borkarbür gevrekliği nedeniyle çentik darbe mukavemetinde düşme meydana gelir.

TİG, MİG / MAG ve tozaltı kaynağında çentik darbe tokluğu direkt olarak toplam bor miktarı yerine, çözünen bor miktarına bağlı olarak değişir. Kaynak metali daha hızlı soğuduğu için gazaltı(TİG, MİG / MAG) kaynağındaki çentik darbe mukavemeti, soğuma hızının düşük olduğu tozaltı kaynağından daha iyidir[4].

Kaynak işlemi sırasında borun hangi mekanizmalarla etkili olduğu konusunda fazla bir bilgi yoktur. Borun çok küçük oranlarda ilavesi sertleşebilirliği büyük oranda artırmaktadır. % 0.2 C içeren bir çeliğe % 0.0005 ile 0.003 oranında bor ilavesi % 0.9 Cr, % 3.2 Ni veya % 0.7 Mo'in yaptığı sertleştirme etkisine eşit sertleştirme etkisi yapmaktadır. Genel olarak çeliğin karbon içeriği ötektoid bileşime yaklaştıkça(% 0.8 C) borun sertleştirme etkisi lineer olarak azalmaktadır (şekil 2.10).

Yüksek alaşımlı düşük karbonlu çeliklere borun ilavesi mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde oldukça etkili olmasına karşılık ötektoid ve ötektoid üstü çeliklerde etkisi ortadan kalkmaktadır.



Şekil 2.10 Karbon içeriğinin borun sertleştirme kabiliyetine etkisi

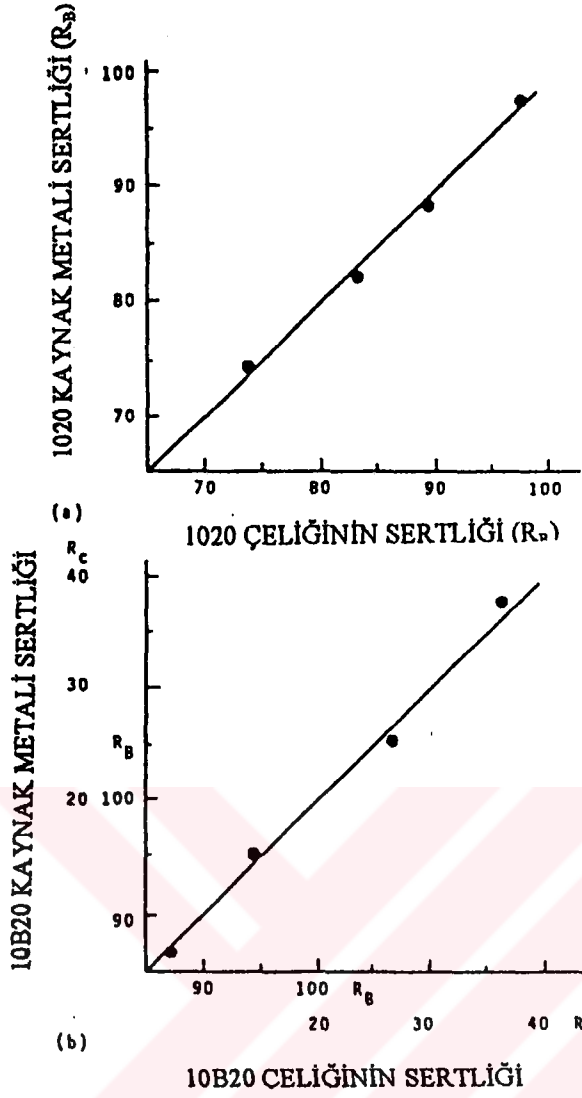
Bor içeriğinin çeliklerin sertleşebilme kabiliyetini belirgin olarak etkilediği bilinmektedir. Molibdenli çeliklerde %0.002 bor içeriği sertleşme kabiliyetini 3 katına kadar artırabilmektedir [3,8].

Bor içeriği gereğinden fazla olduğu zaman, borkarbür kalıntıları ostenit tane sınırlarında çökmektedir. Kaynaktan sonra soğuma sırasında borkarbürler, tane ve dendrit sınırlarında çöker. Taneler arası borkarbür kalıntılarının mevcudiyeti sadece borun sertleştirme etkisini azaltmaz aynı zamanda çentik darbe mukavemetini de ciddi oranlarda düşürmektedir.

Yapılan deneylerde belirli bir soğuma hızı için bileşimleri aynı kaynak metalinde oluşan sertlik ile esas metaldeki sertlik hemen hemen aynı bulunmuştur[4]. Kaynak metalini ile esas metalin sertliklerinin ilişkisi yaklaşık olarak eğimi 45 derece olan bir doğru ile ifade edilmektedir(şekil 2.11).

Aynı bileşime sahip kaynak metalini ve esas metal incelendiğinde çok küçük farklılıklar ortaya çıkabilmektedir. Kaynak metalindeki ve esas metaldeki ostenit tanelerinin boyutları arasında çok küçük farklar mevcuttur.

Bor içeren kaynak metalinin sertleşebilirliği büyük oranda bor miktarına bağlıdır. Borun az veya çok fazla olmasının sertleşebilirliği ortadan kaldıracığı bilinmektedir. Bor miktarının % 0.0017 'yi geçmesi durumunda gazaltı kaynağında

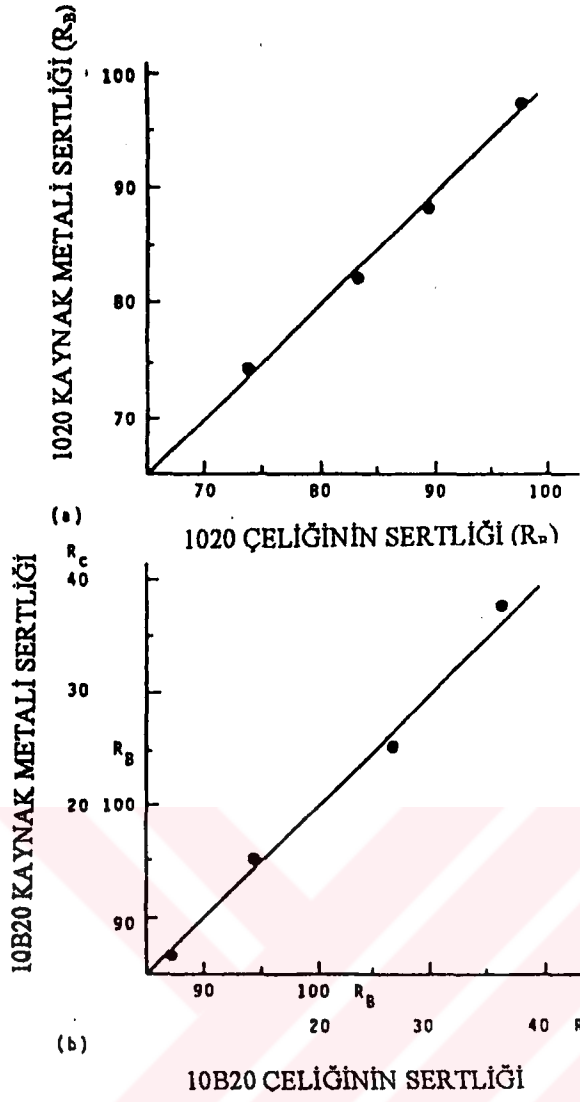


Şekil 2.11. Aynı kimyasal bileşime sahip çeliğin 723°C’de aynı soğuma hızları için kaynak metalinde ve esas metaldeki sertlik değerleri (a) 1020 çeliği, (b) 10B20 çeliği

borun sertleştirici etkisi azalmaktadır. Belirli bir soğuma hızı için bor miktarının aşırı artması daha düşük sertlik oluşmasına sebep olur. Ancak bor içeriğinin %0-0.024 arasında olduğu çeliklerde, borsuz çeliklere nazaran daha yüksek sertleşebilirlik özelliği görülmektedir.

Bor miktarının artırılması gazaltı kaynağı ile yapılan bağlantılarda iç yapıyı etkilemektedir. Bor ostenit tane sınırlarında sadece borkarbür oluşumunu etkilemez aynı zamanda kaynak sonrası soğumada ötektoid dönüşüm ürünlerini de değiştirir.

Değişik miktarlarda bor içeren % 0.2 karbonlu çelikler üzerinde yapılan araştırmalarda bor miktarının iç yapıyı belirgin olarak etkilediği tesbit edilmiştir.



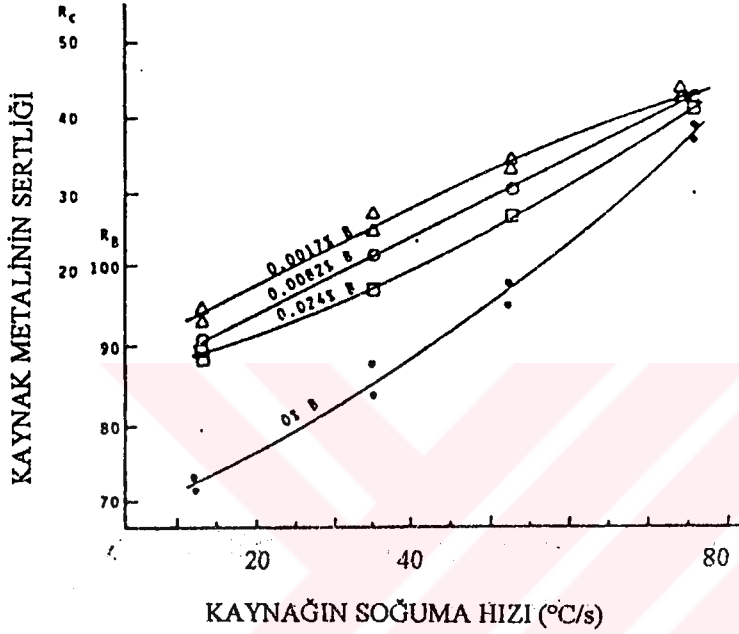
Şekil 2.11. Aynı kimyasal bileşime sahip çeliğin 723°C'de aynı soğuma hızları için kaynak metalinde ve esas metaldeki sertlik değerleri (a) 1020 çeliği, (b) 10B20 çeliği

borun sertleştirici etkisi azalmaktadır. Belirli bir soğuma hızı için bor miktarının aşırı artması daha düşük sertlik oluşmasına sebep olur. Ancak bor içeriğinin %0-0.024 arasında olduğu çeliklerde, borsuz çeliklere nazaran daha yüksek sertleşebilirlik özelliği görülmektedir.

Bor miktarının artırılması gazaltı kaynağı ile yapılan bağlantılarda iç yapıyı etkilemektedir. Bor ostenit tane sınırlarında sadece borkarbür oluşumunu etkilemez aynı zamanda kaynak sonrası soğumada ötektoid dönüşüm ürünlerini de değiştirir.

Değişik miktarlarda bor içeren % 0.2 karbonlu çelikler üzerinde yapılan araştırmalarda bor miktarının iç yapıyı belirgin olarak etkilediği tesbit edilmiştir.

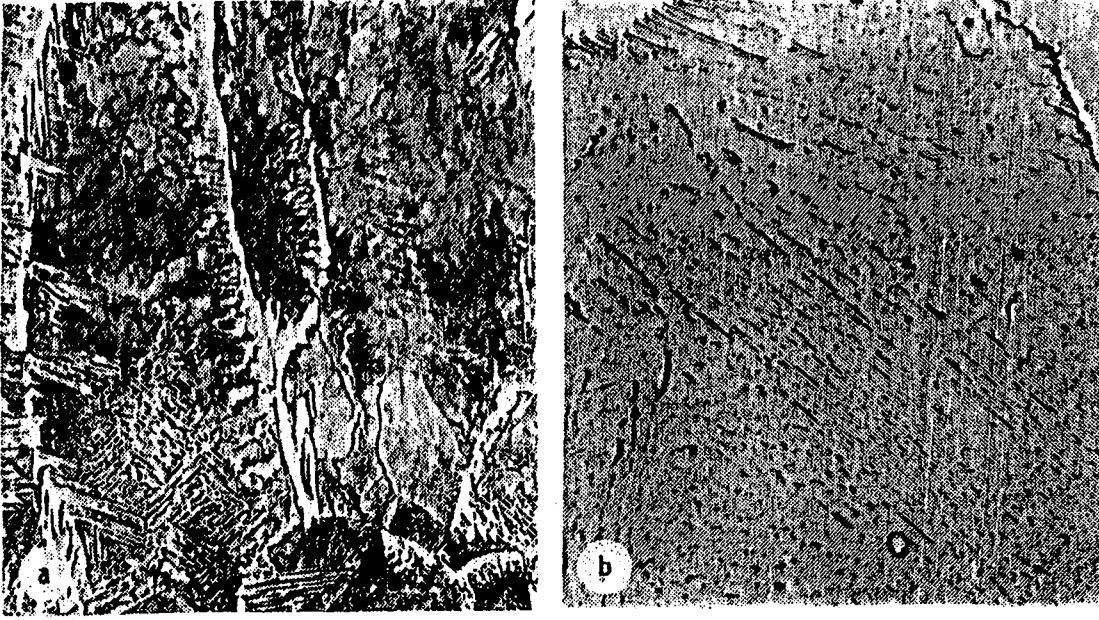
Yapılan bir araştırmada[4], % 0.2 C içeren maizemelerin bor içeriği sırasıyla %0 (borsuz), % 0.0017, % 0.0082 ve % 0.024 olarak seçilmiştir. Farklı bor içerikleri için 550 °C’de soğuma hızına bağlı olarak kaynak metalinde oluşan sertlik değerleri Şekil.2.12’de gösterilmiştir. Borlu ve borsuz malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemi ve parametreleri (kaynak akımı, hızı, gerilimi) aynı olmak üzere karşılaştırmaları yapılmıştır. Kaynak işleminden sonraki ortalama soğuma hızı 550 °C’de 40 °C/s dir [4].



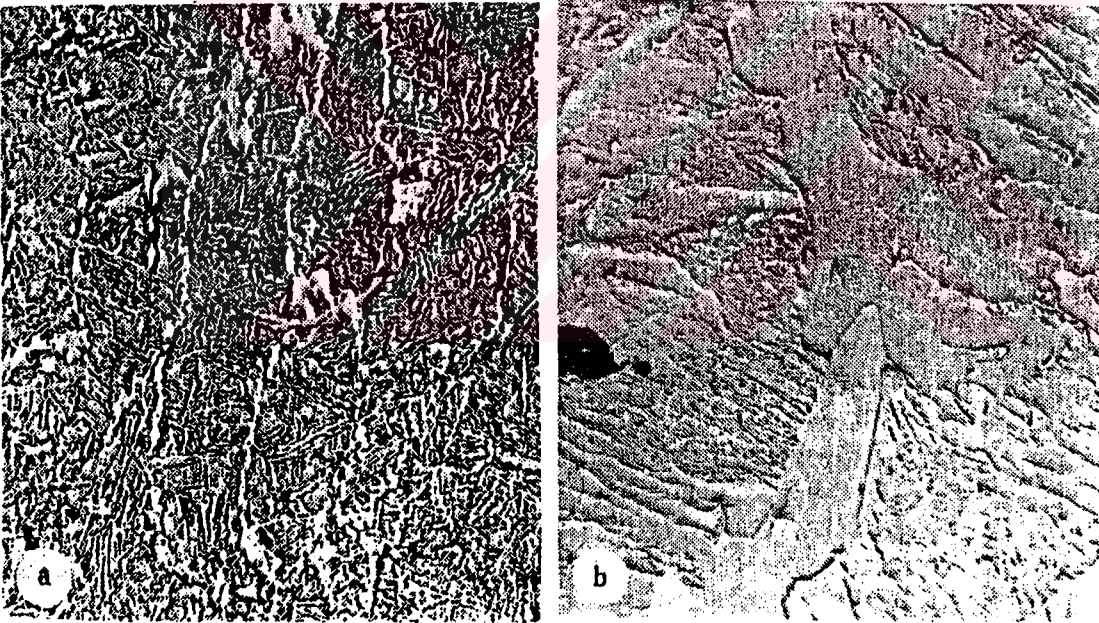
Şekil 2.12 % 0.2 C’lu elik kaynak metalinde 550 °C’deki soğuma hızının bor içeriğine bağlı olarak sertlik üzerindeki etkisi

Bor içermeyen %0.2 karbonlu 1020 çeliğinde kaynak işlemi sonrasında oluşan iç yapı Şekil 2.13 de gösterilmiştir. Bor içermeyen kaynak metalinin iç yapısının ostenit tane sınırlarında ortaya çıkan Widmanstatten ferriti ve iri taneli ferrit bloklarından oluştuğu görülmektedir. Şekil 2.13.b’de ferrit bloklarına teğet bölgelerde perlit oluşumu gözlenmektedir. Beynit, ostenit sınırlarına yakın oluşma eğilimindedir. Bu tür iç yapıya karbonlu çeliklerin kaynağında sıkça rastlanmaktadır[4].

%0.2 karbonlu bir çeliğe %0.0017 oranında bor ilavesi yapıldığında oluşan kaynak metalinin iç yapısı Şekil 2.14’ de verilmiştir. Burada oluşan kaynak metalinin iç yapısı Şekil 2.13.a ile karşılaştırıldığında, borun sadece ostenit tane sınırlarında değil aynı



Şekil 2.13 1020 kaynak metalinde 550°C'de 40°C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan (a) 500 kat büyütülmüş,(b) 6000 kat büyütülmüş iç yapı



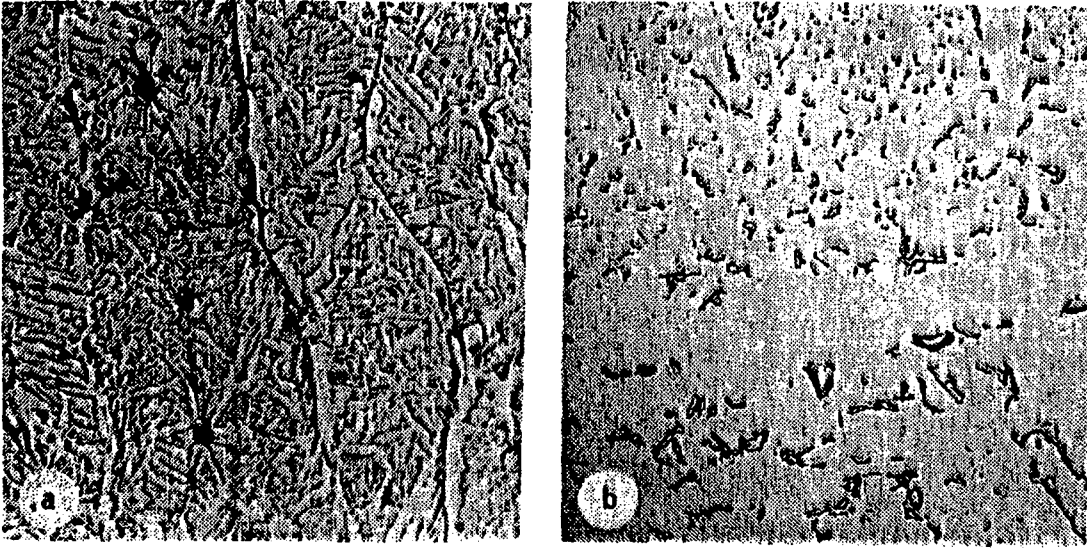
Şekil 2.14 %0.0017 B içeren 10B20 çeliğinin 55 °C/s' lik soğuma hızında oluşan (a) 500 kat (b)6000 kat büyütülmüş iç yapısı

zamanda katılaştıran tane sınırlarında da ferrit oluşumunu desteklediği görülmektedir. Bor içermeyen çeliklerde ferrit oluşumu sadece ostenit tane sınırlarında oluşmaktadır. Bu çökeltme ile tane sınırlarında oldukça zayıf segregasyonlar oluşur. Çökeltmenin kaynak metalinin soğuması sonucunda ostenitten dönüşen ürünler üzerinde belirgin bir etkisi yoktur. Ancak %0.0017 oranında bor içeren çelik kaynak

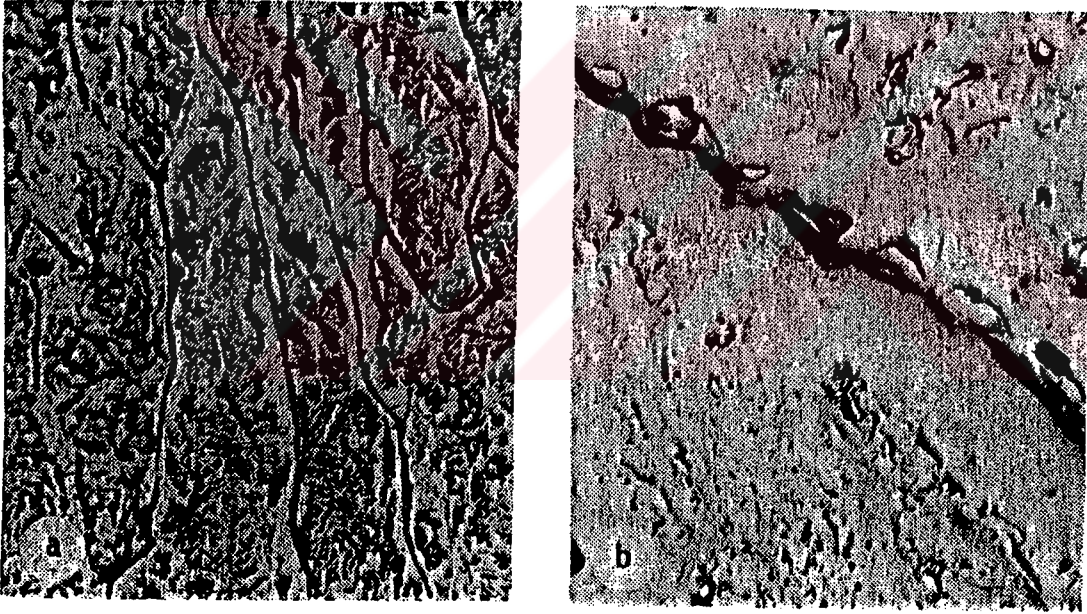
metalinde(şekil 2.14.a) ferrit hem ostenit tane sınırlarında hem de katılaştıran tane sınırlarında görülmektedir. Ostenit tane sınırları ve yapıdaki borun katı hal segregasyonu, sınır bölgelerindeki gerilme enerjisini büyük oranda artırmaktadır. Bu artış, kaynak dikişinin soğuması sırasında hem ostenit tanelerinin hem de ostenitten dönüşen ürünlerinin tane sınırlarında ferritin çekirdeklenmesine neden olur. Sonuç olarak ferrit, bor içeren kaynak metalinin ostenit ve ostenitten dönüşen ürünlerin tane sınırlarında hemen hemen ayırt edilemez[4].

%0.2 C içeren çeliğe bor ilavesi perlit ve beynit dönüşümlerini büyük oranda etkilemektedir. Bor ilavesi ferrit-karbür oluşumunu teşvik eder. Ferrit-karbür yapısı beynite yakın bir görüntü oluşturur. Şekil 2.13.b ve şekil 2.14.b karşılaştırıldığında borun kaynak metalinin soğumasıyla oluşan beynitik yapıyı belirgin bir şekilde değiştirdiği görülmektedir. % 0.2 karbon içeren çelik kaynak metalinin iç yapısı incelendiğinde(şekil 2.13.b) beynit ve ince perlit alanları görülmektedir. Ancak aynı kimyasal bileşime sahip fakat % 0.0017 oranında bor içeren kaynak metalinde sadece beynit gözlenmesine karşılık perlit çizgileri görülmemektedir. % 0.001-0.003 gibi oldukça küçük miktarda bor içeren çeliklerde perlit dönüşümünün gecikmeye uğradığı bilinmektedir. Ancak borun neden kaynak metalinde beynit morfolojisini (yapısını) etkilediği bilinmemektedir. Bor, beynitik yapının çekirdeklenme ve büyüme mekanizmalarını değiştirmektedir[4].

%0.2 karbonlu borlu kaynak metalinde bor miktarı %0.0082 ve %0.024 değerine yükselmesi ferrit-karbür ve beynit yapısının oluşumunu daha fazla etkilemektedir(Şekil 2.15.b ve şekil 2.16.b). Bu kaynak metali, ne alışlagelmiş perlit çizgilerini ne de beynit şeklini içermemektedir. Bunun yerine, kaynak metalinde iğneli ferrit yapısı ve düğümlü karbür çizgileri görülmektedir. Ferrit yapısı beynitin iğneli ve düğümlü görünümüne uygundur. Bu yapı, artan bor miktarına bağlı olarak daha belirgin hale gelmektedir[4].



Şekil 2.15 %0.2 C'lu %0.0082 oranında bor içeren çelik kaynak metalinin 550 °C'de 40°C/s soğuma hızında ortaya çıkan (a) 600 kat (b)3000 kat büyütülmüş iç yapısı



Şekil 2.16 %0.2 C'lu %0.024 bor içeren çelik kaynak metalinin 550°C'de 40°C/s'lik soğuma hızında ortaya çıkan (a)500 kat (b)3000 kat büyütülmüş iç yapısı

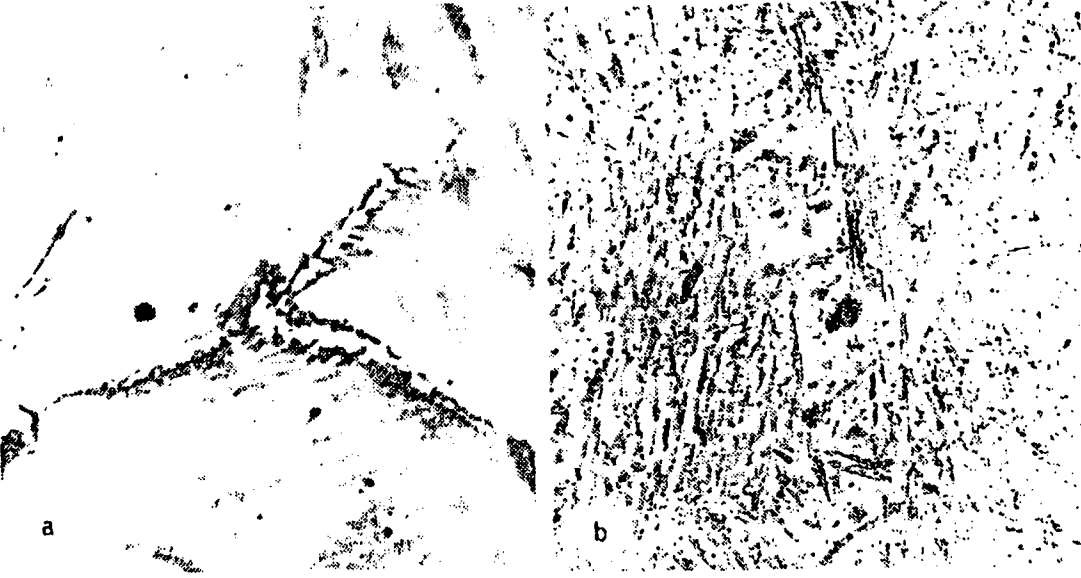
2.3.1.Kaynak metalinde borkarbür oluşumu

Gazaltı kaynağında kaynak metalinin bor içeriği, soğuma sırasında ostenit ve ostenitten dönüşen ürünlerin tane sınırlarında ortaya çıkan borkarbür oluşumunu büyük oranda etkilemektedir. Şekil 2.13, 2.14, 2.15 ve 2.16, %0.2 karbon içeren kaynak metalinin 550 °C'de 40 °C/s soğuma hızı için, içerdiği bor miktarına bağlı

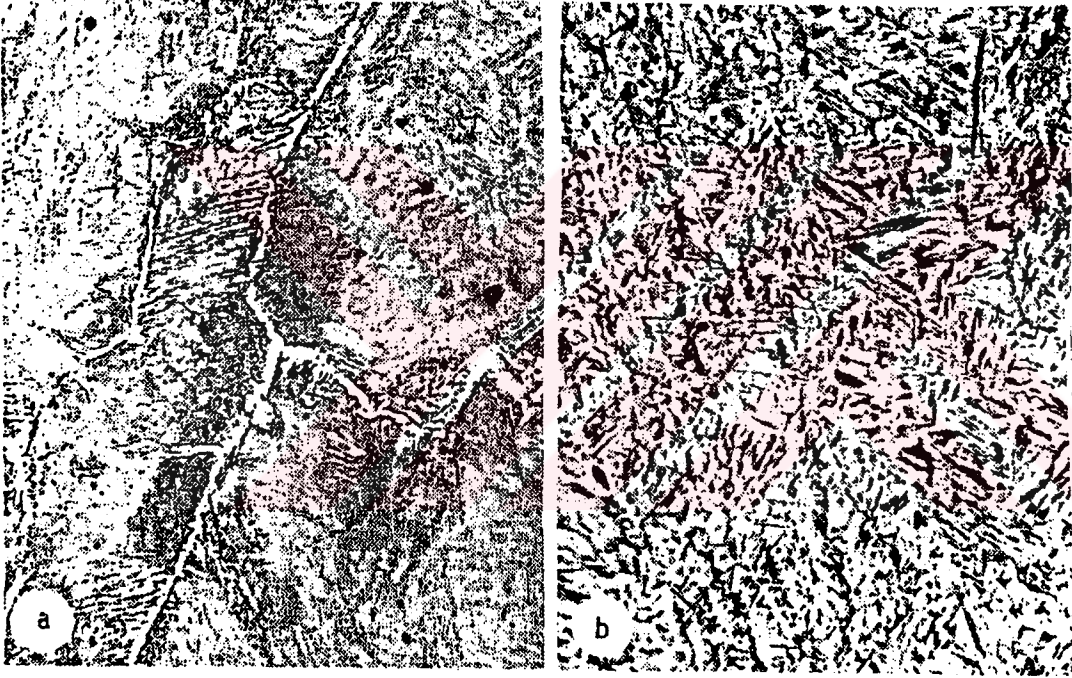
olarak ostenit taneleri arasında ve dönüşüm ürünlerinin taneleri içinde borkarbür oluşumunu göstermektedir. % 0.2 C'lu % 0.0017 bor içeren kaynak metalinin 40 °C/s soğuma hızında, sınır bölgelerinde bor karbür kalıntı çizgileri ortaya çıkmaktadır(şekil 2.14). Bor miktarındaki artış % 0.0082 olduğu zaman borkarbür çökmesi belirgin hale gelmektedir(şekil 2.15). Borun % 0.024 gibi gerekenden fazla bir miktarda olması durumunda dönüşmüş tanelerin içinde ve ostenit taneleri arasında borkarbür çökmesi daha baskın olmaktadır(şekil 2.16). Borkarbür fazının çökmesi noktalar şeklinde ostenit ve dönüşüm ürünlerin tane sınırları boyunca dağılmış olarak görülmektedir. Tanelerin arasında ve içinde oluşan borkarbür (şekil 2.14, 2.15, 2.16) ferrit yapısı içinde oluşmaktadır. Bunun sebebi kaynak metalinin soğuması sırasında ostenit tane sınırlarında ve dönüşüm ürünlerin tane sınırlarında borun ayrışma eğiliminin büyük oranda artmasıdır. Bor konsantrasyonu aşırı derecede doymuş hale geldiği zaman, sınırların elastik uzama enerjisi borkarbür çökeltilerinin oluşacağı seviyeye kadar yükselir. Yüksek gerilme enerjisine sahip bu bölgeler ferritin çekirdekleşeceği bölgeleri oluşturur. %0.2 C'lu borlu çelik için soğuma hızı 40 °C/s ve altına düştüğü zaman hem borkarbür hem de ferrit çökler. Her iki faz ostenit ve dönüşüm ürünlerinin sınırları boyunca oluşur fakat borkarbür fazı beyaz ferrit içinde bir doğru üzerinde sıralanmış noktalar şeklinde çökler (şekil 2.16.b)[4]

2.3.2. Soğuma hızının kaynak metalinin mikroyapısına etkisi

Kaynak metalinin kimyasal bileşimi gözardı edildiği zaman iç yapıyı etkileyen en önemli faktör soğuma hızıdır. Bor, soğuma hızına bağlı olarak, soğuma sırasında martenzit oluşumunu destekler. %0.0017 oranında bor içeren %0.2 C'lu çeliğin sertleşme faktörü 2'dir. Farklı soğuma hızlarında bor içeren ve bor içermeyen aynı kimyasal bileşime sahip iki çeliğin farklı soğuma hızlarında oluşan iç yapısı(şekil 2.17 ve 2.18) incelendiğinde, borlu çelikte daha fazla martenzit oluştuğu görülmektedir. Borlu çeliğin erime bölgelerinde yaklaşık 80 °C/s'lik soğuma hızında %100 martenzitik iç yapı oluştuğu görülmektedir(şekil 2.17.b). Buna karşılık aynı soğuma hızında bor içermeyen çelik kaynak metalinde martenzit kalıpları içinde beynit ve ferrit çizgileri bulunmaktadır



Şekil 2.17 Kaynak metalinin 550°C'de 78°C/s'lik soğuma hızında elde edilen 2500 kat büyütülmüş iç yapısı (a) 1020 çeliği, (b) 10B20 çeliği



Şekil 2.18 550°C'de 60°C/s soğuma hızında ortaya çıkan iç yapının 600 kat büyütülmüş şekli (a) 1020 çeliği (b) 10B20 çeliği

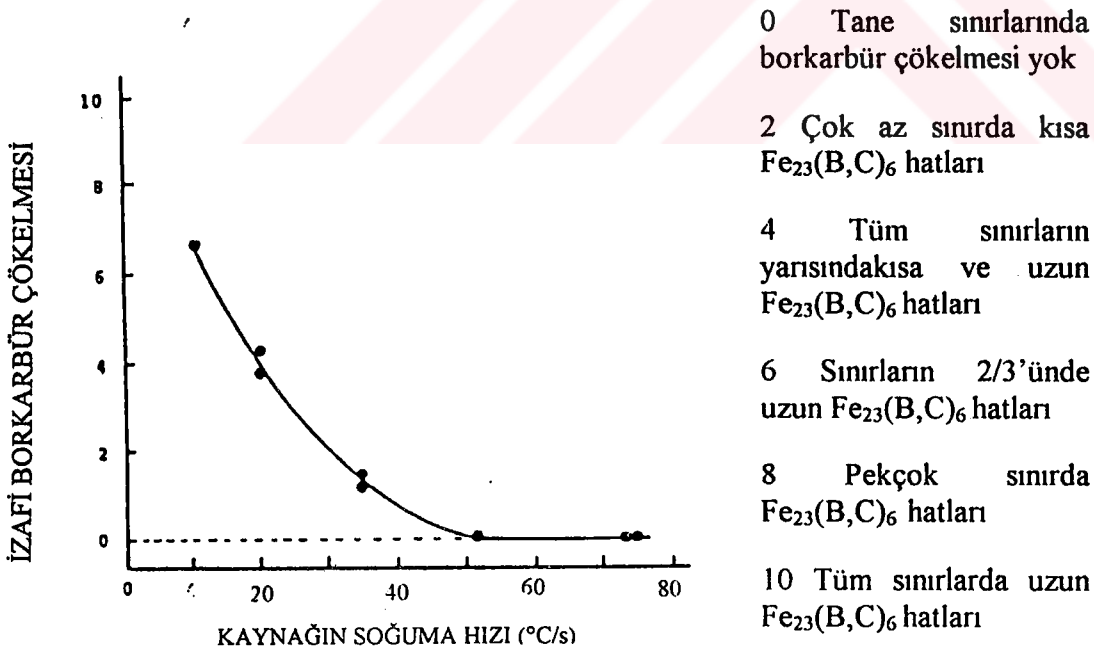
Borlu kaynak metalinde soğuma hızı 60 °C/s'ye düştüğü zaman iç yapının büyük bir çoğunluğu martenzit olmasına karşılık Widmanstätten ferrit çizgileri ve beynit de içermektedir. 60 °C/s'lik soğuma hızında, bor içermeyen kaynak metalinde oluşan içyapı büyük oranda ferrit blokları, Widmanstätten ferriti ve beynitten oluşmakta, buna karşılık yapıda çok az miktarda martenzit bulunmaktadır(şekil 2.18.a ve b).

Sonuç olarak bor içeren kaynak metalinin soğuma hızı arttığı zaman daha fazla martenzit oluşmaktadır. Bor içermeyen çeliklerde aynı soğuma hızı için daha az martenzit oluşumu gözlenmektedir.

