

**T.C.  
KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**BORLA ALAŞIMLANDIRILMIŞ ÇELİKLERDE KAYNAK ISI  
GİRDİSİNİN YENİDEN ISIDAN ETKİLENEN BÖLGEDEKİ  
İÇYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

**Erfain TEKİN**

**Danışman  
Jüri Üyesi  
Jüri Üyesi**

**Dr. Öğr. Üyesi Özkan ESKİ  
Doç.Dr.Serkan ISLAK  
Dr.Öğr.Üyesi Serpil KARAKUŞ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

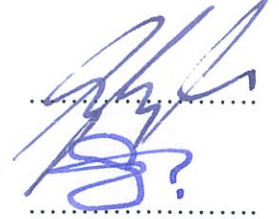
**KASTAMONU – 2019**

## TEZ ONAYI

**Erfain TEKİN** tarafından hazırlanan "**Borla Alaşımlandırılmış Çeliklerde Kaynak Isı Girdisinin Yeniden Isıdan Etkilenen Bölgedeki İç Yapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi**" adlı tez çalışması aşağıdaki jüri üyeleri önünde savunulmuş ve oy birliği ile Kastamonu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı**'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman

Dr. Öğr. Üyesi Özkan ESKİ  
Kastamonu Üniversitesi



Jüri Üyesi

Doç. Dr. Serkan ISLAK  
Kastamonu Üniversitesi



Jüri Üyesi

Dr. Öğr. Üyesi Serpil KARAKUŞ  
Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi

27/12/2019

Enstitü Müdürü

Doç. Dr. Nur BELKAYALI



## TAAHHÜTNAME

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildirir ve taahhüt ederim.

Erfain TEKİN



## ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

### BORLA ALAŞIMLANDIRILMIŞ ÇELİKLERDE KAYNAK ISI GİRDİSİNİN YENİDEN ISIDAN ETKİLENEN BÖLGEDEKİ İÇ YAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Erfain TEKİN

Kastamonu Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Özkan ESKİ

Borla alaşımlandırılmış çelikler yüksek akma dayanımı, çentik darbe tokluğu veya aşınmaya dayanıklı sert yapılarından dolayı endüstride kullanımı yaygındır. Bu çelikler düşük karbon eşdeğerliğine sahip olduklarından kaynaklanabilme özellikleri yüksektir. Bu tür çeliklere özelliklerini üretim sırasında ısıl işlem ile kazandırıldığından ve ince taneli çelikler olması itibariyle kaynak işlemi kazandırılmış özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir. Özellikle kalın parçaların çok pasolu kaynağında yeniden ısıdan etkilenen bölgedeki mekanik özelliklerin kaybı daha yüksek olacaktır.

Bu çalışmada yüksek aşınma dayanımından dolayı abrasif aşınmaya maruz parçaların yapıldığı borla alaşımlandırılmış Dillidur 400 çeliği ve borla alaşımlandırılmış, yüksek akma dayanımına ve tokluğa sahip Weldom 690 çeliği incelenmiştir. Farklı ısı girdileri elde etmek için farklı kaynak hızları seçilmiştir. Kaynak akımı sabit tutulmuş, kaynak ısı girdiği kaynak hızında yapılan değişiklikler ile ayarlanmıştır. Kaynak dikişleri birbirine paralel olarak kör paso şeklinde yapılmıştır. Bir kez ve ikinci kez ısıdan etkilenen bölgelerin içyapıları, tane sınırlarındaki çökelmeleri ve oluşan sertlikleri incelenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Yeniden ısıdan etkilenen bölge, ısıdan etkilenen bölge, bor

**2019, 49 sayfa**

**Bilim Kodu: 915**

## ABSTRACT

MSc. Thesis

### THE EFFECT OF WELD HEAD INPUT ON REHAZ (REHEATED HEAT AFFECTED ZONE) OF BORON ALLOYED STEEL'S MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE

Erfain TEKİN

Kastamonu University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Materials Science and Engineering

Supervisor: Assist. Dr. Öğr. Üyesi Özkan ESKİ

**Abstract:** Boron-alloyed steels are widely used in industry due to their high yield strength, impact toughness or hard-wearing structures. These steels have low carbon equivalents and have high weldability. This type of steel properties during the production process is gained by heat treatment and fine-grained steel as the welding process has been adversely affected properties. Especially in the multi-pass welding of thick parts, the loss of mechanical properties in the area affected by the heat will be higher.

In this study, boron alloyed Dillidur 400 steel, which is made of abrasive parts due to its high abrasion resistance and Weldox 690 steel with high yield strength and toughness was investigated. Different welding speeds were selected to obtain different heat inputs. The welding current is kept constant and the welding heat is adjusted by the changes made in the welding speed. The welded seams are made parallel to each other in the form of blind passes. Heataffected zone and re-heat affected zone the internal structures of the heat affected regions, grain boundary precipitations and hardness were investigated.

**Key Words:** Re-heat affected zone, heat affected zone, boron

**2019, 49 pages**

**Science Code: 915**

## TEŞEKKÜR

Bu tez çalıŐmasının hazırlanması esnasında, bana her türlü yardım ve desteklerini esirgemeyen; başta danışman hocam Kastamonu Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Sayın Dr. Öğr. Üyesi Özkan ESKİ'ye teşekkürlerimi arz etmeyi bir borç bilirim. Ayrıca bölüm imkanlarını kullandığı için Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümüne teşekkür ederim.

Erfain TEKİN  
Kastamonu, Aralık, 2019

## İÇİNDEKİLER

	<b>Sayfa</b>
TEZ ONAYI.....	iii
TAAHHÜTNAME .....	iii
ÖZET .....	iv
ABSTRACT .....	v
TEŞEKKÜR .....	vii
İÇİNDEKİLER.....	viii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	ix
1. GİRİŞ .....	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	2
3. KAYNAK KABİLİYETİ.....	4
3.1. Çeliklerin Kaynak Kabiliyeti .....	4
3.2. Borla Alaşımlandırılmış Çelikler .....	9
3.2.1. Borun Çeliğin Yapısına Etkisi.....	9
3.2.2. Borun Karbonlu Çeliklerin Kaynağına Etkisi .....	10
3.2.3. Borlu Çeliklerde Isının Tesiri Altında Kalan Bölge.....	12
3.2.3.1. ITAB’de Borkarbür Oluşumu.....	13
3.2.3.2. ITAB’de Borkarbür Oluşumunun Sıcaklıkla İlişkisi .....	15
4. KAYNAĞIN TARİFİ VE SINIFLANDIRILMASI.....	17
4.1. Kaynağın Tarifi .....	17
4.2. Kaynağın Sınıflandırılması .....	17
4.2.1. Tatbik Edileceği Malzemenin Cinsine Göre Sınıflandırma .....	17
4.2.1.1. Metal Kaynağı.....	17
4.2.1.2. Plastik Malzeme Kaynağı .....	17
4.2.2. Kaynak İşleminin Cinsine Göre Sınıflandırma .....	18
4.2.2.1. Eritme Kaynağı .....	18
4.2.2.2. Basınç Kaynağı .....	18
4.3. Gaz Altı Kaynak Yöntemi .....	18
4.3.1. MIG/MAG Kaynağı.....	18
4.3.2. Mig-Mag Yönteminin Karakteristikleri .....	21
4.3.2.1. Kaynak Akımı .....	21
4.3.2.2. Ark Gerilimi .....	21
4.3.2.3. Kaynak Hızı.....	22
4.3.2.4. Koruyucu Gaz Akısı.....	22
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	23
5.1. Deneysel Yöntem .....	23
5.2. Numunelerin Hazırlanması .....	23
5.3. Mikroyapı İncelemesi .....	24
5.4. Sertlik Deneyi.....	24
6. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	26
6.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları.....	26
7. SONUÇLAR.....	44
8. ÖNERİLER .....	46
9. KAYNAKLAR.....	47
ÖZGEÇMİŞ.....	49

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### Simgeler

C	Karbon
Si	Silisyum
Ni	Nikel
Mn	Mangan
Mo	Molibden
Cr	Krom
B	Bor

### Kısaltmalar

ITAB	Isının tesiri altında kalan bölge
TTT	Time Temperature Transformation – Zaman Sıcaklık Dönüşüm
MAG	Metal Active Gas
MİG	Metal Inert Gas
TİG	Tungsten Inert Gas

## ŞEKİLLER DİZİNİ

	<b>Sayfa</b>
Şekil 3.1. Kaynak metalinin katılma evreleri.....	6
Şekil 3.2. Tek pasolu bir alın kaynak dikişinde segregasyon bölgesi.....	7
Şekil 3.3. Bazı metal ve alaşımların kaynağında ITAB’ deki içyapılar.....	8
Şekil 3.4. Kaynak kabiliyetinin malzeme, üretim yöntemi ve konstrüksiyona bağımlılığının şematik olarak gösterilmesi.....	9
Şekil 4.1. MIG-MAG kaynak yöntemi .....	19
Şekil 4.2. MIG-MAG kaynak yöntemi çalışma prensipleri .....	20
Şekil 5.1. İki kez ısıdan etkilenen bölgedeki sertlik değeri.....	25
Şekil 6.1. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı a) 30cm/dk b) 45cm/dk c) 60cm/dk d) 90cm/dk e)110cm/dk (50x) .....	26
Şekil 6.2. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e)1000x esas metal .....	27
Şekil 6.3. Weldoks 690 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e)1000x esas metal .....	28
Şekil 6.4. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e)1000x esas metal .....	29
Şekil 6.5. Weldoks 690 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a)200x b)500x c)1000x d)1000x esas metal .....	30
Şekil 6.6. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk).....	30
Şekil 6.7. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk).....	31
Şekil 6.8. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:110cm/dk).....	31
Şekil 6.9. Weldox 690 çeliği esas malzeme sem görüntüsü ve mapping analizi.....	32
Şekil 6.10. Weldox 690 çeliği 30 cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi.....	32
Şekil 6.11. Weldox 690 çeliği 110 cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi .....	32
Şekil 6.12. Weldox 690 çeliğinin kaynak hızlarına göre sertliklerinin değişimi	33
Şekil 6.13. Weldox 690 çeliğinin kaynak hızlarına göre maksimum sertliklerinin değişimi.....	33
Şekil 6.14. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı a) 30cm/dk b) 45cm/dk c) 60cm/dk d) 90cm/dk e)110cm/dk (50x) .....	35
Şekil 6.15. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e) 1000x esas metal.....	36
Şekil 6.16. Dillidur 400 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı	

(kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e) 1000x esas metal .....	37
Şekil 6.17. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e) 1000x esas metal.....	38
Şekil 6.18. Dillidur 400 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e) 1000x esas metal .....	39
Şekil 6.19. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk).....	40
Şekil 6.20. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:110cm/dk).....	40
Şekil 6.21. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk).....	41
Şekil 6.22. Dillidur 400 çeliği esas malzeme sem görüntüsü ve mapping analizi.....	41
Şekil 6.23. Dillidur 400 çeliği 30cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi.....	42
Şekil 6.24. Dillidur 400 çeliği 110cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi.....	42
Şekil 6.25. Dillidur 400 çeliğinin 30,45,60,90,110 cm/dk kaynak hızlarındaki sertlikleri .....	43
Şekil 6.26. Dillidur 400 çeliğinin 30,45,60,90,110 cm/dk kaynak hızlarındaki ısı girdilerinin sertlik değerleri.....	43

## TABLÖLAR DİZİNİ

	<b>Sayfa</b>
Tablo 5.1. Dillidur 400 çeliğinin kimyasal bileşimi(%) .....	23
Tablo 5.1. Weldom 690 çeliğinin kimyasal bileşimi(%) .....	24

## 1. GİRİŞ

Çentik darbe tokluğu yahut aşınmaya karşı dayanıklı olan sert yapıları ve yüksek akma dayanımlarından dolayı borla alaşımlandırılmış olan çelikler endüstride yaygın kullanım alanına sahiptir. Borla alaşımlandırılmış çelikler düşük karbon eşdeğerliğine sahip olduklarından dolayı kaynak kabiliyeti yüksek olan çeliklerdir. Bu tarz çeliklerde mekanik özelliklerin iyileştirilmesi üretim sırasında çeliğe uygulanan ısı işlemlerle sağlanmaktadır. Çeliklerin ince taneye sahip çelikler olması nedeniyle uygulanan kaynak işlemi kazandırılmış olan özellikleri olumsuz etkilemektedir. Bilhassa kalın parçalarda çak pasolu kaynak işleminde ısıdan tekrar ısıdan etkilenmiş bölgede mekanik özelliklerde daha yüksek kayıplar olacaktır.