2.3.4. Soğuma hızının borkarbür oluşumuna etkisi

Gazaltı kaynağında soğuma hızı ostenit tane sınırlarında ve yapıdaki tane sınırlarında borkarbür çökmesini belirgin olarak etkilemektedir. Belirli bir bor içeriği için düşük soğuma hızı taneler arası ve taneler içi borkarbür oluşumunu aşırı derecede artırırken hızlı soğuma oranlarında borkarbür oluşumunu yavaşlatmaktadır.

Gazaltı kaynağında kullanılan %0.2 C'lu borlu ve borsuz kaynak ilave metali için, taneler arasında ve içinde oluşan bor karbür çökmesi soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir. Grange[9] tarafından yapılan çalışmalarda elde edilen diyagrama göre (şekil 2.19) 55 °C/s ve daha büyük soğuma hızlarında borkarbür çökmesi



Şekil 2.19 Grange'ye göre 10B20 çeliği için 550°C'de soğuma hızının taneler arası ve taneler içi borkarbür oluşumuna etkisi[9]

görülmemektedir. Soğuma hızının azalmasına bağlı olarak çökelen borkarbür miktarı da artmaktadır. Grange tarafından oluşturulan grafikte borkarbür miktarının en fazla olduğu değer 10 olarak belirlenmiş ve borkarbür oluşumunun gözlenmediği değer 0 olarak alınmıştır. Grafik sadece belirli bir bor içeriği için olup, farklı bor içerikleri için grafik değişim gösterecektir. Grafikte çizilen eğri başlangıçtaki bor miktarı yüksek olduğu zaman yukarı doğru, başlangıçtaki bor miktarı düşük olduğu zaman aşağı doğru yer değiştirecektir[9].

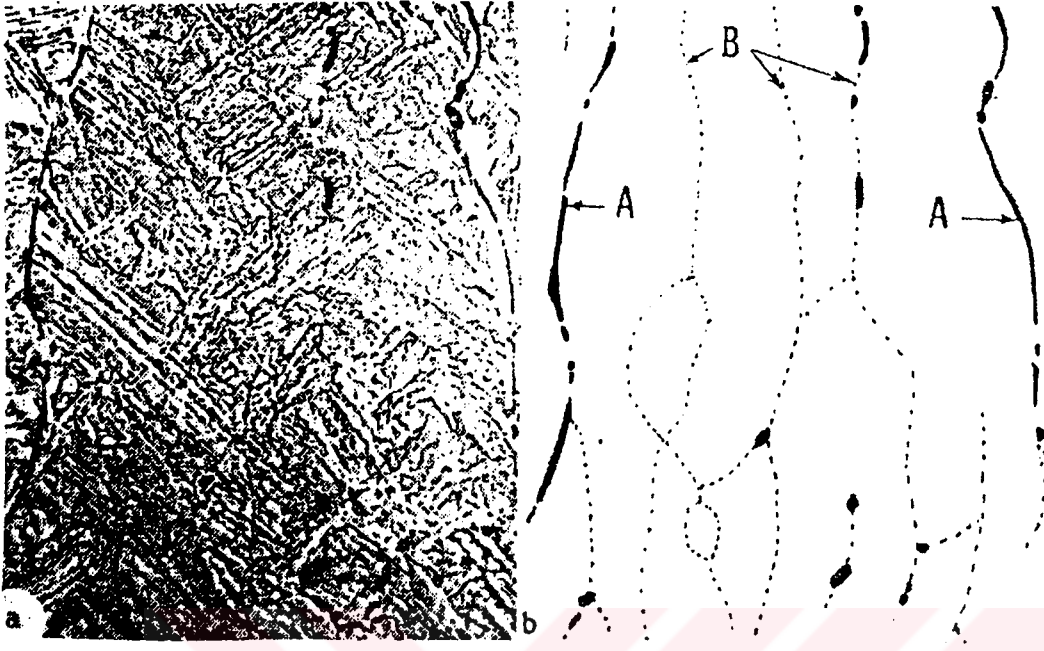
2.3.5. Ferrit ve borkarbür çökmesi

Ferrit ve borkarbür çökmesi kaynak metalinin soğuma hızına bağlı olarak ortaya çıkmaktadır. Ancak ostenit tane sınırları ferrit ve borkarbür çökmesi için ostenitten dönüşen ürünlerin tane sınırlarından daha uygun bir ortam oluşturur. Örneğin %0.2 C'lu kaynak metalinin aşırı derecede hızlı soğutulması sırasında ferrit oluşumu ortaya çıkmamaktadır(şekil 2.17.b). Düşük soğuma hızlarında ferrit, hem ostenitten dönüşen ürünlerin tane sınırlarında hem de ostenit tane sınırlarında oluşmaktadır(şekil 2.14 – 2.16).

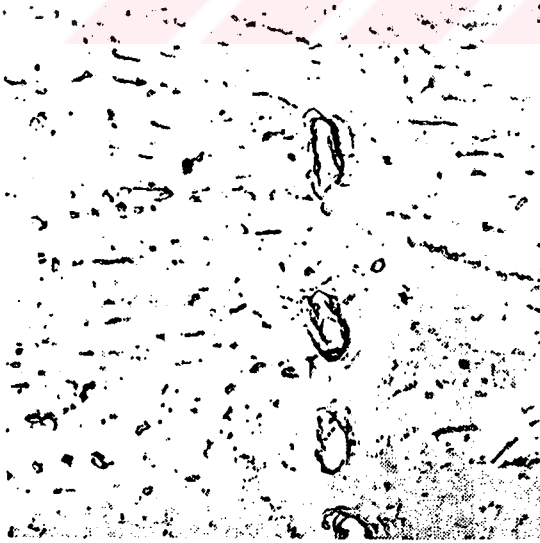
60 °C/s'lik orta düzeyde soğuma hızında ostenit tane sınırlarında(şekil 2.20.a – 2.20b) ferrit görülmemesine karşılık, ostenitten dönüşen ürünlerin tane sınırlarında ferrit çökmesi ortaya çıkmaktadır. Şekil 2.21'deki elektron mikroskopisinde ince karbür çökeltileri ile belirlenen ferritsiz tane sınırları görülmektedir. Tane sınırlarındaki borkarbür çökeltilerinin miktarı, katılaştıran dönüşüm ürünlerinin tane sınırlarındaki borkarbür çökeltilerinden çok daha fazladır[4].

Ostenit tane sınırlarında daha fazla borkarbür çökmesinin bir başka nedeni de ostenit tanelerinin birleştiği bölgelerin yüksek elastik uzama enerjili, geniş açılı sınırlar olmasıdır. Dönüşüm ürünleri tane sınırları düşük enerjili bölgelerdir. Çözünmüş yeralan atomların dönüşüm ürünlerindeki segregasyonu hem tane sınırlarında hem de dönüşüm ürünlerinin tane sınırlarında aynı olmasına rağmen yüksek enerjili tane sınırları ostenitin kaynak işlemi sonrasında soğuması esnasında fazla miktarda bor atomunun katı hal segregasyonu oluşturabileceği muhtemel bölgeleri oluşturur. Sınırlar, yüksek elastik uzama enerjisi nedeniyle atomsal

boyuttaki hataların oluştuğu b6lgeler olduğu için, bor y6ksek enerjili sınırlara yayılır ve sınırlardaki y6ksek enerji seviyesini azaltır.



Şekil 2.20. %0.2 C ve %0.024 B içeren kaynak metalinin 60°C/s soğuma hızında oluşan (a) iç yapısı, (b) iç yapının Şematik g6sterimi. A ostenit tane sınırlarında 6kelelen bor karb6r ve 6tektoid altı ferrit b6lgelerini, B bor karb6r 6kelmesi meydana ge miş tane sınırlarını g6stermektedir.



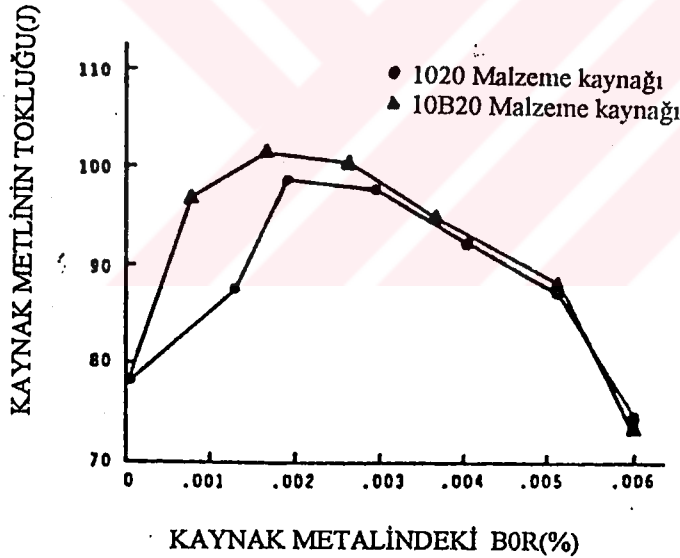
Şekil 2.21 Tane sınırlarında oluşan bor karb6r 6kelmesi (x6000)

Ancak sınırlar bor tarafından aşırı derecede doymuş hale geldiği zaman elastik uzama enerjisi hem ferritin hem de borkarbür çökeltilerinin çekirdekleşebileceği enerji düzeyine kadar tekrar yükselir[4].

Ostenit tane sınırları daha yüksek enerjili olduğu için bor segregasyonu izafi olarak çok daha fazladır.

2.3.6. Borun kaynak metalinin çentik darbe mukavemetine etkisi

Bor, çelik kaynak metalinin çentik darbe mukavemetini ve çentik hassasiyetini önemli ölçüde etkilemektedir. %0.002 bor içeriği maksimum çentik darbe mukavemetinin ortaya çıktığı değerdir. Bu değerden daha düşük bor içeriğinde çentik darbe mukavemeti değerlerinde azalma görülmektedir. Gerekenden daha yüksek bor içeriğinde de çentik darbe mukavemeti azalmaktadır. Yüksek bor değerlerinde çentik darbe mukavemetindeki azalmanın temel nedeni tanelerarası ve dönüşüm ürünlerinin sınırları arasında borkarbür çökmesidir.



Şekil 2.22 %0.2 C'lu kaynak metalinin çentik darbe tokluğuna borun etkisi

Kaynak metalinin çentik darbe mukavemeti bor miktarına bağlı olarak büyük bir değişim göstermektedir. Kaynak metalinin bileşiminin ve soğuma hızının sabit olduğu durumlarda çentik darbe mukavemetinin maksimum olduğu bir aralık mevcuttur. Maksimum çentik darbe tokluğu değerinin ortaya çıktığı bor miktarı aralığı %0.001 ile %0.003 'dür.

Bor içermeyen çeliklerin kaynağında, %0.0026 bor içeren ilave metal kullanıldığında kaynak metalinde maksimum çentik darbe tokluğu ortaya çıkmaktadır [4].

Bor içeriğinin %0.003 değerini aşması durumunda, sınırlarda oluşan borkarbür çökeltileri artmaktadır. Artan miktardaki borkarbür çökeltileri yapı ile bağdaşmayan düzeye geldiklerinde kaynak metalinde tane ve hücre sınırlarını zayıflatırlar. Çentik darbe testleri sonucunda gerekenden daha yüksek oranlardaki bor miktarının taneler arası ve taneler içi kırılmaya neden oldukları belirlenmiştir[4].

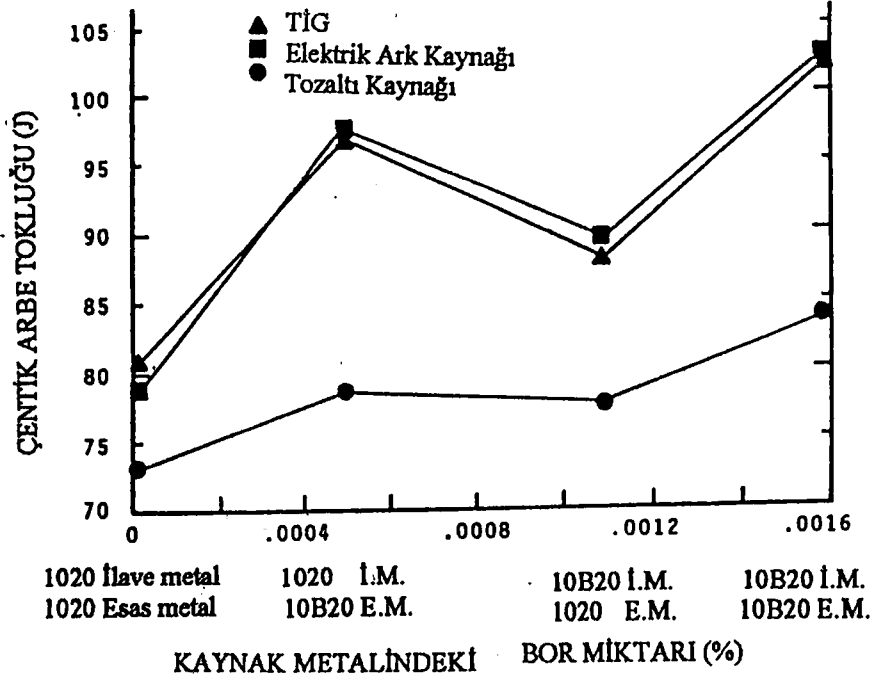
Bor içeren ve içermeyen çeliklerin, borlu ve borsuz ilave metal kullanılarak kaynaklı bağlantılarında elde edilen kaynak metalinin çentik darbe toklukları farklılıklar göstermektedir(şekil 2.22). Burada %0.002'den daha az bor içeren kaynak metali için, esas metalin erimesiyle dikişe geçen borun çentik darbe mukavemetini artırıcı etkisi, bor içermeyen çelik için borlu ilave metal kullanılarak elde edilen bağlantıdaki kaynak metaline geçen borun çentik darbe mukavemeti etkisini artırmasından daha yüksek bulunmuştur[4].

Bu oluşum kaynak metali içinde çözünebilir bor miktarı ile ilgilidir. Toplam bor miktarının %0.002'den düşük olduğu kaynak metalleri incelendiğinde borlu çeliğin erimesiyle kaynak metaline geçen çözünebilir bor miktarının, borlu ilave metalin erimesiyle kaynak metaline geçen çözünebilir bor miktarından daha yüksek olduğu kimyasal analizlerde ortaya çıkmıştır.

Kaynak metaline geçen borun etkisinin belirlenmesi amacıyla DEVLETİAN tarafından yapılan çalışmada[7] farklı kombinasyonlarda kaynaklı bağlantılar yapılmış ve deneylere tabi tutulmuştur. TİG, MİG/MAG ve tozaltı kaynak yöntemleri ile 1020 ve 10B20 çelik malzemeler aynı kimyasal bileşimde ilave metaller kullanılarak 4 farklı kombinasyonda birleştirilmiştir:

1020 ilave metal – 1020 esas metal
1020 ilave metal – 10B20 esas metal
10B20 ilave metal – 1020 esas metal
10B20 ilave metal – 10B20 esas metal.

Şekil 2.23, bu bağlantılardan elde edilen kaynak metallerindeki toplam bor miktarına bağlı olarak çentik darbe deneyi sonuçlarını göstermektedir. Borlu çeliğin borlu ilave metal kullanılarak elde edilen kaynaklı bağlantısında çentik darbe



Şekil 2.23 Tig, Mig/Mag ve tozaltı kaynağı ile yapılan birleştirmelerde kaynak metalindeki bor miktarının kaynak metalinin çentik darbe tokluğuna etkisi

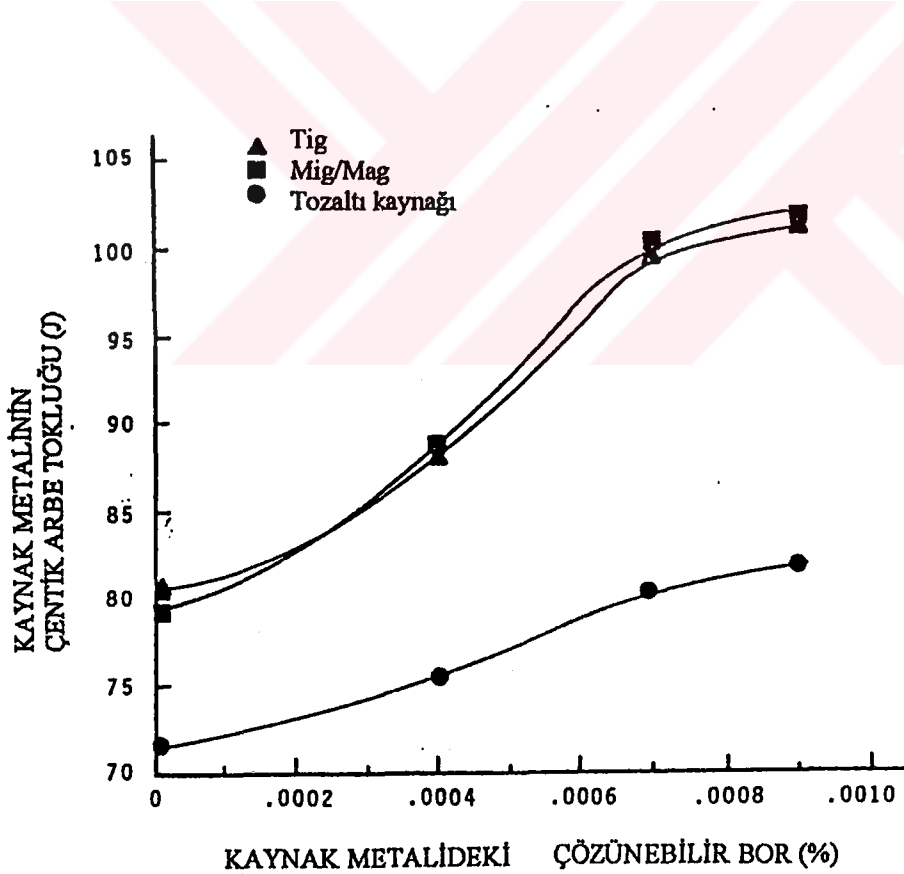
tokluğu en yüksek değerdedir. Bor içermeyen kaynak metalinin (borsuz ilave metal-borsuz esas metal) çentik darbe mukavemeti en düşük değerdedir. Borlu esas metal borsuz ilave metal ile borsuz esas metal borlu ilave metal kombinasyonlarında çentik darbe mukavemeti değerleri bu iki sınırın arasında bulunmaktadır. Ancak bor içeren esas metalin borsuz ilave metal ile bağlantısında elde edilen kaynak metalinin çentik darbe tokluğu, borsuz esas metal ile borlu ilave metal kullanılarak elde edilen bağlantıdaki kaynak metalinden daha yüksektir(şekil 2.23).

TİG ve MİG/MAG kaynağında aynı miktarda toplam bor miktarı için kaynak metalinin çentik darbe toklukları hemen hemen aynı düzeydedir. Ancak tozaltı kaynağı ile yapılan kaynak bağlantılarında kaynak metalinin çentik darbe tokluğu aynı bor miktarı için daha düşüktür.

Yönteme bağlı olarak kaynak metalinde aynı bor miktarı için farklı sonuçların ortaya çıkması çözünebilir bor miktarı ile ilgilidir. Çentik darbe tokluğu, yöntem ve çözünebilir bor miktarı ilişkisi incelendiğinde, çözünebilir bor miktarının artmasına bağlı olarak çentik darbe tokluğunun arttığı görülmektedir(şekil 2.24)[7].

Esas metalin erimesiyle kaynak metaline geçen borun çentik darbe tokluğunu neden daha fazla artırdığı tam olarak açıklanamamaktadır. Marrave[10] tarafından ortaya atılan tez kaynak işleminde ilave metalin çok çabuk eridiği, ilave metal içindeki çözünebilir borun bir bölümünün yüksek ark sıcaklığında ilave metaldeki bazı alaşımlandırma elemanlarıyla reaksiyonlar oluşturduğu şeklindedir. Bu mekanizma borun ilave metal ile transferinde etkisinin azalmasını açıklamasına rağmen(şekil.2.22) bu konuda direkt deneysel bulgular yoktur[7].

Gazaltı kaynağında, borlu çeliklerin bor içeren ilave metal ile kaynak edilmesi en yüksek çentik darbe tokluğu değerini vermektedir. Buna karşılık borlu çeliklerin bor içermeyen ilave metal ile birleştirilmesi durumunda çentik darbe tokluğunda %5 oranında bir azalma ortaya çıkmaktadır. Tozaltı kaynağında çok düşük soğuma hızları ortaya çıktığı için borkarbür oluşumu artmakta ve buna bağlı olarak kaynak metalinin çentik darbe tokluğu değeri azalmaktadır.



Şekil 2.24 Çözünebilir bor miktarının %0.2 C'lu çelik kaynak metalinin çentik darbe tokluğuna etkisi

2.4.Borlu Çeliklerde Isının Tesiri Altında Kalan Bölge

Borlu çeliklerin kaynağında ötektoid dönüşümden önceki ostenit tane sınırlarında borkarbür oluşumu söz konusudur. Taneler arasında fazla miktarda borkarbür oluşumu çeliğin hem sertleşme kabiliyetini hem de çentik darbe tokluğunu azaltmaktadır. Bor içeren çeliklerde soğuma hızı, borkarbür oluşumunu etkileyen en önemli faktörlerden birisidir. Kaynak işleminde pek çok faktör soğuma hızını etkilemektedir. Borlu çeliklerde soğuma hızının borkarbür oluşumunu ve iç yapıyı nasıl etkilediği bilirse kaynak işlemi sonrasında ortaya çıkacak sonuçları önceden tahmin etmek mümkün olacaktır.

Borlu çeliklerde %0.002 oranındaki bor miktarında en yüksek sertleşme katsayısı ve çentik darbe tokluğu ortaya çıkmaktadır. Bu nedenle ticari amaçla üretilen borlu çeliklerde bor miktarı bu değerlerdedir. Çeliğin üretimi sonrasında bor miktarının toleransı \pm %0.0003 dolaylarında olmaktadır. Bor miktarı %0.0025 değerini aştığı zaman ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmesi arttığı için çentik darbe tokluğu değerlerinde azalma ortaya çıkmaktadır.

Borkarbür çökmesi henüz tam olarak açıklığa kavuşturulmuş bir konu değildir. Ancak yapılan araştırmalar çökelen borkarbür miktarının sadece başlangıçtaki bor oranına bağlı olmadığı aynı zamanda ostenitleme sıcaklığına da bağlı olarak değiştiğini göstermiştir. Aşırı derecede yüksek ostenitleme sıcaklıklarında borkarbür oluşumunun kinetiği değişmektedir. Yüksek ostenitleme sıcaklıklarında borkarbür oluşma eğiliminin arttığı, daha sonra aşırı derecede yavaş soğuma ile borun sertleştirme etkisinin büyük oranda kaybolduğu bilinmektedir.

Borlu çelikler üzerinde yapılan araştırmalarda[7] ostenit tane sınırlarında ve ostenitten dönüşen ürünlerin tane sınırlarında çökelen borkarbür miktarının sadece başlangıçtaki bor miktarına bağlı olarak değişmediği, aynı zamanda kaynak sonrasındaki soğuma hızına da bağlı olarak değiştiği görülmüştür. Aynı çalışmada kaynak metalindeki özelliklerin kötüleşmesine ostenit tane sınırlarında çökelen aşırı miktardaki borkarbürün neden olduğu belirtilmektedir.

Bu nedenle borlu çeliklere uygulanan kaynak işleminde oldukça yüksek sıcaklığın etkisiyle ısının tesiri altında kalan bölgede borkarbür çökmesi olmaktadır. Kaynak

işlemi sonrasında soğuma işlemi kısa sürede meydana gelse bile ısının tesiri altında kalan bölge erime sıcaklığı ile ötektoid dönüşüm sıcaklıkları arasında etki altında kalmaktadır. ITAB'de etkili olan sıcaklığın ve soğuma hızının değişken olması borkarbür çökmesini etkilemektedir. ITAB'de oluşan borkarbür çökmesinin hem maksimum sıcaklığa hem de soğuma hızına bağlı olarak incelenmesi faydalı olacaktır.

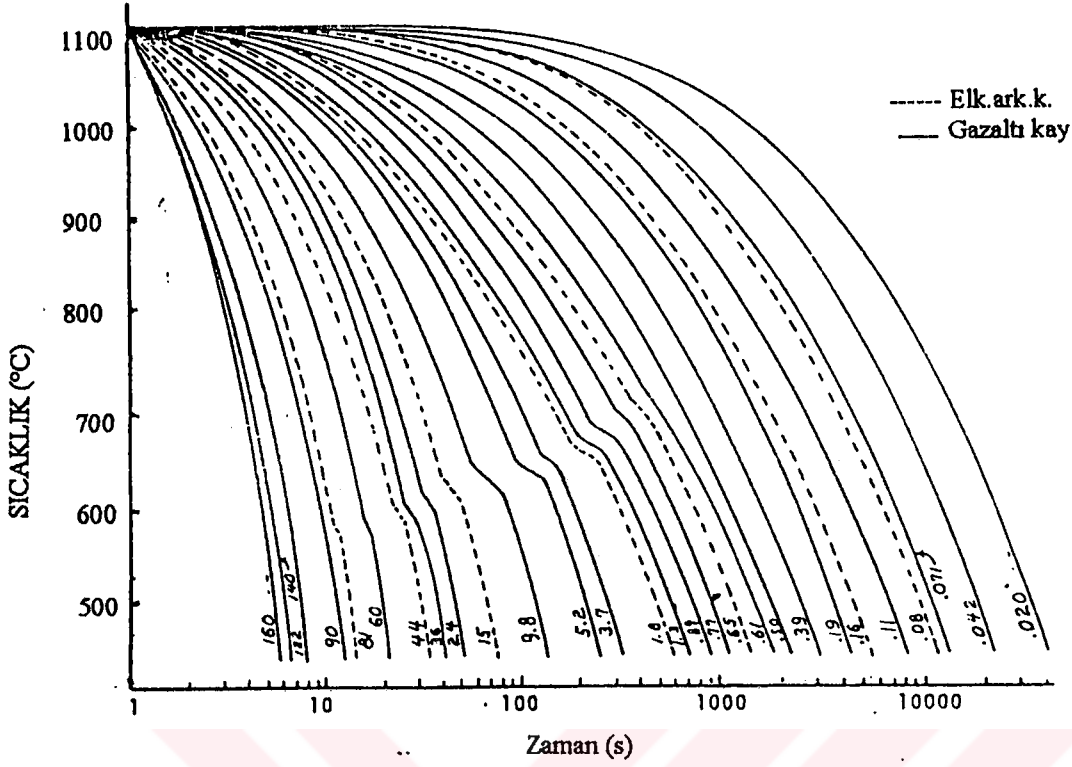
2.4.1. Isının tesiri altındaki bölgede borkarbür oluşumu

Isının tesiri altındaki bölge farklı sıcaklıklara maruz kalmakta ve erime çizgisinden itibaren malzemenin maruz kaldığı maksimum sıcaklık değişmektedir. ITAB'nin başlangıcı olan erime çizgisinde ulaşılan maksimum sıcaklık malzemenin erime sıcaklığıdır. ITAB'nin son bulunduğu yerde ise sıcaklık ötektoid dönüşüm için gerekli olan minimum sıcaklık(723 °C) değeridir.

Isının tesiri altında kalan bölgede ulaşılan maksimum sıcaklığın belirlenmesinde belli yerlere yerleştirilmiş termoelemanlar kullanılmaktadır. Ancak bazı durumlarda termoeleman kullanımı yerine belirli şartlar için kullanılan amprik formüllerden de yararlanılabilmektedir

Uygulamalarda en çok kullanılan %0.2 C'lu ve %0.002 oranında bor içeren 10B20 çeliği için farklı kaynak parametreleri ve soğutma ortamları kullanılarak elde edilen soğuma hızları şekil 2.25 'de görülmektedir.

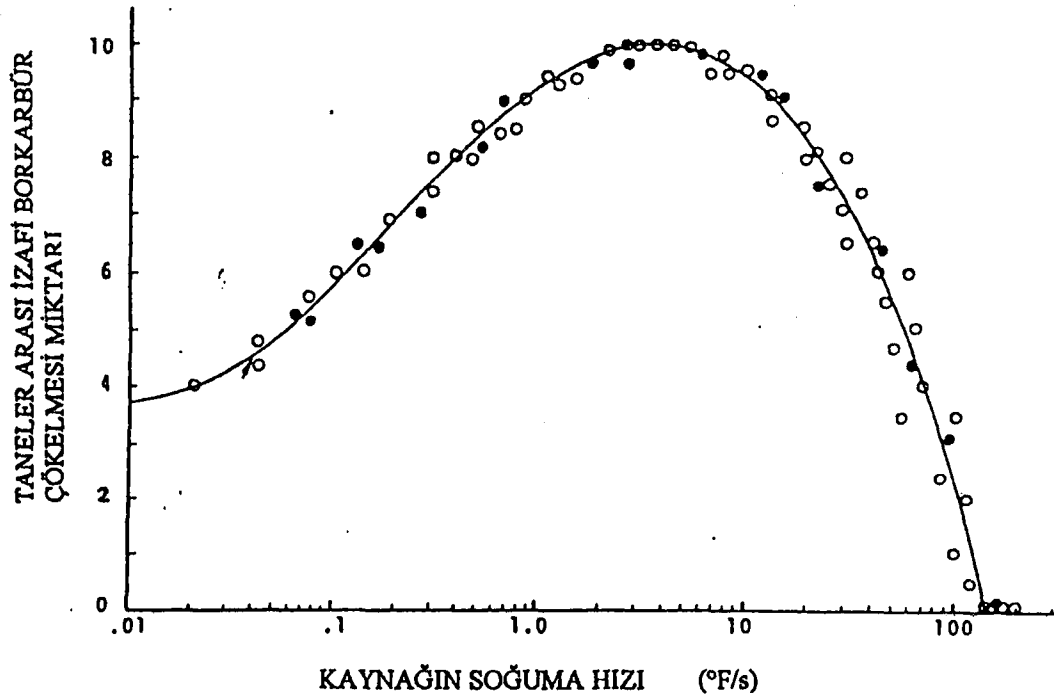
Borlu çeliklerin(%0.2 C'lu %0.002 B içeren) kaynak işleminde ITAB'de ulaşılan en yüksek sıcaklık değeri yaklaşık olarak 1116 °C'dir. Bu sıcaklık değeri farklı kaynak yöntemleri (örtülü elektrodla elektrik ark kaynağı ve gazaltı kaynağı) için sabittir. Soğuma hızları 450 °C'ye kadar göz önüne alınmakta ve bu sıcaklıktan sonraki soğuma hızları ihmal edilmektedir. 723 °C'lik sıcaklık ötektoid dönüşüm sıcaklığı olduğu için bu bölgedeki soğuma hızları önemli olmakta ve araştırmalarda kullanılan soğuma hızları olmaktadır. Pratikteki uygulamalarda elektrik ark kaynağı ve gazaltı kaynağında genel olarak 1.1 °C/s ile 45 °C/s'lik soğuma hızları oluşmaktadır[7].



Şekil 2.25 10B20 çeliği için elde edilmiş çeşitli soğuma hızları[7]

Kaynaklı imalatta en çok kullanılan %0.0017 oranında bor içeren 10B20 çeliğinin kimyasal analizleri yapılmış ve bu miktarın %0.0009'luk bölümünün herhangi bir bileşik oluşturmamış "çözünabilir" bor olduğu, geriye kalan %0.0008'lik bölümünün ise bileşik oluşturmuş "çözünemez" bor olduğu saptanmıştır. Borlu çeliklere uygulanan kaynak işleminde ITAB'de taneler arası borkarbür oluşturan esas etken çözünabilir özelliğe sahip bordur. Bileşik oluşturmuş bor herhangi bir şekilde çeliğin sertleşmesini ve mekanik özelliklerini etkilememektedir. ITAB'nin içyapısında bulunan bileşik oluşturmuş bor dağınık halde bulunur ve kaynak işlemi sonucunda meydana gelen ısı değişimlerle herhangi bir şekilde metallurjik reaksiyon göstermezler.

10B20 çeliğin kaynağında ITAB'de ostenit tane sınırlarında oluşan borkarbür miktarı kaynağın soğuma hızının bir fonksiyonudur(şekil 2.26). Kaynak yönteminin borkarbür miktarına herhangi bir etkisi yoktur. ITAB'de taneler arası borkarbür oluşumunu kontrol eden faktör sadece soğuma hızıdır.



Şekil 2.26 723°C'deki (1300°F) soğuma hızının 10B20 çeliğinin ITAB'de taneler arası borkarbür oluşumuna etkisi[7]

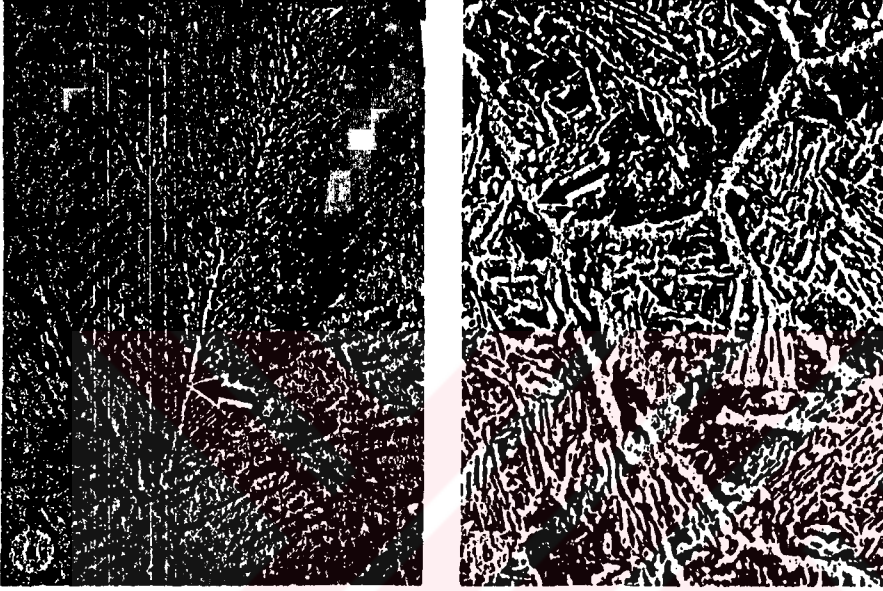
Soğuma hızının 78 °C/s 'den daha yüksek olduğu hızlı soğutmada ITAB'de taneler arası borkarbür çökmesi görülmektedir. Soğuma hızının 2-78 °C/s arasında olması durumunda ITAB'de çökelen borkarbür miktarı maksimum olmaktadır. Soğuma hızının 2 °C/s değerinin altına düştüğü durumlarda taneler arası borkarbür çökmesi miktarı kademeli olarak azalmakta, ancak çökeltilerin boyutları büyümektedir[7].

Borlu çeliklerin mikroyapısı incelendiğinde düşük sertleşmelerin ortaya çıktığı durumlarda ferrit, ostenit tane sınırlarını tamamen kaplamaktadır. Bu durum yaklaşık 50 °C/s'lik soğuma hızlarına kadar gözlenebilmektedir. Metalografik olarak borkarbür ostenit tane sınırlarında oluşan açık renkli ferrit bölgelerinde koyu renkli çizgiler olarak görülmektedir(şekil 2.27-2.31).

Kaynağın soğuma hızı 50 °C/s ve üzerinde olduğu zaman martenzitik yapı içinde de borkarbür oluşumu görülebilmektedir. Martenzitik yapı dağıldığı zaman borkarbürler daha açık renkli görünmektedir(şekil 2.27.a). Böylece 10B20 çeliğinin ITAB'sinde geniş bir soğuma aralığında borkarbür oluşumları mikroskopik incelemelerde görülebilmektedir.

2.4.1. Soğuma hızının ısının tesiri altındaki bölgenin mikroyapısına etkisi

10B20 çeliği için ITAB'de oluşan mikroyapı soğuma hızının bir fonksiyonudur. Kaynağın soğuma hızı 78 °C/s ve daha yüksek ise ITAB'de dikkate alınacak düzeyde borkarbür oluşumu meydana gelmez. Hızlı soğumada iç yapı tamamen martenzitiktir. Ancak soğuma hızı 78 °C/s'nin altına düştüğünde ostenit tane sınırlarında dikkate değer borkarbür çökmesi ortaya çıkmaya başlar. Bu yüksek soğuma hızında da oluşan iç yapı tamamen martenzitiktir.