Bu çalışmada yüksek aşınma dayanımından dolayı abrasif aşınmaya maruz parçaların yapıldığı borla alaşımlandırılmış Dillidur 400 çeliği ve borla alaşımlandırılmış, yüksek mukavemetli çelikler grubunda yer alan Weldom 690 çeliği incelenmiştir. Farklı ısı girdileri elde etmek için farklı kaynak hızları seçilmiştir. Kaynak akımı sabit tutulmuş, kaynak ısı girdiği kaynak hızında yapılan değişiklikler ile ayarlanmıştır. Kaynak dikişleri birbirine paralel olarak kör paso şeklinde yapılmıştır. Bir kez ve ikinci kez ısıdan etkilenen bölgelerin içyapıları, tane sınırlarındaki çökelmeleri ve oluşan sertlikleri incelenmiştir.

## 2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Lachowicz ve Nosko (2010) yaptıkları çalışmada, Weldom 700 çeliğinden yapılan yük taşıyıcı sistemlerde bileşenlerin ve kaynaklı bağlantı noktalarının metalografik ve mekanik olarak test edilmesinin sonuçlarını incelemişlerdir. Testler MAG kaynak yöntemi ile yapılmıştır. Kaynaklı bağlantıların kalitesi, ITAB'daki mikroyapı değişiklikleri ve kaynakların gücü belirlenmiştir. Weldom 700 çeliğinin kaynağında ITAB bölgesinde sertleşme ve soğuk çatlama eğilimi görülmektedir. Kimyasal bileşimin çok geniş toleransı, işlem ve kaynak parametrelerinin seçiminde ciddi zorluklar oluşturmaktadır. Kaynaklı ek yerlerinin dayanımının, kaynaklı malzemeye kıyasla %30 daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Lachowicz ve Nosko, 2010).

Devletian (1976) yaptığı çalışmada, borlu çelikler kaynaklandığında, ısının tesiri altındaki bölgede östenit tane sınırlarının bor karbür çökmesine karşı hassas olduklarını göstermiştir. Literatür, yaygın tanecikli çökeltmenin sadece borun sertleştirilebilirlik etkisini değil aynı zamanda çeliğin çentik tokluğunu da önemli ölçüde azaltabileceğini ortaya koymaktadır. Sonuç olarak, bu çalışmanın amacı, ITAB'da taneler arası bor karbür oluşumunu kontrol eden birincil faktörleri belirlemek ve değerlendirmektir. Bu çalışmada, 10B20 çeliğinin ITAB'sinde meydana gelen tanecikler arası bor karbür çökme miktarını kontrol eden ana faktörün kaynak soğutma hızı olduğu bulunmuştur. Maksimum taneler arası bor karbürlerin olduğu optimum bir 3.7 F/s kaynak soğutma hızı tespit edilmiştir. 140 F/s veya daha yüksek olan çok hızlı soğutma hızları için, tanecikler arasında bor karbür çökmesi olmamıştır. Bununla birlikte, son derece yavaş soğutma hızlarında (0.02 F/s'ye kadar düşük soğutma hızlarında) tanecikler arası bor karbür parçacıklarının miktarı önemli ölçüde azalmıştır, ancak ortalama tane boyutu artmıştır. Ayrıca, ITAB'daki maksimum sıcaklık ne kadar yüksek olursa, soğuma sırasında tanecikler arası bor karbürler oluşturma eğilimi de o kadar yüksek bulunmuştur. Tüm durumlarda, geniş taneler arası bor karbür çökeltmesi, kaynak sonrası tavlama veya 1580 ila 1700 F arasında normalleştirme tavlama ile tam olarak elimine edilebilmektedir (Devletian, 1976).

Frydmanvd. (2008) yaptıkları çalışmada, Hardox 400 ve Hardox 500 çeliklerinin kaynak işlemi sonrasında ITAB'da sertliğin ve yapının değiştiğini bulmuşlardır. Bu malzemelerin temperlenmiş martenzit yapı ile ısıdan etkilenen bölgeler içinde (yapılmış kaynak işlemi sonucunda) düşük aşınma direncine sahip yapıların oluştuğu gösterilmiştir. Düşük aşınma direncine sahip bölgeler, bu çeliklerin kullanıldığı ortamlarda düzgün ve hızlı aşınmalarına neden olur. Mikroskobik testler ve sertlik ölçümlerine dayanarak, ısıdan etkilenen bölgelerde sertleşme ve düşük sıcaklıkta temperleme (kendi kendine temperleme) olmak üzere bir termal bağlantı işlemi yöntemi önerilmiştir. Bu ısı işlem esas malzeme yapısına benzer şekil yapıların çoğalmasına yol açmıştır. Laboratuvar koşullarında, normal uygulamadan (ısı işlemle tavlama veya normalleştirme) farklı olan bir ısı işlem kaynak uyumsuzluklarına (çatlaklara) yol açmamıştır (Frydmanvd., 2008).

### **3. KAYNAK KABİLİYETİ**

#### **3.1. Çeliklerin Kaynak Kabiliyeti**

Kaynak yapılmış olan parçalarda karşımıza çıkan kırılma olayında, kırılmanın kaynak yapılmış bölgedeki sürekli olarak ısıdan etkilenmiş bölgede bulunan bir hatadan ya da oluşmuş olan bir çatlaktan başlayıp ilerlediği gözlenmektedir. Kaynak yapılmış olan parçalarda bu tarz kırılmaları önlemek amacıyla, kaynak işlemi sırasında ısıdan etkilenmiş olan bölgede meydana gelen olayların iyice öğrenilmesi, oluşan yapının sahip olduğu özelliklerin saptanması gerekmektedir.

Kaynak işlemi yapılmasıyla birlikte oluşan yapının, üretilmiş olan makine parçasının ya da onarılmış hasarlı bir parçanın sahip olduğu kullanma emniyeti ile kalitesi yalnızca kullanılmış olan kaynak metalinin seçimine yani türüne bağlı olmamaktadır. Kaynak bağlantısının sahip olduğu özelliği etkileyen faktörlerin en önemlisi ise kaynak işlemi sırasında uygulanan ısıdan kaynaklanan sıcaklığın dağılımı ile soğuma hızı karşısında esas metalin gösterdiği davranıştır.

Neredeyse tüm kaynak yöntemleri kaynak yapılan malzemenin kaynak bölgesinin ergime ya da metalin solidüsüne yakın olan bir sıcaklığa ısıtılmasını gerektirmektedir. Böylelikle bu sıcaklığa kadar ısıtmanın ve sonrasında oluşan soğumanın, metalde içyapı değişimlerine sebep olmasının yanı sıra yüksek sıcaklık, cüruf, kaynak metali, esas metal ve ortam atmosferi arasında bir takım kimyasal reaksiyonların oluşumuna da sebep olmaktadır.

Tüm ergitme kaynak yöntemleri temelde döküm işlemini çağrıştırır. Kaynak metali, gaz alevinin yüksek sıcaklığı ya da elektrik arkı karşısında ergir ve önceden hazırlanmış olan kaynak ağzının içerisine dökülür, bu arada kaynak ağzının kenar yüzeyinde bir miktar ergime olur ve esas metalle ergimiş metal karışarak kaynak ağzı içerisinde katılaşır. Bu işlem sırasında, kaynak yapılan malzemelerin kaynak dikişlerine bitişik olan kısımlarında, metalin ergime sıcaklığından ortam sıcaklığına kadar, farklı sıcaklık derecelerinde ısınmış bölgeler meydana gelir (Anık, 1972; Tülbentçi ve Kaluç; 2001, Kou, 2003).

Kaynak bağlantısının var olduğu ve kaynak sırasında meydana gelen sıcaklıktan etkilenmekte olan bölgelerin tamamına kaynak bölgesi adı verilir. Bu bölge ise ısıdan etkilenmiş olan bölge ve ergime bölgesi şeklinde iki bölgeden oluşmaktadır (Anık, 1972; Tülbentçi ve Kaluç,2001; Kou, 2003).

Kaynak esnasında meydana gelen ısının etkisiyle ergiyen ve kaynak işleminden sonra katılaştıran bölge ergime bölgesidir. Ergime çizgisi olarak adlandırılan ergimemiş ve ergimiş bölgeler arasında bulunan sınırla ısıdan etkilenmiş bölgeden ayrılır. Bu sınır ise kaynak bağlantısından çıkartıldıktan sonra parlatma ve dağlama işlemlerinden sonra enine kesit üzerinde makro boyutta gözlenebilir.

Ergime bölgesi esas metal ile kaynak metalinin karışımından oluşmaktadır. Tek pasolu kaynak dikişlerinde ergime bölgesinde kaynak metali ile esas metal kaynak banyosu içerisindeki türbülans dolayısı ile iyice karışmış durumdadır ve homojen bileşim göstermektedir. Çok pasolu kaynak işlemlerinde ise esas metalle kaynak pasolarındaki kaynak metalinin karışma oranları farklılık göstermektedir.

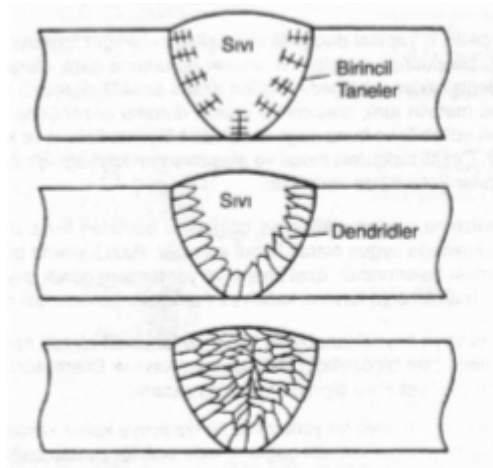
Ergime bölgesinde esas metalin kaynak metaline oranı, paso sayısı ve kullanılan kaynak yöntemine bağlı şekilde geniş aralıkta değişkenlik gösterir. Ergime bölgesinde çoğu alaşım elementi kaynak işlemi sırasında yanma nedeniyle kayba uğramaktadır. Bu nedenle ergime bölgesinin bileşiminin hesap yoluyla belirlenmesine imkan yoktur. Mevcut kayıpların azaltılması amacıyla kaynak bölgesi, kaynak işlemi sırasında atmosferin etkisinden korunmaktadır. Kaynak bölgesinin atmosfer etkisinden korunmasıyla iyi kaynak bağlantısı elde edilebilmekte olup, meydana gelen metalürjik ve kimyasal reaksiyonlar yalnızca bu şekilde kontrol altında tutulabilir.

Oksijen ile olan reaksiyonların kontrolü için erime bölgesine farklı yöntemlerle deoksidasyon maddeleriyle yanan alaşım elementlerini karşılayacak miktarlarda elementler katılmaktadır. Ayrıca bu bölge, oluşturulmuş kontrollü atmosfer ya da cüruf örtüsüyle de korunmaktadır.

Sıvı halde bulunan metal içerisindeki atomlar birbirlerinin arasında serbest harekete sahiptirler. Soğutma sırasında, sıcaklık alaşım ya da metalin katılma noktasına

geldiğinde atomlar kristal kafesleri oluşturmak üzere birleşmekte ve çekirdekler oluşmaktadır. Bu esnada metalden ısı çekilmesi olur ve soğutma işlemine devam edilirse taneleri oluşturmak için çekirdekler yeni atomlar ve kristal kafeslerin eklenmesiyle büyümeye devam ederler.

Katılaşma sırasında, kaynak bölgesine verilen ısıya soğutma hızını etkiler ve tanelerin aşırı büyümesini önlemektedir. Tanelerin büyümesi için ısının devamlı bir şekilde metalden uzaklaşması gerekmektedir. Kaynak durumunda ısının büyük bir bölümü konduksiyon ile ergime bölgesinden esas metale iletilmekte olup, bundan dolayı soğuma yönüne paralel oldukça iri olan silindirik taneler oluşmaktadır. Ergime çizgisine dik yönde oluşmuş olan iri taneler ise kalıp içerisinde katılaşmış olan döküm yapısını andırmaktadır. Şekil 3.1’de kaynak metalinin katılaşma evreleri verilmiştir (Anık,1972; Anık, 1983).

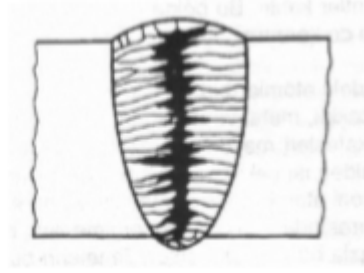


Şekil 3.1. Kaynak metalinin katılaşma evreleri (Anık, 1983)

Erime bölgesinde tanelerin irileşmesine sebep olan etkenler; kaynak sırasında ısı girdisinin artış göstermesi, ön tav işlemi uygulanması ve yüksek sıcaklıkta parçanın oldukça uzun süre tutulmasıdır.