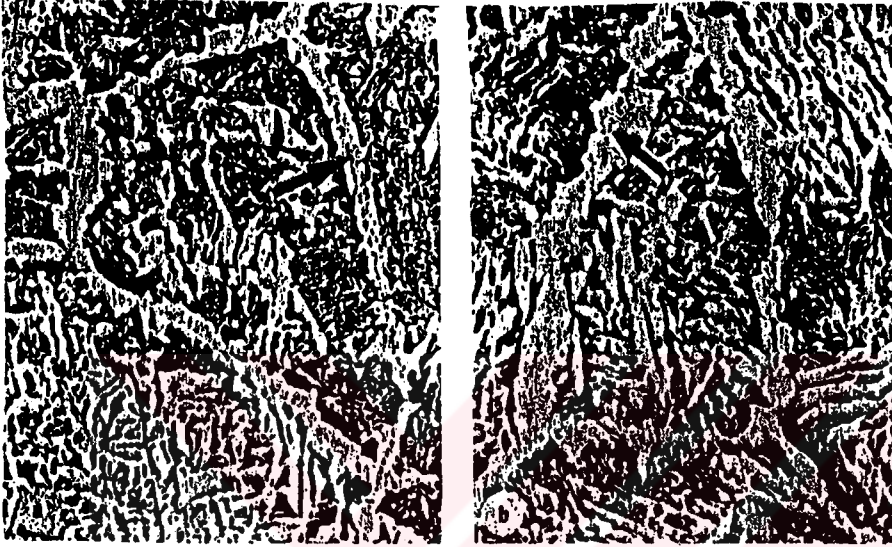


Şekil 2.27 10B20 çeliğinin kaynağında (a)50° C/s (b)21.7°C/s soğuma hızlarında ITAB'de ortaya çıkan iç yapı X600 (oklar taneler arası borkarbür çökeltilerini göstermektedir)

50 °C/s soğuma hızında ITAB'de daha fazla taneler arası borkarbür çökmesi oluşur(şekil 2.27.a). Beynitin çökmeye başladığı ostenit tane sınırlarında çok ince tanecikler halinde sıralanmış borkarbür çökmesi görülür. Bu soğuma hızında yapının büyük bir bölümü martenzitten oluşmakta, bazı küçük bölgelerde de beynit bulunmaktadır. ITAB'de izafi borkarbür çökmesinin maksimum değeri 10 kabul edilirse, 2-3 dolaylarındadır.

Soğuma hızı 50°C/s'nin altına düştüğü zaman çökelen borkarbür miktarı artmaya başlar, 2°C/s'lik soğuma hızında maksimum olur. Şekil 2.27.b, 2.28.a ve 2.28.b, 2.29.a sırasıyla 21.7, 11.6, 6.1 ve 2 °C/s'lik soğuma hızlarında oluşan iç yapıyı göstermektedir.

21.7 °C/s' lik soğuma hızında çökelen borkarbür miktarı maksimum değerin %60'ına ulaşmakta, 2°C/s'lik soğuma hızında maksimum(10) olmaktadır. Soğuma hızının azalmasıyla beraber taneler arası çökelen borkarbür miktarının artmasıyla borkarbür partiküllerinin boyutları da hafifçe büyümeye başlar. 21.7 °C/s ile 2°C/s'lik soğuma hızı aralığında iç yapı beynitten, beynit-ince perlit karışımına dönüşür. Azalan soğuma hızıyla ferrit miktarı artar.



Şekil 2.28 10B20 çeliğinin kaynağında (a)11.6°C/s (b) 6.1°C/s soğuma hızlarında ortaya çıkan iç yapı (X600)



Şekil 2.29 10B20 malzemenin ITAB'sinde (a) 2°C/s (b) 1.5°C/s soğuma hızları sonrasında oluşan iç yapı(x600)



Şekil 2.30 10B20 malzemenin kaynak işleminden sonra (a) 1.2°C/s , (b) 0.5248°C/s soğuma hızlarında ITAB'de oluşan iç yapı (X600)

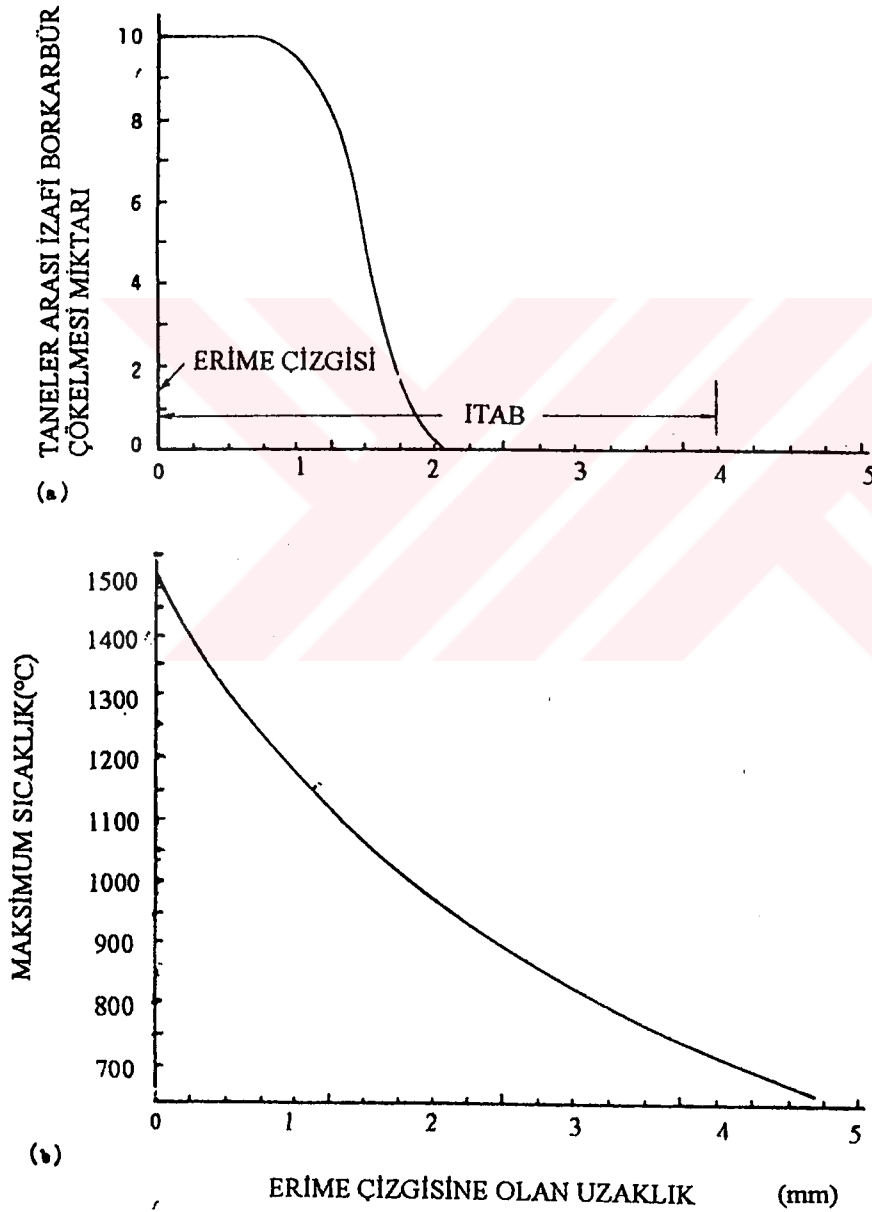


Şekil 2.31 10B20 çeliğinin kaynak işleminden sonra (a) 0.1°C/s ve (b) 0.01°C/s soğuma hızında ortaya çıkan iç yapı (X600)

Soğuma hızının 2°C/s 'lik optimum değerinin altına düşmesi durumunda (0.01°C/s 'ye kadar olan aralıkta olması durumunda) şekil 2.29, 2.30, 2.31'de görülen iç yapılar ortaya çıkar. 2°C/s 'lik soğuma hızında ortaya çıkan borkarbür miktarı maksimum değerdeyken 0.01°C/s 'lik soğuma hızında izafi borkarbür çökmesi değeri 4 olmakta ve çöktülerin tane boyutu büyümektedir. Ferrit miktarı artar ve perlitin lameller halinde oluşumu gözlenir[7].

2.4.2.ITAB'de borkarbür oluşumunun sıcaklık ile olan ilişkisi

Daha önceki bölümlerde bahsedildiği gibi ITAB'de borkarbür oluşumu bu bölgedeki soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir. Fakat ITAB'de borkarbür tanelerinin dağılımı incelendiği zaman düzgün bir dağılım ortaya çıkmamaktadır. Borkarbür dağılımının erime çizgisinden itibaren ITAB boyunun yaklaşık olarak 1/3'lük bir bölümünde maksimum değerde olduğu, bundan sonraki bölümlerde ise hızla azaldığı, ısıdan etkilenmemiş bölgeye doğru oluşmadığı veya ihmal edilebilecek düzeyde olduğu yapılan araştırmalarda bulunmuştur (şekil 2.32).



Şekil 2.32 (a) Taneler arası borkarbür yoğunluğunun ITAB'de dağılımı, (b) erime çizgisinden itibaren ITAB'de ortaya çıkan maksimum sıcaklık (Soğuma hızı: 2 °C/s, Kaynak yöntemi: Gazaltı kaynağı)[7]

Bu dağılımdan ITAB'de oluşan borkarbür dağılımının sadece soğuma hızına bağlı olarak değil aynı zamanda ulaşılan maksimum sıcaklığa da bağlı olarak değiştiği bulunmuştur. ITAB'de maksimum sıcaklığın 1150°C'yi aştığı bölgelerde belirli soğuma hızlarında borkarbür oluşumu maksimum seviyeye çıkmaktadır. Erime çizgisine yakın, ostenit tane boyutunun yüksek olduğu yerler sıcaklığın 1150°C'yi aştığı bölgelerdir. Maksimum sıcaklığın 970°C'nin altında olduğu bölgelerde ostenit tane sınırlarında kayda değer miktarda borkarbür oluşumu ortaya çıkmamaktadır. Borlu çeliklerin ITAB'sinde yüksek ostenitleme sıcaklıklarında borkarbür oluşumu ortaya çıkarken düşük ostenitleme sıcaklıklarında taneler arası borkarbür oluşmamaktadır[7].

Oluşan borkarbürlerin ortadan kaldırılması için çeşitli ısı işlemleri uygulanabilir. ITAB'de oluşmuş taneler arası borkarbür çökeltileri yaklaşık 860-930 °C'de normalizasyon işlemine tabi tutulduklarında görünmemektedirler. Kaynak işlemindeki en son paso da aynı etkiyi yapmaktadır. Son pasonun ısı çevrimi taneler arası borkarbür oluşmuş bölgede 860-935°C'lik sıcaklık dağılımını oluşturabilirse borkarbür oluşumu ortadan kalkmaktadır. Ancak sıcaklığın 1100°C'yi aşması durumunda ostenit tane sınırlarında borkarbür oluşumu tekrar ortaya çıkmaktadır. Örtülü elektrodla yapılan kaynakta ve gazaltı kaynağında yaklaşık 960°C'den itibaren yavaş soğuma sağlanırsa, bu sıcaklık aralığında borkarbür tanecikleri bir araya toplanmak için gerekli zamanı bulacaklarından taneciklerin sayısı azalır fakat buna karşılık borkarbür tanelerinin hacmi artar. Kaynaktan sonra havada soğutmada maksimum düzeyde borkarbür oluşumunun ortaya çıktığı parçalar kaynaktan hemen sonra daha önceden 935 °C'ye ısıtılmış bir fırına konursa ve birbuçuk saat süreyle tutularak akabinde havada soğumaya bırakılırsa oluşan borkarbür taneciklerinin sayısında büyük bir azalma oluşur. Ancak bu durumda oluşan borkarbür taneleri irileşmektedir[7].

Borlu çeliklerin kaynağında kaynak bölgesinin soğuması sırasında taneler arası borkarbür çökmesinin oluşmasını önlemek hemen hemen imkansızdır. Ancak 70 °C/s gibi aşırı derecede hızlı bir soğutma uygulanırsa veya nihai paso ile normalizasyon tavlama yapılsa örtülü elektrod ile elektrik ark kaynağında veya gazaltı kaynağında ITAB'de taneler arası borkarbürler kaybolmaktadır.

Bor, ostenitik yapı içinde büyük hacimli yeralan atomu oluşturur. Dislokasyonlar gibi tane sınırlarında ve tane içinde farklı bir ortam oluşturma eğilimi son derece yüksektir. Geniş açılı tane sınırlarının elastik uzama enerjisi dislokasyonların enerjisinden daha yüksektir. Yeniden kristalleşmiş ostenit tanelerinin dislokasyon yoğunluğu en düşük değerdedir. Bor atomları enerji düzeyini azaltmak için yüksek enerjili bölgelerde yoğunlaşmayı dislokasyon yoğunluklarına tercih ederler. Bu nedenle tane sınırlarında ve ostenit taneleri çevresinde bor atomları tarafından oluşturulan ortam, sadece tanelerin uzama enerjilerini değil aynı zamanda birbiri ile ilişkisi olan bor atomlarının da enerjilerini azaltır.

Kaynaklı bağlantının ITAB'sinde maksimum sıcaklığa kadar ısınma ve sonrasında oluşan soğuma oldukça hızlı bir şekilde olur. 70 °C/s'lik soğuma hızından daha düşük hızlarda borkarbür oluşumunun maksimum düzeyde olduğu göz önüne alındığında, bor atomlarının tane sınırlarına difüzyonunun oldukça hızlı olduğu ortaya çıkmaktadır. ITAB'de maksimum sıcaklığın 1150°C'yi aşması durumunda ostenit tanelerinin büyüme hızı dikkate değer bir oranda artar. Kaynak işlemiyle malzemeye uygulanan ısı çevriminde tane sınırları büyürken oldukça geniş bir hacmi tarayarak geçerler. Taranan bu hacim içerisinde bulunan bor atomlarının büyük bir bölümü kolaylıkla ostenit tane sınırlarında toplanırlar ve bütünleşirler. Tane sınırları, yeralan atomlar için enerjinin yüksek olduğu bölgeleri oluşturduklarından bor atomları sınırlarda ve tane içlerinde kalırlar. Kaynak işlemi sonrasındaki soğumada karbonlu çelik içerisinde borun katı halde çözünebilirliği azalan sıcaklıkla beraber düşer ve ostenit sınırlarındaki bölge aşırı doymuş hale gelir. Böylelikle taneler arası borkarbür çökmesi için gerekli şartlar oluşmuş olur. Çökmenin derecesi temel olarak soğuma hızına ve ITAB'de ulaşılan maksimum sıcaklığa bağlı olarak değişir.

Çekirdeklenme ve büyüme zamana bağlı olaylar oldukları için kaynaklı bağlantılarda kaynağın soğuma hızı borkarbür çökmesini etkileyen en önemli faktördür. Kaynağın soğuma hızının aşırı derecede azalması durumunda (<2°C/s) borkarbür tanelerinin bir araya toplanması için yeterli süreyi sağlar ve borkarbür taneleri irileşir. Soğuma hızının azalmasına bağlı olarak borkarbürlerin tane boyutu da artar. Düşük soğuma hızları az sayıda ve iri taneli borkarbür oluşumu için bor atomlarının difüzyonuna izin verecek kadar uzun zamanı sağlar. Böylece tane

sınırlarında maksimum çökme ortaya çıkar. Çok yüksek soğuma hızlarında bor atomlarının çökmesini sağlayacak potansiyel çekirdeklerin oluşması için yeterli süre yoktur. Dolayısıyla hızlı soğutmada (>70 °C/s) borkarbür oluşumu görülmez.

ITAB'de ulaşılan maksimum sıcaklık düzeyi hem borkarbür çökmesinin miktarını hem de yerini belirler. Erime çizgisine yakın olan bölgelerde ulaşılan maksimum sıcaklık 1150°C'nin üzerindedir. Bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklara maruz kalmış bölgelerde aşırı derecede borkarbür çökmesi ortaya çıkar. Çok miktarda borkarbür çökmesinin nedeni, borun ostenit içindeki katı haldeki çözünürlüğünün artan sıcaklıkla artmasıdır. Bu nedenle yüksek sıcaklıklara maruz kalmış bölgelerde çok miktarda çökme oluşurken, düşük ostenit sıcaklıklarında yok denecek kadar az miktarda borkarbür oluşumu ortaya çıkar.

Son kaynak pasosu ile normalizasyon tavlama uygulaması veya 860-935°C arasındaki düşük ostenitleme sıcaklıklarındaki ısıl işlemler ITAB'de daha önceden oluşmuş borkarbürleri ortadan kaldırmak için en etkili yollardır. Ancak son kaynak pasosuyla bu sıcaklık bölgesindeki karbürler ostenit yapısı içinde çözünürken, ostenit tanelerinin içinde ortaya çıkarlar. Borkarbürlerin ortadan kaldırılması için normalleştirme tavlama daha uygun sonuçlar vermektedir[7].

Kaynak işlemi sonrasında oluşan borkarbür taneleri çeliğin ITAB'sinde sertleşebilirliği ve çentik darbe tokluğunu olumsuz yönde etkiler. Kaynak edilmemiş durumda oldukça iyi düzeyde olan sertlik artar ve çentik darbe tokluğu değerlerinde büyük bir azalma görülür.

Soğuma hızının düşük olduğu tozaltı kaynağı hariç, borkarbür oluşum miktarı gazaltı kaynağında ve örtülü elektrodla yapılan elektrik ark kaynağında değişmemektedir. ITAB'de borkarbür oluşumunu önlemek için tozaltı kaynağı ile birleştirmeden şiddetle kaçınmalı, elektrik ark kaynağı ve gazaltı kaynak yöntemleri tercih edilmelidir. Pratikteki uygulamalarda, kaynak işleminde ortaya çıkan soğuma hızlarının borkarbür oluşumunun maksimum olduğu değerler arasında olduğu her zaman göz önüne alınmalıdır.

3.SOĞUK ŞEKİL DEĞİŞTİRMİŞ ÇELİKLERİN KAYNAĞI

3.1.Giriş

Soğuk şekil değiştirme işlemi bazı avantajlarından dolayı imalat sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır. Özellikle boyut toleranslarının hassas olarak ayarlanabilmesi, akma mukavemeti değerlerinin artması, ısıtmaksızın şekil vermenin ekonomikliği kullanımı teşvik edici özelliklerdir. Belirli yarıçaplarda bükme, haddeleme, çekme ve presleme ile şekil verme gibi işlemler patikte sıkça kullanılmaktadır.

Sıcak şekil verme işlemine göre ısıtma proseslerinin olmaması, malzemenin yüksek sıcaklıkta özelliklerinin değişmesi gibi problemlerin olmaması, işlem parametrelerinin daha basit olması soğuk şekil verme işlemi avantajlı kılmaktadır. Bu nedenlerden ötürü teknolojinin pekçok alanında soğuk şekillendirme ile imal edilmiş elemanlar kullanılmaktadır.

Ancak imalat sırasındaki yapısal zorunluluklardan dolayı bazı durumlarda kaynak işlemi ile birleştirme, kaçınılması imkansız bir yöntem olmaktadır. Soğuk şekil değiştirmiş bölgelerde veya bu bölgelere yakın kısımlarda kaynaklı bağlantının yapılması gerekebilmektedir. Bazı kabullerle bu türdeki kaynak işlemlerine kısıtlama getirilmekte ve sadece belirli şartlarda kaynağa müsaade edilmektedir. Her ne kadar bazı yönetmeliklerde soğuk şekillendirilmiş bölgelerde kaynak işlemine izin verilmesine de kaynaklı bağlantının uygulanabilmesi daha ekonomik olacaktır.

Kaynak işleminin soğuk şekil değiştirmiş malzemelere uygulanması sırasında, kaynağın yapısal özelliğinden dolayı kaynak bölgesindeki sıcaklığı yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine kadar yükseltmektedir. Yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine kadar ısıtılan malzemelerde yeniden kristalleşme ve tane irileşmesi problemleri ortaya çıkmaktadır. Yeniden kristalleşme sonucunda malzemenin çentik darbe tokluğu azalmaktadır.

Soğuk şekil verilmiş malzemelerin kaynağında, yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine kadar ısınan bölgelerde dayanımın düşmesi sözkonusudur. Dayanımın yeniden kazandırılabilmesi için kaynak sonrasında yeniden soğuk şekil verme işlemine gereksinim vardır. Ancak pratikteki uygulamalar göz önüne alındığında bunun uygulanabilirliği son derece düşüktür. Bu tür durumlarda yüksek güç yoğunluğuna sahip yöntemler kullanılarak özelliklerinin değiştiği bölgenin dar tutulmasına çalışılmakta, ancak yine de yeniden kristalleşme ve tokluğun azalması önlenememektedir. Çok yüksek şekil değişimine uğramış malzemelerde kaynak işleminden kaçınılması gerekmektedir[11].

Soğuk şekil değiştirmiş levhaların seçiminde en büyük faktör mukavemet değerlerinin yüksek olmasıdır. Ancak kaynak metaline yakın yeniden kristalleşmiş bölgelerde mukavemet yeniden kristalleşmenin etkisiyle azalmaktadır. Yaşlandırma yoluyla dayanımları artırılan alaşımlarda da ısının tesiri altında kalan bölgelerde dayanım düşmektedir[12].

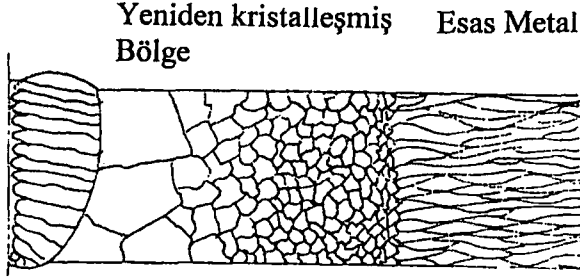
Malzemelerin mukavemet özellikleri kadar darbeler karşısındaki tokluk değerleri de önem taşımaktadır. Ayrıca bazı çelik türlerinde karşılaşılan şekil değiştirme yaşanmasının mevcut olması durumunda kaynak bağlantısında 200-300 °C sıcaklığa kadar ısınan bölgelerde tokluk büyük ölçüde azalmaktadır[12].

Yeniden kristalleşmenin oluşması için belirli bir sıcaklık değerinin aşılması gereklidir. Bu sıcaklık yaklaşık olarak erime sıcaklığının Kelvin derece cinsinden %40'ına karşılık gelmektedir:

$$T_{yk-min} \approx 0.4 T_e \quad (3.1)$$

T_{yk} , plastik şekil değişimine uğramış malzemenin bir saat içinde yeniden kristalleşebileceği minimum sıcaklık olarak tanımlanmaktadır. Yeniden kristalleşme sonrasında tane büyüklüğü soğuk şekil değiştirme işleminden önceki tane boyutları ile aynıdır. Fakat sıcaklığın ve soğuk şekil değiştirme oranının artması yeniden kristalleşme süresini azaltmaktadır. Yeniden kristalleşme sonrasında sıcaklığın yüksek düzeyde kalması sonucunda yeniden kristalleşen taneler büyümeye devam ederler ve taneler aşırı derecede büyüyebilir.

Kaynak işleminde erime çizgisine yakın bölgede ulaşılan sıcaklık yeniden kristalleşme için gerekli olandan çok daha yüksektir. Bu nedenle ısının tesiri alındaki bölgede aşırı derecede büyümüş taneler ortaya çıkmaktadır(Şekil 3.1).



Şekil 3.1 Soğuk şekil değiştirmiş bir malzemenin kaynağında yeniden kristalleşme sıcaklığına kadar ısınan bölgelerde tanelerin şematik şekli.

Bu bölümde farklı çeliklerin soğuk şekil verme işlemi ile işlem parametrelerine bağlı olarak kaynak işleminin malzeme özelliklerini ne derecede değiştirdiği konusu incelenecektir.

3.2 Soğuk Şekil Değiştirmiş Çeliklerinin Kaynağı

St-37, gerek kaynağa uygunluğu gerekse ekonomik nedenlerden dolayı imalat sektöründe yaygın olarak kullanılan yapı çeliklerinden biridir. Bu malzemenin karbon eşdeğeri ve kaynak kabiliyeti oldukça iyi olup pek çok kaynak yöntemi ile problemsiz olarak birleştirmelere imkan tanımaktadır. Malzemenin kolay şekillendirilebilmesi, ekonomik ve yaygın olarak temin edilebilmesi kullanım alanının yaygın olmasında bir etkidir.

Soğuk şekillendirilmiş profillerin kaynak yöntemi ile teknik uygulama alanlarında ekonomik ve etkin bir şekilde birleştirilmesi yapısal bir gereklilik oluşturmaktadır. Bazı durumlarda soğuk şekil değiştirmeye uğrayan bölgelerde olmasa bile bu bölgelere yakın alanlarda kaynak işlemi gerekebilmektedir. Soğuk şekil verme ile kaynak işlemi birleştiğinde yeniden kristalleşme ve tane büyümesi ortaya çıkmaktadır. Bu durumda soğuk şekil değiştirmiş malzemelerin kullanıldığı alanlarda çentik darbe tokluğunun ve mukavemetin azalması gibi ciddi problemler ortaya çıkmaktadır.

Soğuk şekil vermenin bir özelliği olarak akma mukavemetinin artmasına karşılık şekil değiştirme kabiliyetinde bir azalmaya ortaya çıkmaktadır. Her ne kadar toparlanma adını verdiğimiz durumda, tane boyutları ve şekil değiştirme özelliklerinin ilk duruma geldiği değişim malzemenin işletme şartlarındaki kullanımını etkilemese de yeniden kristalleşme ve tane irileşmesi sonucu ortaya çıkan durum kullanımda problemler ortaya çıkarabilmektedir.

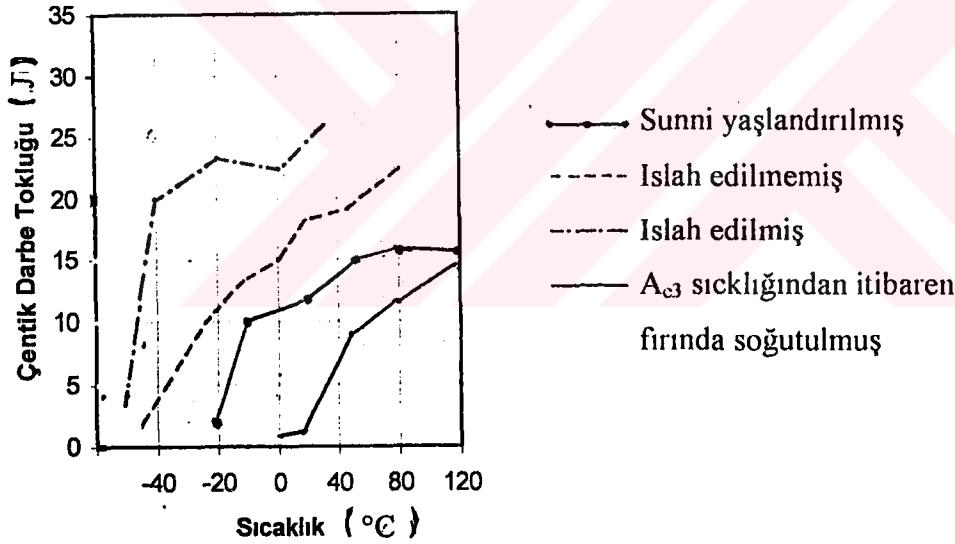
Kaynak işlemi sırasında malzemenin çok kısa bir süre de olsa yeniden kristalleşme sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara maruz kalması malzeme özelliklerini değiştirmektedir. Kaynak işleminin yapıldığı bölgedeki sertlik artışı, tane irileşmesi ve çentik darbe tokluğunun azalması en yaygın olanlarıdır.

Bu amaçla pekçok çalışma yapılmıştır. Bu konudaki yayınlar incelendiğinde ilk çalışma 1957 yılında O.JUNGBLUTH[13] tarafından yapıldığı görülmektedir. Jungbluth çalışmasında çelik konstrüksiyon olarak imal edilen edilen bir binanın kirişlerini incelemiştir. Soğuk şekil değiştirmiş bölgelere kaynaklı birleştirme işlemi uygulandığında soğuk şekil değiştiren bölgelerdeki uzama miktarında mukavemetin artmasına karşılık şekil değiştirme kabiliyetinin %60-70 oranında azaldığını tesbit etmiştir. Çalışmasında üç boyutlu standard yapı elemanlarının kullanımın gerekli olduğunu ifade etmektedir. Ayrıca haddele, çekme gibi soğuk şekil verme işlemleriyle akma dayanımının 24-27kg/mm² düzeyinden 40-50 kg/mm² düzeyine çıkartılabileceğini ve bu şekilde yüksek kapasiteli krenlerin yapılabileceğini savunmaktadır. Ancak burada yeniden kristalleşme etkileri ve buna bağlı olarak çentik darbe tokluğundaki düşüşten bahsedilmemektedir.

Soğuk şekil değiştirmiş malzemelerdeki ısının tesiri altındaki bölgedeki sertlik artışı ilk olarak M.Beckerd ve U. Franz[14] tarafından 1963 yılında incelenmiştir.. Soğuk şekil değiştirmiş malzemedeki(St-38) şekil değiştirme yaşlanmasının etkileri kabul görmüş sunni yaşlandırma işlemiyle ölçülmüştür. Sunni yaşlandırma işlemi için malzemeler 250°C'de ½ saat tutularak yapılmıştır. Kaynak yapılmış malzemedeki sertlik değerleri sunni yaşlandırma sonrasında maksimum, teslim şartlarında minimum bulunmuştur. Çentik darbe toklukları için de sunni yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş malzemedeki minimum, soğuk şekil değiştirmemiş malzeme için maksimum bulunmuştur. Yeniden kristalleşen bölgede tane boyutunun soğuk şekil değiştirme oranı ile olan ilişkisi ve tane boyutundaki büyüme incelenmiştir. Bu

çalışmada sırasıyla %5, 10, 25, 50 ve 75 oranında soğuk olarak şekil değiştiren %0.08C, %0.02 Si, %0.13 Mn, %0.007 P ve %0.035 S içeren malzeme(St-38) deneylere tabi tutulmuş, maruz kalınan sıcaklığa bağlı olarak değişim tesbit edilmiştir. %10 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemede maruz kalınan sıcaklığa bağlı olarak tane boyutları aşırı derecede büyümektedir.

Bir diğer çalışma 1968 yılında Von Georg Altmeyer ve Hassan Fariwar[15] tarafından yapılmıştır. Bu çalışmada da St-37 malzemenin soğuk şekil değiştirme ve kaynak işlemi sonrasında çentik darbe tokluğundaki değişim incelenmiştir. Çalışmada %4, 7 ve 10 oranında soğuk olarak şekillendirilmiş malzemelerin çentik darbe toklukları kaynak işleminden 3, 6 ay ve dokuz yıl sonra ölçülmüştür. Deneylerden önce bir grup malzeme 250 C sıcaklıkta 1/2 saat sunni yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş, diğer grup ise herhangi bir işleme tabi tutulmaksızın incelenmiştir. İncelemede sadece malzemenin çentik darbe tokluğu üzerinde yapılmıştır[15].

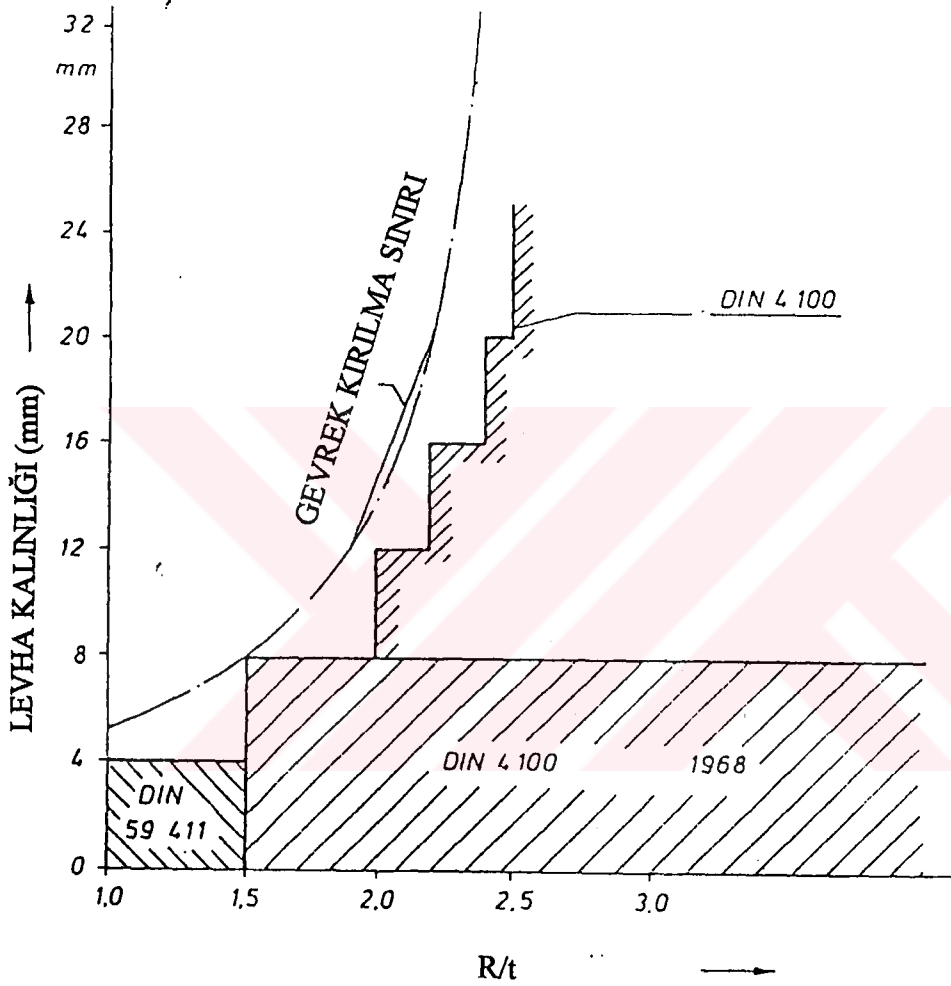


Şekil 3.2 Soğuk şekil değiştirmiş USSt 37-1 için çentik darbe toklukları

Soğuk şekil değiştirme ve sunni yaşlandırma işleminin sonucunda çentik darbe tokluğunun azaldığı görülmektedir(şekil 3.2).

Daha sonra yapılan çalışmalarda soğuk şekil verme ile ısının tesiri altındaki bölgede meydana gelen sertlik değişimleri ve bunun kaynak işleminden sonraki kırılmadaki etkileri incelenmiştir[16]. Belirli yançaplarda bükülerek elde edilen eşkenar L profiller 45°lik açıyla kaynak edilmiş, kaynaklı profiller kaynak bölgesinden eğmeye

zorlanmıştır. Soğuk şekil verme ve kaynak işleminin kaynak bölgesindeki plastik şekil değişimine etkileri St 37-2, St 44-3 ve St 52-3 için incelenmiştir. Katlama deneylerinde gevrek kırılmanın parça kalınlığı(t) ve iç bükme yarıçapının (R) parça kalınlığına oranına (R/t) bağlı olarak değiştiği bulunmuştur(şekil 3.3). Yüksek R/t oranlarında sünek davranış görülürken daha fazla şekil değişiminin ortaya çıktığı düşük R/t oranlarında gevrek kırılma görülmektedir[16,17].



Şekil 3.3 Parça kalınlığı ve R/t oranına bağlı olarak eşkenar profillerde gevreklikten süneklığe geçiş

Bu konu üzerinde çalışmalar yapan bir diğer araştırmacı ise **Werner Bathke**'dir. 1985 yılında yayınlanan çalışmasında[18] kaynar ve sakin dökülmüş çeliklerin soğuk şekil değiştirme sonrasındaki kaynağında kırılma özelliklerini incelemiştir. Bathke'nin 1988'de yayınlanan çalışmasında soğuk şekil değiştirmiş parçalardaki kaynak işleminin çentik darbe tokluğundaki değişimini incelenmiştir[19]. Bir diğer

çalışmada[20] soğuk olarak şekil verilmiş profillerle flanş bağlantılarının gevrek kırılma karakteristiklerini incelenmiştir.

Günümüzdeki genel kabuller incelendiği zaman (DIN 18800'ün 1981 versiyonuna göre) şekil değiştirme oranının %5 'in altında olduğu durumlarda kaynak işleminin soğuk şekil değiştirmiş bölgelerdeki etkisi önemsizdir. Bu orandaki şekil değiştirmelere maruz kalmış parçalarda parça kalınlığına bağlı olmaksızın kaynak işleminin uygulanabilir. Ancak %5'den daha büyük oranlar için kaynağın soğuk şekil değiştirmiş bölgelerden uzak olması gerekmektedir. Parçaların genellikle belirli yarıçaplara göre büküldüğü göz önüne alındığında parça kalınlığına bağlı olarak farklı şekil değiştirme oranları ortaya çıkmaktadır. Genel kabul, soğuk şekil değiştirmiş bölgeden parça kalınlığının 5 katı uzaklıkta kaynağa müsadde edilen değerler tablo 3.1'de verilmiştir. Ancak bu kabul belirli parça kalınlığına ve R/t oranına bağlı olarak değişmektedir[18].

Kaynak işleminin soğuk şekil değiştirmiş bölgeye parça kalınlığının 5 katı mesafede olması gerektiği ilkesi 1977 yılında J.Ruge tarafından da belirtilmektedir. Ruge 1977 yılında yayınlanan çalışmasında[21] st-37 malzemenin soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak tane boyutundaki ve çentik darbe tokluğundaki değişimi incelemiştir. Bu çalışmada şekil değiştirme yaşlanmasının etkileri de incelenmiştir.

Tablo 3.1. DIN 18800'e göre soğuk şekil değiştirme bölgesine 5t mesafede kaynağa izin verilen parçaların R/t, uzama ve parça kalınlıkları ilişkisi

R/t	Maksimum uzama (%)	İzin verilen parça kalınlığı mm
≥ 10	<5	Kısıtlama yok
≥ 3	≤ 14	≤ 24
≥ 2	≤ 20	≤ 12
≥ 1.5	≤ 25	≤ 8
≥ 1	≤ 33	≤ 4

Ruge'nin çalışması, St-37 için tane boyutunun artışı %20'ye kadar olan soğuk şekil değiştirme oranları için yüksek olmasına karşılık bu orandan sonra azalmaktadır. Belirli bir şekil değiştirme oranı için(%5) işleminden sonra çentik darbe tokluğunda soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak azalma eğilimi göstermektedir.

Bu konuda daha önce yapılmış çalışmalar incelendiği zaman deney numunelerinin belirli bir levha kalınlığı ve iç bükme yarıçapına bağlı olarak alındığı görülmektedir. Bükerek malzemenin belirli forma sokulması pratikte en çok karşılaşılan durumdur. Değişik oranlarda şekil değişimi elde etmek için farklı iç bükme yarıçaplarında malzeme bükülmektedir. Soğuk şekil değiştirmiş bölgelerde kaynak işlemi uygulanırken gerek amprik formüllerle gerekse termoelemanlarla ulaşılan sıcaklık değerleri tesbit edilmektedir. Bu tebit edilen sıcaklık gradyanına bağlı olarak kaynak işleminin yaratacağı değişim incelenir. Bunlar;

1. Artan gevrek kırılma eğilimi nedeniyle sunni yaşlandırma etkisinin olduğu bölge,
2. Kaynak bölgesine yakın olan, yeniden kristalleşmenin ve tane büyümesinin olduğu bölgelerdir.

Standart çentik darbe tokluğu deney numuneleri 10x10x55 mm ebatlarında ve 60 lik çentik açılmış malzemelerden oluşmaktadır. Ancak gerek bükülerek elde edilen şekillendirme şekil verme oranının tarafsız eksene doğru sifıra yaklaşması gerekse deney levhasının boyutlarının 10 mm'den daha ince olması bazı problemleri de beraberinde getirmektedir. Bu nedenle DIN 50115'e göre olan standart ISO-V deney numunesi yerine daha küçük boyutlu, standartta özellikleri belirtilen numuneler de kullanılmaktadır ancak ölçülen değerlerin 10x10x55 mm boyutlarındaki deney numunelerinden elde edilen sonuçlardan farklı olacağı göz önünde bulundurulması gerekmektedir. Daha küçük boyutlu deney numunelerinden elde edilen değerlerin kendi aralarında karşılaştırılması daha doğru sonuçlar vermektedir [19].

St-37 için servisteki kullanım sıcaklığı -30 C olarak sınırlandırılmıştır[19]. Bu nedenle çentik darbe deneyleri çoğunlukla bu sıcaklıktan başlanmakta ve bundan sonra önem arz etmektedir. St 37 için kaynağa yakın 5 farklı bölgeden çıkarılan numunelerin yerleri şekil 3.4 ve ulaşılan maksimum sıcaklık değerleri şekil 3.5 de gösterilmiştir. Ölçülen çentik darbe toklukları USt 37-2 için şekil 3.6'da ve RSt 37-2 için şekil 3.7'de gösterilmiştir.

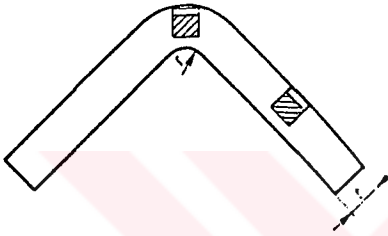
Kaynak işlemi yapılan soğuk şekil değiştirilmiş numune üzerinden alınan numunelerin özellikleri şu şekilde ifade edilebilir:

II ve b: Yeniden kristalleşme sıcaklığının üst sınırı olan 700 °C sıcaklığına ulaşmış bölgeden alınan numuneler.

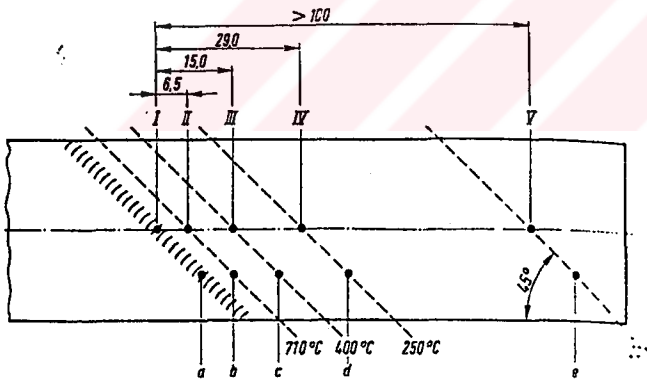
III ve c: Sunni yaşlandırma işleminin üst sıcaklık sınırı olan 400 °C sıcaklığına kadar ısınmış bölgeden alınan numuneler.

IV ve d: Konvansiyonel sunni yaşlandırma işlemi sıcaklığı olan 250 °C 'ye kadar ısınmış olan bölgeden alınan numunelerdir(Standart olarak kabul edilen sunni yaşlandırma işlemi malzemenin 250 °C de 30 dakika tutulmasıyla yapılmaktadır).

Malzemenin bükme parametreleri st-37 için maksimum soğuk şekil verme oranı olan %50 olacak şekilde seçilmiştir.



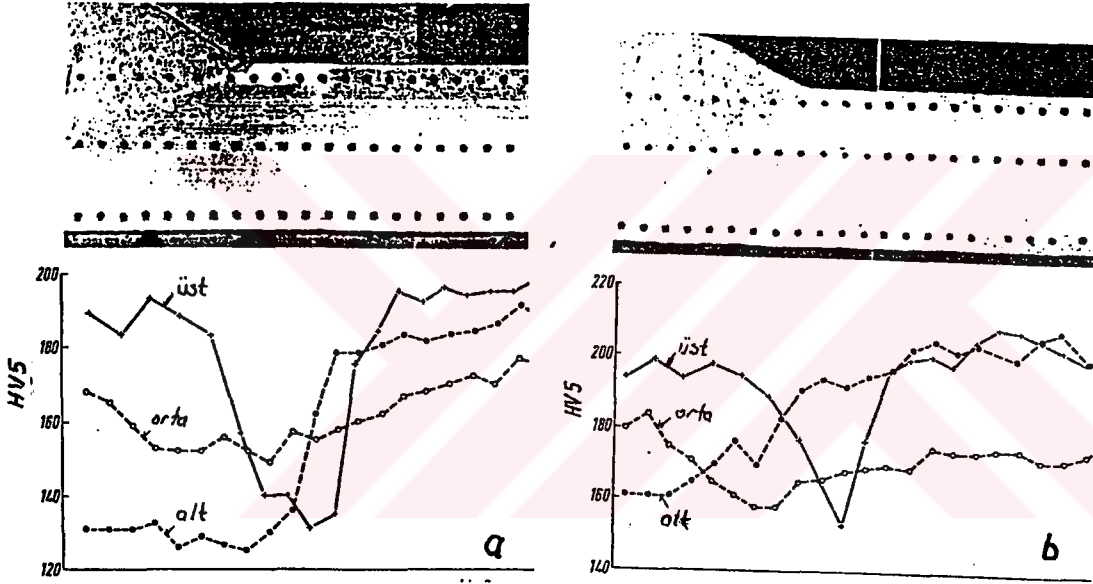
Şekil 3.4 Bükülmüş malzemeden alınan numunelerin konumu



Şekil 3.5 Bükülmüş malzemede kaynağın konumu, çıkarılan numunelerin konumu ve maksimum sıcaklıklar

Çentik darbe tokluğu eğrileri incelendiği zaman kaynaktan etkilenmeyen bölge(V ve e) ile sunni yaşlanmanın olduğu bölgelerde(III,c ve IV,d) belirgin farklar bulunmaktadır. 700 °C civarında sıcaklığa maruz kalan bölgede ise yeniden kristalleşmenin olduğu ve tokluk değerinin belirgin olarak arttığı görülmektedir.

Yeniden kristalleşme sonucu sertliğin azalması deney numunelerindeki sertlik ölçümlerinden de görülebilmektedir (şekil 3.8). USt-37 için II ve b bölgelerinden alınan numunelerin tokluk değeri belirgin olarak birbirinden farklıdır. V nolu bölgeden alınan numuneler 250 C 'de 30 dakika sunni yaşlandırma işlemine tabi tutulduklarında USt-37 için çentik darbe tokluğu değerlerinin belirgin olarak daha yüksek sıcaklıklara doğru ötelenmemekte, ancak RSt-37 için eğriyi daha yüksek sıcaklıklara doğru ötelemektedir[19].



Şekil 3.8 Soğuk şekil değiştirmiş bölgelerde ölçülen sertlik değerleri (a) USt 37-2 (b)RSt 37-2[19]

Soğuk şekillendirilmiş çeliklerin kaynağı ile ilgili olarak bir çalışma da[22] C1040 çeliği üzerinde yapılmıştır. Ancak bu çalışmada kaynak yöntemi olarak yakma alın kaynağı kullanılmış, soğuk şekil verme işlemi belirli bir çaptan matrisler yardımıyla çekilmek suretiyle elde edilmiştir. Bu çalışmada, bir tarafı soğuk şekil değiştirmiş diğer tarafı soğuk şekil değiştirmemiş parçaların kaynaklı birleşmesi yakma alın kaynağı ile yapılmıştır. Deneylerde soğuk şekil değiştirme tarafındaki malzemede sertliğin daha yüksek olduğu, şekil değiştirmemiş parça tarafına geçişte ani azalma gösterdiği bulunmuştur. Çekme deneyine tabi tutulan parçalarda soğuk şekil

değiştirmiş taraftaki malzemenin akma dayanımının daha yüksek olmasına karşılık tokluğun artan soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak hızla azaldığı tasbit edilmiştir. Soğuk şekillendirilmiş ve soğuk şekillendirilmemiş malzemelerden yapılmış bağlantılarda kırılmanın soğuk şekil değiştirmiş bölgede meydana geldiği belirtilmektedir[22].

Kazan çelikleri ile ilgili olarak soğuk şekillendirilmiş 15Mo3 (DIN 17155) malzeme için ısı girdisinin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. %5 ile %20 arasındaki oranlarda soğuk şekil verilmiş bölgelerde yapılan kaynağın etkileri, kaynaktan önce ve sonra sunni yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş parçalar için araştırılmıştır. Kaynaktan önce ve sonra uygulanan sunni yaşlandırma işleminin mekanik özellikler üzerinde çok fazla bir etkisinin olmadığı, çentik darbe toklukları için belirgin bir etkisinin bulunmadığı ve kaynak yapılmış parça ile aynı olduğu tesbit edilmiştir[24].



4.SOĞUK ŞEKİL DEĞİŞTİRMİŞ S700MC (EN 10149-2) ÇELİĞİNİN KAYNAĞI

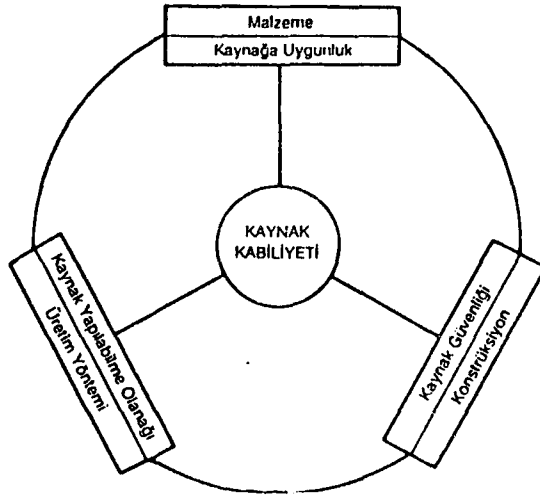
4.1 Giriş

Günümüz teknolojisinde, malzeme ve imalat bilimindeki gelişmeler büyük bir hızla devam etmektedir. Gelişmelere paralel olarak pek çok araştırmalar yapılmakta ve yayınlanmaktadır. Ancak teknolojik ilerlemeye karşılık bazı alanlarda gelişmeler son derece yavaş ilerlemekte, çalışmalar ise artan bir hızla devam etmektedir.

Teknolojik ihtiyaçlar gün geçtikçe artmakta, endüstriyel rekabet ortamı içerisinde ihtiyaçlara cevap veren ancak bununla beraber ekonomik çözüm arayışları ön plana çıkmaktadır. Beklentilerin en ekonomik şekilde karşılanması, üretim aşamasındaki planlamalar ve işlemlerin önemini artırmaktadır. Üretim zamanının aşağıya çekilmesi, işlemlerin azaltılması ve kombine hale getirilmesiyle beraber üretim maliyetlerinin azaltılması gerekliliği araştırma ve geliştirme çalışmalarının sonucunda yerine getirilebilmektedir.

İmalat sektöründe kullanılan yöntemlerin başında kaynak gelmektedir. Her ne kadar kaynaklı imalatın kullanımı sektörel farklılıklar gösterse de hala daha alternatifsiz bir yöntemdir. Ulaştırma sektöründen, makina imalat sektörüne, kimyasal tesislerden yapı uygulamalarına kadar uzanan pekçok alanda kaynaklı bağlantı uygulamaları yaygın olarak kullanılmaktadır. Ancak kaynak işleminin yapısal özelliklerinden ötürü tek başına uygulaması olmayan bir yöntemdir. Kaynak kabiliyeti olarak tanımlanan kaynak yapılabirlik kavramı malzeme, konstrüksiyon ve imalat yöntemine sıkı sıkıya bağlı kalmaktadır(Şekil 4.1). Bu üç ana faktörden her birinin kaynaklı bağlantıdan beklenen özellikleri sağlaması gerekmektedir.[1]

Şekil 4.1 'den de görüleceği üzere malzemenin kaynaklı bağlantıya uygun olması gerekmektedir. İşlem sırasında uygulanan ısı etkisiyle malzenin iç yapısında ve mekanik özelliklerinde bazı değişimler olmaktadır. Bu değişimler yapının doğasından



Şekil 4.1 Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler

kaynaklandığı gibi ara işlemler ve üretim yönteminden de etkilenmektedir. Bazı malzemeler belirli tasarımlarda ve yöntemlerde kendisinden beklenen özellikleri karşılayabilirken bazı durumlarda karşılayamamaktadır.

Kaynak işlemi sırasında uygulanan ısı girdisi malzemelerin iç yapı dönüşümlerinin gerçekleştiği sıcaklıktan daha yüksek sıcaklıklar doğurmaktadır. Bu durumda iç yapıda bazı olumsuzluklara ortaya çıkmaktadır. Bunlardan bir tanesi kaynak dikişine yakın bölgelerde ortaya çıkan tane irileşmesi problemi. Soğuk şekil verme veya imalat sırasında haddeleme gibi işlemlere tabi tutulmuş parçalarda kaynak işlemi mekanik ve iç yapı özelliklerini büyük oranda etkilemektedir. Günümüzde soğukşekil değiştirmiş malzemelerin kaynaklı bağlantılarında büyük kısıtlamalar söz konusudur. Bu konuda yeterli araştırmaların tam olarak yapıldığını söylemek ise zordur.

Ülkemizde son yıllarda bor içeren malzemelerin kullanımı artmaktadır. Avantajlarından dolayı ileriki yıllarda daha da artacağı kesindir. Yarı mamul parçalarda soğuk şekil değiştirme işlemi ile beraber kaynaklı bağlantı uygulamalarının incelenmesi imalat aşamasında büyük kazanım sağlayacaktır. Borlu çeliklerin yaygın olarak kullanıldığı sektörlerdeki kaynak uygulamaları göz önüne alındığında bu konudaki çalışmalar aydınlatıcı olacaktır. Soğuk şekil verme oranına bağlı olarak kaynak parametrelerinin iç yapı ve mekanik özellikleri nasıl etkilediği bu çalışmanın esasını oluşturacaktır.

4.2 Deney

4.2.1 Deneyin amacı

Malzemenin alaşımlandırılması için pek çok alaşımlandırma elemanları kullanılmakta, bunun sonucunda gerek mukavemet gerekse mekanik özelliklerin iyileştirilmesi amaçlanmaktadır. Alaşım elemanlarının miktarındaki artışa bağlı olarak çeliğin maliyetleri de artmaktadır. Buna karşılık çok küçük miktarda bor ile alaşımlandırma mekanik özellikleri iyileştirmektedir. Bunun sonucunda daha ekonomik, daha hafif, daha yüksek kapasiteli üretim yapmak mümkün olmaktadır. Yeterli esnekliğe sahip, yüksek mukavemetli borlu çeliklerin kullanımı ile ağırlıktan büyük ölçüde tasarruf sağlanmaktadır. Sağlanan ağırlık azalması özellikle taşıtlarda, kaldırma makinalarında çok büyük avantaj sağlamaktadır.

Üretim sırasında basit geometrik şekle sahip malzemeler kullanılabildiği gibi yarı mamul adı verilen belirli bir form verilmiş malzemeler de kullanılabilmektedir. Bu malzemelerin kaynak ile birleştirilmesi hem kaynak maliyetlerini azaltmakta hem de daha az bölge kaynak işleminin ısı etkisinden ötürü değişime uğramaktadır. Kaynak işleminin daha az oranda uygulanması kaynak işlemi sonrasında ortaya çıkan gerilme ve distorsyonları da azalmaktadır. Distorsyonların azalması düzeltme işleminin süresini ve maliyetini düşürmektedir.

Bütün bu avantajlarına rağmen bütün yarımamul parçaların kaynaklı bağlantı ile birleştirmesinin avantajlı olduğunu söylemek mümkün değildir. Yarı mamul parçanın elde edilmesinde kullanılan imalat yöntemi kaynağa uygun olan malzemeler için bile büyük oranda belirleyici özelliğe sahiptir. Isıl işlem görmüş veya soğuk olarak şekillendirilmiş malzemelerin kaynaklı bağlantısında bazı olumsuzluklar mevcuttur. Isıl işlem görmüş parçaların kaynaklı bağlantısından kaçınılırken aynı titizlik soğuk şekil değiştirmiş parçaların kaynağında gösterilmemektedir.

Kaynak işleminin ısı etkisi, soğuk şekillendirilmiş bölgelerde yeniden kristalleşmeye neden olmakta, bazı durumlarda tane irleşmesine sebep olmaktadır. Ancak soğuk şekil değiştirme işleminin daha ucuz, daha basit ve boyut toleranslarının daha yüksek olması yaygın olarak kullanılmasına neden olmaktadır. Soğuk şekillendirilmiş parçaların kaynaklı imalatta kullanılmasının altında yatan nedenlerden bir tanesi

ekonomik, diğeri ise konunun öneminin yeteri kadar anlaşılmamış olmasından kaynaklanmaktadır.

Burada amaç, kaynak parametrelerinin soğuk şekil verilmiş düşük karbonlu kaynak edilebilir özellikteki bor ile alaşımlandırılmış çeliğin ITAB’inde mekanik özelliklerini ve iç yapıyı nasıl etkilediğinin belirlenmesi; ve bunun sonucunda kabul edilebilir özelliklere sahip bağlantıların yapılıp yapılamayacağını araştırılmasıdır. Bu bölümde daha önceden borlu çeliklerin kaynağı ile ilgili olarak yapılan çalışmalardan da yararlanılarak soğuk şekil verme işleminin etkilerinin ortaya çıkarılması hedeflenmiştir.

4.2.2 Deneyde kullanılan malzeme

Çalışmada incelenen malzeme ülkemizde ithal edilerek piyasaya sunulan düşük karbonlu, %0.002 oranında bor içeren kaynak edilebilir özelliğe sahip mikroalaşımli çeliktir. Genellikle bor içeren malzemelerde optimum bor oranı %0.002 olarak bilinmektedir. Bor oranının daha yüksek düzeyde olması soğuk ve sıcak şekil verme işlemlerinde çatlamalara sebep olmaktadır. Mekanik özelliklerdeki kazanımın en yüksek olduğu karbon miktarı %0.2 ve bor miktarı %0.002 (veya 20 ppm)dir. Borlu çelikler termomekanik olarak üretilirler. Belirli bir sıcaklıkta haddeleme ve bunun sonrasında kontrollü bir şekilde soğutma ile ince taneli belirli bir iç yapı (ferrit-beynit-martenzit) oluşturulmaktadır. Böylelikle yüksek oranda mukavemet artışı ve yeterli toklukta bir iç yapı elde edilmektedir. Yapıya katılan çok düşük miktardaki bor, TTT diyagramındaki eğrileri sağa doğru kaydırmakta ve iç yapıda beynit ve ferrit oluşumu desteklemektedir.

Deneylerde kullanılan borlu çeliğin (S700MC -EN 10149-2) üretici firma tarafından 5-20 mm kalınlıktaki levhalar için verilen kimyasal bileşimi Tablo 4.1 de verilmiştir.

Tablo 4.1 S700MC (EN 10149-2) için kimyasal bileşim oranları

	%C	%Si	%Mn	%B
S700MC	0.12	0.45	1.40	0.002

Malzeme karbon ve diğer alaşım elemanları miktarı oldukça düşük, mikro alaşım ve ince taneli yapı çeliğidir. Alaşımlandırma elemanlarının oranı diğer konvansiyonel yapı çelikleri ile büyük benzerlik göstermektedir.

Deney malzemesinin karbon eşdeğeri firma tarafından 0.39 olarak verilmektedir. Bu değer IIW tarafından karbon eşdeğerinin bulunmasında kullanılan;

$$C_{eş} = \%C + \%Mn/6 + (\%Cr + \%Mo + \%V) / 5 + (\%Ni + \%Cu) / 15 \quad (4.1)$$

formülü ile bulunandan ($C_{eş} = 0.363$) yaklaşık olarak 0.03 oranında daha yüksektir. Deneyde kullanılan borlu çeliğin karbon eşdeğeri iyi bir kaynak bağlantısı sağlayacak düzeydedir.

Malzemenin haddeleme yönüne dik doğrultudaki mekanik özellikleri Tablo 4.2 'de verilmiştir. Üretici firma tarafından haddeleme yönündeki özelliklerin yaklaşık olarak 2 birim daha yüksek olduğu belirtilmektedir.

Malzemenin akma dayanımı 700 N/mm^2 'dir. Malzeme kalınlığına bağlı olarak akma dayanımındaki değişim tablo.4.2 de verilmiştir. Garanti edilen çentik darbe tokluğu

Tablo 4.2. S700MC (EN 10149-2) için mekanik özellikler

Kalınlık (mm)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Kopma dayanımı (N/mm ²)	Kopma büzülmesi (%)	Çentik tokluğu(-40°C) (J)	Sertlik (HB)
4-64	700	780-930	18	40	260
64-100	630	690-930	18	40	260

değeri -40 °C 'de 40 Jolue'dür. Üretici firma tarafından kaynak yapılacak levha kalınlıklarına bağlı olarak tavsiye ettiği ön tavlama değerleri Tablo 4.3 de gösterilmiştir. Kaynaklı bağlantıda kullanılacak kaynak ilave metalinin tokluğunun yüksek olması tavsiye edilmektedir.

Malzemenin soğuk şekillendirilebilme kabiliyeti yeterli düzeyde olup iç bükme yarıçapının(R) malzemenin kalınlığına(t) oranı maksimum 2'dir. R/t oranının 2 olması durumunda teorik olarak üst yüzeyde meydana gelen uzama miktarı %20

olmaktadır. Daha yüksek uzamalara sebep bükme yarıçapı değerlerinden sakınılması da üretici firma tarafından tavsiye edilmektedir.

Tablo 4.3 S700MC için üretici firma tarafından toplam levha kalınlığına bağlı olarak tavsiye edilen ön tavlama sıcaklıkları

Toplam kalınlık ($t_1 + t_2 + t_3$) (mm)	< 50	40-70	70-100	100-130
Ön tavlama sıcaklığı(°C)	-	75	100	150

Deneylerde 6 mm ve 10 mm kalınlıktaki S700MC (EN 10149-2) kullanılmıştır.

4.2.3 Soğuk Şekil Verme İşlemi

Pratikte en çok kullanılan soğuk şekil verme uygulaması bükme şeklinde olmaktadır. Bükme işlemini çekme ve haddeme izlemektedir. Belirli yarıçaplarda bükme işlemi sonucunda malzemenin üst yüzeyinde uzamalar ortaya çıkmasına karşılık nötr eksene doğru inildiğinde uzama miktarı sıfır olmakta buna karşılık iç kısımlarda basma işlemi olmaktadır. Basma işlemi sonrasında malzemenin kısalması söz konusudur. Böyle bir durumda belirli üniform şekil değiştirme gerçekleşmemekte ve yüzeyler arasındaki şekil değişim oranı +/- değerleri arasında değişmektedir. Nötr eksenin bükme işlemi sırasında yer değiştirmesi sonucunda yüzeylerde meydana gelen şekil değiştirme oranları farklılıklar arz etmektedir.

Soğuk şekil değiştirme sonrasında sıcaklığın etkisi ile en kritik dönüşümler yaklaşık olarak %10 değerine karşılık gelen bölgelerde oluşmaktadır. Bu nedenle deneylerde kullanılacak malzemelerin soğuk şekil değiştirme oranlarının üniform olması için haddeme işlemi düşünülmüş ancak ülkemizde bu düzeydeki malzemelerin soğuk haddemesini gerçekleştirecek tesis bulunamamıştır. Bu nedenle soğuk şekil verme işlemi üniversal çekme tezgahında gerçekleştirilmiştir.

Soğuk şekil verme işlemi öncesinde malzeme plazma kesme ile kesilmiş, ısıdan dolayı etkilenmesi muhtemel bölgelerin ortadan kaldırılması için kesme yüzeyleri her iki kenardan 5 mm planya tezgahında talaş kaldırmak suretiyle alınmıştır. Daha sonra çekme işlemine tabi tutulacak numuneler TS 138'e göre frezede işlenmiş ve sonrasında taşlanmıştır. Malzemenin dış yüzeyleri mihengirde 5 mm aralıklarla karelere bölünerek işaretlenmiştir.

Hazırlanan numuneler İTÜ Makina Fakültesi laboratuvarındaki 60 tonluk universal çekme tezgahına bağlanmış ve çekilmiştir. Çekme numunesinde boyun bölgesi oluşmaya başladığı anda çekme işlemi sonlandırılmış ve numune makinadan alınmıştır. Bundan sonra daha önce mihengirde çizilen çizgilerdeki aralık artışları ölçülmüş ve malzemenin kenarına numaratorle basılmıştır.

Her ne kadar üretici firma tarafından verilen maksimum R/t oranı 2 değeri % 20 uzamaya karşılık gelse de, % 15'den sonraki değerlerde boyun bölgesinin oluştuğu gözlenmiştir. Bu nedenle boyun bölgesi ve boyun bölgesine yakın bölgeler deneylerde kullanılmamıştır.

4.2.4. Kaynak İşlemi

Çekilen numunelerin çenelere bağlandığı bölümler planyada talaş kaldırılarak alınmıştır. Hazırlanan numunelere kalınlıklarına uygun olarak frezede 1.2 mm kalınlığındaki daire testeresi kullanılarak V kaynak ağzı açılmıştır. Kaynak işlemi öncesinde açılan V kaynak ağzlarında müsaade edilen en küçük açı değeri (40°) kullanılmıştır. Açının minimum düzeyde tutulmasıyla parçaya mümkün olduğu kadar az ısı girdisinin olması amaçlanmıştır. Kaynakla birleştirilecek numunelerin bir tarafı soğuk şekil değiştirme işlemine tabi tutulmuş parçadan diğer tarafı ise soğuk şekil değiştirmemiş parçalardan oluşturulmuştur. Bu şekilde aynı kaynak şartlarında soğuk şekil değiştirmiş bölge ile soğuk şekil değiştirmemiş bölgelerin daha kolay karşılaştırılması amaçlanmıştır. Kaynak ağzları açılırken oluşması muhtemel sıcaklığın önlenmesi için soğutma sıvısı kullanılmıştır.

Soğuk şekil değiştirmiş numuneler gazaltı kaynağı ile birleştirilmiştir. Gazaltı kaynağının tercih edilmesinin sebepleri;

- a. Elektrik ark kaynağı ve TIG kaynağı ile soğuma hızlarının hemen hemen aynı olması
- b. Kaynak akımını ve gerilimini etkileyen parametrelerin (kaynak hızı, tel besleme hızı, telin memenin dışında kalan uzunluğu...v.b) sabit tutulabilmesi
- c. Mekanizasyona uygun olması

d. Endüstriyel uygulamalarda yaygın olarak kullanılması ve yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında en uygun yöntemlerden biri olarak kabul görmüş olmasıdır [22].

Tozaltı kaynağında soğuma hızının düşük olması ve bunun sonucunda çentik darbe tokluklarının daha düşük bulunmuş olması, ince taneli bir çelik olduğu için kontrollü ve düşük ısı girdilerinin kullanılması gerektiğinden tercih edilmemiştir.

Düşük kaynak akımı değerlerinde yapışma, daha yüksek akım değerlerinde yanma olukları oluşması söz konusu olduğundan tüm bağlantılar için kaynak hızı hariç, diğer tüm parametreler sabit tutulmuştur. Kaynak işleminde kullanılan kaynak parametreleri aşağıdadır:

Kaynak akımı: 140 Amper

Ark gerilimi : 24 Volt

İlave tel çapı : 0.8 mm

İlave tel türü : SG2 (DIN 8559)

Kaynak hızı : 28 cm/dakika(5 kJ/cm ısı girdisi için)

40 cm/dakika (3.5 kJ/cm ısı girdisi için)

Koruyucu gaz : CO₂ (12 litre/dakika)

Kaynak makinası: Fronius Variostar 304

Malzeme termomekanik olarak üretildiği ve ince taneli olduğu için mümkün olduğunca küçük ısı girdileri ile birleştirilmeye çalışılmıştır. En küçük ısı girdisi 3.5 KJ/cm ve 5 KJ/cm değerleri seçilmiştir. Daha yüksek ısı girdisi ile kaynak bu nedenle tercih edilmemiştir. 3.5 kJ/cm 'lik ısı girdisinin altındaki değerlerde bağlantılarda yapışma gözlenmiş ve ayrıca kaynak dikişinin formu değiştiğinden kaynak metalinde pasolar arasında boşluklar oluşmuştur. Yukarıdaki nedenlerden ötürü kaynak bağlantısı için iki farklı ısı girdisi seçilmiştir.

Gazaltı kaynağında kaynak telinin bakır kontak memesinin dışında kalan kısmının uzunluğunun değişmesi kaynak parametrelerini değiştirmektedir. Bu uzunluğun değişmemesi için nozulun ucuna gaz akışını ve düzenini değiştirmeyecek fakat mesafeyi sabit tutacak özel bir aparat takılmıştır. Böylelikle torcun parçaya olan

mesafesi sabit tutulmuş ve telin bakır memenin dışında kalan kısmının devredeki direnci değiştirme olasılığı ortadan kaldırılmıştır.

Yapılan araştırmalarda borlu çeliklerde en yüksek çentik darbe tokluğu değerinin %0.002 B içeren kaynak telleri ile sağlandığı araştırmalarda bulunmuş olsa da bu tür çelikler için üretilmiş borlu ilave metaller yoktur. Bu tür araştırmaların yapıldığı literatür incelendiğinde borlu ilave metallerin esas metalden çekme yoluyla elde edilmiş olduğu tesbit edilmiştir. Yine yapılan araştırmalarda borlu çeliğin, aynı kimyasal bileşime sahip fakat bor içermeyen elektrodla kaynak yapılması durumunda çentik darbe tokluğunun yaklaşık olarak %5 oranında daha düşük olduğu ifade edilmektedir[3].

Ülkemizde de bu amaçla üretilen özel gazaltı kaynak teli bulunmamaktadır. elik reticisi tarafından tokluğu yüksek olan elektrodlarla kaynak yapılması tavsiye edilmektedir. Ülkemizde gazaltı kaynağının hemen hemen tüm uygulamalarında SG2 türü elektrod kullanılmaktadır. Bu nedenle kaynaklı bağlantılarda SG2 tipi ilave metal kullanılmıştır. SG2 türü kaynak telinin zellikleri Tablo.4.4. de verilmiştir.

Tablo 4.4 SG2 gazaltı kaynak telinin kimyasal bileşimi ve mekanik zellikleri (DIN 8559)

%C	%Mn	%Si	Tokluk(-20°C)	Akma dayanımı
0.07-.013	1.4-1.6	0.8-1	50 (J)	450 N/mm ²

Koruyucu gaz olarak CO2 kullanılmış, koruyucu gaz debisi 12 litre/dakika olarak sabit tutulmuştur.

Hazırlanan 6 mm kalınlığındaki parçalar 3.5 KJ/cm ısı girdisi ile 5 pasoda, 5 KJ/cm ısı girdisi ile 2 pasoda kaynak edilmiştir. 10 mm kalınlığındaki parçalar 3.5 KJ/cm ısı girdisi ile 7 pasoda, 5 KJ/cm ısı girdisi ile 5 pasoda kaynak edilmiştir. Düşük ısı girdisi ile yapılan kaynakta kök pasosunda zaman zaman oluşan yetersiz erimenin ve düzensizliklerin oluştuğu bölgeler taşlama makinasıyla temizlendikten sonra tekrar kaynak yapılmıştır. Bu işlemler sonrasında uygulanan kaynak pasolarının sayısında herhangi bir değişiklik yapılmamıştır.

Kaynak işlemi sonrasında parçalar durgun ortamda havada soğutulmuş, sıcaklığın elle tutulabilecek düzeye düşmesinden sonra tekrar kaynak yapılmıştır.

4.2.5 Deneý numunelerinin hazırlanması

Deneý numunelerinin çıkarılması sırasında mekanik özelliklerin etkilenmemesi için frezede dairesel testere kullanılarak yapılmıştır. İşlem sırasında deneý malzemesinin ısınmaması için soğutma sıvısı kullanılarak kesme işlemi yapılmıştır. Şekil değiştirmiş bölgelerde hassas kesim yapabilmek için 0.8 mm kalınlıktaki daire testere tercih edilmiştir.

Çıkarılan numunelerin standart ölçülere getirilmesi ve yüzeylerinin kaba zımparalanması bant zımparada yapılmış, numunelerin sıcaklığı elle tutulabilecek düzeyin üzerine çıkarılmamıştır. Kaynak dikişleri de zımpara ile düzeltilmiştir. Kaba zımparalaması biten numuneler daha sonra sırasıyla 220, 320, 400, 600, 1200 tane boyutlu su zımparası ve e 1800 tane boyutuna karşılık gelen (3M süperfine) kuru zımpara kullanılarak parlatma işlemine hazırlanmışlardır

Çentik darbe deneyinde kullanılacak numuneler parlatma işlemine gerek duyulmaksızın %2'lik Nital (%2 nitrik asit + %98 etil alkol) ile dağlanmıştır. Dağlama işleminden sonra ısının tesiri altındaki bölgenin iri taneli bölümüne karşılık gelen bölümüne planya tezgahında 60° lik çentik açılmıştır. Çentik derinliği 10 mm kalınlıktaki numuneler için 2 mm, 5 mm kalınlıktaki numuneler için 1 mm olarak açılmıştır. İşlem sonunda oluşan çapaklar kalından inceye doğru zımparalanmış, tekrar dağlanarak çentiğın ucunun iri taneli bölgede olup olmadığı kontrol edilmiştir. Uygun olarak çentik açılmayan numuneler deneylerde kullanılmamıştır.