Kaynak bölgesi içerisinde soğuma hızının artışı, tane yapısının incelmelerini sağlasa da kırılğan ve gevrek bir yapı meydana getirdiğinden dolayı uygulamada tercih edilmemektedir. Kaynak metaline ilave edilmiş deoksidasyon elementleriyle başka bazı katkıları ergime bölgesindeki tane yapısının araştırılmasına yardımcı olmaktadır (Anık,1972; Anık, 1983).

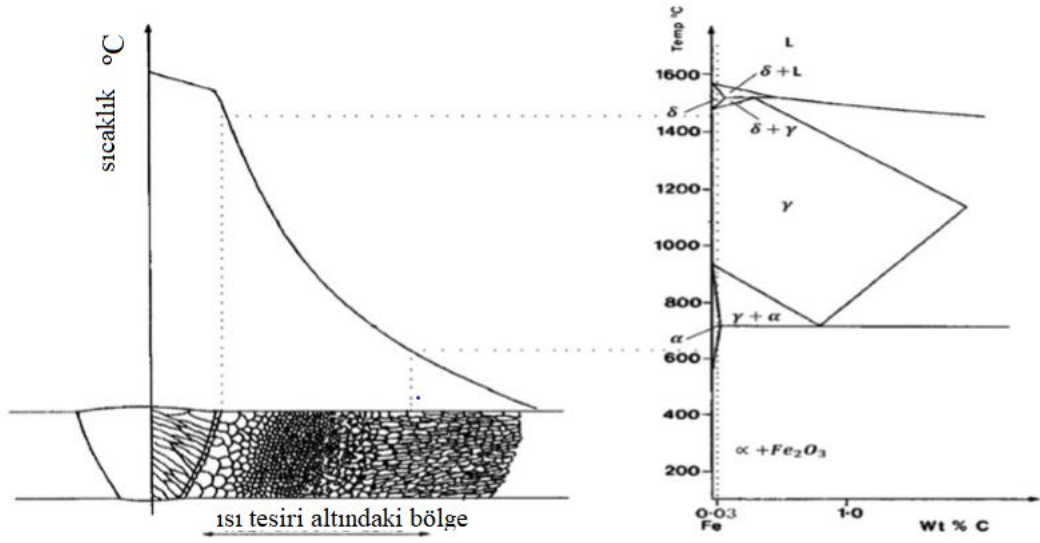
Kalın parçaların tek pasoyla yapılmış olan kaynak dikişlerinde, oluşan yönlenmiş iri silindirik tanelerin birleştikleri orta kısımlarda istenmeyen elementlerin ve kalıntıların segregasyonuna rastlanmakta olup, bu durum bağlantının zayıflamasına sebep olmaktadır. Şekil 3.2’de Tek pasolu bir alın kaynak dikişinde segregasyon bölgesi gösterilmiştir (Anık,1972; Anık, 1983).



Şekil 3.2. Tek pasolu bir alın kaynak dikişinde segregasyon bölgesi (Anık, 1983)

Kaynak metaliyle esas metalin birleştiği ve ergime çizgisi olarak isimlendirilen sınırdan başlayarak, kaynak işlemi sırasında sıcaklığın içyapıyı dolayısıyla metalin özelliklerini etkilediği bölgeye ısıdan etkilenmiş bölge veya ısının tesiri altındaki bölge (ITAB) olarak tanımlanmaktadır.

Isıdan etkilenmiş bölgede meydana gelen içyapı değişiklikleri, o bölgedeki maksimum sıcaklık derecesi ve etkime süresi bilindiğinde esas metalin bileşimi, türü ve üretim durumları göz önünde bulundurulduğunda önceden tahmin edilebilmektedir. Buna bağlı olarak bölgenin fiziksel ve kimyasal özellikleri de saptanabilmektedir. Kaynak metali ve ITAB’da sıcaklık değişimiyle birlikte mikroyapıları Şekil 3.3’te gösterilmiştir (Anık,1972; Anık, 1983).



Şekil 3.3. Kaynak metali ve ITAB’da sıcaklık değişimiyle birlikte mikroyapıları (Anık, 1983)

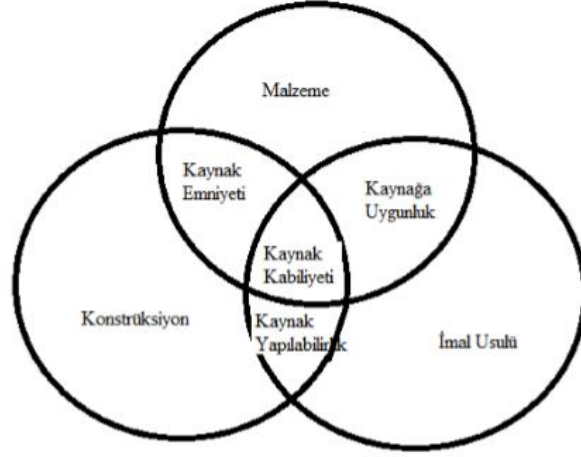
Metalik bir malzemenin ısıdan etkilenmiş bölgedeki özellikleri kabul edilebilir miktarda değişime uğramışsa ve bunların konstrüksiyona etkisi düşükse kaynağa uygun malzeme veya iyi kaynak edilebilir malzeme (iyi kaynak kabiliyetine sahip) olarak kabul edilmektedir. Bazı durumlarda ise bu bölgenin özelliklerinin korunması açısından özel önlemler ve özel yöntemlere gerek duyulmaktadır. Böyle durumlarda malzemenin “kaynak kabiliyeti” özelliğinin araştırılması gerekmektedir (Anık, 1972; Tülbentçi ve Kaluç; 2001, Kou, 2003).

Kaynak edilebilirlik ya da kaynak kabiliyeti kantitatif ve kesin olarak açıklanamayan, karmaşık anlamlı bir özelliktir. Kaynak kabiliyetini Milletlerarası Kaynak Enstitüsünün IX. no’lu komisyonu şu şekilde tanımlamıştır;

“Bir metalsel malzeme, verilen bir yöntemle bir dereceye kadar kaynak edilebilmektedir; uygun bir yöntem uygulanarak metalik bağlantı elde edildiği zaman bağlantı yerel özellikleri ve bunların konstrüksiyona etkisi bakımından, belirlenmiş bulunan özellikleri sağlamalıdır.”

Yukarıda yapılan açıklamadan anlaşıldığı üzere kaynak kabiliyeti sadece malzemeye ait özellik olmayıp, bununla birlikte konstrüksiyona ve kaynak yöntemine de bağlıdır. Herhangi bir malzeme kaynak yönteminin birinde oldukça iyi kaynak kabiliyeti sergilerken, başka bir yöntemde ise zayıf kaynak kabiliyeti sergileyebilir.

Örnek verilecek olursa; oksii-asetilen yönteminde paslanmaz çelikler ve alüminyum zayıf kaynak kabiliyeti sergilerken, aynı malzemeler gazaltı kaynak yöntemlerinde iyi bir kaynak kabiliyeti sergilemektedir (Anık, 1972; Tülbentçi ve Kaluç; 2001, Kou, 2003).



Şekil 3.4. Kaynak kabiliyetinin malzeme, üretim yöntemi ve konstrüksiyona bağımlılığının şematik olarak gösterilmesi (Kaluç, 2001)

Bir metelsel malzeme için yüksek derecede kaynak kabiliyetine sahip denildiğinde, özel bazı önlemlere gerek duyulmaksızın kaynak yapılabileceği ve tatminkar bir kaynak kalitesinin oluşturulabileceği anlaşılmaktadır. İyi kaynak kabiliyeti derecesinde kaynak bölgesine ait kimyasal ve mekanik özellikler olabildiğince esas metale yakın olmalıdır (Anık,1972; Anık 1983).

## 3.2. Borla Alaşımlandırılmış Çelikler

### 3.2.1. Borun Çeliğin Yapısına Etkisi

Bor, çeliklerin yapısında değişik etkilere sahip bir elementtir. Çeliğin üretimi sırasında içyapıyı ve mekanik özellikleri etkileyen C, Si, Ni, Mn, Mo ve Cr gibi alaşım elementleri ilave edilir. Mekanik özellikler mevcut alaşım elementlerinin miktarlarındaki küçük değişimler ile büyük oranda etkilenmezler. Çeliklerde bu küçük değişimler TTT (Time Temperature Transformation-zaman sıcaklık dönüşüm) diyagramlarında belirgin değişikliğe sebep olmamaktadır. Ancak bor (B) için bu

durum farklıdır. Oldukça az miktarda alaşımlandırma elementi olarak bor kullanıldığında içyapı ve mekanik özelliklerde önemli oranda değişikliklere sebep olmaktadır. Soğuma hızı, karbon oranı ve bor miktarına bağlı olarak TTT diyagramlarında oldukça belirgin farklılıklar ortaya çıkabilmektedir.

Östenitleme sıcaklığından oldukça yüksek sıcaklıklara kadar ısıtılan malzemelerin soğuma işlemi sırasında östenitten dönüşen ürünleri etkileyen en büyük faktörler bor miktarı, karbon oranı ve soğuma hızıdır. Üretim işlemi sırasında alaşımlandırma elementi olarak ilave edilen borun miktarı, kullanılan karbon oranına göre değişmekte olup, düşük bor ve karbon içeren çeliklerin östenitleme sıcaklığından belirli hızda soğutulması işleminden sonra beynit, martenzit ve ferritten oluşan içyapı gözlenirken, daha yüksek oranda bor ve karbon içeren malzemelerde aynı soğuma hızı için sert martenzit ve beynit içeren yapılar oluşabilmektedir. Soğuma hızı azaldıkça daha yumuşak bir içyapı oluşma eğilimi artmakta ve martenzit ile beynit oluşumu azalmakta, soğuma hızının artması durumunda buna paralel olarak sert içyapı oluşumu eğilimi artmaktadır.

Malzemelerin içerisinde başlangıçta mevcut olan alaşımlandırma elementlerinin mukavemet özellikleri, miktarı ve tane boyutları birbirine oldukça yakın olsalar bile içerdikleri bor miktarlarındaki küçük bir değişim östenitleme sıcaklığından itibaren oluşan soğuma sonucunda oldukça farklı yapıların oluşmasına neden olmaktadır. Düşük karbon ve bor içeriği östenitleme sıcaklığından itibaren soğumada martenzit, ferrit ve beynitten oluşan yapı meydana getirirken, artış gösteren karbon ve bor oranlarında sert beynit ve martenzit oluşumu gözlenmektedir (Eski, 2000).

### **3.2.2. Borun Karbonlu Çeliklerin Kaynağına Etkisi**

Kaynak metalinin soğuma işlemi sırasında perlit reaksiyonu geciktirerek beynitik iç yapı oluşumunda bor önemli bir etkiye sahiptir. Bor karbür çökmesine erime bölgesi sınırları ve östenit tane sınırlarında rastlanmaktadır. Bor karbür çökmesindeki artış, bor içeriğinin artmasıyla ve soğuma hızındaki azalmasıyla meydana gelmektedir.

Bor içeren çeliklerin çentik darbe mukavemeti bor içermeyen çeliklerden daha yüksektir. Borun çentik darbe mukavemetini artırıcı etkisi, bor ile alaşımlandırılmış çeliklerin düşük sıcaklıklarda kullanımını mümkün kılmaktadır. Öyle ki WELDOX 690 çeliği için -40 °C 27 J çentik darbe tokluğu elde edilebilmektedir.

Pratikte en yüksek çentik darbe mukavemeti %0,02 karbonlu çeliklerde ve %0,002 bor miktarında elde edilmektedir. Bor miktarının artışı ile taneler içi ve taneler arası bor karbür gevrekliğinden dolayı çentik darbe mukavemeti düşüş göstermektedir.

Tozaltı, TIG ve MIG/MAG kaynaklarında çözünen bor miktarına bağlı olarak çentik darbe tokluğu değişim göstermektedir. Kaynak metalini oldukça hızlı soğuma gösterdiği için gazaltı kaynağındaki çentik darbe mukavemeti, soğuma hızının düşük olduğu tozaltı kaynağından daha iyi olmaktadır.

Sertleşebilirlik, çok küçük miktarlarda bor ilavesiyle büyük oranda artmaktadır. %0,2 karbon içeren bir çeliğe %0,0005-0,003 oranında bor ilavesi ile, %0,7 Molibden, %0,9 Krom ve %3,2 Nikel 'in yaptığı sertleştirme etkisine eşit sertlik değeri oluşturmaktadır. Genellikle çeliğin karbon içeriği ötektoid bileşime yaklaştıkça (%0,8 C) borun sertleştirme etkisi lineer olarak azalmaktadır.