Sertlik ölçümlerinde ve mikroskopik incelemelerde kullanılacak numunelerin parlatma işlemi önce 5 mikron tane büyüklüğüne sahip alümina ile yapılmaya çalışılmış ancak yeterli yüzey kalitesi elde edilemeden, bir süre sonra yüzeyde küçük çukurlaşmalar tesbit edildiğinden bundan vazgeçilmiştir. Bunun yerine 3 mikron tane boyutuna sahip kuru zımpara ile parlatma işlemi yapılmak zorunda kalmıştır.

4.2.6 Sertlik ölçümü

Sertlik ölçümü öncesinde yüzeyi parlatılan numuneler %2'lik nital ile dağlanmıştır. Ölçümler mikrosertlik ölçüm cihazında 136° tepe açılı elmas piramit ve 500 gr. yükleme ile yapılmıştır.

Ölçümler kaynak metalinin ekseninden esas metale doğru 0.25 mm aralıkla yapılmıştır. İri taneli bölgede çok küçük bir alanda sertliğin ani olarak değişebildiği bilindiğinden bu bölgelerde aralık 0.125 mm olarak alınmak suretiyle olası bir gerçek dışı ölçümün önüne geçilmeye çalışılmıştır. Ölçümler ısının tesiri altındaki bölgenin dışında kalan değişime uğramamış bölgeye kadar devam etmiştir. Sertliğin değişmediğinin anlaşıldığı bölgeden sonra da daha büyük aralıklarla ölçüm yapılmak suretiyle işlem tamamlanmıştır. 5 mm kalınlıktaki numuneler için yüzeyden itibaren 1 mm aralıklarla, 10 mm kalınlıktaki numuneler için orta eksen ve yüzeylerin 2 mm aşağıda ölçüm yapılmıştır.

4.2.7 Çentik darbe tokluğunun ölçümü

Kaynaklı bağlantılarda ısının tesiri altındaki bölgede oluşan iri taneli bölgenin tokluğunun diğer bölgelere oranla daha düşük olduğu bilinmektedir. Tokluğun düşük olması dolayısıyla tane irileşmesinin olduğu bölge kaynaklı birleştirmelerde kritik bir öneme sahiptir. Ölçümler tane irileşmesinin olduğu bölge için yapılmıştır.

İnce taneli bölgede çentik darbe tokluğunun ölçülmesine de çalışılmış ise de bu sağlanamamıştır. Her ne kadar çentikler ince taneli bölgeye gelecek şekilde açılrsa da kırılan parçalar incelendiğinde; kırılmanın çentiğin alt ucundan ani bir şekilde erime çizgisine yakın iri taneli bölgeye geçtiği ve bu bölgede kırılmanın gerçekleştiği tesbit edilmiştir. Kısmen dönüşüme uğramış bölgede benzer bir durumla karşılaşmıştır. Çentiklerin bu bölgede açılmasına karşılık kırılma çentik açılmamış ve üzerinde çentik bulunmayan iri taneli bölgede meydana gelmiştir. Bu nedenle ince taneli ve kısmen dönüşüme uğramamış bölgelerde çentik darbe tokluğu ölçümleri yapılamamıştır.

Bir tarafı %5 oranında soğuk şekil değiştirmiş diğer tarafı soğuk şekil değiştirmemiş numunelerde, çentikler soğuk şekil değiştirmemiş tarafta iri taneli bölgede açılmış ancak bazı numunelerin soğuk şekil değiştirmiş parça tarafında kalan çentik açılmamış iri taneli bölgeden kırıldığı görülmüştür. Soğuk şekil değiştirmemiş parçalarda iri taneli bölgede çentik darbe tokluğunun ölçümü her iki tarafı da soğuk şekil değiştirmemiş numuneler üzerinde gerçekleştirilebilmiştir.

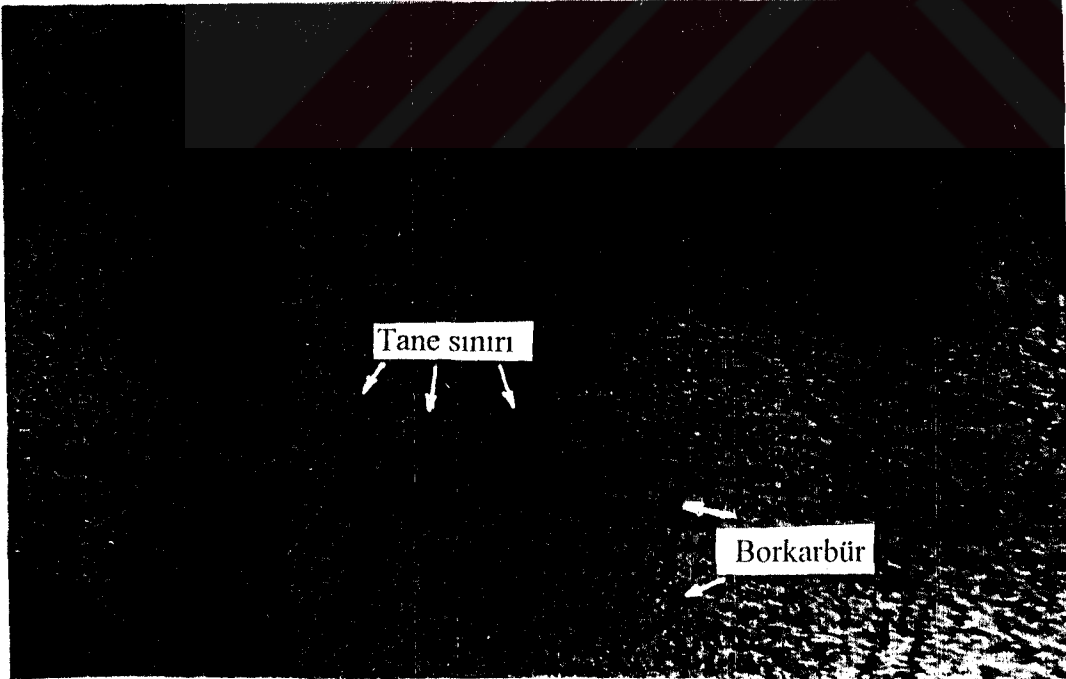
Kaynak bağlantılarında kullanılan SG2 (DIN 8559) kaynak telinin çentik darbe tokluğu oda sıcaklığında 115 Joule, -20 °C'de 50 Joule olarak verilmektedir.

10x10x55 ve 5x10x55 mm boyutlarındaki standart ISO-V numuneleri kullanılmıştır. Hazırlanan numuneler üç farklı sıcaklıkta kırılarak çentik darbe toklukları ölçülmüştür. S700MC çeliğinin düşük sıcaklıklarda da kullanılabileceği göz önüne alınarak en düşük deney sıcaklığı -40 °C seçilmiş daha sonraki deney sıcaklıkları ise -20 °C ve 20 °C seçilmiştir. Daha yüksek sıcaklıklar için çentik darbe tokluğu ölçümü yapılmamıştır.

4.2.8 Metalografik inceleme

Metalografik incelemeler öncesinde parlatılmış numuneler %2'lik pikral ile 60 saniye süresince dağlanmış ve etil alkol ile yıkayıp kurutulduktan sonra mikroskop altında incelenmiştir. İnceleme sırasında 100 ve 400 büyütme oranları kullanılmıştır. İncelemelerde ısı girdisi ve soğuk şekillendirme oranları dikkate alınarak iç yapı fotoğrafları çekilmiştir. Fotoğraf çekimleri daha iyi kontrast sağladığı için siyah-beyaz film kullanılarak yapılmıştır.

Metalografik incelemelerde daha yüksek(600 ve 900) büyütme oranlarında denenmiş ancak netlik yakalanamadığından bu büyütme oranlarında fotoğraf çekimi yapılamamıştır.



Şekil 4.2 İki kez ısının altında kalan bölgelerde ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmesi(X400)

Metalografik incelemelerde iki kez ısının tesiri altında kalan bölgelerde ostenit tane sınırlarında borkarbür oluşumu tesbit edildiğinden incelemeler bu alanlarda yoğunlaştırılmıştır. Ostenit tane sınırlarında oluşan borkarbür çökmesi 100 ve 400 büyütme oranlarında rahatlıkla görülebilmektedir. Ancak renk tonlarının birbirine oldukça yakın olması neticesinde siyah-beyaz film kalitesinde 400 büyütme oranında zor da olsa seçilebilmektedir (şekil 4.2)

4.3. Deneylerden Elde Edilen Sonuçlar

4.3.1 Mikroskopik İnceleme Sonuçları

Farklı şekil değiştirme oranlarında(%0, %5, %10 ve %15) ve farklı ısı girdileri (3.5 ve 5 KJ/cm) ile yapılan kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numuneler üzerinde yapılan incelemelerde iki kez ısının tesiri altında kalan bölgelerde ve bu bölgelere yakın bölgelerde ostenit tane sınırlarında borkarbür oluşumuna rastlanmıştır. Ostenit tane sınırlarında oluşan borkarbürler düz bir hat üzerinde koyu renkli çizgiler halinde görülmektedir. Isı girdisine ve soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak farklılıklar tesbit edilmiştir.

Malzemelerde meydana gelen tane büyümesinin ve başlangıçtaki tane boyutunun ölçülmesinde malzeme ostenit tane tavlmasına tutulmakta ve daha sonrasında ölçümler yapılmaktadır. Ostenit tane tavlama sıcaklığının üzerinde bir süre beklenmesini gerektirdiğinden tane büyümesine sebep olmaktadır. Bu da ölçüm değerlerini sağlıklı olup olmadığı ve gerçek sonuçları yansıtmayı yansıtmadığı hususunda endişelere neden olmaktadır. Özellikle yeniden kristalleşme ve tane büyümesinin önemli olduğu durumlarda ölçümlerin gerçek değerlerden daha yüksek değerleri verebileceği her zaman göz önünde bulundurulması gereken bir husustur.[24] Deneyde kullanılan malzeme (S700MC) ince taneli bir çelik olduğundan başlangıçtaki tane boyutu ölçülmemiştir.

Ostenit tane sınırlarında oluşan borkarbür çökelmeleri ile kaynağın tane boyutu üzerindeki etkilerini görmek mümkün olmaktadır. Böylece tane irileşmesine sebep olabilecek ostenit tane tavlmasına gerek kalmaksızın iki kez ısıdan etkilenen bölgede ostenit tanelerinin boyutu hakkında da veriler ortaya çıkmaktadır.

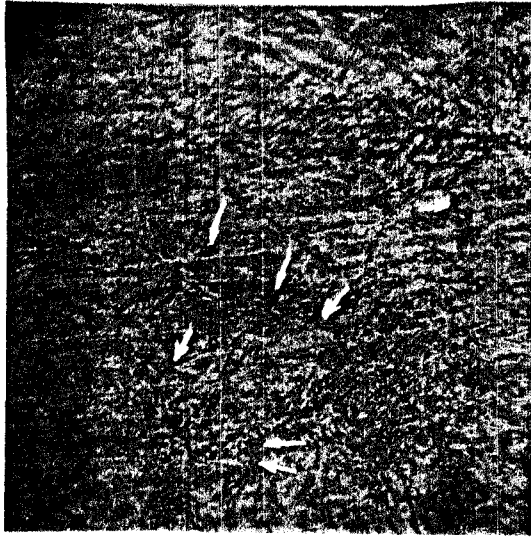
Metaloğrafik incelemelerin ostenit tane sınırlarında oluşan borkarbür çökmesine yoğunlaştırılmasının sebebi sınırlarda gevrek bir yapıya sahip ortam oluşturmalarıdır. Borlu çeliklerde bor karbür çökmesinin olduğu bölgeler taneler arası kırılma eğilimini artırmaktadır [6].

Yüksek sıcaklıklarda ostenitte çözünürlüğü yüksek olan borun azalan sıcaklık ile çözünürlüğü azalmakta ve ostenit taneleri içinde aşırı doymuş hale gelen bor, ostenit ve ostenitten dönüşen yeni tanelerin sınırlarına çökelmektedir.

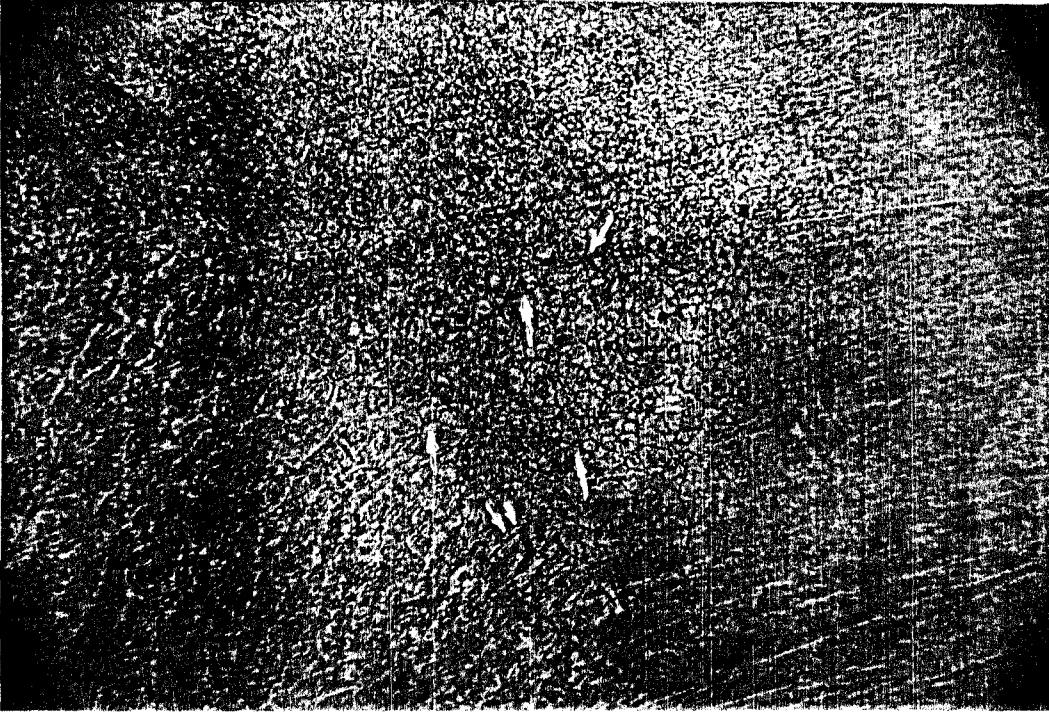
Ostenit tane sınırları, tane sınırları ve dislokasyon çizgilerine göre daha yüksek enerjili olduklarından borun buralarda çökme eğilimi artmaktadır. Borkarbürlerin ostenit tane sınırlarının yanı sıra ostenitten dönüşen tane sınırlarında da çökmesinin izlerini görmek mümkündür.

5 Kj/cm'lik ısı girdisi ile 2 pasoda kaynak yapılan numunelerin incelenmesi sonucunda soğuk şekil değiştirme işlemi uygulanmamış malzemedeki iki kez ısıdan etkilenen bölgede de borkarbür oluşumuna rastlanmıştır(şekil 4.3) Borkarbür çökmesinin gözlemlendiği bölgenin genişliği soğuk şekil değiştirmiş parçalardaki çökme bölgelerinin genişliği ile karşılaştırıldığında oldukça küçüktür.

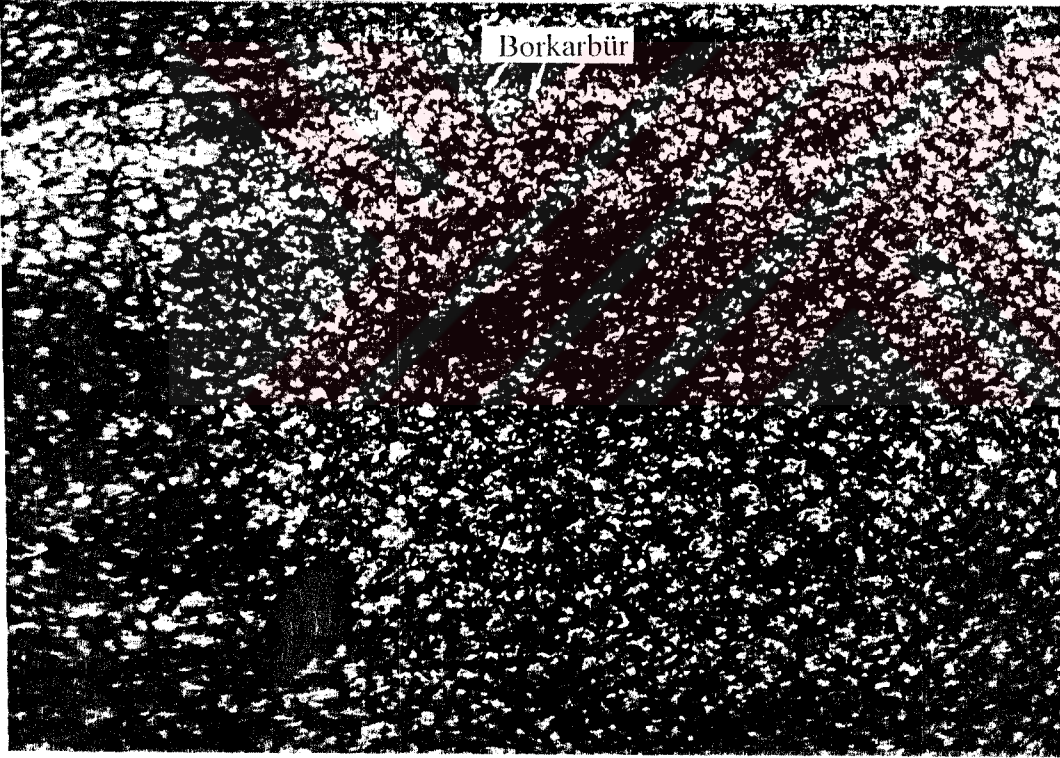
%5 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 5Kj/cm'lik ısı girdisi ile kaynağında iki kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgede ostenit tane sınırlarında borkarbür çökmesi tesbit edilmiştir(şekil 4.4). Ancak borkarbür oluşumunun gözlemlendiği bölgenin



Şekil 4.3. Soğuk şekil değiştirmemiş malzemedeki ısıdan iki kez etkilenmiş bölgede borkarbür çökmesi(X400)



Şekil 4.4. %5 oranında soğuk şekil değiştirmiş bölgede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çökmesi(X100)

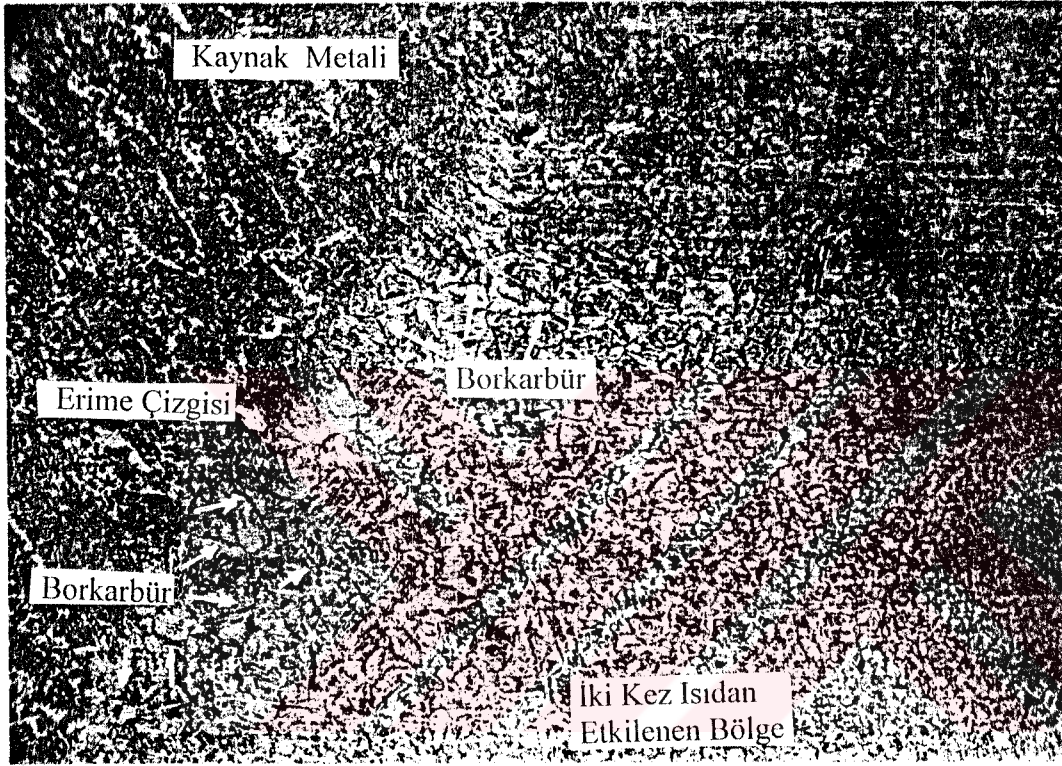


Şekil 4.5 %5 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemede ısıdan iki kez etkilenen ince taneli bölgede meydana gelen borkarbür çökmesi(X400)

genişliği şekil değiştirmemiş malzemedeki ile karşılaştırıldığında büyümektedir. Buna karşılık ısıdan bir kez etkilenen bölgede belirgin bir borkarbür çökmesi

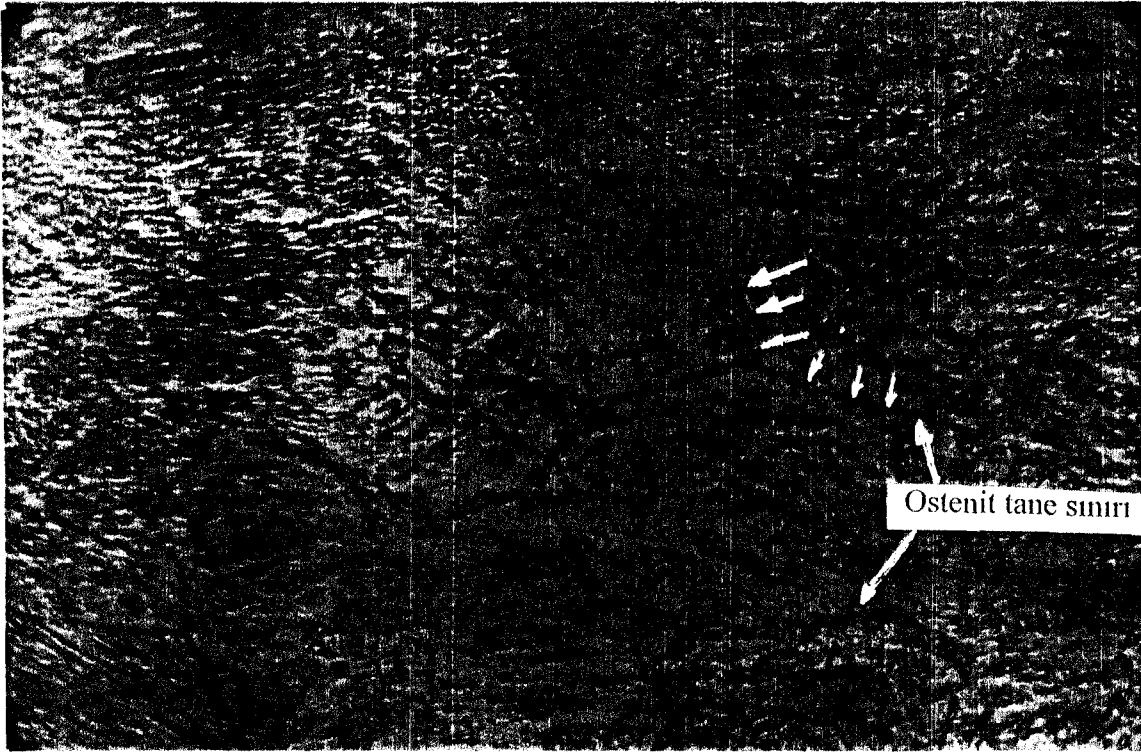
gözlenmemektedir. 400 kat büyütmede ince taneli bölgede de çökeltme son derece silik ve zor farkedilen ince çizgiler şeklinde görülmektedir(şekil 4.5)

Soğuk şekil vermede kritik bir öneme sahip % 10 oranında şekil değiştirmiş parçaların kaynağındaki ısının tesiri altındaki bölge incelendiğinde çökeltmenin oluştuğu bölgenin genişlediği, ostenit tanelerinin büyüdüğü ve izafi olarak ince tanelerin sınırında bile çökeltmenin oluştuğu gözlenmiştir(şekil 4.6 ve 4.7)

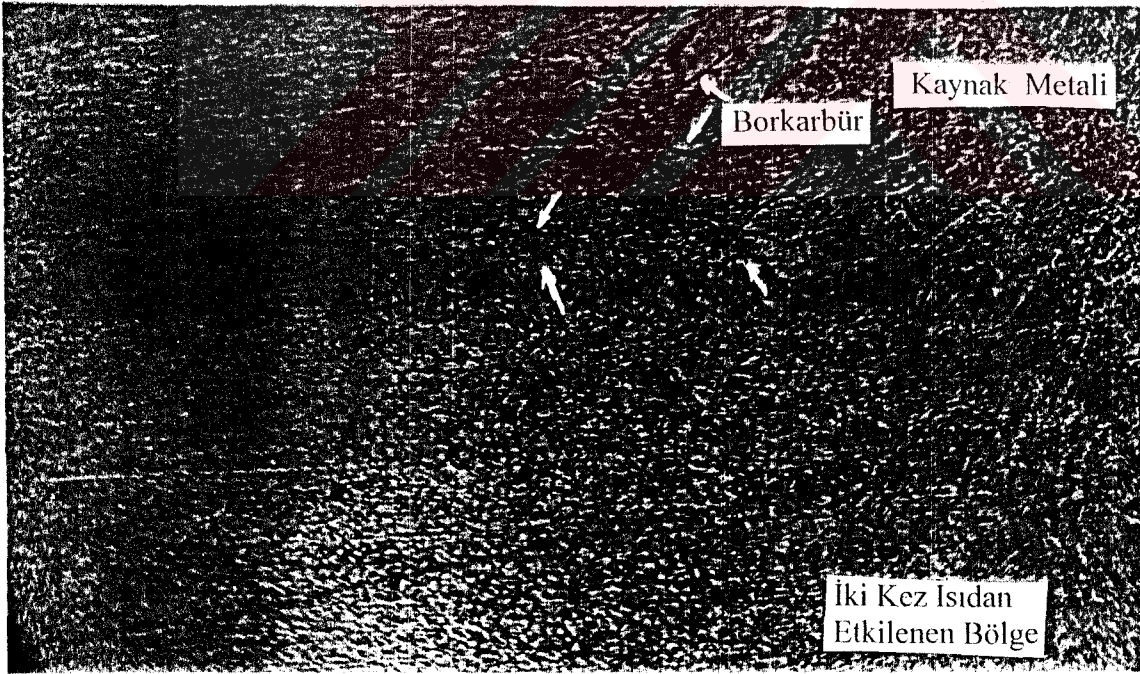


Şekil 4.6 %10 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemenin ITAB'ında iki kez ısının etkisine maruz kalmış bölgede ostenit tane sınırlarında borkarbür çökeltmesi(X100)

Soğuk şekil değiştirme oranı %15 olduğunda, iki kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgede de belirgin olarak borkarbür çökeltmesi oluşmaktadır(şekil 4.8). Buna ilave olarak bir kez ısıdan etkilenmiş, erime çizgisine yakın bölgede de borkarbür çökeltmesi görülmektedir. Ancak bu bölgede meydana gelen çökeltmenin izleri oldukça ince ve silik bir şekilde ortaya çıkmaktadır. İkinci kez ısıdan etkilenen bölgeye teğet ince taneli bölgede de benzer çökeltme çizgileri ortaya çıkmaktadır. Bunlar ikinci kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgedeki çökeltme çizgilerine oranla son derece ince ve siliktir(şekil 4.8)



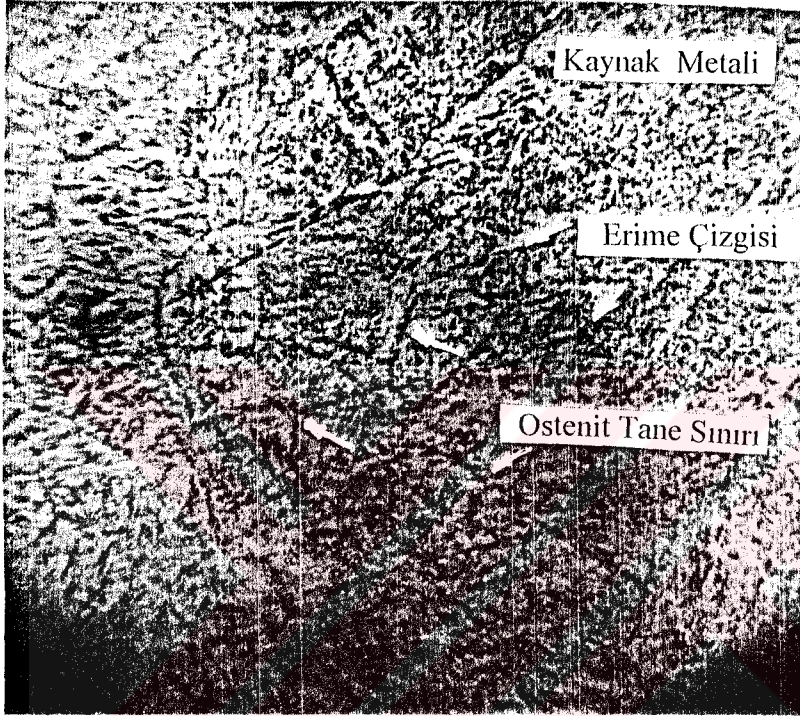
Şekil 4.7 %10 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemenin ITAB'ında iki kez ısının etkisine maruz kalmış bölgede ostenit tane sınırlarında borkarbür çökeltmesi(X400)



Şekil 4.8 %15 oranında şekil değiştirmiş bölgedeki ostenit tane sınırlarında borkarbür çökeltme çizgileri(X100)

Erime çizgilerine teğet iri taneli bölge incelendiğinde borun kaynak metaline difüzyonu nedeniyle çökeltme çizgileri daha ince ve silik olarak ortaya çıkmaktadır (ince, gri çizgiler), buna karşılık bor miktarının düşmediği bölgelerde çökeltme hatları daha belirgin ve koyu çizgiler şeklinde ortaya çıkmaktadır (şekil 4.9).

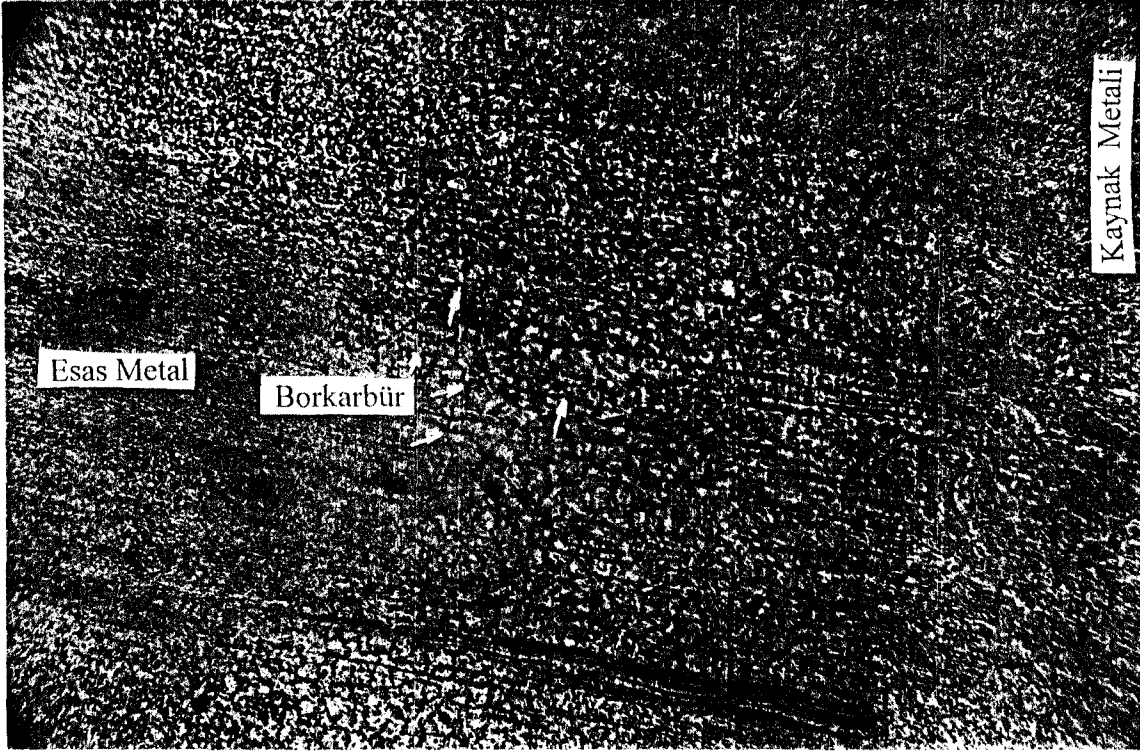
Şekil 4.8 ve şekil 4.9 dan da görülebileceği üzere iri taneli bölgeden ince taneli bölgeye geçişte oluşan borkarbür çökelmeleri bir ostenit tanesinin tüm sınırları boyunca değil belirli sınırlarda yoğunlaşmış olduğu görülmektedir.



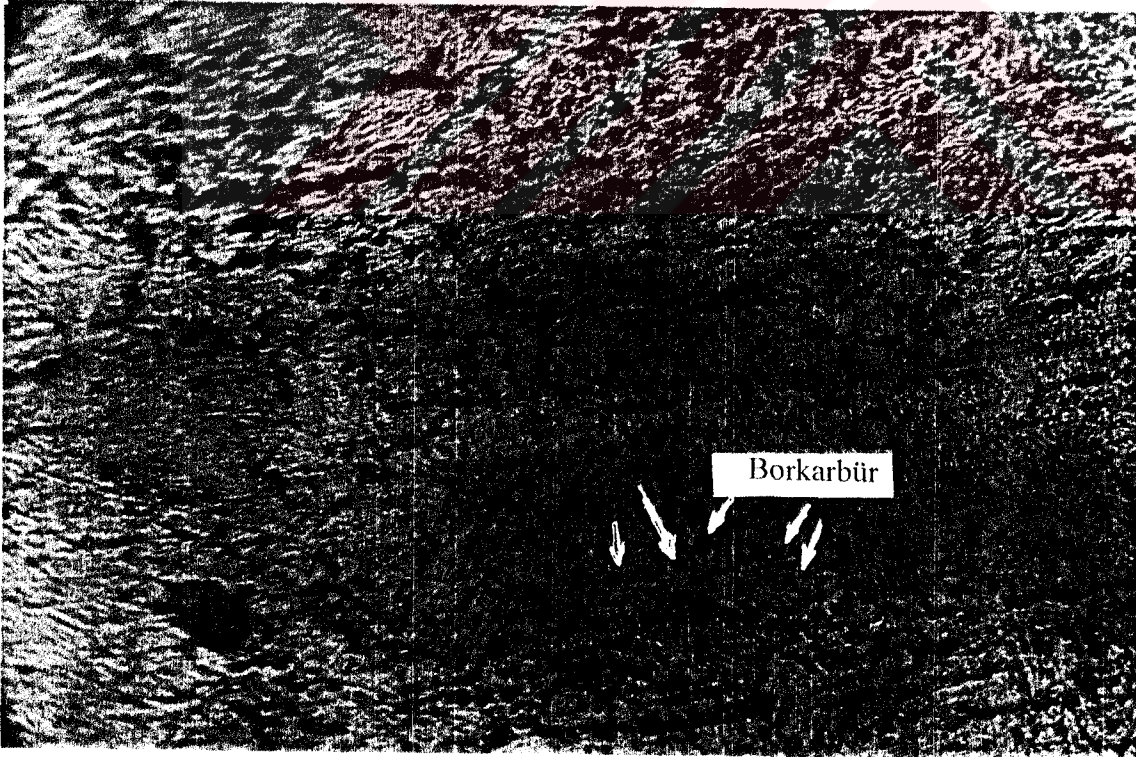
Şekil 4.9. %15 oranında soğuk şekil değiştirmiş malzemede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çökeltmesi (x400, kaynak metaline erime çizgisi-iri taneli bölge)

3.5 kJ/cm ısı girdisi ile 5 pasoda kaynak edilen numuneler incelendiğinde yine borkarbür çökeltmesi oluşmasına karşılık, 5 kJ/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağa göre çökeltmenin daha düşük düzeyde olduğu gözlenmektedir.