Bor ilavesi yüksek alaşımlı düşük karbonlu çeliklerde mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde oldukça etkiliyken, ötektoid ve ötektoid üstü çeliklerde etkisi ortadan kalkmaktadır.

Çeliklerin sertleşebilme kabiliyetini bor içeriğinin belirgin şekilde etkilediği bilinmekte olup, molibdenli çeliklere %0,002 bor ilavesiyle sertleşme kabiliyeti üç katına kadar arttırılabilmektedir.

Bor karbür kalıntıları, bor içeriği gerekenden fazla olduğunda östenit tane sınırlarına çökelmektedir. Kaynak işleminin ardından soğuma işlemi sırasında bor karbürler dentrit ve tane sınırlarında çökelir. Taneler arasında bulunan bu bor karbür kalıntıları, yalnızca borun sertleştirme etkisini azaltmakla kalmaz çentik darbe mukavemetini de önemli oranlarda düşürür.

Önceki çalışmalarda bileşimleri aynı kaynak metalinde belirli bir soğuma hızında meydana gelen sertlik değerleri esas metaldeki sertlik değerleriyle hemen hemen aynı bulunmuştur. Aynı bileşime sahip kaynak metali ve esas metal incelendiğinde çok küçük farklar görülmüştür. Esas metal ile kaynak metalindeki östenit tanelerinin boyutları arasında oldukça küçük farklar mevcuttur.

Bor içeren kaynak metalinde sertleşebilirlik büyük oranda bor miktarına bağlı olmakta olup, az veya çok miktarda olmasının sertleşebilirliği ortadan kaldıracağı bilinmektedir. Gazaltı kaynağında bor miktarının %0,0017'yi geçmesi borun sertleştirici etkisini azaltmaktadır. Bor miktarının aşırı artması belirli soğuma hızında daha düşük bir sertlik elde edilmesine neden olmaktadır. Bor içeriği %0-0,024 arasında olan çeliklerde, bor içermeyen çeliklere göre daha yüksek sertleşebilirlik görülmektedir.

Gaz altı kaynak yöntemi kullanılarak yapılan bağlantılarda bor miktarının artırılması iç yapıyı etkilemektedir. Östenit tane sınırlarında bor yalnızca bor karbür oluşmasını etkilemekle kalmayıp, kaynak işlemi sonrası soğumada ötektoid dönüşüm ürünlerinin de değişmesine neden olmaktadır.

Farklı miktarda bor içermekte olan %0,2 karbonlu çelikler üzerinde yapılmış olan araştırmalar sonucunda bor miktarının iç yapıyı belirgin şekilde etkilediği görülmüştür (Oğuz, 1990; Anık,1991; Anıkvd.,1993; Eski, 2000).

### **3.2.3. Borlu Çeliklerde Isının Tesiri Altında Kalan Bölge**

Bor içeren çeliklerin kaynak işleminde ötektoid dönüşümden önceki östenid tane sınırlarında bor karbür oluşmaktadır. Taneler arasında bor karbürün oluşması çeliğin çentik darbe tokluğu ile sertleşme kabiliyetini azaltmaktadır. Bor içeren çeliklerde soğuma hızı bor karbür oluşumunu etkileyen en önemli faktörlerdendir. Borlu çeliklerdeki soğuma hızının iç yapıyı ve bor karbür oluşumunu ne şekilde etkileyeceği bilirse kaynak işlemi sonucunda meydana gelebilecek sonuçlar önceden tahmin edilebilecektir.

Borlu çeliklerde en yüksek çentik darbe tokluğu ve sertleşme katsayısı %0,002 oranındaki bor miktarında ortaya çıkmakta olup, bundan dolayı ticari amaçla üretilmiş borlu çeliklerin bor miktarları bu değerlerdedir. Çeliğin üretim işlemi sonrasında bor miktarının toleransı  $\pm$ %0,0003 dolaylarında olup, bor miktarının %0,0025 değerini aşması durumunda östenit tane sınırlarında bor karbür çökmesi artış gösterdiğinden dolayı çentik darbe tokluğunda azalma ortaya çıkmaktadır.

Yapılan çalışmalarda çökelen bor karbür miktarının yalnızca başlangıçta kullanılan bor oranına bağlı olarak değişmediği, ayrıca östenitleme sıcaklığına da bağlı şekilde değiştiğini göstermiştir. Yüksek östenitleme sıcaklığında bor karbür oluşumunun kinetiği de değişmektedir. Yüksek östenitleme sıcaklıklarında bor karbür oluşma eğilimi artmakta, daha sonrasında aşırı derecede yavaş soğumayla borun sertleştirme etkisi büyük oranda kaybolmaktadır.

Borlu çelikler ile ilgili yapılan çalışmalarda östenitten dönüşen ürünlerin tane sınırlarında ve östenit tane sınırlarında çökelen bor karbür miktarı yalnızca başlangıçtaki bor miktarına bağlı olarak değişmediği, yapılan kaynak sonrasında ki soğuma hızının da bor karbür miktarındaki değişikliğe sebep olduğu görülmüştür. Aynı çalışmada östenit tane sınırlarında çökelen aşırı miktardaki bor karbürün kaynak metalindeki bazı özelliklerin kötüleşmesine neden olduğu belirtilmiştir.

Bundan dolayı borlu çeliklere uygulanmış olan kaynak işleminde yüksek sıcaklık etkisiyle ITAB'da bor karbür çökmesi meydana gelmektedir. Kaynak sonrası uygulanan soğuma işlemi kısa sürede gerçekleşse bile ITAB'da ergime sıcaklığıyla ötektoid dönüşüm sıcaklıkları arasında etki altında kalmaktadır. Isı tesiri altında kalan bölgede etkili olan sıcaklığın ve soğuma hızının değişken olması bor karbür çökmesini etkilemekte olup, ısı tesiri altında kalan bölgede oluşan bor karbür çökmesinin hem soğuma hızına hem de maksimum sıcaklığa bağlı şekilde incelenmesi önemlidir (Devletian, 1976; Eski, 2000).

### ***3.2.3.1. ITAB'da bor karbür oluşumu***

ITAB farklı sıcaklıklara maruz kalmaktadır ve ergime çizgisinden başlayarak malzemenin maruz kaldığı maksimum sıcaklıklar değişmektedir. ITAB'nin

başlangıcı ergime çizgisi olup, ergime çizgisinde ulaşılmış olan maksimum sıcaklık ise malzemenin ergime sıcaklığı olarak adlandırılmaktadır. ITAB'nin sonlandığı yerdeki sıcaklık ise ötektoid dönüşümün gerçekleşmesi için gereken minimum sıcaklık (723 °C) değeri olarak adlandırılmaktadır.

ITAB'da erişilen maksimum sıcaklığın belirlenmesi amacıyla belirli yerlere yerleştirilmiş olan termo elemanlar kullanılmaktadır. Fakat bazı durumlarda termo elemanlar kullanılmayıp belirli şartlar için kullanılan ampirik formüllerden faydalanılmaktadır.

Borlu çeliklerin kaynağı sırasında ITAB'da erişilen en yüksek sıcaklık ise yaklaşık 1116 °C olup, bu sıcaklık değeri diğer kaynak yöntemleri (gazaltı kaynağı ve örtülü elektrotla elektrik ark kaynağı) için de sabittir. Soğuma hızlarında ise 450 °C 'ye kadar dikkate alınmaktadır. Bu sıcaklıktan sonraki soğuma hızları ihmal edilmektedir. Ötektoid dönüşüm sıcaklığı 723 °C olduğundan dolayı bu bölgedeki soğuma hızları oldukça önemlidir. Bu bölgedeki soğuma hızları çoğu araştırmaya konu olmuştur. Pratikte uygulamalarda gazaltı kaynağı ve elektrik ark kaynağında genellikle 1,1 °C/s ile 45 °C/s 'lik soğuma hızları oluşmaktadır.

Kaynaklı imalat işlemlerinde en fazla kullanılan %0,0017 oranında bor içeren 10B20 çeliğinin kimyasal analizleri yapılmış, %0,0017 oranındaki borun %0,0009'luk kısmının çözünebilir yani herhangi bir bileşik oluşturmamış olduğu, kalan %0,0008'lik kısmının ise çözünemez yani bir bileşik oluşturmuş bor olduğu tespit edilmiştir. Borlu çeliklerin kaynağında ITAB'da taneler arasında bor karbür oluşmasını sağlayan ana etken çözünebilir özelliğe sahip olan bordur. Bileşik oluşturmuş bor ise çeliğin mekanik özelliklerini ve çeliğin sertleşmesini herhangi bir şekilde etkilememektedir. ITAB'nin içyapısında bulunan bileşik oluşturmuş bor dağınık bir şekilde bulunmaktadır. Kaynak işlemi sonrasında oluşan ısıl değişimlerle metalürjik bir reaksiyon göstermezler.

Kullanılan kaynak yönteminin bor karbür miktarına herhangi bir etkisi olmamaktadır. Soğuma hızı ITAB'da taneler arası bor karbür oluşmasını etkileyen tek faktördür.

Soğuma hızının 78 °C/s'den daha yüksek ise ITAB'da taneler arası bor karbür çökmesi gözlenmemektedir. 2-78 °C/s arasında soğuma hızında ise ITAB'da bor karbür çökme miktarı maksimumdur. 2 °C/s soğuma hızının altında ise taneler arası bor karbür çökme miktarı kademeli olarak azalmakta fakat çökeltilerin boyutları büyümektedir.

Borlu çeliklere ait mikroyapılar incelendiğinde düşük sertleşmenin meydana geldiği durumlarda östenit tane sınırlarını tamamen ferrit kaplamaktadır. Bu durumun gözlenebilmesi yaklaşık olarak 50 °C/s 'lik soğuma hızlarına kadar olmaktadır.

Martenzitik yapı içerisinde bor karbür görülebilmesi, kaynağın soğuma hızı 50 °C/s ve üzerinde olması durumunda görülebilmektedir. Martenzitik yapıya dağlama işlemi uygulandığında bor karbürler daha açık renkli görülmektedir (Devletian, 1976; Eski, 2000).

### ***3.2.3.2. ITAB'da bor karbür oluşumunun sıcaklıkla ilişkisi***

ITAB'da bor karbür oluşumu soğuma hızına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Ancak ITAB'da bor karbür tanelerinin dağılımına bakıldığında düzgün bir dağılım oluşmamaktadır. Yapılan araştırmalarda bor karbür dağılımının ergime çizgisinden başlayarak ITAB boyunun yaklaşık 1/3'lük kısmında maksimum değere sahip olduğu, bundan sonraki bölümlerde de hızlıca azaldığı, ısıdan etkilenmemiş bölgeye doğru ise oluşmadığı ya da ihmal edilebilir seviyede olduğu tespit edilmiştir.

Yapılan çalışmalarda ITAB'da meydana gelen bor karbür dağılımının yalnızca soğuma hızına bağlı olmadığı, aynı zamanda ulaşılmış maksimum sıcaklığada bağlı olarak değiştiği tespit edilmiştir. ITAB'da bor karbür oluşmasının maksimum seviyeye çıkması maksimum sıcaklığın 1150 °C'yi geçtiği bölgelerde ve belirli soğuma hızlarında olmaktadır. Sıcaklığın 1150 °C'yi geçtiği bölgeler ergime çizgisine yakın ve östenit tane boyutunun yüksek olduğu yerlerdir. Maksimum sıcaklığı 970 °C'den daha az olduğu yerlerde önemli oranda borkarbür oluşumu gözlenmemektedir. Bor içeren çeliklerde ITAB'da yüksek östenitleme sıcaklıklarında bor karbür oluşurken, düşük östenitleme sıcaklıklarında bor karbür oluşmamaktadır.

Oluşan bor karbürler de çeşitli ısı işlemlerle ortadan kaldırılabilmektedir. ITAB 'da oluşan bor karbür çökeltileri yaklaşık 850-950 °C'de normalizasyon tavlamaıyla ortadan kalkmaktadırlar. Kaynak işleminde en son paso da aynı etkiyi göstermektedir. Taneler arasında bor karbür oluşmuş bölgelerde son pasonun ısı çevrimi 860-935 °C'lik sıcaklığa ulaşabilirse bor karbür oluşumu kaybolmaktadır. Fakat sıcaklığın 1100 °C'nin üzerine çıkması durumunda östenit tane sınırlarında tekrar bor karbür oluşumuna rastlanmaktadır. Gazaltı kaynağı ve örtülü elektrot kaynağında yaklaşık 960 °C'den sonra yavaş soğuma sağlanırsa bor karbür tanecikleri bir araya toplanmak için gerekli zamanı bulacaklarından dolayı taneciklerin sayısı azalır fakat hacmi artmaktadır. Kaynaktan sonra havada soğutularak bor karbür oluşumuna izin verilen bir parça, önceden 935 °C'ye ısıtılmış bir fırına konulursa havada soğutularak oluşturulan bor karbürler yaklaşık bir buçuk saat içerisinde ciddi oranda azalma gösterir fakat bor karbür taneleri irileşir.

Borlu çeliklerin kaynağında kaynak bölgesi soğutulurken taneler arası bor karbür çökmesini önlemek neredeyse imkansızdır. Ancak soğuma hızı 70 °C/s gibi çok hızlı soğutma uygulandığında ya da son paso ile normalizasyon tavlama yapıldığında ITAB'da taneler arası bor karbürler kaybolmaktadır (Anık,1972; Devletian, 1976; Anık 1983; Eski, 2000).

## **4. KAYNAĞIN TARİFİ VE SINIFLANDIRILMASI**

### **4.1. Kaynağın Tarifi**

Metal veya plastik malzemeleri aynı cinsten ya da ergime aralığı yakın başka bir malzeme katarak veya katmadan ısı, basınç ya da her ikisini de kullanarak birleştirmeye kaynak adı verilir. Kaynak, diğer birleştirme şekilleri olan perçin, cıvata, işlemlerine nazaran ağırlık, işçilik, sızdırmazlık, ucuzluk, imalat kolaylığı gibi üstünlükleri olan ve şekil sürekliliği gösteren bir birleştirme usulüdür (Akın, 2015).

### **4.2. Kaynağın Sınıflandırılması**

Kaynak işlemini çeşitli bakımlardan sınıflandırmak mümkündür. Bu sınıflandırma temel olarak tatbik edileceği malzemenin cinsine göre ve kaynak işleminin cinsine göre yapılır (Aslanlar, 2009).

#### **4.2.1. Tatbik Edileceği Malzemenin Cinsine Göre Sınıflandırma**

##### ***4.2.1.1. Metal kaynağı***

Metallik malzemeyi ısı, basınç veya her ikisini birden kullanarak ve aynı cinsten ve erime aralığı aynı veya yaklaşık bir malzeme katarak veya katmadan birleştirmeye metal kaynağı adı verilir (Akın, 2015).

##### ***4.2.1.2. Plastik malzeme kaynağı***

Aynı veya farklı cinsten termoplastik (sertleşmeyen plastik) malzemeyi ısı, basınç kullanarak ve aynı cinsten bir plastik ilave bir malzeme katarak veya katmadan birleştirmeye plastik malzeme kaynağı adı verilir (Akın, 2015).

## **4.2.2. Kaynak İşleminin Cinsine Göre Sınıflandırma**

### **4.2.2.1. Eritme kaynağı**

Eritme kaynağı, metalik malzemeyi yalnız sıcaklığın tesiri ile mahalli olarak eritip ilave metali eritmek veya eritmek suretiyle birleştirmektir. Isıtmanın (tavlamanın) şekline, cinsine ve kaynak yerinin korunma tarzına göre çeşitli eritme kaynağı usulleri kullanılmaktadır (Aslanlar, 2009; Akın, 2015).

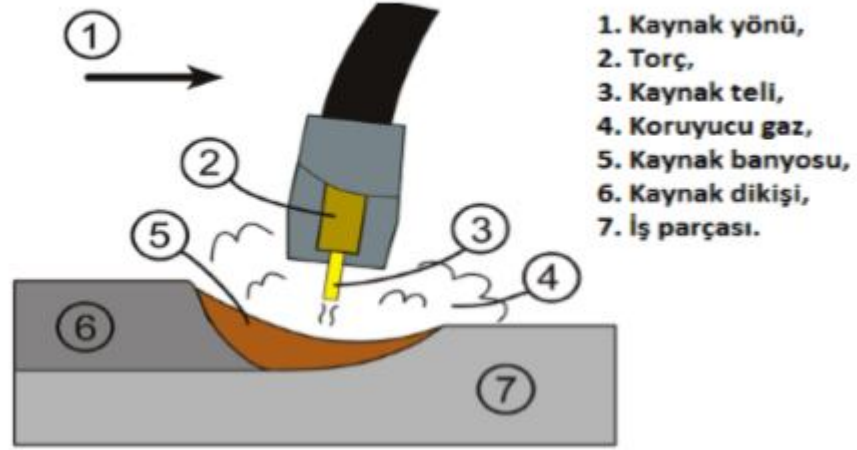
### **4.2.2.2. Basınç kaynağı**

Malzemeyi dışarıdan ısı uygulayarak veya uygulamadan, genellikle ilave metal kullanmaksızın basınç altında bölgesel olarak ısıtıp birleştirmektir (Aslanlar, 2009; Akın, 2015).

## **4.3. Gaz Altı Kaynak Yöntemi**

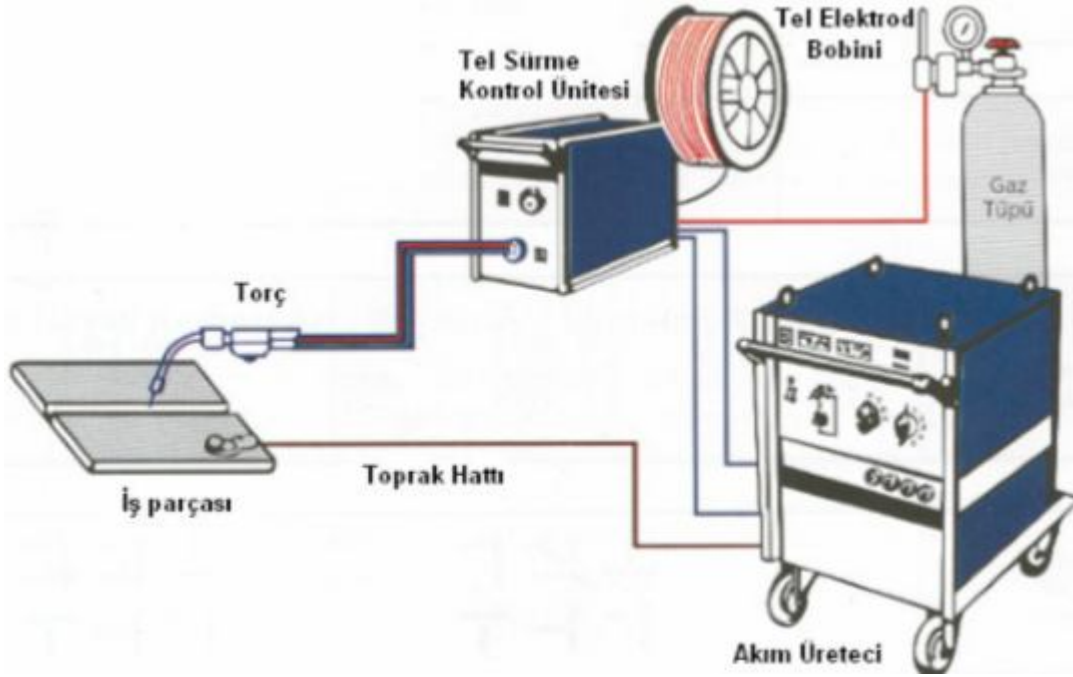
### **4.3.1. MIG/MAG Kaynağı**

MIG/MAG kaynağında elektrot, tel sürme makarasından bir tel iletme yöntemiyle akım kontak borusuna gelmektedir. Elektroda yüksek akım şiddeti uygulanacağından tel ucu genellikle kısadır. Kaynak makinesindeki kutuplar biri kaynak yapılacak parçaya diğeri ise elektroda bağlanıp ark elektrot ile parça arasında oluşmaktadır. Elektrot hem ergiyerek kaynak metali görevi görür hem de enerji taşıyıcı olarak görev yapmaktadır. Kaynak torcundan gelen gaz ve gaz karışımları kaynağa yakın bölgeyi atmosferin zararlı etkilerinden koruması gerekmektedir aksi takdirde kaynak metalinde hatalara neden olabilir. MIG/MAG kaynak yöntemi Şekil 4.1’de gösterilmiştir (Eryürek,2003; Anık ve Vural, 1997).



Şekil 4.1. MIG-MAG kaynak yöntemi (Eryürek, 2003)

Gaz altı kaynak yönteminde kaynak akımı, ergimiş haldeki metali havanın olumsuz etkilerine karşı korumak amacıyla gaz debisi ve ark gerilimi ayarlanabilmektedir (Anık ve Vural, 1997). Ancak bunlar boru biçiminde üretilmiş olup, bunların içlerinde öz adı verilen kaynak metalinin alaşımlama işlemini ve arkın stabilizasyonunu sağlayan bir madde bulunmaktadır. Özün yanması sonucu oluşmuş gazdan dolayı bu elektrotlar da kaynak banyosunu havanın olumsuz etkilemesi daha az olmaktadır. Özlü tel ile elektrot ark kaynağı işlemi, öncelikle bir ark kaynak yöntemi olup, devamlı ilave metal elektrotla kaynak banyosu arasında ark oluşturulması temeline dayanmaktadır. Koruyucu bir gaz örtüsü altında ve tüp biçimindeki elektrot içerisindeki tozdan oluşmuş bir örtü koruması ile beraber uygulanmaktadır. MIG/MAG kaynak yöntemine ait çalışma prensibi şekil 4.2’de gösterilmiştir (Tülbentçi, 1990; Cılız, 2013).



Şekil 4.2. MIG-MAG kaynak yöntemi çalışma prensipleri (Tülbentci, 1990)

Özgül tel elektrot ile ark kaynağında cüruf yapıcı maddelerin, devamlı beslenmekte olan bir tel elektrodun içinde olması bu kaynak yöntemini diğer ark kaynağı yöntemlerinden ayıran temel özelliğidir. Elektrot, içerisinde değişik toz malzeme bulunduran metal tüp şeklinde kompozit bir ilave metal malzemedir. Kaynak işlemi esnasında kaynak metali yüzeyini yoğun cüruf tabakası kaplamaktadır (Tülbentçi, 1990). Bu yöntemin en önemli özelliği, üç özelliğin birleştirilmesindedir. Sürekli tel ile kaynağın verimliliği, kaynak banyosunu şekillendiren ve korumakta olan cüruf ve cürufun varlığı ile elde edilmiş olan deoksidasyon, alaşımlandırma gibi metalürjik özelliklerdir. İlave gaz korumalı özgül telle ark kaynağı yönteminde, erimiş olan metali havanın oksijen ve azotundan korumak amacıyla kaynak banyosunun ve arkın üzerinde bir örtü oluşturmak koruyucu gazın görevidir. Böylece havadan kaynak metaline azot ulaşamaz (Anık ve Vural, 1997). Fakat karbondioksitin ayrışması esnasında oksijen açığa çıkmasından dolayı bir miktar oksijen koruyucu gaz örtüsünde bulunmaktadır. Hafif metallerin kaynaklanmasını ve kökte aralık doldurma kabiliyetinin artmasını elektrotların bileşimlerinin gaz örtüsünde bir miktar oksijen bulundurması sağlamaktadır. Kaynak akımı ve ark boyu korunabilirse yani daha yüksek ark gerilimiyle, tel besleme hızı arttırılırsa kaynak metali yığılması artmaktadır (Anık ve Vural, 1997; Cılız, 2013).

## 4.3.2. Mig-Mag Yönteminin Karakteristikleri

### 4.3.2.1. Kaynak akımı

MIG kaynağında elektrot genellikle pozitif kutuba bağlanır ve doğru akım kullanılır. Ark derin nüfuziyet sağlar ve kararlıdır. Bazı özel durumlarda doğru kutuplama ile kaynak yapılabilir. Elektrodun pozitif kutuba bağlanması özellikle hafif metallerin kaynağında oksit tabakasının parçalanması için kullanılmaktadır. Elektrot doğru akımda negatif kutuba bağlanmasıyla birlikte oksit tabakasının parçalanması daha da zorlaşmakta aynı zamanda arkın kararlılığı ve nüfuziyet derinliği azalmaktadır. Elektrot doğru akımda pozitif kutuba bağlanmasıyla hem derin nüfuziyet hem de malzeme yüzeyindeki oksit tabakasının parçalanması mümkündür. Elektrodun negatif kutuba bağlanması genellikle doldurma kaynaklarında ve paslanmaz çeliklerin iç köşe kaynaklarında kullanılmaktadır. MIG kaynaklarında genellikle sabit tip statik karakteristikli kaynak makineleri kullanılmaktadır. Bu makinelerde akım şiddeti ark gerilimi ayarlanarak yapılmaktadır. Kaynak telini sabit hızda beslerken ark boyunun otomatik olarak sabit tutulması sağlanmaktadır (Anık, 1983).