Teslim şartlarında herhangi bir şekil değişimine uğramamış malzemenin kaynağında iki kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgede borkarbür çökeltmesi oluşmaktadır. Ancak 3.5 kJ/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta borkarbür çökeltmelerinin oluşumu süreklilik arz etmemektedir. Çökeltme hattında dairesel formda birbirine göre daha uzak konumda çökeltme oluşmaktadır (şekil 4.10, 4.11).

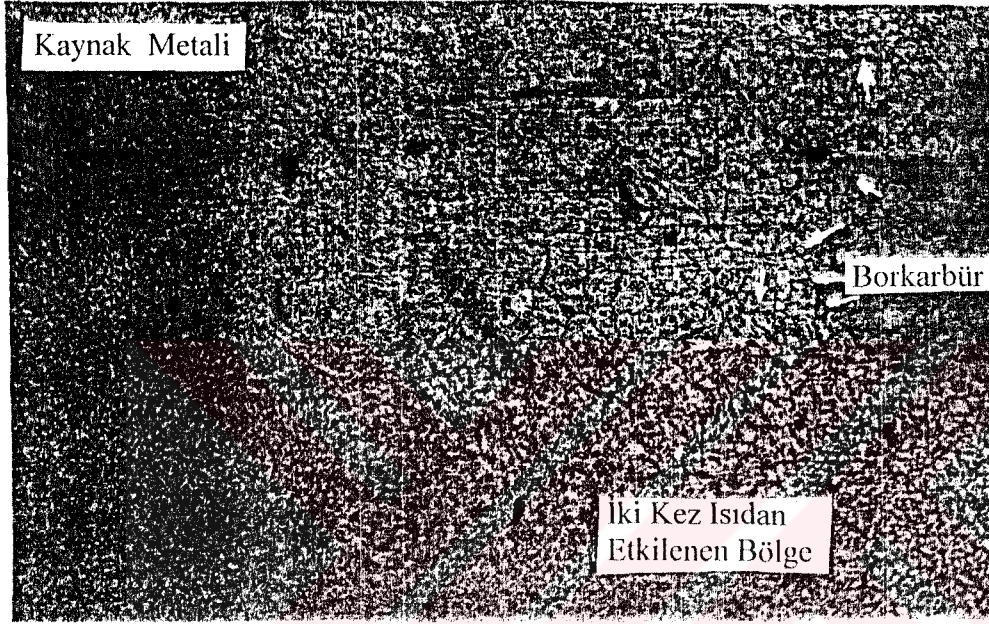


Şekil 4.10 Teslim şartlarında 3.5kj/cm lik ısı girdisi ile yapılan kaynakta iki kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgede borkarbür çökmesi (X100)



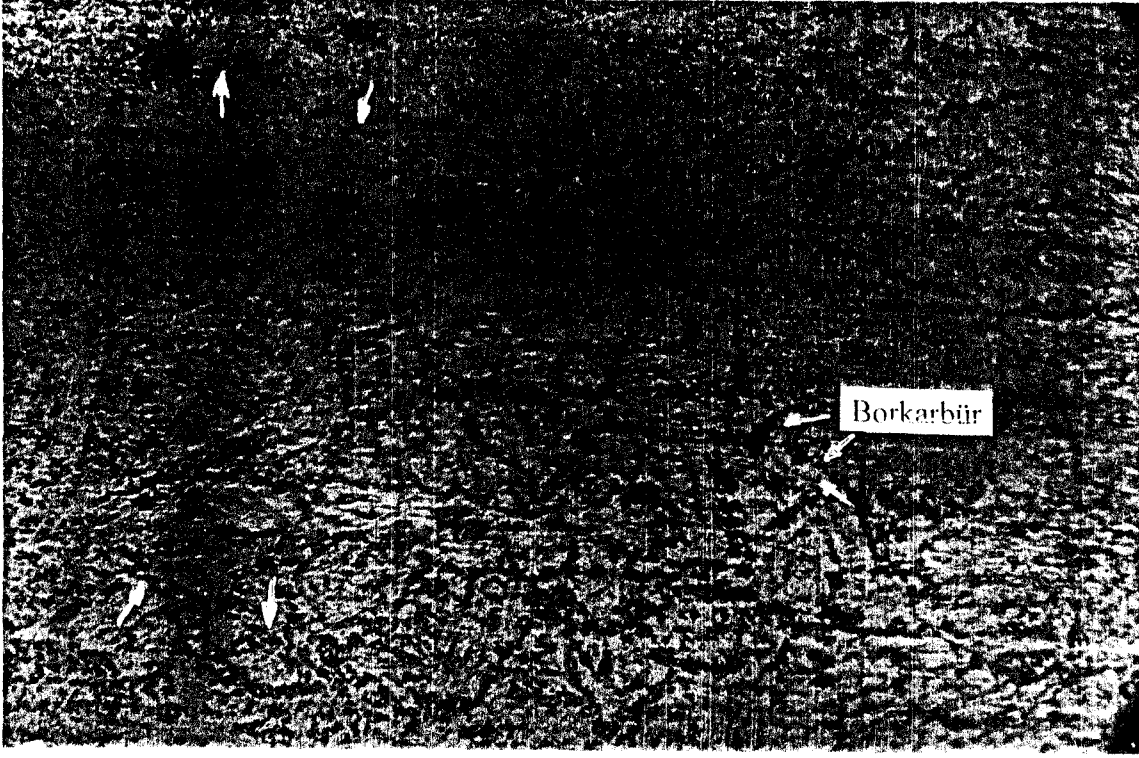
Şekil 4.11 Teslim şartlarında 3.5kj/cm lik ısı girdisi ile yapılan kaynakta iki kez ısıdan etkilenen iri taneli bölgede borkarbür çökmesi (X400)

%5 oranında şekil değiştirmiş malzemenin iki kez ısıdan etkilenen bölgesinde gözlenen borkarbür çökeltilerinin formu incelendiğinde ostenit tane sınırlarında birbirinden kopuk bir şekildedir. 5 Kj/cm'lik ısı girdisi ile yapılan kaynaktaki çökelmelere göre süreklilik oluşturmamaktadır. Çökelmeler ostenit tane sınırlarının oldukça küçük bölgelerinde çökeltme eğilimine girmektedirler. Noktasal olarak gözlenmektedirler(Şekil 4.12 ve 4.13)

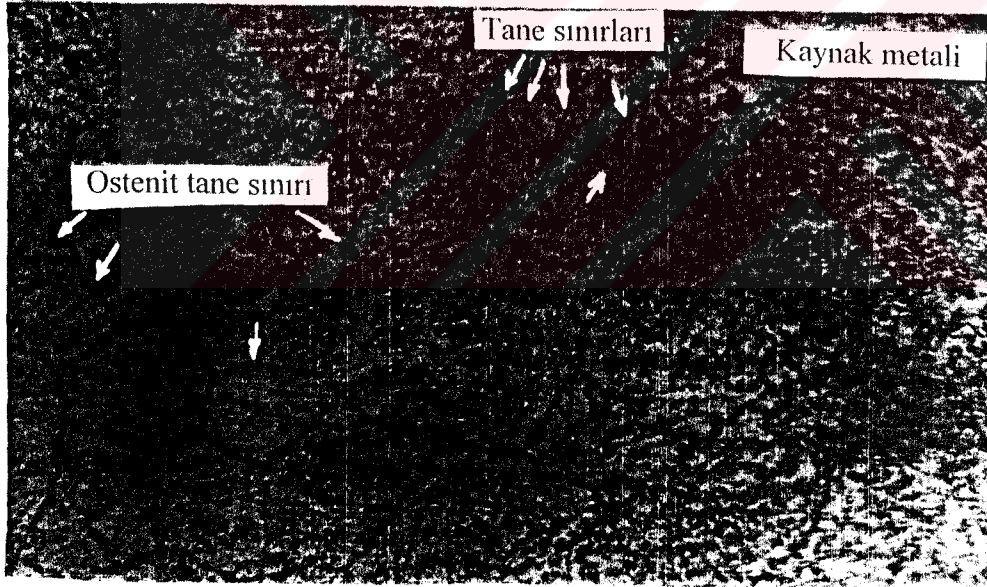


Şekil 4.12 %5 soğuk şekil değiştirmiş malzemede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çökeltmesi(X100, 3.5 Kj/cm)

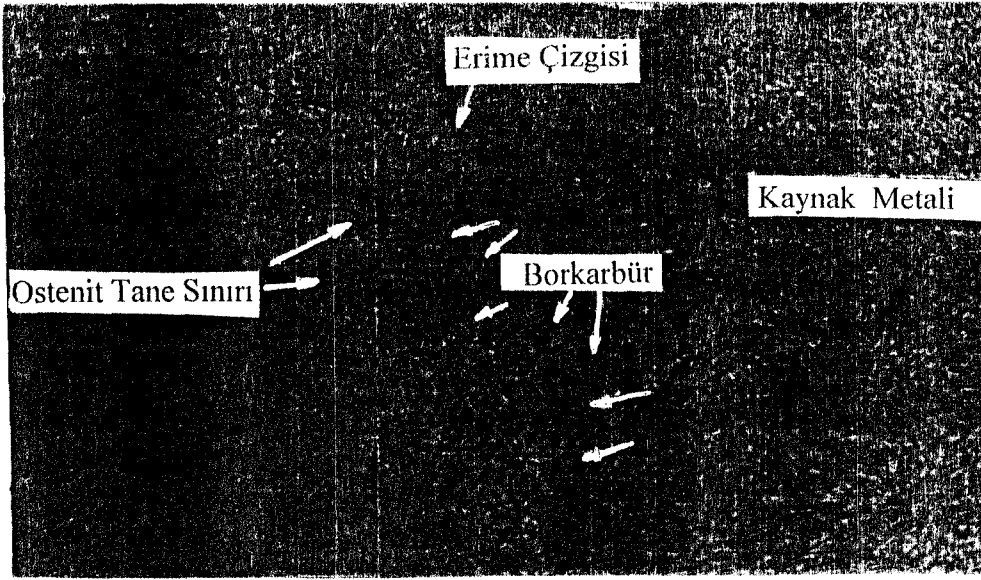
3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynaktaki soğuk şekil değiştirme oranından daha fazla şekil değiştirmiş malzemelerde farklı bir durum söz konusudur. Şekil değiştirme oranının %10'u aşması durumunda ostenit tane sınırlarında borkarbür çökeltmesi sürekli hale gelmektedir(şekil 4.14). Kaynak metalinin erime çizgisine paralel dar bir bölgede de ostenit tane sınırlarında borkarbür çökeltmesi olmaktadır. Bu oluşum bir kez ısıdan etkilenen bölgede bile görülmektedir(şekil 4.15). Buradan 3.5 Kj/cm için %10 soğuk şekillendirme oranının ostenit tane sınırlarında sürekli borkarbür çökeltmesi için kritik değer olduğu görülmektedir.



Şekil 4.13 %5 soğuk şekil değiştirmiş malzemede iki kez ısıdan etkilenen bölgede borkarbür çöelmesi(X400, 3.5 Kj/cm)



Şekil 4.14 %10 soğuk şekil değiştirme oranında ostenit tane sınırlarında borkarbür çökelmelerinin sürekli oluşumu(X400,3.5 Kj/cm)



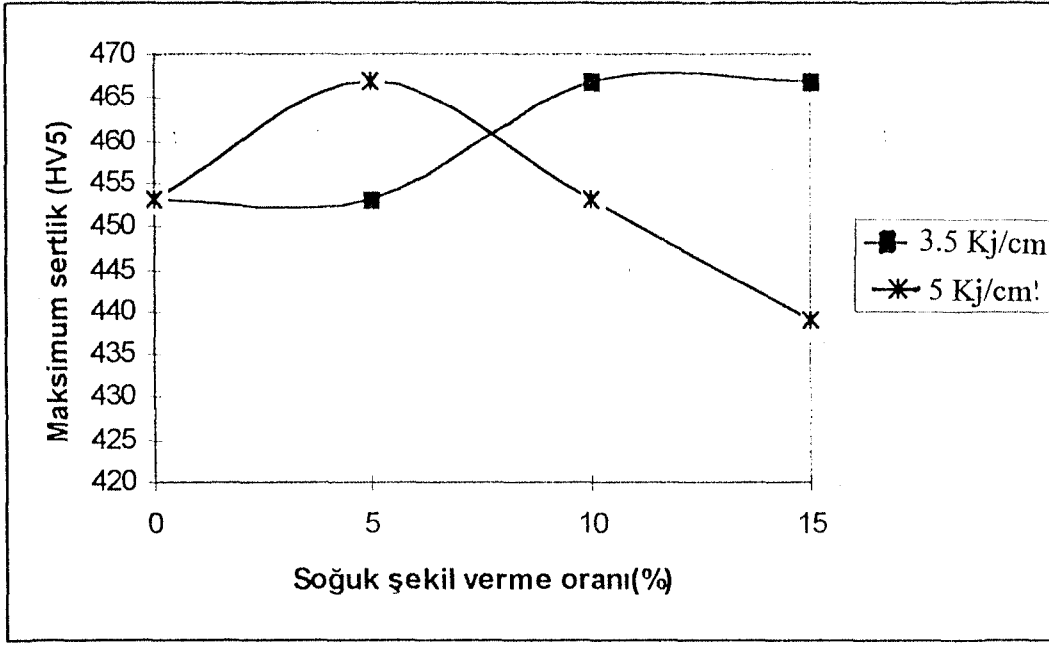
Şekil 4.15 %10 soğuk şekil değiştirme oranında ostenit tane sınırlarında borkarbür çökelmelerinin sürekli oluşumu(X100,3.5 KJ/cm)

4.3.2. Sertlik ölçümü sonuçları

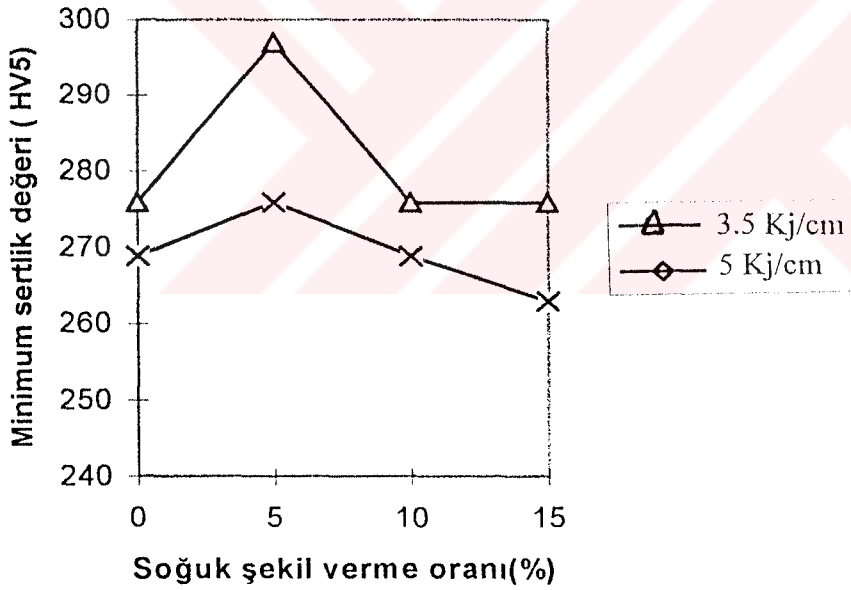
Teslim şartlarında malzemenin sertliği 330 HV5 olarak ölçülmüştür. Kaynak metaline teğet iri taneli bölgede yüzeye yakın bölgede ölçülen maksimum sertlik değeri ise 467 HV5 dir. Ancak ölçüm sonuçlarından ısının tesiri altındaki iri taneli bölgede ölçülen maksimum sertlik değerinin soğuk şekillendirme oranı ve ısı girdisine bağlı olarak değiştiği görülmektedir(şekil 4.16).

Grafik üzerinde soğuk şekillendirme oranının ve ısı girdisine bağlı olarak oluşan maksimum sertlik değerleri incelenirse 5 KJ/cm 'lik ısı girdisi için %5 soğuk şekil değiştirme oranı kritik değerdir. Buna karşılık 3.5 KJ/cm ısı girdisi ile yapılan aynakta maksimum sertliğin oluştuğu kritik değer %10 ve üzeridir. 5 kJ/cm ısı girdisi ile kaynakta %5 şekil değiştirme oranından sonra sertlik azalması görülmektedir. Sertliğin azalması eğilimi önemli ip uçları vermektedir.

Metalografik incelemelerdeki iç yapı ile maksimum sertlik değerleri karşılaştırılacak olursa 3.5 KJ/cm'lik ısı girdisinde ostenit tane sınırlarında borkarbür çökelmelerinin süreklilik oluşturduğu soğuk şekil verme değerler ile maksimum sertliğin oluştuğu değerler çakışmaktadır. 5 KJ/cm'lik ısı girdisi ile yapılan kaynakta ise ostenit tane sınırlarında sürekli borkarbür çökelmelerinin görüldüğü değer yaklaşık olarak %5 değerine karşılık gelmektedir. Bu soğuk şekil verme oranı aynı zamanda 5 KJ/cm ile yapılan kaynakta maksimum sertliğin oluştuğu değerdir.



Şekil 4.16 Isının tesiri altındaki bölgelerde ölçülen maksimum sertlik



Şekil 4.17 İki kez ısıdan etkilenen bölgelerde ölçülen minimum sertlik değerleri

Bundan sonraki sertlik azalmaları soğuk şekil verme oranının artması ile tane sınırlarındaki çökelmelerin farklı oluşum eğilimine girdiklerinin belirtilerini göstermektedir. 5 KJ/cm'lik ısı girdisi ile yapılan kaynakta birkez ısıdan etkilenen iri

taneli bölgede de ostenit tane sınırlarında silik de olsa ince gri çizgiler halinde borkarbür çökelmelerinin izine rastlandığı soğuk şekil verme oranı minimum %10 dur. Artan soğuk şekillendirme oranları ile birkez ısıdan etkilenen ısının tesiri altındaki iri taneli bölgelerde çökeltme eğiliminin arttığını söylemek mümkündür. 3.5 KJ/cm'lik ısı girdisi ile yapılan kaynakta ölçülen maksimum sertlik değerlerinin azalmamasındaki neden ostenit tane sınırlarında borkarbür çökelmelerinin belirgin bir seviyeye çıkmaması ile açıklanabilir.

İki kez ısıdan etkilenen bölgelerde ölçülen minimum sertlik değerleri maksimum sertlik değerlerine benzer ipuçları vermektedir(şekil 4.17).

İki kez ısıdan etkilenen bölgede ostenit tane sınırlarında borkarbür çökelmeleri sonucunda malzemenin sertlik değerleri zalmaktadır. Borkarbür çökeltmesi miktarı düşük ısı girdileri ile yapılan kaynakta daha düşük düzeyde olmaktadır. Borun ostenit taneleri içinde çözünmesiyle yaptığı etkinin ortadan kalktığı sonucu çıkarılabilir.

Sertlik düzeyinin 467 HV5 düzeyine çıkması iç yapıda oluşması muhtemel sert iç yapı oluşumlarının bir belirtisidir.

İri taneli bölgeden ile esas metal arasında kalan ince taneli bölgede sertliğin azaldığı da tesbit edilmiştir.

Çeliğin haddeleme ve sonrasında kontrollu olarak soğutulmasıyla üretildiği göz önüne alındığında ısıdan etkilenen bölgede sert iç yapıların oluşması muhtemeldir.

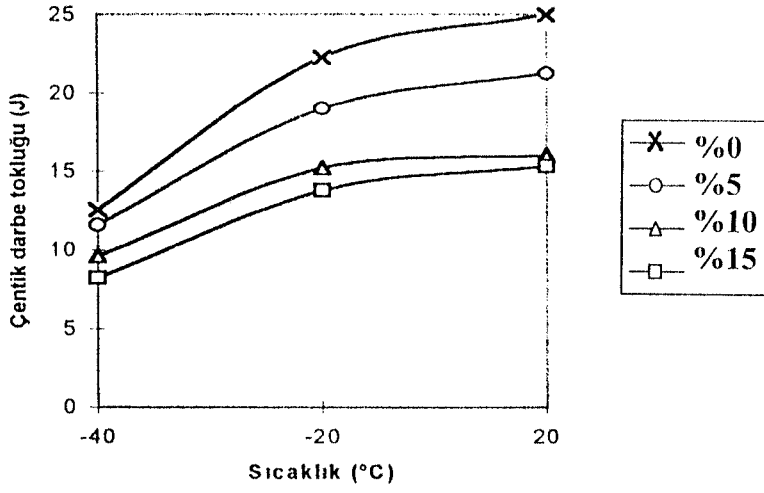
Ölçüm sonuçları ve kırık yüzeylerinin fotoğrafları EK.A da verilmiştir.

4.3.4. Çentik darbe deneyi sonuçları

Çentik darbe deneyinde soğuk şekil verme oranı ve ısı girdisine bağlı olarak ölçüm sonuçları şekil 4.18 ve 4.19'da verilmiştir.

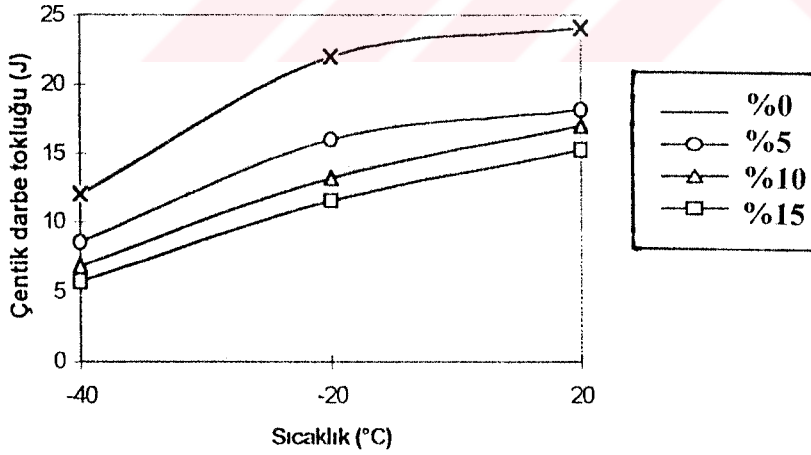
Çentik darbe tokluğu değerleri incelendiğinde yüksek ısı girdisi ile yapılan kaynakta ısının tesiri altındaki bölgenin tokluğunun belirgin bir oranda azalmış olduğu ve malzemenin gevrek kırılma eğilimlerinin düşük sıcaklıklarda arttığı

3,5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta
çentik darbe tokluğu değerleri



Şekil 4.18 5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta ısının tesiri altındaki bölgenin çentik darbe tokluğu değerleri

5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta çentik
darbe tokluğu değerleri



Şekil 4.19 3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta ısının tesiri altında kalan

belirlenmiştir. Çeliğin $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 40 J olan tokluk değeri göz önüne alındığında düşüş son derece yüksektir

4.3.5. Soğuma hızlarının ölçümü

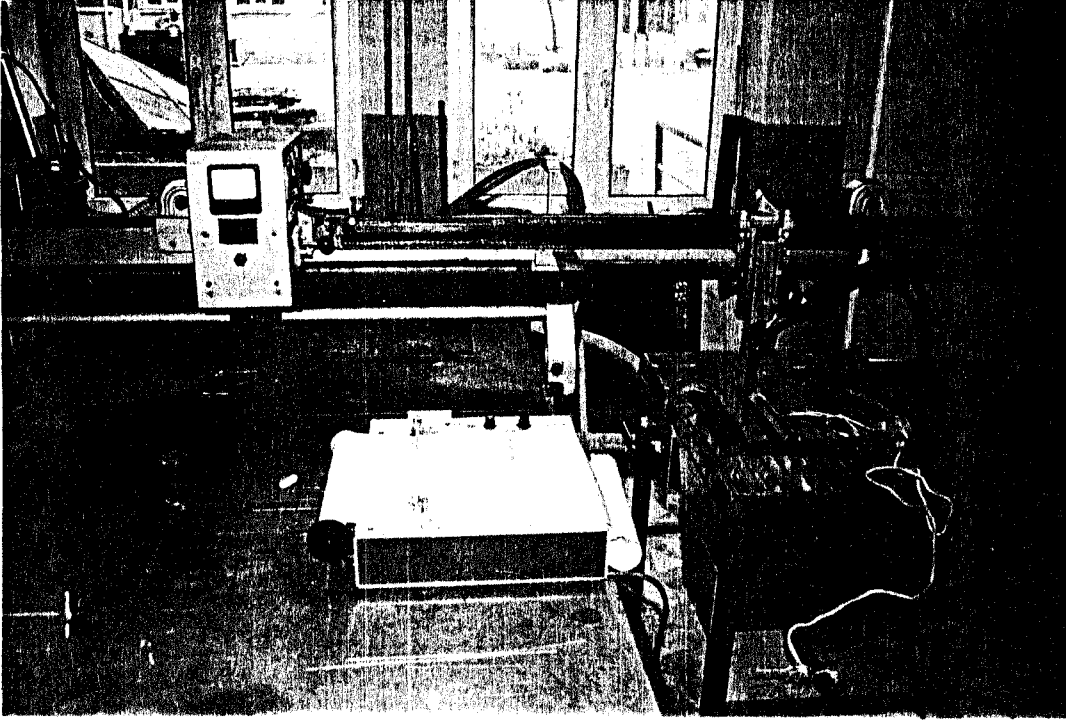
Kaynak işlemi sırasında oluşan sıcaklık erime çizgisinden itibaren belirli bir bölgeyi etkilemekte ve ulaşılan sıcaklığın düzeyine bağlı olarak iç yapıyı etkilemektedir. İç yapının etkilenmesi sadece o bölgede ulaşılan maksimum sıcaklığa bağlı olmayıp aynı zamanda soğuma hızına bağlı olarak da değişmektedir.

Borlu çeliklerde kaynak işlemi sonrasındaki soğuma özellikleri iç yapıda farklı oluşumlara sebep olabilmektedir. Borlu çeliklerde borkarbür çökmesinin soğuma hızına bağlı olarak değiştiği bilinmektedir. Yapılan araştırmalarda[7] erime çizgisinden itibaren yaklaşık olarak ısının tesiri altındaki bölgenin 1/3 genişliğinde bir bölgede borkarbür çökmesine rastlanabildiği ortaya çıkmıştır. Yine aynı araştırmalarda çökmenin erime çizgisine yakın olan bölgelerde daha fazla olduğu, erime çizgisinden uzaklaştıkça çökme miktarının azaldığı bulunmuştur.

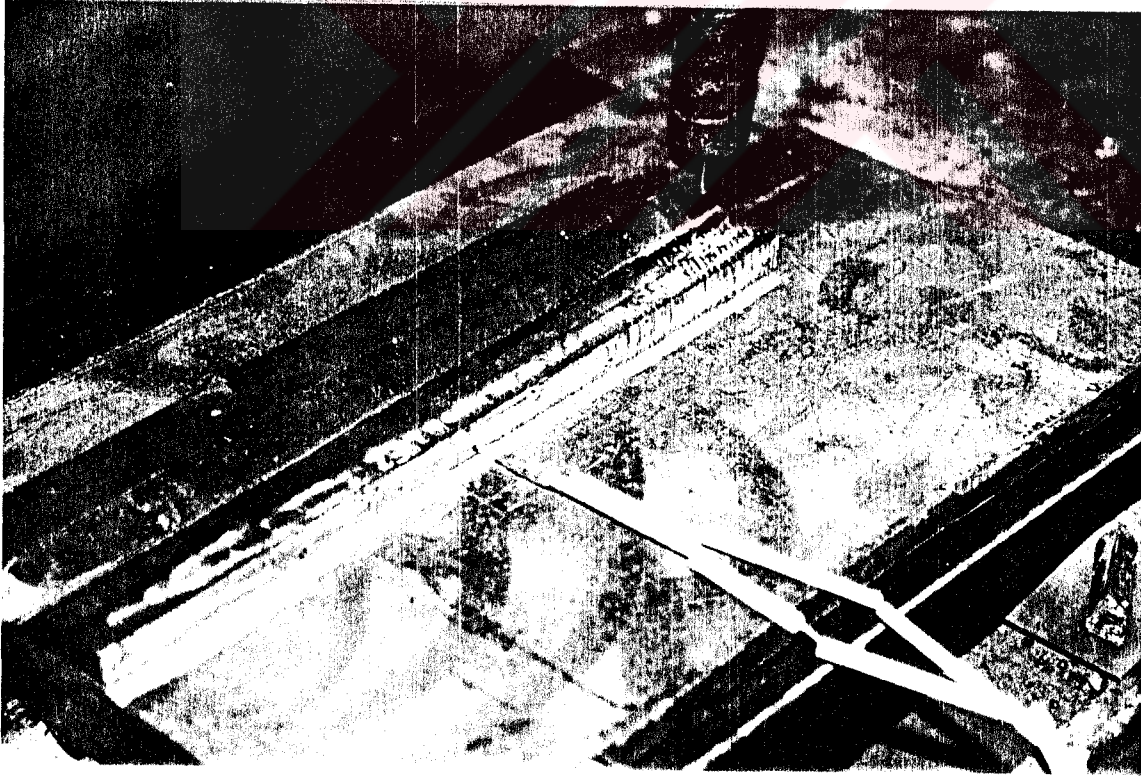
Yapılan metallografik incelemelerde ısının tesiri altındaki bölgede çeşitli düzeylerde borkarbür çökmesine rastlanmıştır. Her ne kadar ısı girdisine ve soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak farklı düzeylerde çökelmelere rastlanmış olsa da bunların oluşum sıcaklıklarının belirlenmesi önemli olmaktadır.

Isının tesiri altındaki bölgede erime çizgisine yakın bölgede kaynak ağzına dik olarak açılan 3 mm çaplı deliklerde gerçekleştirilmiştir. Düşük ısı girdileri nedeniyle esas metaldeki erime oranı oldukça düşük düzeydedir. Sıcaklığın ölçüldüğü delikler matkap ile açıldığından matkabın uç formu ve kaynak ağzlarının geometrisi nedeniyle erime çizgisine yaklaşık olarak 0.8-0.9 mm mesafede yapılabilmektedir.

Sıcaklık ölçümlerinde platin-platinrodyum termoeleman çifti kullanılmış, ölçülen değerler iki boyutlu bir yazıcı tarafından kaydedilmiştir(şekil 4.20, şekil 4.21). Sıcaklık değerlendirme skalası, analog termometre ve termoeleman ile ölçülen sıcaklıkların yazıcıdaki sonuçlar ile karşılaştırılması ile yapılmıştır.



Şekil 4.20. Sıcaklık ölçümü deney düzeneği



Şekil 4.21 Termo elemanın deney parçasındaki konumu.

Sıcaklık ölçümleri 3.5 ve 5 kJ/cm ısı girdileri için ayrı ayrı ölçülmüştür. Kaynak işlemi sırasında kaynak hızı hariç tüm kaynak parametreleri (akım gerilim, tel çapı, gaz debisi vs..) sabit tutulmuştur.

Soğuma sırasında elde edilen sıcaklık-zaman değerleri şekilde gösterilmiştir(şekil 4.22-4.23). Elde edilen soğuma eğrilerinden, ilk paso için düşük soğuk şekil verme oranları için belirgin bir fark olamamasına rağmen artan soğuk şekil verme oranlarında belirgin farkların olduğu görülmektedir. 3.5 kJ/cm ısı girdisi için, %10 soğuk şekil değiştirme oranına kadar belirgin bir fark oluşmamakla birlikte, %10 ve %15 soğuk şekil değiştirmiş parçaların soğuma eğrilerinde 600 °C civarında soğuma hızı yavaşlamakta ve sonra diğer soğuma hızlarına gelmektedir. Soğuma hızının yavaşlaması şekil 4.22 den de görülmektedir.

5 kJ/cm ısı girdisiyle kaynak yapılan parçalarda ısının tesiri altındaki bölgedeki soğuma hızı ölçümlerinde de benzer bir durum söz konusudur. Soğuk şekil değiştirmemiş bölgenin soğuma eğrisi incelendiğinde belirgin bir değişiklik olmamakla birlikte %5 ve üstündeki soğuk şekil değiştirme oranları için 600 °C civarında soğuma hızının azalma eğilimine girdiği görülmektedir(şekil 4.23).

Soğuma hızı grafikleri incelendiğinde artan soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak soğuma hızının daha düşük sıcaklıklarda azalma eğilimine girdiği bir bölge görülmektedir.

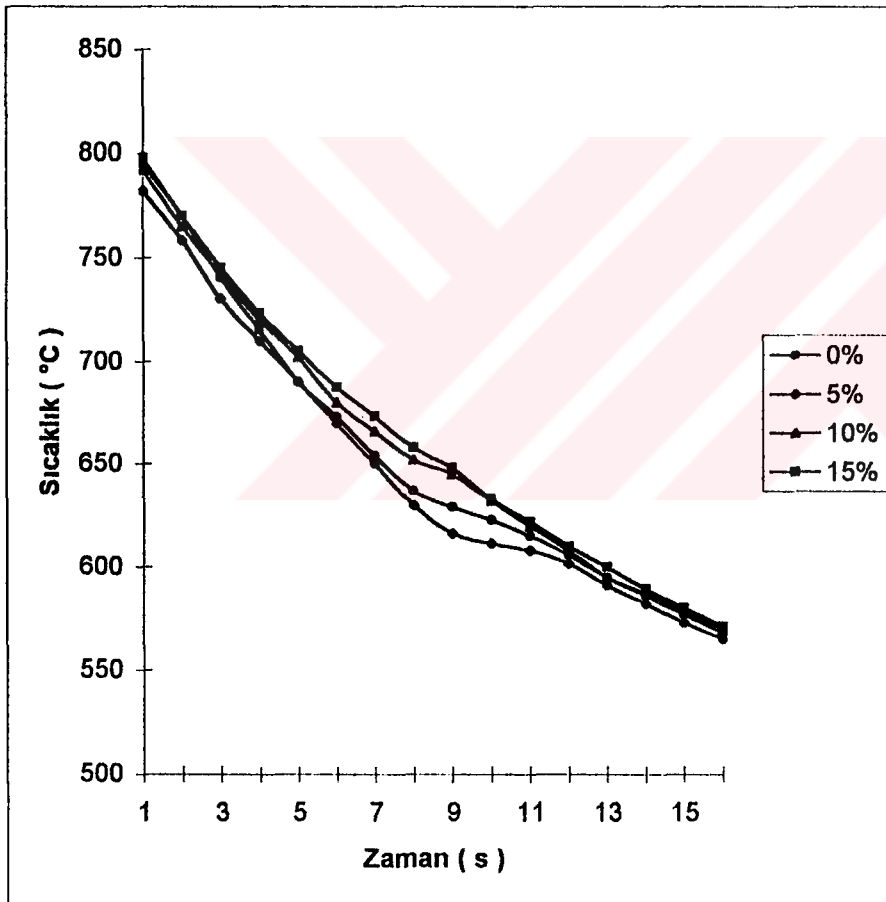
Borlu çeliklerde 600-650°C civarında meydana gelen soğuma hızının azalma eğilimi göstermesi borkarbür çökmesi ile ilgilidir. Soğuma hızının azalması borkarbür çökmesini gösterir. Azalma eğiliminin devam ettiği süre borkarbür çökmesinin çökme derecesi ile ilgilidir. Bu süre ne kadar fazla ise çökmenin miktarı da o oranda fazladır.