### 4.3.2.2. Ark gerilimi

Ark boyu ile ark gerilimi birbirleriyle ilgili kavramlardır. Kaynak makinesinden okunan ark gerilimi, kaynak devresindeki gerilim düşüşlerinin toplamı olup, elektrot boyundaki parçadaki, parça dönüş akım kablolarındaki, arktaki ve kaynak kablosundaki düşüşlerin toplamıdır. Bundan dolayı ark gerilimin makinede okunan değerler ile orantılı olması için diğer devre elemanlarının ve bu elemanlarının sıcaklıklarının da sabit kalması gerekmektedir. Özlü tel elektrotla oluşturulmuş olan kaynak dikişinin özellikleri, görünümü ve sağlamlığı ark geriliminden etkilenebilmektedir. Aşırı sıçrama ile geniş ve düzensiz şekilli kaynak dikişine çok yüksek olan ark gerilimleri yol açmaktadır. Alaşimsız olan çelik elektrotların kullanımını ise gözeneğe sebep olmaktadır (Anık ve Vural, 1997).

#### **4.3.2.3. Kaynak hızı**

Kaynak hızı hem dikiş formunu hem de kaynak dikişinin nüfuziyetini belirlemektedir. Diğer faktörler sabit tutulduğunda yüksek hızlara nazaran düşük hızlardaki nüfuziyet daha fazladır. Düşük kaynak hızı ve yüksek olan kaynak akımında kaynak işlemi yapmak, kaynak metalinde aşırı ısınmaya sebep olmaktadır. Bunun sonucunda ise cürufaların kaynak metali içerisinden dışarı çıkamamasından dolayı esas metalin aşırı ergimesine veya dikişin görünümünün bozulmasına yol açmaktadır. Düzensiz dikişlere ise yüksek kaynak hızları kullanımı sebep olmaktadır (Tülbentçi, 1990; Cılız, 2013).

#### **4.3.2.4. Koruyucu gaz akısı**

MIG kaynağında koruyucu gaz olarak genellikle soy gazlar kullanılmaktadır. Bunlardan en yaygın kullanılanı argon, helyum veya ikisinin karışımıdır. Özellikle hafif metallerde MIG kaynağı sırasında kullanılan argon gazı yüksek saflıkta olmalıdır (%99,99). Çelik malzemelerin kaynağında ise, argon gazı, oksijen ve karbondioksit gazları karıştırılarak kullanılmaktadır. Bu karışımlarda oksijen oranı %3 ila 6, karbondioksit oranı ise %5 ila 13 arasındadır. Kaynak dikişindeki dikiş profilleri gaz karışımına bağlı olarak değişmektedir. Gaz karışımında oksijenin bulunması, ergimiş yüzeylerin yüzeye kolayca tutunmasını, arkın kararlılığını arttırmakta ve gözenekliliği azaltmaktadır. Gaz akışının aşırı yüksek oluşu türbülansa yol açmaktadır ve koruyucu gazın havayla karışmasına sebep olmaktadır. Bu nedenle kaynak kalitesi yetersiz akışla aynı şekilde olmaktadır. (Anık, 1983; Oğuz 1985; Tülbentçi ve Kaluç, 2001; Cılız, 2013).

## 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 5.1. Deneysel Yöntem

Malzemelerin alaşımlandırılmasında çeşitli alaşımlandırma elementleri kullanılmaktadır. Bunun sonucu olarak gerek mekanik özelliklerin artması gerekse malzemelerin mukavemetinin artması hedeflenmektedir. Alaşım elementlerinin miktarına bağlı olarak çeliğin maliyeti de değişmektedir. Çok küçük miktarlardaki bor ilavesi mekanik özellikleri önemli derecede arttırmaktadır. Ancak yarı mamül parçaların kaynaklı bağlantılarında bazı olumsuzluklar meydana gelmektedir.

Bu çalışmada yüksek aşınma dayanımından dolayı abrasif aşınmaya maruz parçaların yapıldığı borla alaşımlandırılmış Dillidur 400 çeliği ve kaynak yapılabilirliği iyi olan Weldox 690 çeliği incelenmiştir. Birbirine paralel olarak yapılan kaynak işlemi farklı ısı girdilerinde yapılmıştır. Bir kez ısıdan etkilenen ve ikinci kez ısıdan etkilenen bölgelerin mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır.

### 5.2. Numunelerin Hazırlanması

Çalışmada yurtiçi firmalardan temin edilen işlemsiz Weldox690 çeliği ve Dillidur 400 çeliği kullanılmış olup, gaz altı kaynak yöntemiyle yan yana iki kaynak pasosu atılacaktır. Kaynak ısı girdisi olarak aynı akım şiddeti kullanılmış ancak 5 farklı kaynak hızı (30cm/dk, 45cm/dk, 60cm/dk, 90cm/dk, 110cm/dk) belirlenmiştir. Kaynak hızlarına bağlı olarak ısı girdileri değişmektedir. Değişen ısı girdilerine göre numunelerin içyapı ve mikro sertlik özellikleri karşılaştırılacaktır.

Tablo 5.1. *Dillidur 400 çeliğinin kimyasal bileşimi(%)*

C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	V	Nb	B
0,2	0,5	1,8	0,025	0,01	0,5	0,8	1,5	0,08	0,05	0,005

Tablo 5.2. *Weldox 690 çeliğinin kimyasal bileşimi(%)*

C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	V	Nb	B	Cu	Ti
0,2	0,6	1,6	0,02	0,01	0,7	2,0	0,7	0,09	0,04	0,005	0,3	0,04

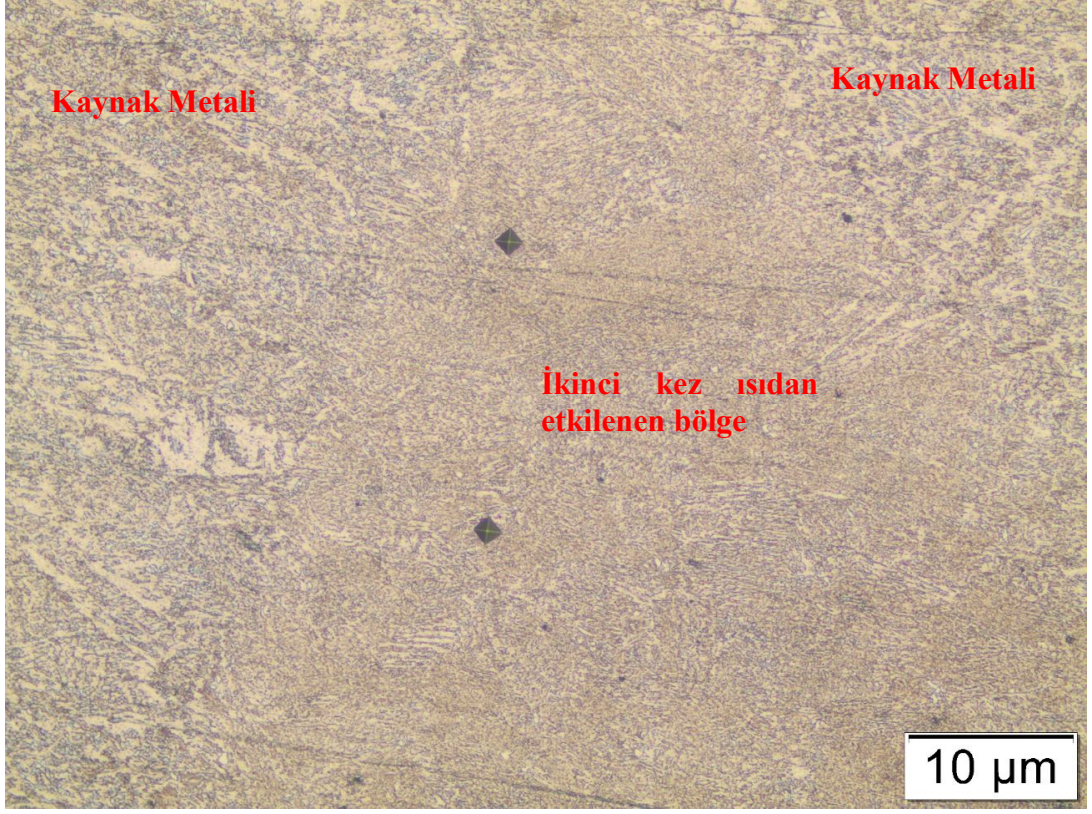
### 5.3. Mikroyapı İncelemesi

Çalışmada yeniden ısıdan etkilenen bölge ve ısıdan etkilenen bölgelerin karşılaştırılması mümkün olup, bor karbür çökmesine karşın mikro yapı ve faz bileşimi incelemesi, taramalı elektron mikroskobu (SEM), X ışını enerji dağılım spektrometresi (EDS), optikmikroskop (OM) ile yapılmıştır.

Numuneler bakalite alınmış ve sırasıyla kaba ve ince zımparalama kademelerinden geçirilerek zımparalanmış, daha sonra sırasıyla 3 ve 1 mikronluk elmas solüsyonlar kullanılarak parlatılmıştır. Numunelerin dağlanmasında ise %5'lik Nital çözeltisi kullanılmıştır. Kaynak bölgeleri optik mikroskopi ve SEM için hazır hale getirilmiştir. SEM analizleri için ise FEI QUANTA 250 FEG marka SEM cihazı kullanılmıştır. SEM ile birlikte, kaynak bölgesindeki ve ısıdan etkilenen bölgelerdeki bor karbür çökelmeleri ve oluşması muhtemel fazlar için EDS analizleri de yapılmıştır. Sertlik ölçümleri SHIMADZU HVM-2 model dijital mikrosertlik cihazı ile ölçülmüştür.

### 5.4. Sertlik Deneyi

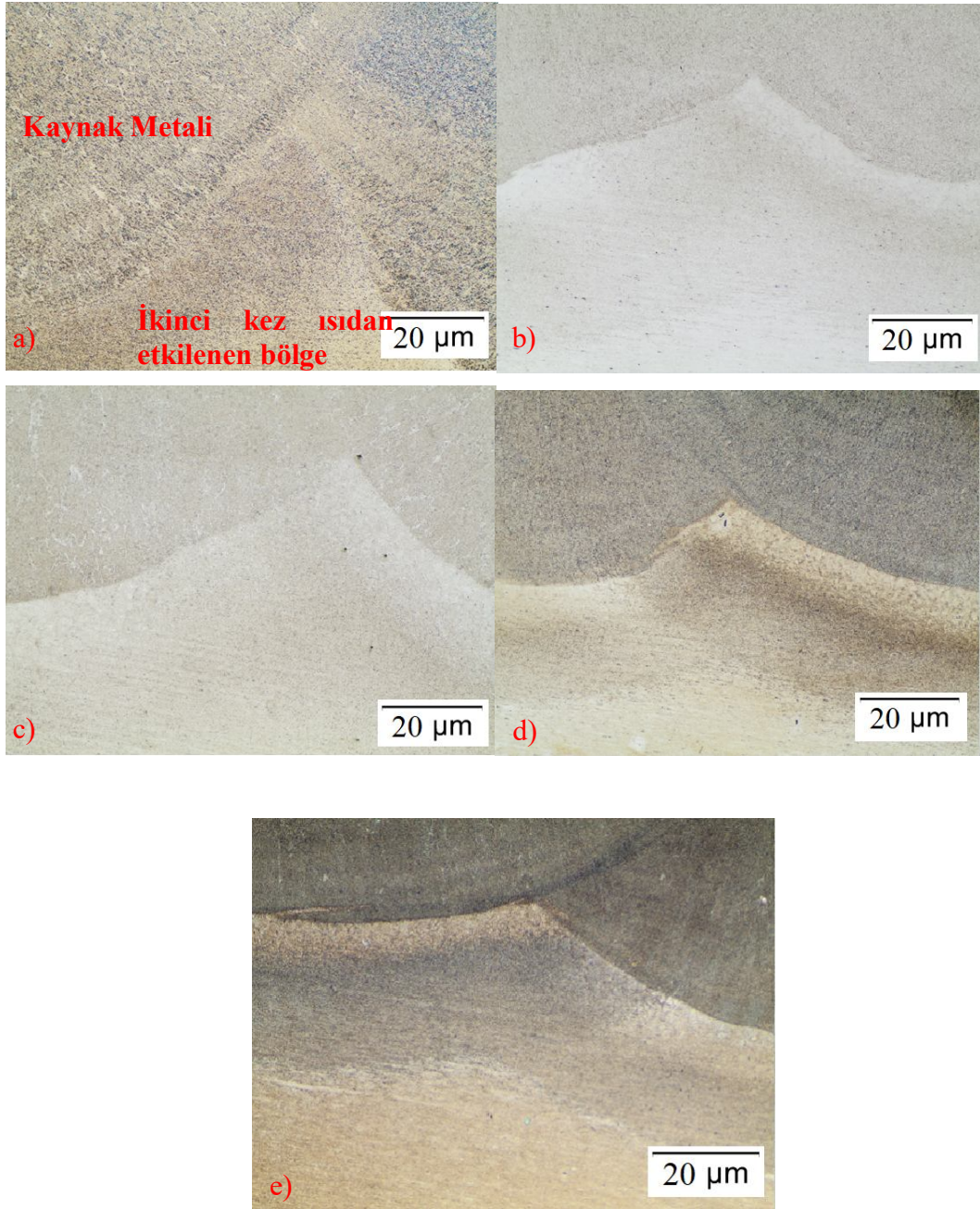
Sertlik ölçümü öncesi numune yüzeyleri zımparalama ve parlatma işlemlerine tutulmuştur. Kaynak bölgelerinin sertlikleri Shimadzu HVM-2 model mikrosertlik cihazı ile ölçülmüştür. Sertlikler 500 gr yükte ve 15 sn sürede ITAB tan başlayarak esas metale doğru alınmıştır. Bir kez ısıdan etkilenen bölge ve iki kez ısıdan etkilenen bölgedeki sertlikler alınmış ve kaynak hızına bağlı grafikler çizilerek değerlendirme yapılmıştır. Ölçüm aralıkları 0,25mm olacak şekilde yapılmıştır. Şekil 5.1'de iki kez ısıdan etkilenen bölgede alınan sertlik örneği gösterilmiştir.



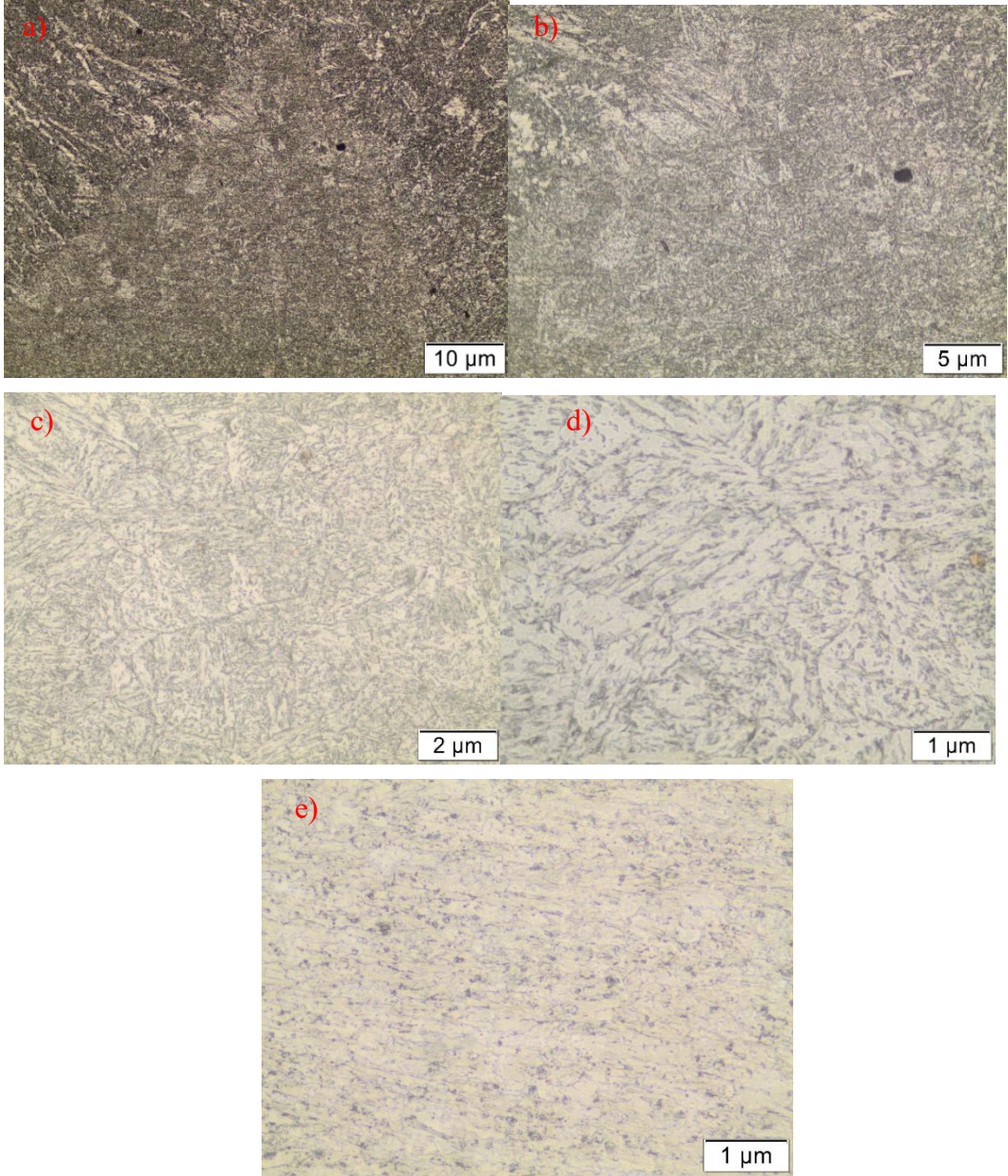
Şekil 5.1. İki kez ısıdan etkilenen bölgedeki sertlik değeri

## 6. BULGULAR VE TARTIŞMA

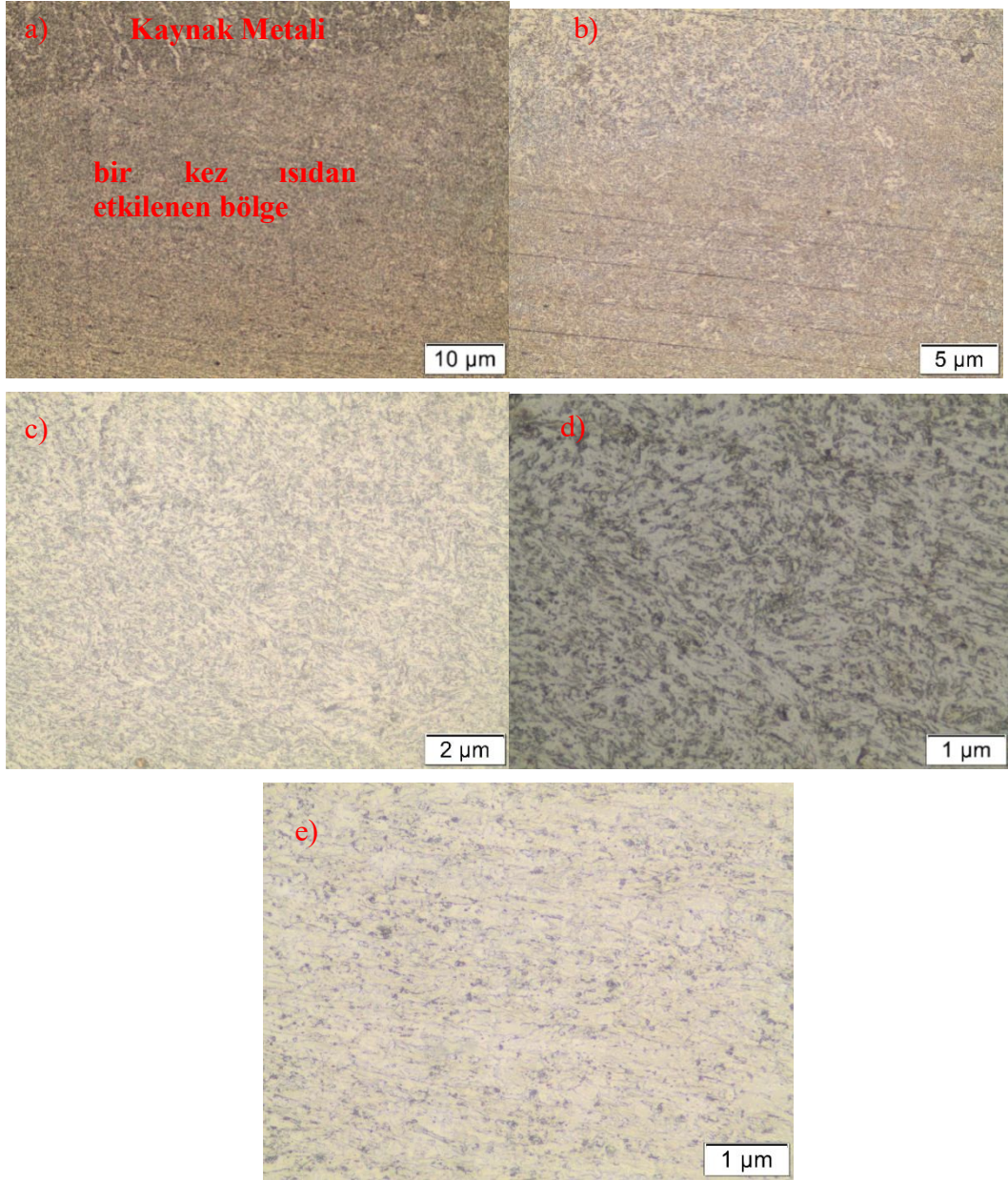
### 6.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları



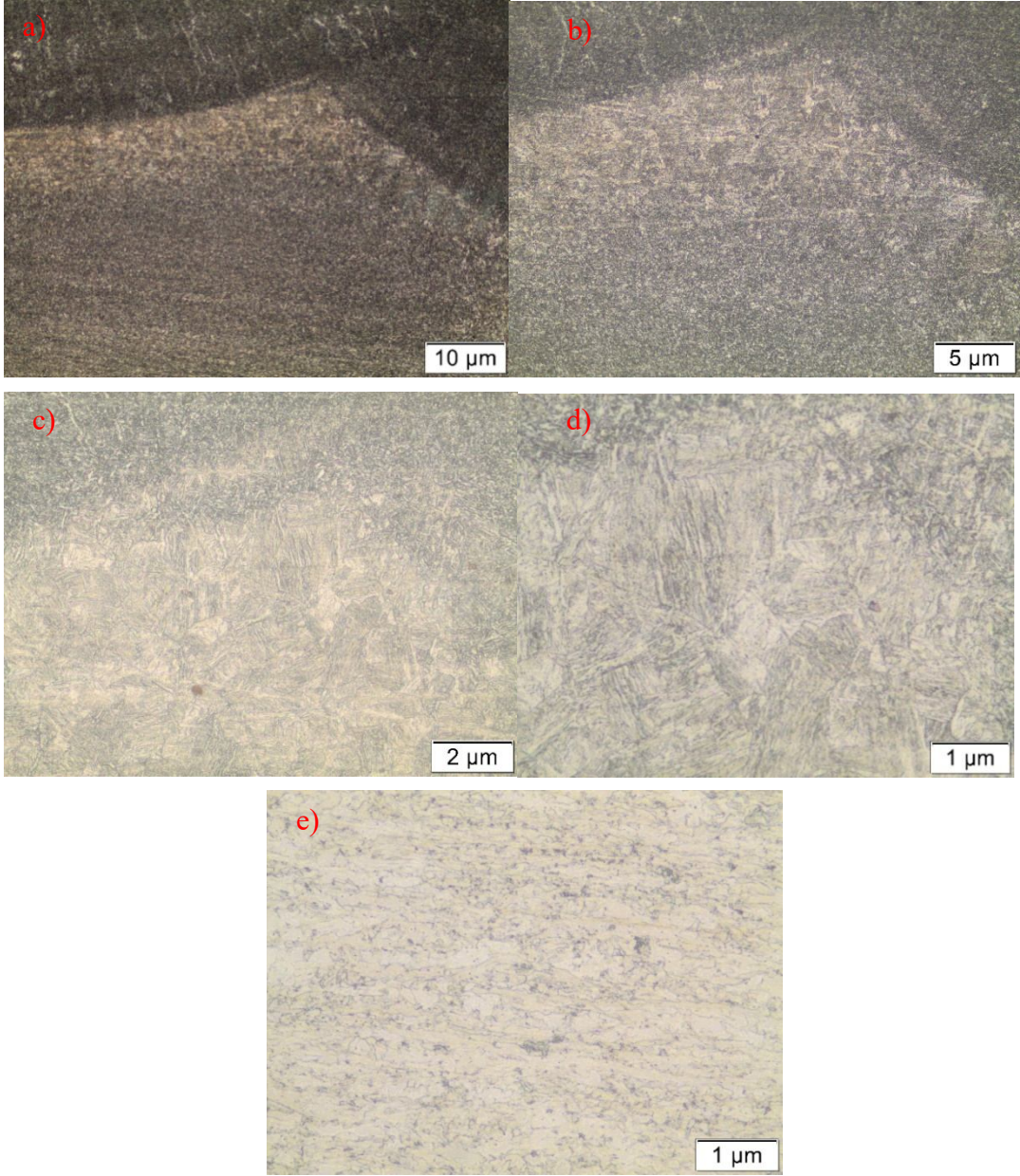
Şekil 6.1. Weldox 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı a) 30cm/dk b) 45cm/dk c) 60cm/dk d) 90cm/dk e) 110cm/dk (50x)