Soğuma eğrileri ve iç yapı birlikte incelendiği zaman aralarındaki ilişki daha net anlaşılacaktır. Her ne kadar soğuk şekil değiştirmemiş borlu çeliklerde borkarbür çökmesi erime çizgisine paralel son derece dar bir kaç ostenit tane boyuru büyüklüğünde çok az miktarda görülse de artan ısı girdisi ve soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak daha belirgin bir şekilde ortaya çıkmaktadır. Artan soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak yüksek sıcaklıkta ostenit tane sınırlarında oluşan borkarbür çökmesi süreklilik göstermektedir. Süreklilik oluşturmayan borkarbür

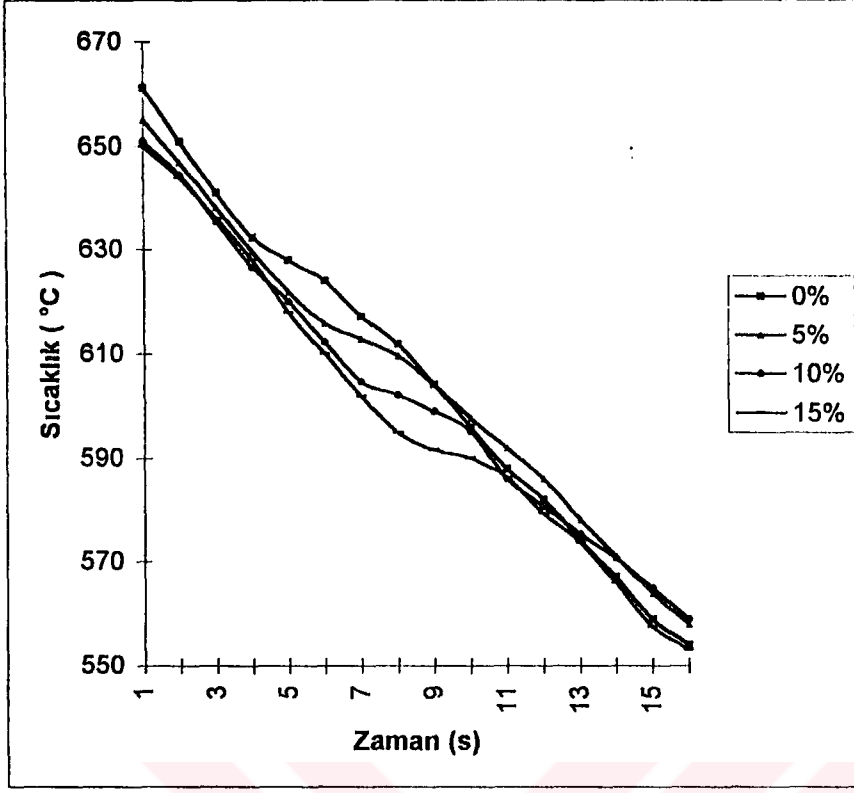
çökeltilerinin oluşması sırasında soğuma hızındaki azalma eğilimi küçük bir bölgede olmasına karşılık sürekli şekilde çökeltme durumunda soğuma hızındaki azalma eğilimi daha geniş bir bölgede ortaya çıkmaktadır.

700-550°C arasındaki soğuma hızları incelendiğinde 3.5 kJ/cm ısı girdisi için 14.5 °C/s, 5kJ/cm ısı girdisi için ortalama 10.7 °C/s düzeyindedir. Bu soğuma hızları genel olarak kaynak edilebilir borlu çeliklerde borkarbür çökeltmesinin meydana geldiği soğuma hızları içerisinde bulunmaktadır.

Kaynak işlemi sırasında soğuma hızlarının incelenmesi borkarbür çökeltmesi için oldukça belirgin ipuçları vermektedir. Soğuma hızlarındaki değişim incelendiğinde iç yapı incelenmesi sonucunda ortaya çıkan sonuçları destekler niteliktedir.



Şekil 4.22 3.5 kJ/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak ölçülen soğuma hızları.



Şekil 4.23 5kj/cm ısı girdisiyle yapılan kaynakta soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak ölçülen soğuma hızları

4.4 SONUÇLAR ve TARTIŞMA

Soğuk şekil değiştirmiş %0.002 oranında bor içeren %0.12 karbonlu S700MC (EN 10149-2) çeliğinin kaynağında mekanik özelliklerin nasıl etkilendiği incelenmeye çalışılmıştır.

Düşük alaşımlı çeliklerde soğuk şekillendirilmiş bölgelerdeki kaynak işleminin, ısının tesiri altındaki bölgede yeniden kristalleşme ve tane büyümesine neden olduğu ve buna bağlı olarak mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediği bilinmektedir.

Soğuk şekil değiştirmiş borlu çeliklerin kaynağı incelendiğinde; ısının tesiri altındaki bölgede mekanik özelliklerin olumsuz yönde etkilendiği tesbit edilmiştir.

Mekanik özelliklerin olumsuz yönde etkilenmesindeki en büyük etken ostenit tane sınırlarında ortaya çıkan borkarbür çökmesidir. Çökelen borkarbürler taneler arası kırılma için gevrek bir ortam oluşturmaktadır.

Bor ile alaşımlandırılmış çeliklerde optimum bor miktarı ostenit tane boyutuna bağlı olarak değişmektedir. Ostenit tane boyutunun artması optimum özelliklerin elde edilebilmesi için gerekli bor miktarını azaltmaktadır. Soğuk şekil verme ve ısı girdisine bağlı olarak oluşan tane boyutu arttığı için gerekli bor miktarı azalmaktadır. Bu durum, çökelen borkarbür miktarını artırmakta ve çökelenin derecesi ısı girdisi ve soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak artmaktadır.

Borlu çeliklerin kaynağı ile ilgili olarak yapılan önceki çalışmalarda borkarbür çökmesinin maruz kalınan maksimum sıcaklığa ve soğuma hızına bağlı olarak değiştiği bulunmuştur[4,7]. Çökme işleminin % 0.02 bor içeren çeliklerde 650 °C civarında olduğu bilinmektedir. Deneylerdeki soğuma eğrilerinden elde edilen bulgulara göre her ne kadar kaynak ısı girdisi (dolayısıyla soğuma şartları)aynı olsada artan soğuk şekil değiştirme oranına bağlı olarak çökme eğiliminin daha düşük sıcaklıklara doğru kaydığı bulunmuştur. Çökelenin aynı zamanda artan ısı girdisine bağlı olarak da daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği de görülmüştür. Soğuma grafikleri ısının tesiri altındaki bölgede borkarbür çökmelelerinin olduğunu destekler niteliktedir.

Malzemenin teslim şartlarındaki tokluk değerleri göz önüne alındığında kaynak işlemi sonucunda meydana gelen azalma oldukça ciddi boyutlara ulaşmakta, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de $5.5 - 10\text{ J}$ aralığına düşmektedir. Artan ısı girdisi ve soğuk şekil verme oranına bağlı olarak düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma eğilimleri ortaya çıkmaktadır ki bu durum S700MC çeliğinin özelliklerini çok büyük oranda yitirdiğini göstermektedir. .

Burada belirtilmesi gereken bir husus kaynak için kullanılan ilave metalin bor içermemesidir. Her ne kadar incelemelerde görülmese de kaynak dikişine yakın bölgelerde borun kaynak metaline difüzyonunun olup olmadığı belirsizdir. Erime çizgisine yakın bölgelerde bor kaybı ölçülemediğinden mekanik özelliklerin bundan etkilenip etkilenmediği araştırılmamış bir husus olmaktadır. Bor ile alaşımlandırılmış ilave kaynak metali kullanılması durumunda ısının tesiri altındaki bölgede erime çizgisine yakın olan bölgelerdeki etki bu çalışma ile bütünleştirilebilseydi daha net bilgilere ulaşılması mümkün olacaktı.

Bu çalışmada $3,5\text{ KJ/cm}$ gibi oldukça düşük sayılabilecek ısı girdileri kullanılmıştır. Ancak azalan ısı girdisi ile kritik soğuk şekil verme oranının arttığı göz önüne alındığında daha yüksek ısı yoğunluğuna sahip kaynak yöntemleri kullanılarak daha düşük ısı girdilerinde sonuçların ne olacağının belirlenmesi çok daha net detaylı sonuçlar verecektir.

Günümüze değin yapılan çalışmalarda borkarbür çökelmesinin bor içeriği, soğuma hızı ve ulaşılan maksimum sıcaklıkla ilgili olduğu ifade edilmiş ancak soğuk şekillendirmenin etkileri incelenmemiştir. Bu çalışmada, artan kaynak ısı girdisi ve soğuk şekillendirme oranı ile borkarbür çökelmesinin artma eğilimine girdiği tesbit edilmiştir.

Sonuç olarak, soğuk şekil değiştirmiş S700MC borlu çeliğin ITAB'sinde borkarbür çökelmesinin soğuk şekil değiştirme ve kaynak ısı girdisine bağlı olarak arttığı ve çentik darbe tokluğun büyük oranda azaldığı tesbit edilmiştir. Bu durumda soğuk şekil değiştirmiş S700MC borlu çeliğin kaynaklı bağlantıların pratikte uygulanmaması gerekmektedir.

KAYNAKÇA

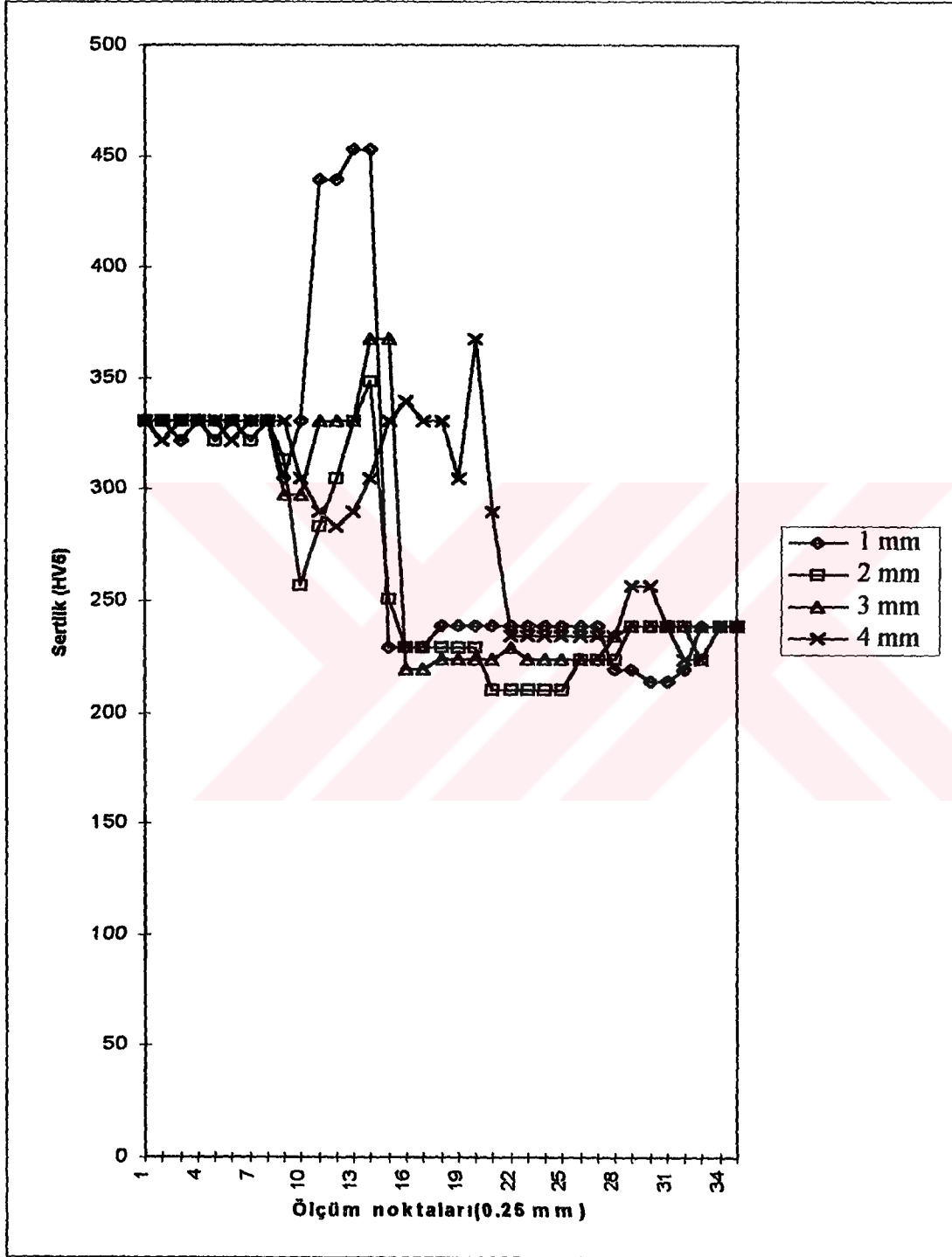
- [1] Anık,S., Anık E.S. ve Vural,M.,1993, 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı CII, Birsen Yayınevi, Birsen Yayınevi, İstanbul.
- [2] Anık,S.,1991,Mikroalaşımli Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti, Türk Loydu Vakfı, *Seri Konferanslar V*, Ocak 1991,İstanbul, s.31-61
- [3] Oğuz,B.,1990, Karbonlu Çeliklerin Kaynağı, Erdini Matbaası, İstanbul.
- [4] Devletian,J.H., ve Hein, R.W., 1974,Effect of Boron Content on Carbon Steel Welds, *Welding Journal*, v.54, p.5s-14s.
- [5] Thelning, K-E., 1987, Çelik ve Isıl İşlemi, Çeviren Adnan Tekin, Flaş Matbaası, İstanbul.
- [6] Devletian, J.H., 1976, Borocarbide Precipitation in the HAZ of Boron Steel Welds, *Welding Journal*, v.55, p.5s-12s.
- [7] Babu,S.S., Goodwin,G.M., ve Rohde,R.J.,1998, Effect of Boron on the Microstructure of Low Carbon Weld, *Welding Journal*, p.249s-253s.
- [8] Tekin, A., 1981, Çeliklerin Metallurjik Dizayını, Doyuran Matbaası, İstanbul.
- [9] Grange, J.A. ve Mitchell, J.B., 1961, On the hardenability Effect of Boron in Steel, *Transactions ASM*, pp 150-180
- [10] Marrave, J.L. ve Mamontov,G., 1967, High Temperature Materials and Technology, Willey, New York.
- [11] Bargel,H.J. ve Schulze,G., 1985, Malzeme Bilgisi C I, Çev.Güleç,Ş.,Aran A., Tügam Matbaası,Gebze.
- [12] Anık,S.,1975, Kaynak tekniğı C.3, Teknik Üniversite Matbaası, Gümüşsuyu-İstanbul
- [13] Jungbluth,O., 1957, Geschweisste Typisierte Mehrweckebauteile im Stahlleichtbau unter Verwendung Kaltverfestiger Sonder Profile, *Schweissen und Schneiden*, v.9,n.6, p.248-252.
- [14] Beckerd,M. ve Franz,U.,1963,Schweisbarkeit Kaltverformter Baustahle, *Schweisstechnik*, v.13, n.7,p.318-323.

- [15] Altmeyer, V.G. ve Farriwar, H., 1968, Einfluss der Kaltverformungsart und der Natürlichen und Künstlichen Alterung auf die Verschiebung der Übergangtemperatur der kerbschlagzähigkeit Allgemeiner Baustahle, *Archiv Eisenhüttenwesen*, v.39,n.12, p.929-934
- [16] Pech, P., 1980, Schweißen Kaltverformter Baustahle mit Wanddicken von 2 bis 6 mm, *Schweißen und Schneiden*, v.32, n.11, p.456-460.
- [17] Pech,P. ve Potthof,F.; 1978, Spröbruchverhalten Kalt Umgeormter, Geschweisster 12 bis 20 mm Dicker Bleche aus Unlegierten Baustählen, *Schweißen und Schneiden*, v.30, n.2, p.41-44.
- [18] Bathke,W.,1985, Schweißen in Kaltverformten Bereichen an Winkelproblem mit 6 mm Schenkeldicke, *Schweißen und Schneiden*, v.37,n.11,580-584.
- [19] Bathke,W., 1988, Untersuchungen zum Einfluss des Schweißens in Kaltverformten Bereichen auf das Kerbschlagarbeit-temperetur-Verhalten bei Verwenden von Kleinstproben,*Schweißen und Schneiden*, v.40,n.11, p.555-559.
- [20] Bathke,W., 1990, Einfluss des Schweißens in Kaltverformten Bereichen auf das Spröbruchverhalten von Kaltprofilverbindungen mit Kopfplattenstoss und kehlnahtanschluss, *Schweißen und Schneiden*, v.42,n.6,p.292-295.
- [21] Ruge,J., ve Wöste,H., 1977, Schweißen an Kaltverformten Teilen-Entwicklung und Beurteilung aus Heutiger Sicht, *Der Stahlbau*, n.9, p.266-277.
- [22] Ceyhun, V., Dikicioğlu, A., ve Akbaş, N., 1998, Soğuk Şekilendirilmiş C1040 Çeliğinin Yakma Alın Kaynağı, 2. *Uluslararası Kaynak teknolojisi Sempozyumu*, İstanbul, Türkiye, 3-5 Haziran 1998.
- [23] Anık,S., Vural,M. ve Eski, Ö., Effect of Heat Input on the Mechanical Behaviour of Cold Formed 15Mo3 Vessel Steel,The ASM International European Conference on Welding and Joining Science and Technology, Madrid, Spain, 10-12 March 1997, p.557-563.
- [24] North, T.H., 1992, Ferrous Alloy Weldments, Trans Tech Publication, Switzerland.



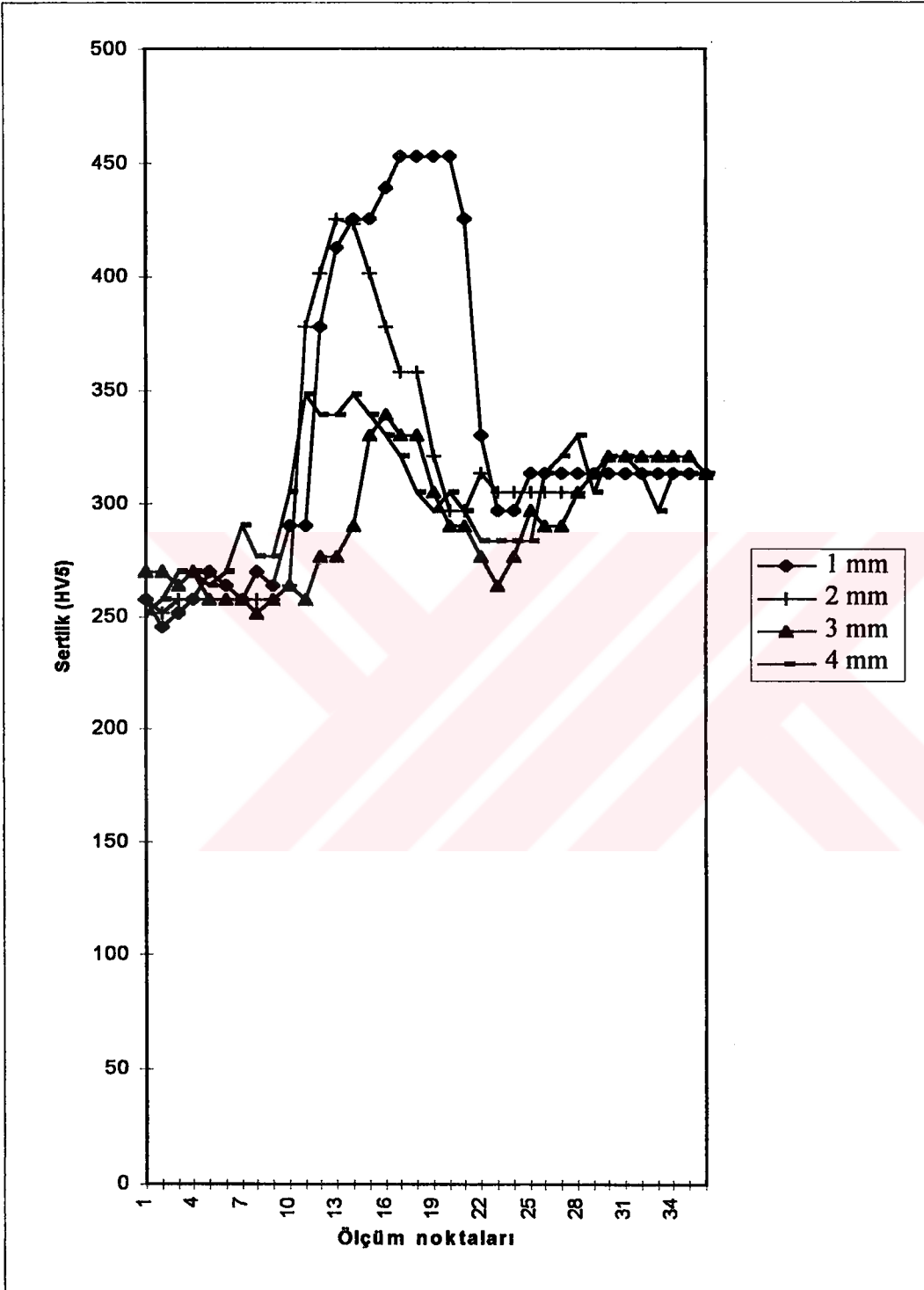
EKLER

EK A.



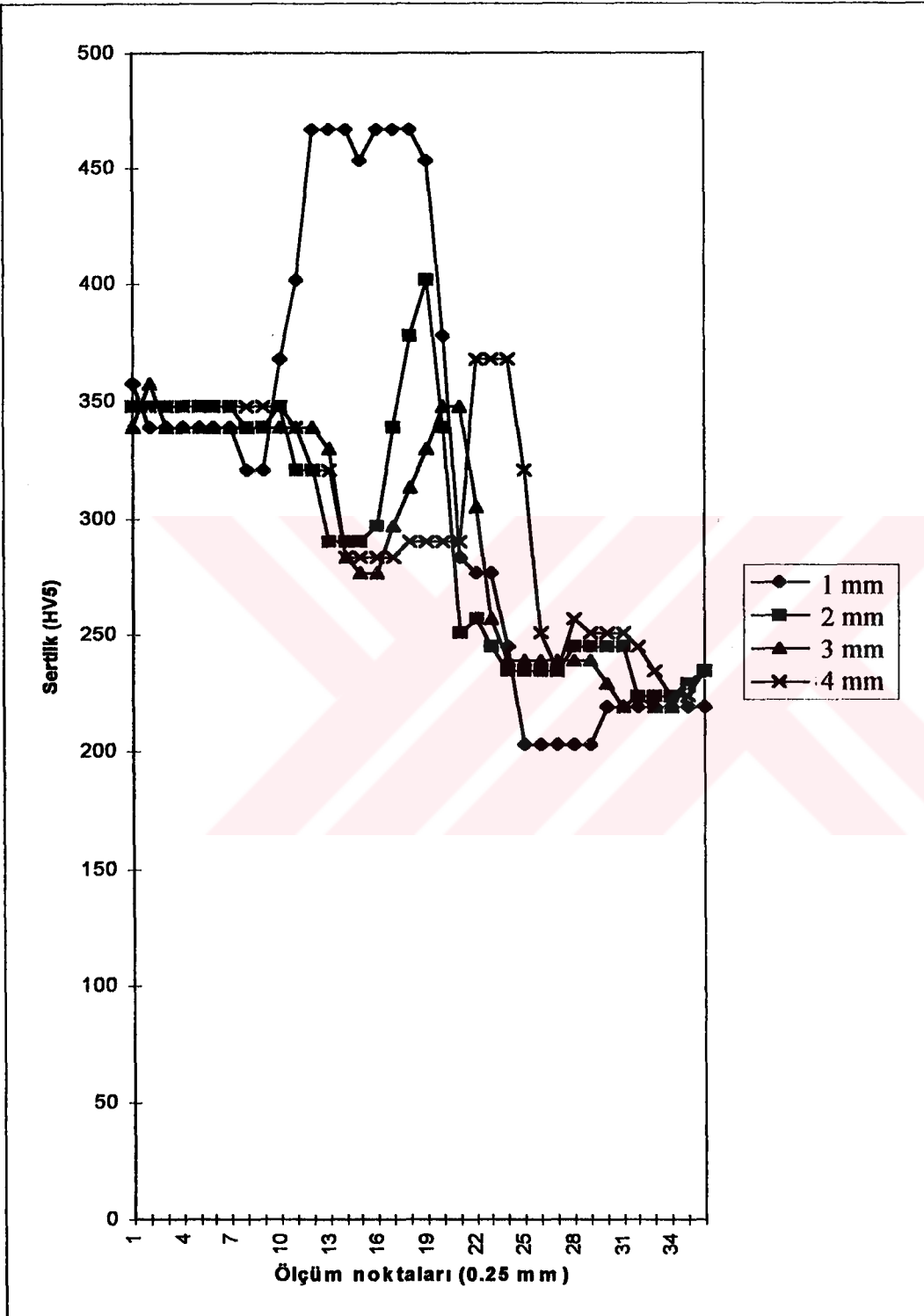
Şekil A.1 Soğuk şekil değiştirmemiş malzemenin 3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB’de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK A



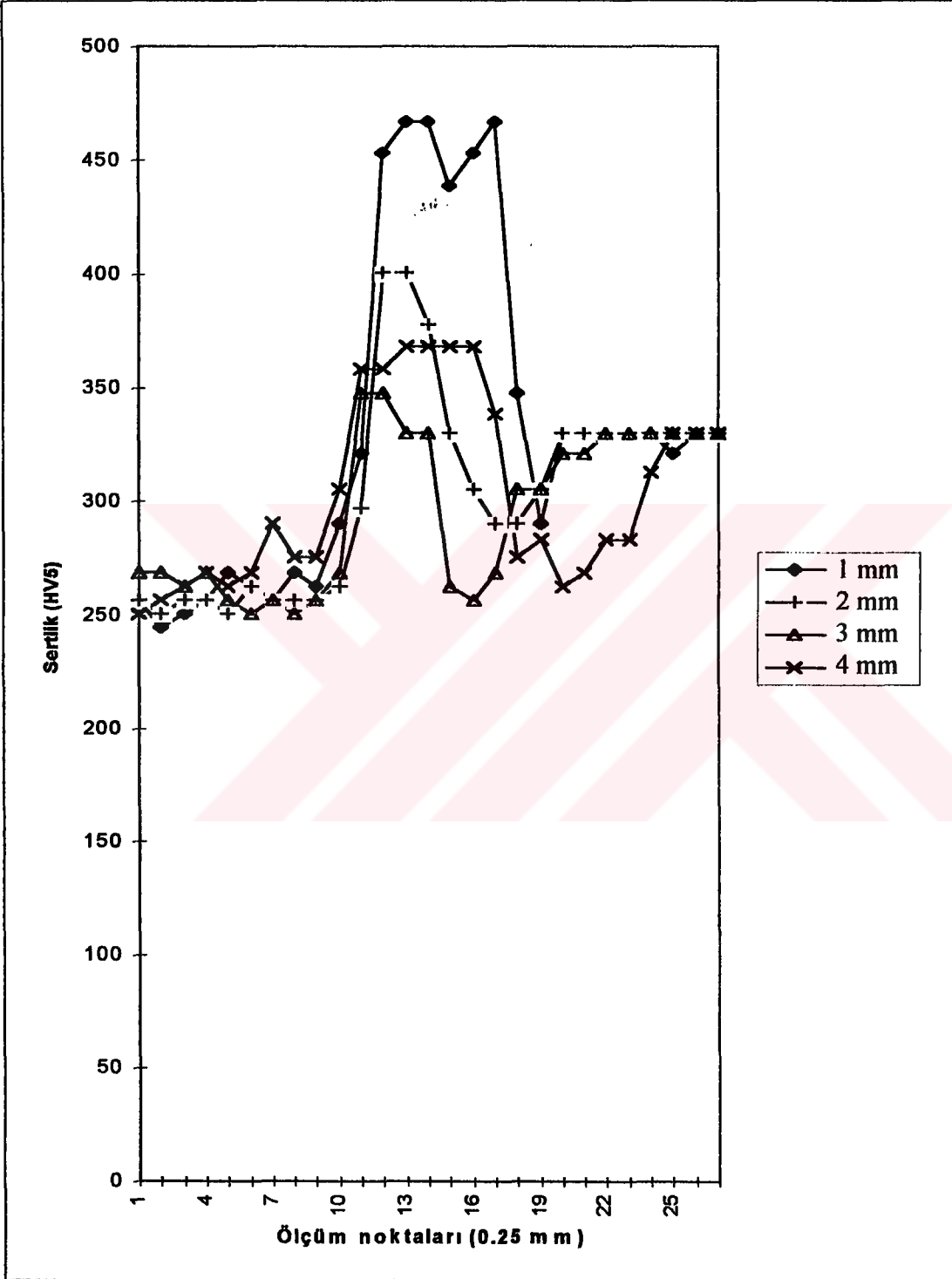
Şekil A.2 %5 Soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB’de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK A



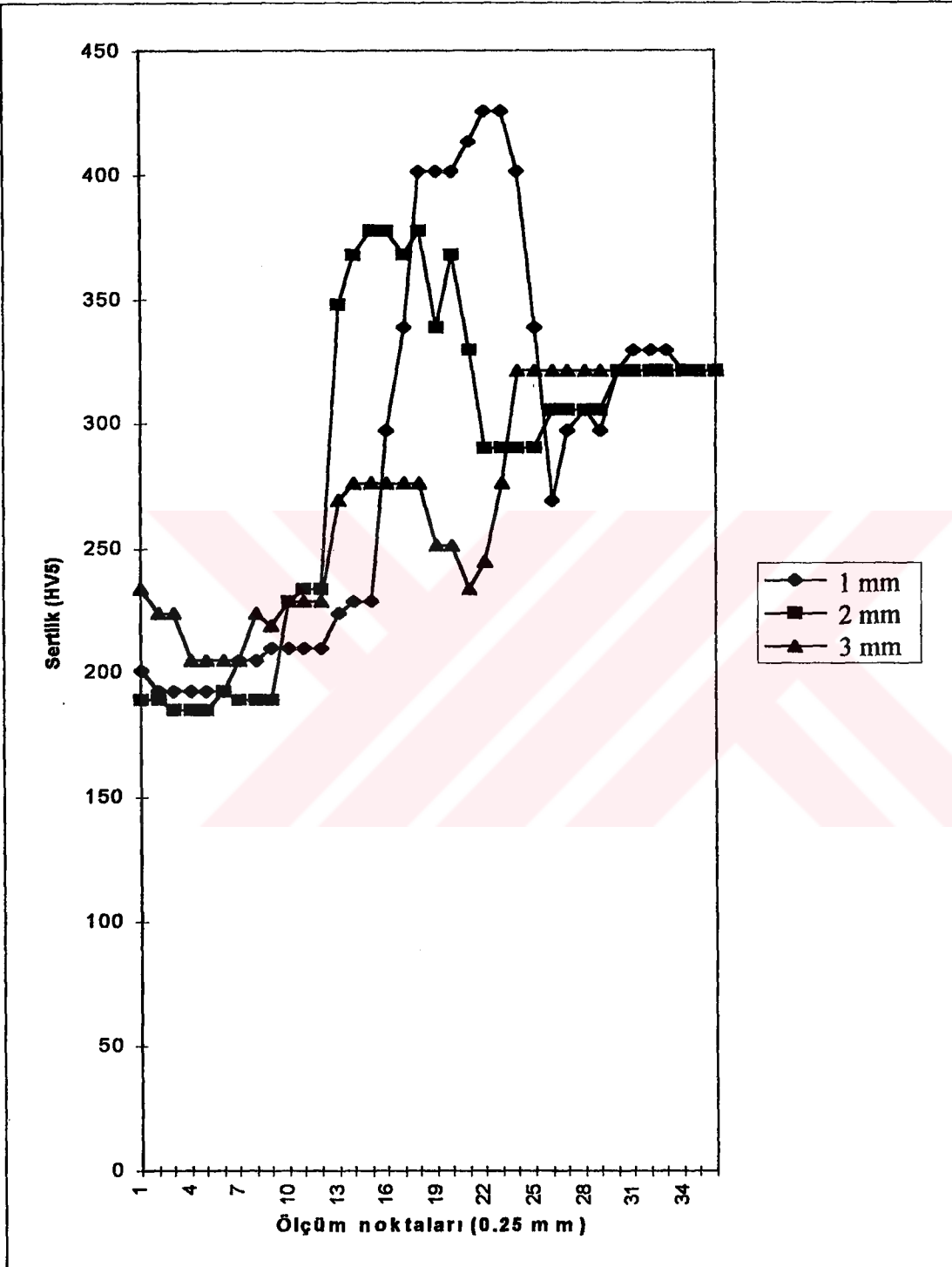
Şekil A.3 %10 soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB'de sertlik dağılımı(t=5mm)

EKA.



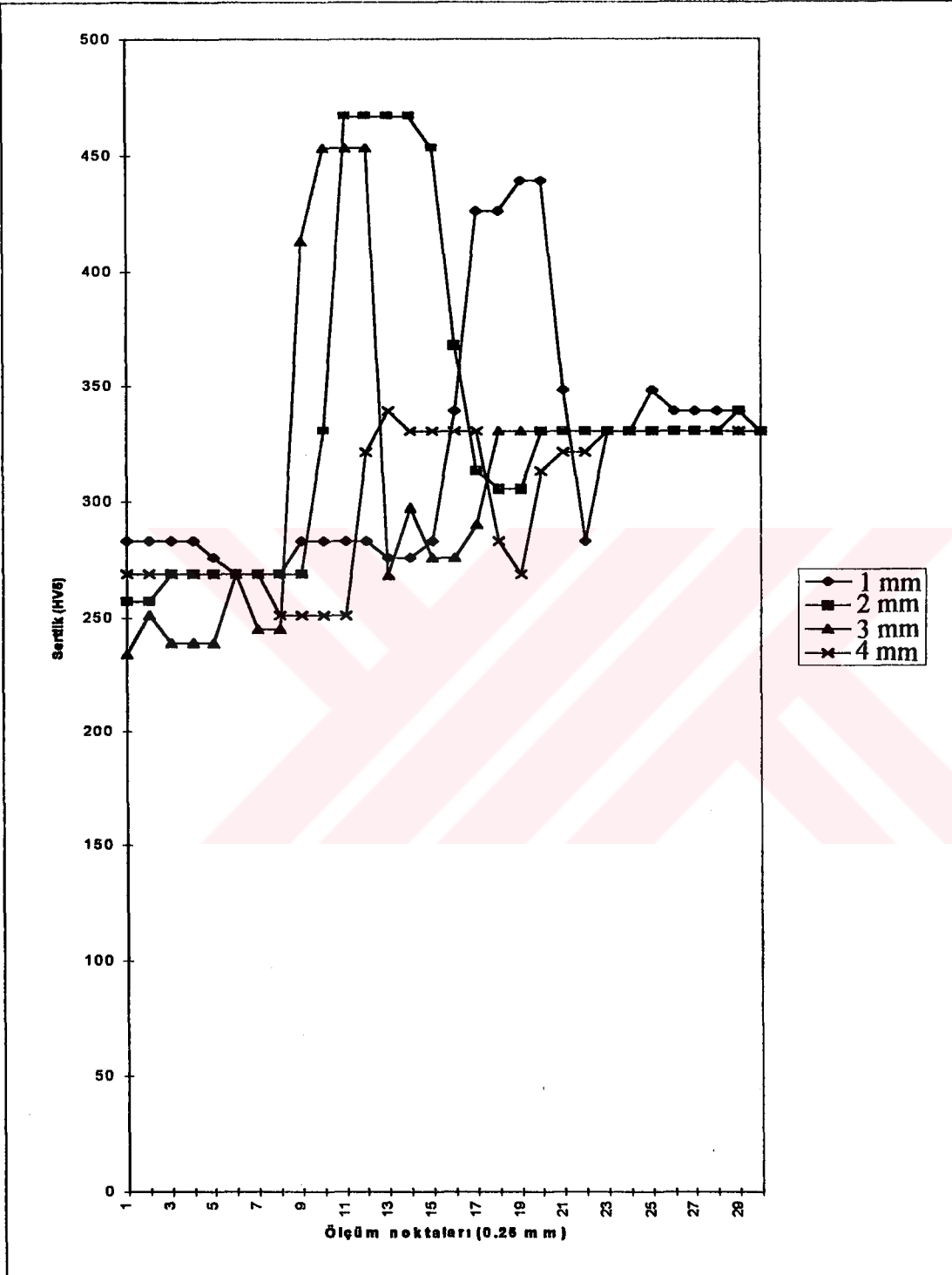
Şekil A.4 %15 soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB'de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK A



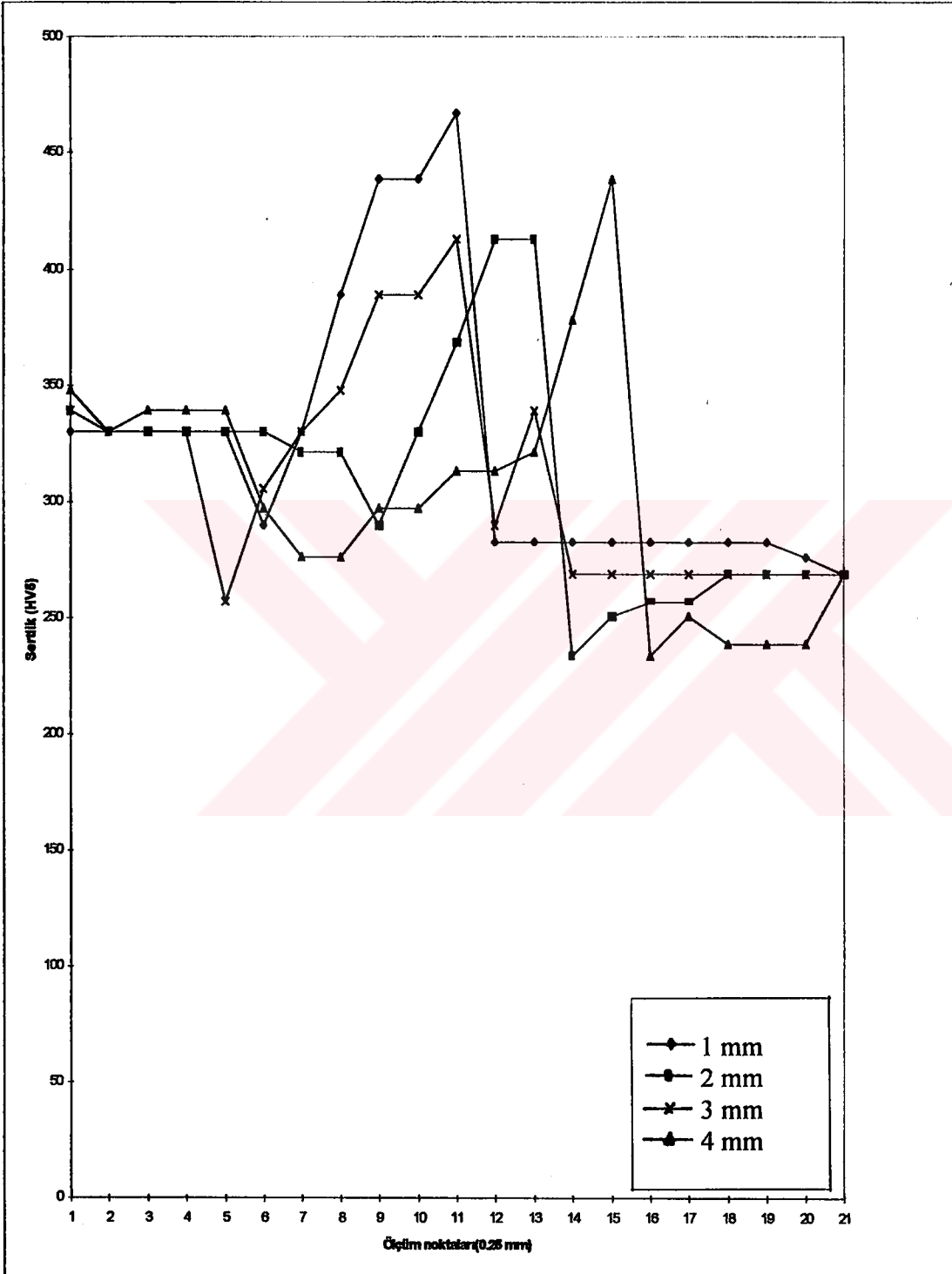
Şekil A.5 %20 soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 3.5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB’de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK A



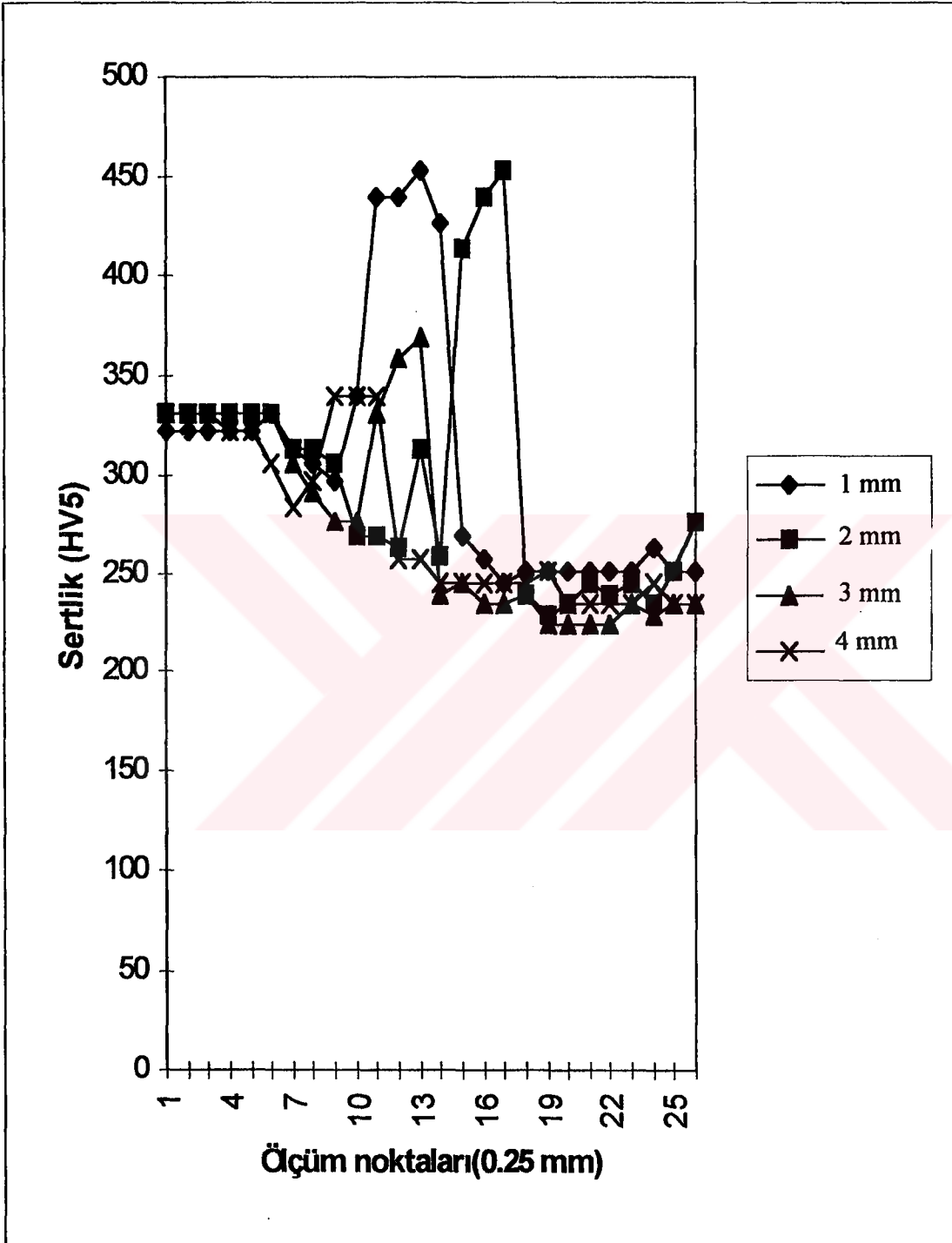
Şekil A.6 Soğuk şekil değiştirmemiş malzemenin 5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB’de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK A



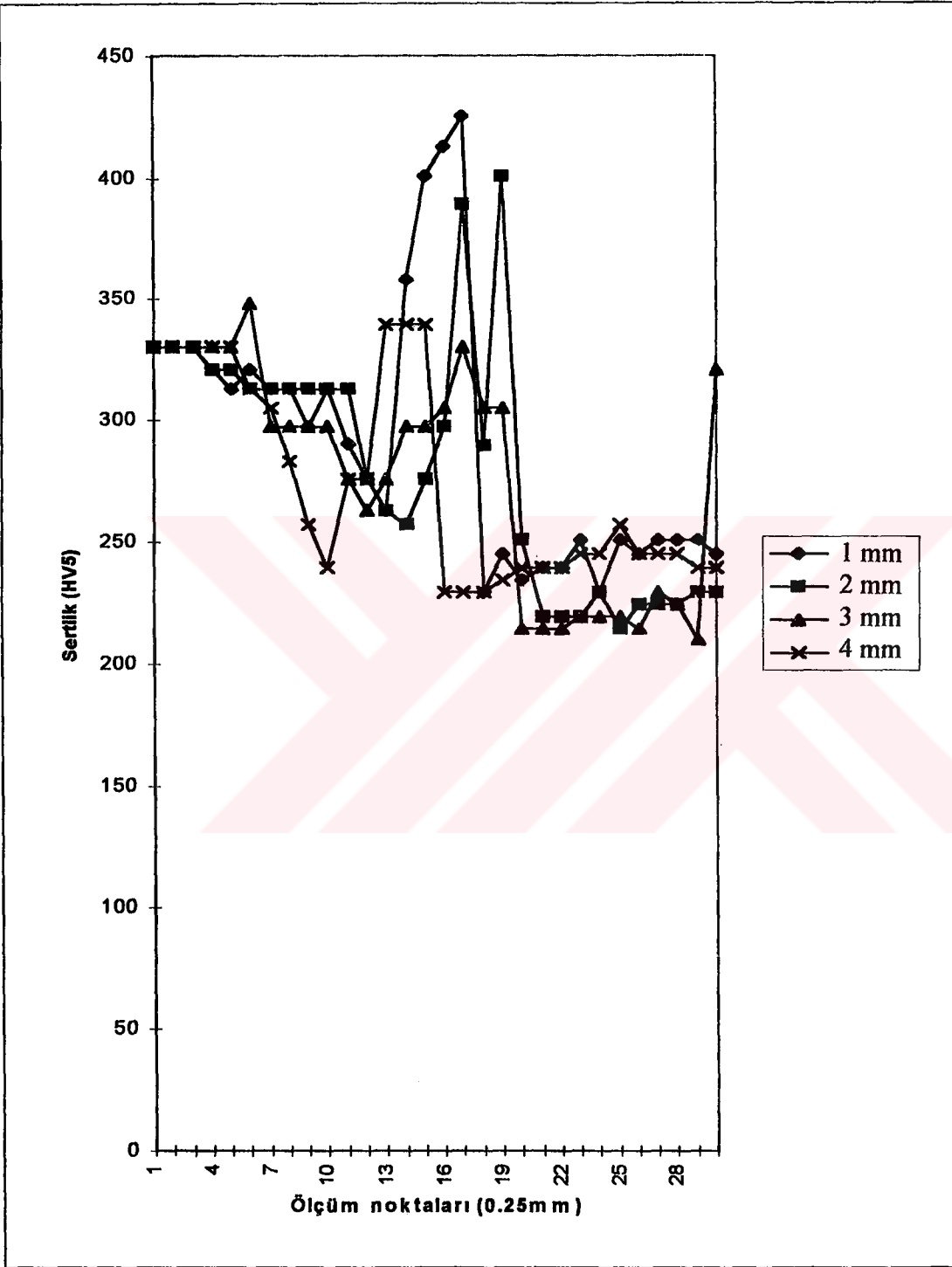
Şekil A.7 %5 soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB'de sertlik dağılımı (t=5mm)

EK A



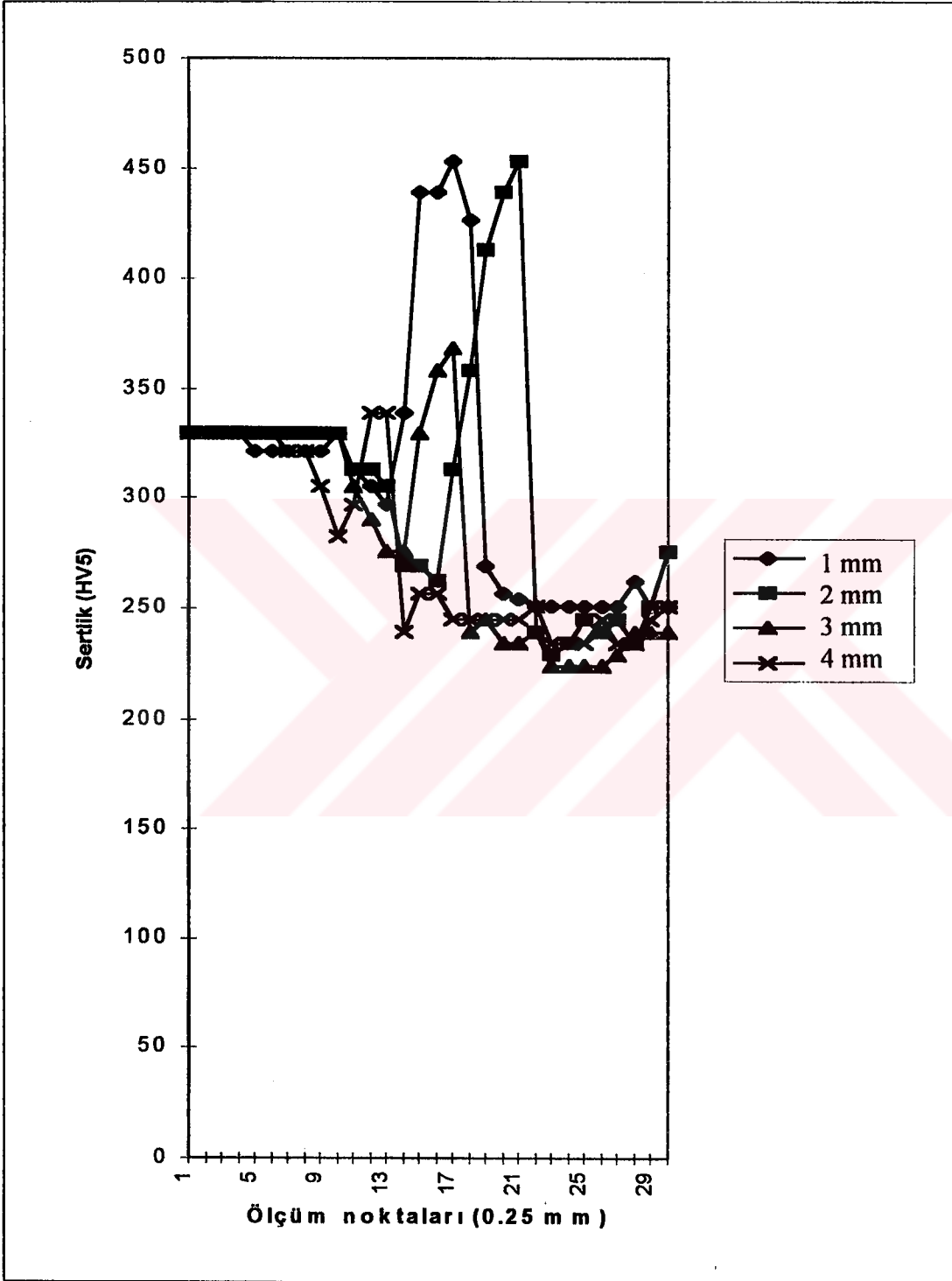
Şekil A.8 %10 soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 5 KJ/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB'de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK A



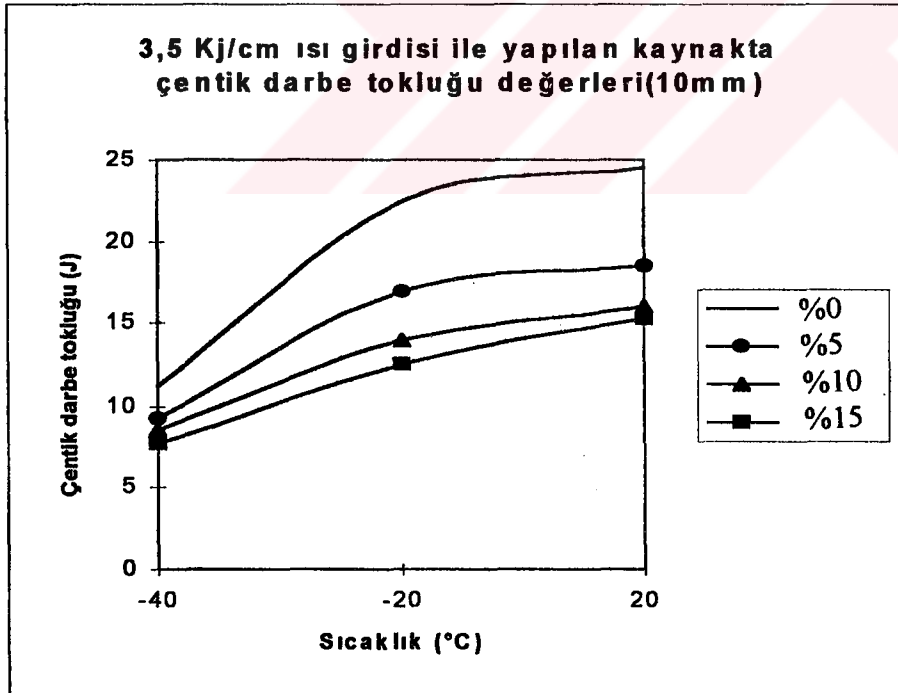
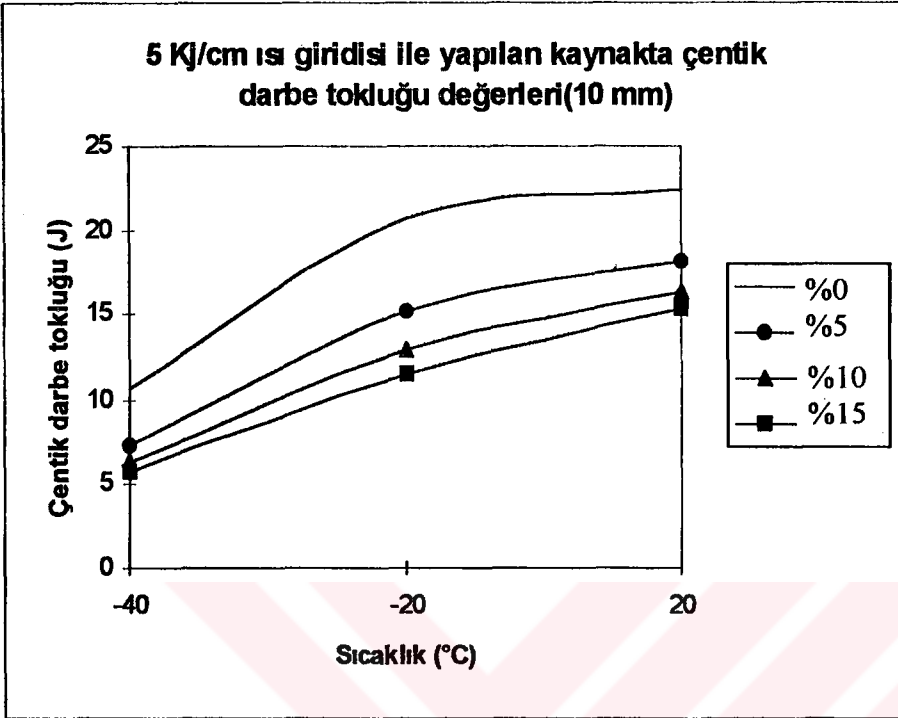
Şekil A.9 %15 soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB'de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK A



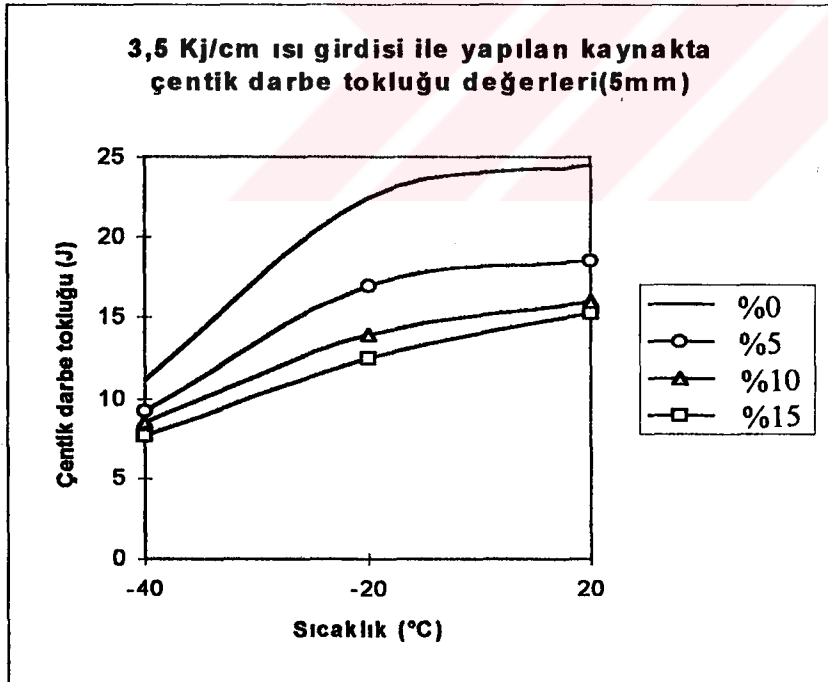
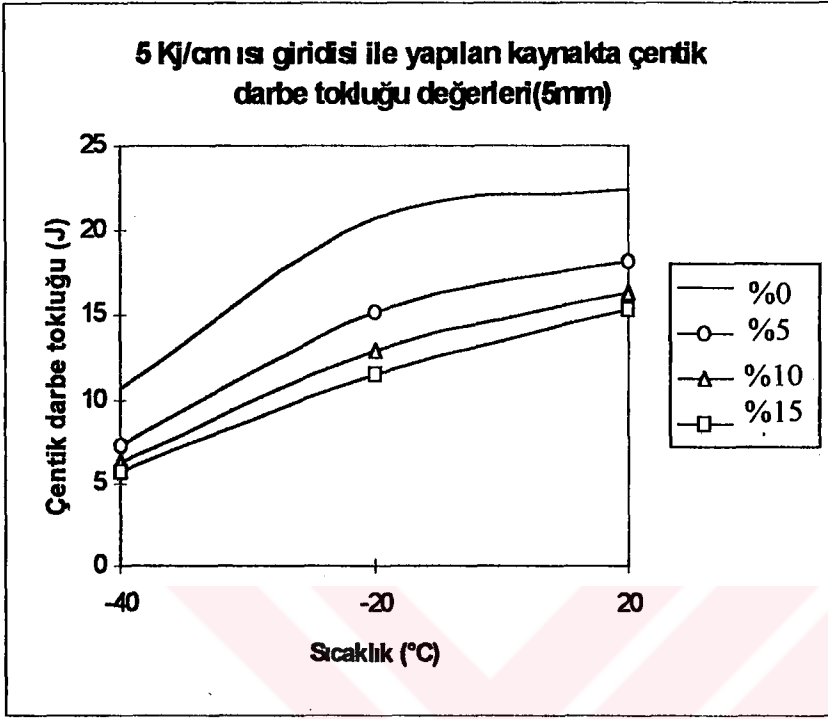
Şekil A.10 soğuk şekil değiştirmiş malzemenin 5 Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynağında ITAB'de sertlik dağılımı(t=5mm)

EK B



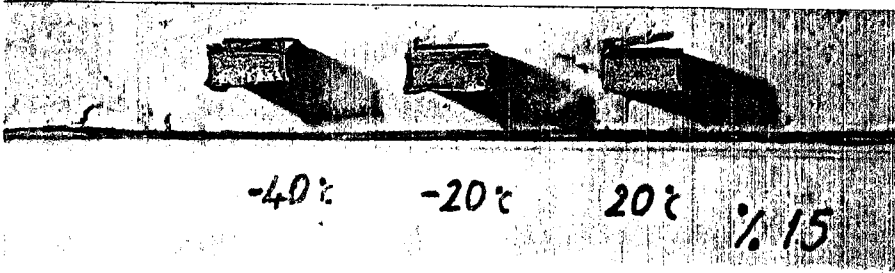
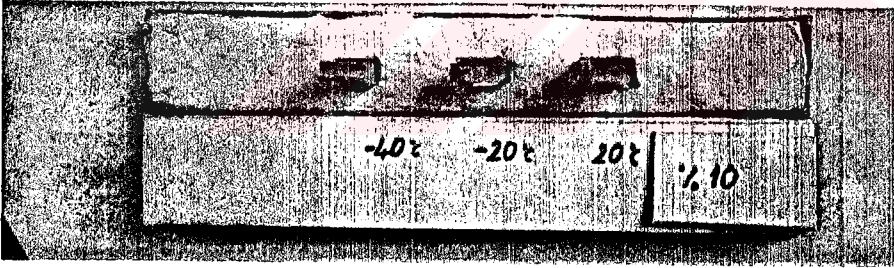
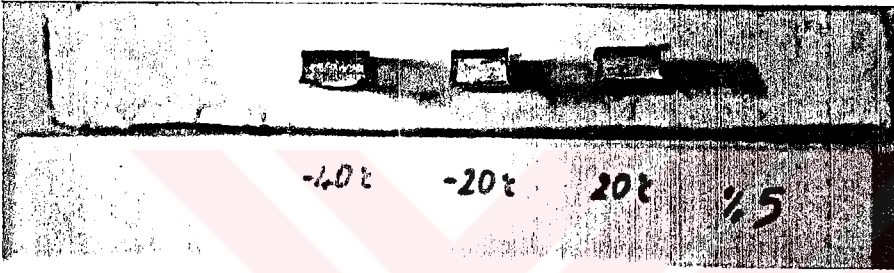
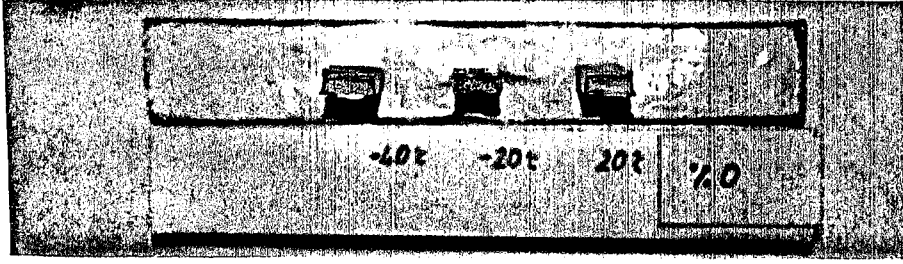
Şekil B.1 10 mm kalınlıktaki levhaların kaynağında ITAB'nin tokluğu(J/cm²)

EK B



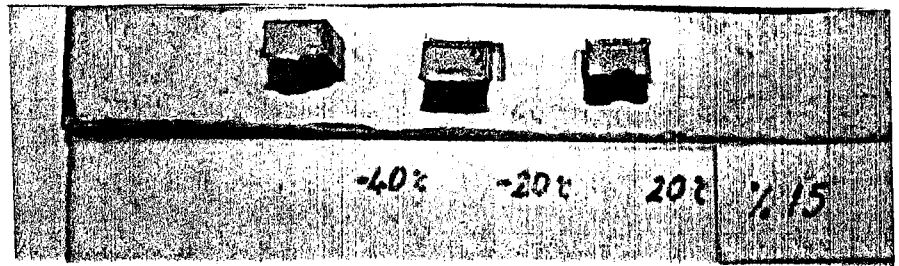
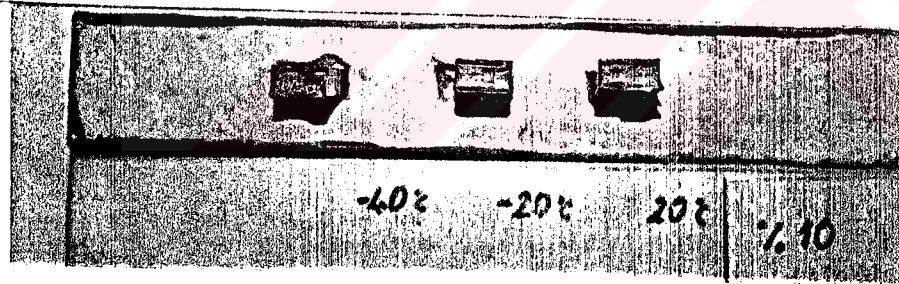
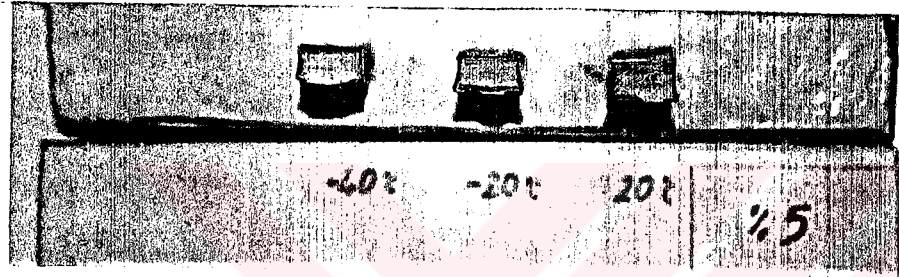
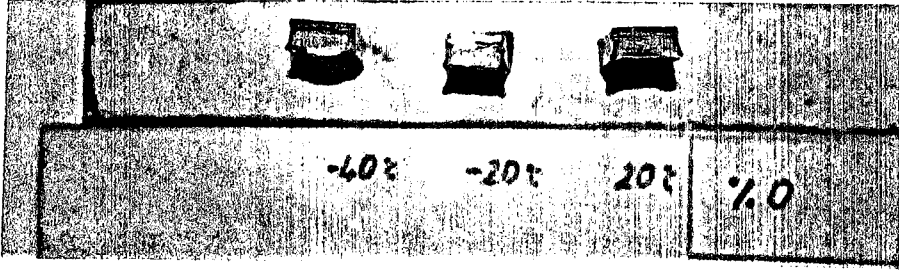
Şekil B.2 5 mm kalınlıktaki levhaların kaynağında ITAB'nin tokluğu(J/cm²)

EK C



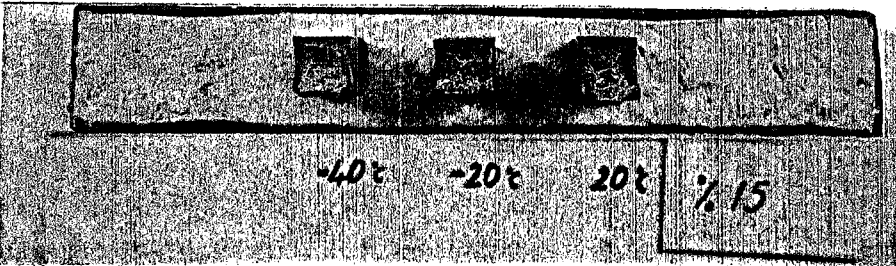
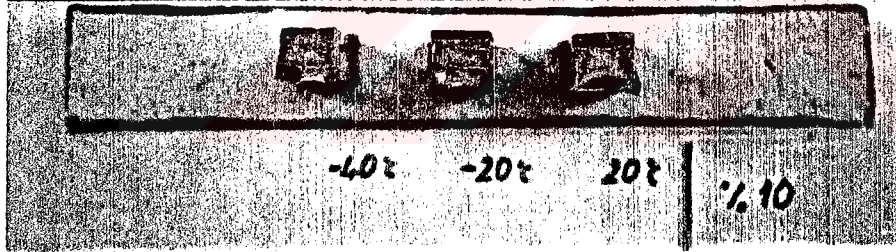
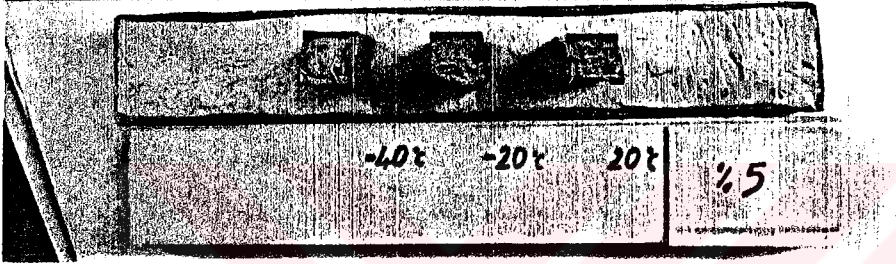
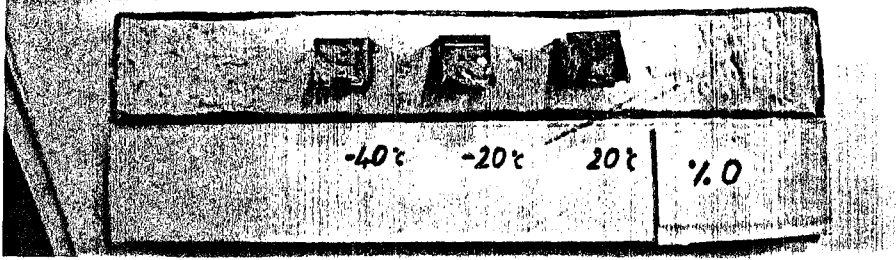
Şekil C.1 5Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta 5mm kalınlıktaki numunelerin kırılma yüzeyleri

EK C



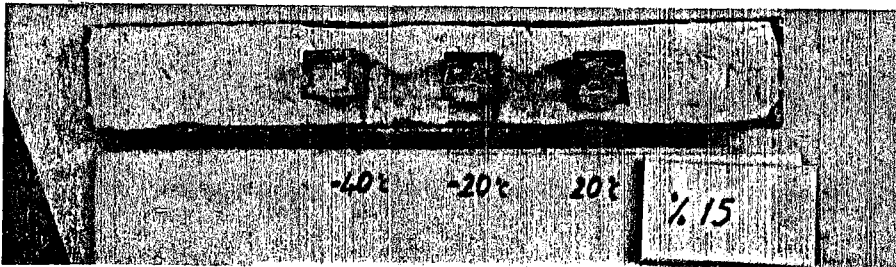
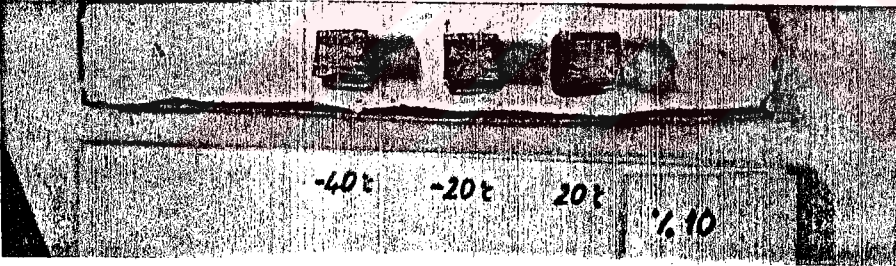
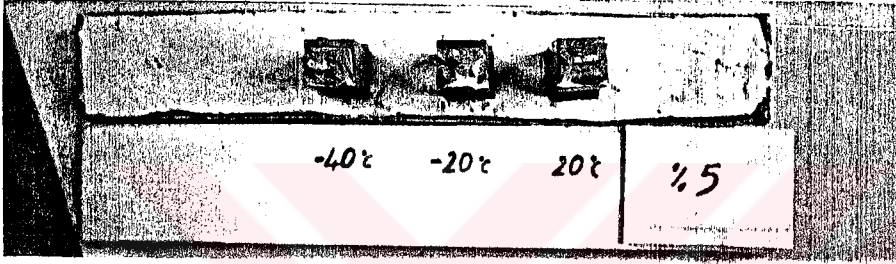
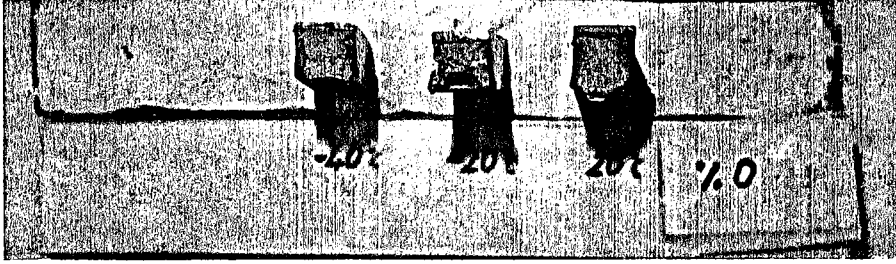
Şekil C.2 3.5Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta 5mm kalınlıktaki numunelerin kırılma yüzeyleri

EK C



Şekil C.3 5Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta 10mm kalınlıktaki numunelerin kırılma yüzeyleri

EK C



Şekil C.4 3.5Kj/cm ısı girdisi ile yapılan kaynakta 10mm kalınlıktaki numunelerin kırılma yüzeyleri

ÖZGEÇMİŞ

1969 yılında Kastamonu'da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Kastamonu'da tamamladı. 1989 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi Makina Fakültesi'nden mezun oldu. 1993 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Anabilim Dalı, Konstrüksiyon ve İmalat Programından mezun oldu.

1993 yılında Ankara Üniversitesi Kastamonu Meslek Yüksekokulu'nda öğretim görevlisi olarak çalışmaya başladı. Akademik görevinin yanısıra burada Muayne Komisyonu, Yayın Kurulu Başkanlığı ve Kaynak teknolojisi Bölüm Sorumlusu görevlerini de yapmaktadır.

Atatürkçü Düşünce Derneği ve Kaynak Cemiyeti Derneği üyesidir.

1992 yılından itibaren aktif olarak dağcılık yapmakta olup, 1995 yılından itibaren Türkiye Dağcılık Federasyonu İl Temsilciliği görevini de yürütmektedir. Kastamonu Arama Kurtarma Ekibi sorumlusudur.

Selen isimli bir kız babasıdır.