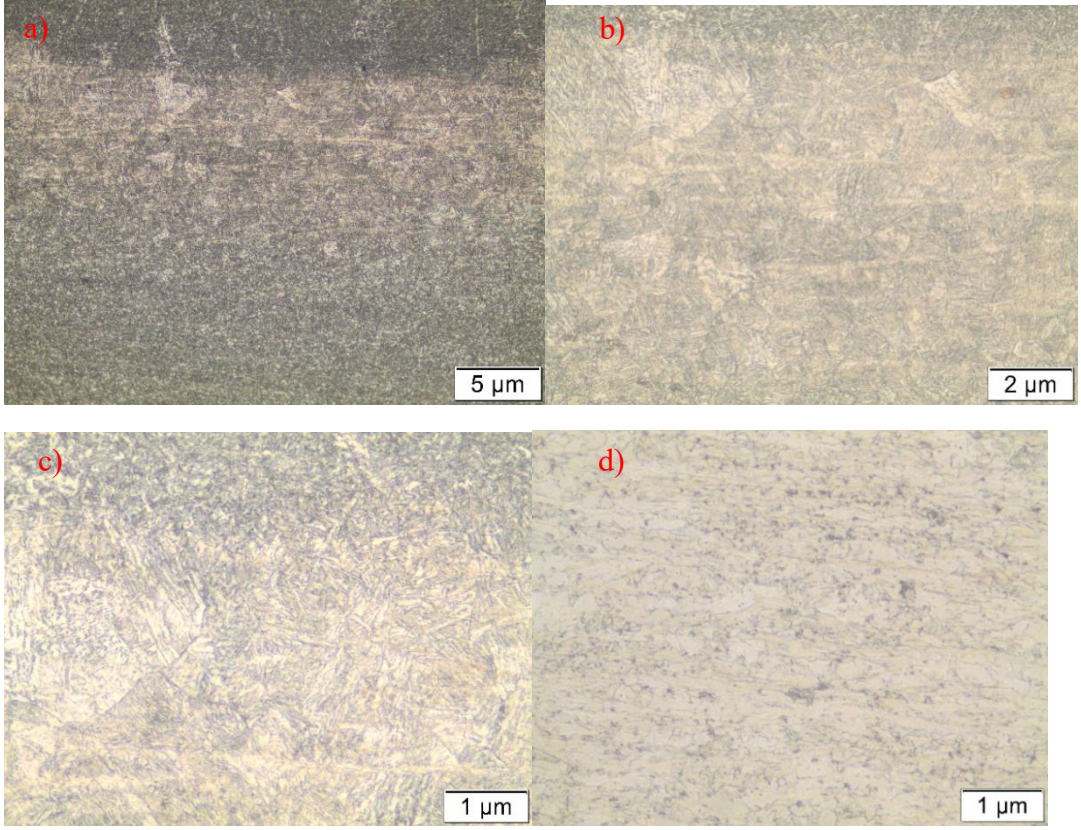
Şekil 6.2. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e)1000x esas metal



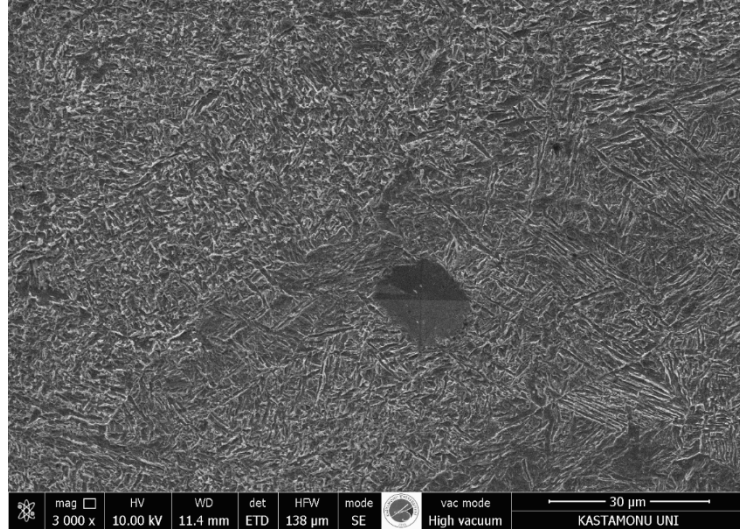
Şekil 6.3. Weldox 690 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e)1000x esas metal



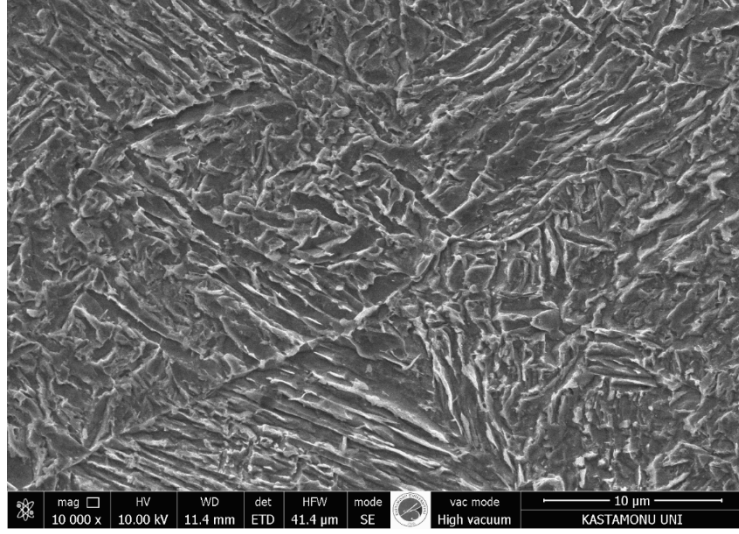
Şekil 6.4. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e)1000x esas metal



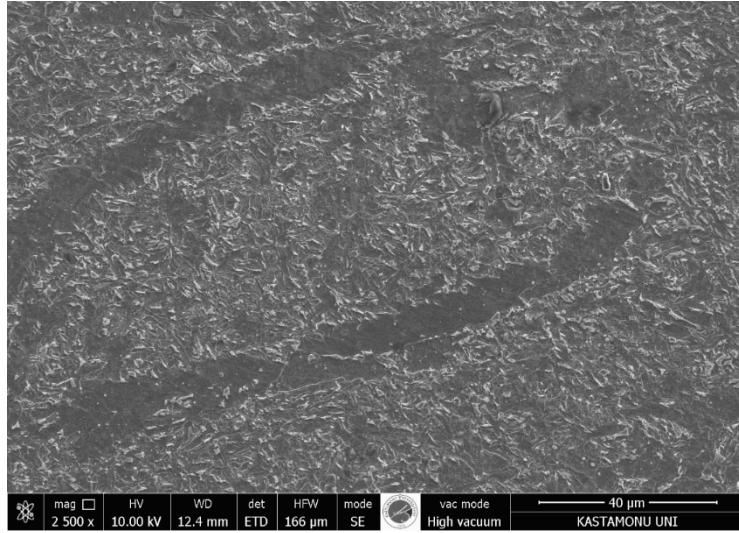
Şekil 6.5. Weldoks 690 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a)200x b)500x c)1000x d)1000x esas metal



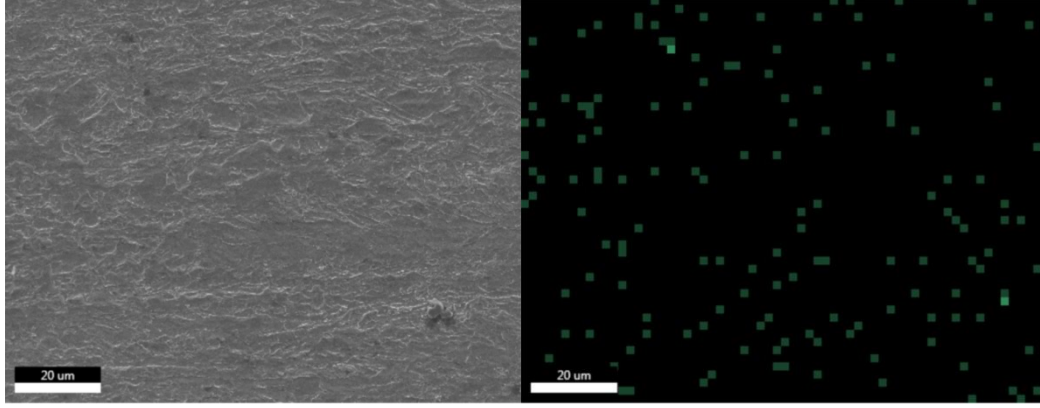
Şekil 6.6. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk)



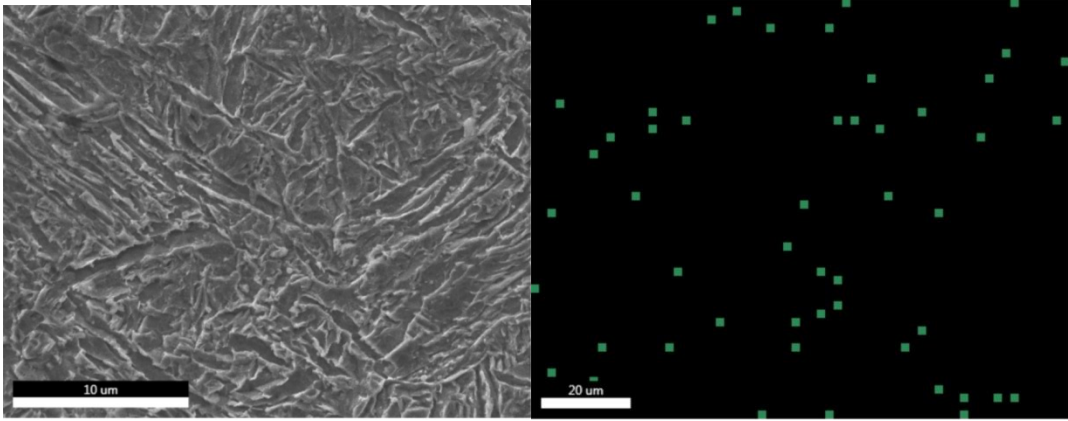
Şekil 6.7. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk)



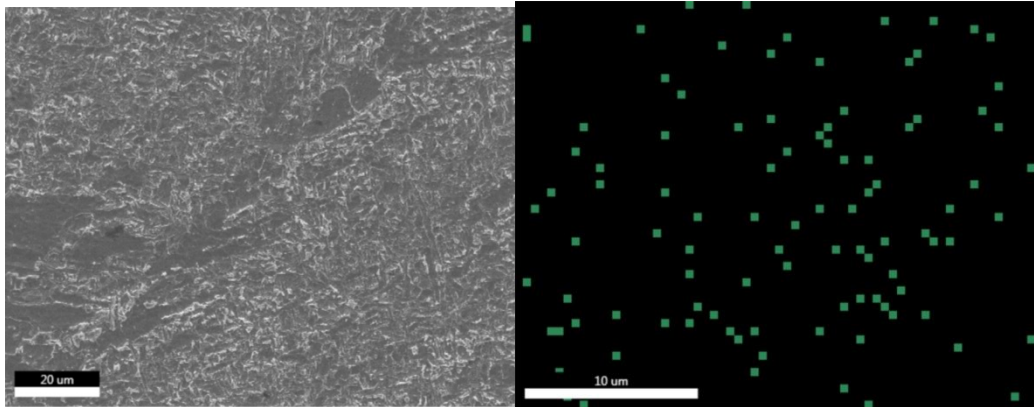
Şekil 6.8. Weldoks 690 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:110cm/dk)



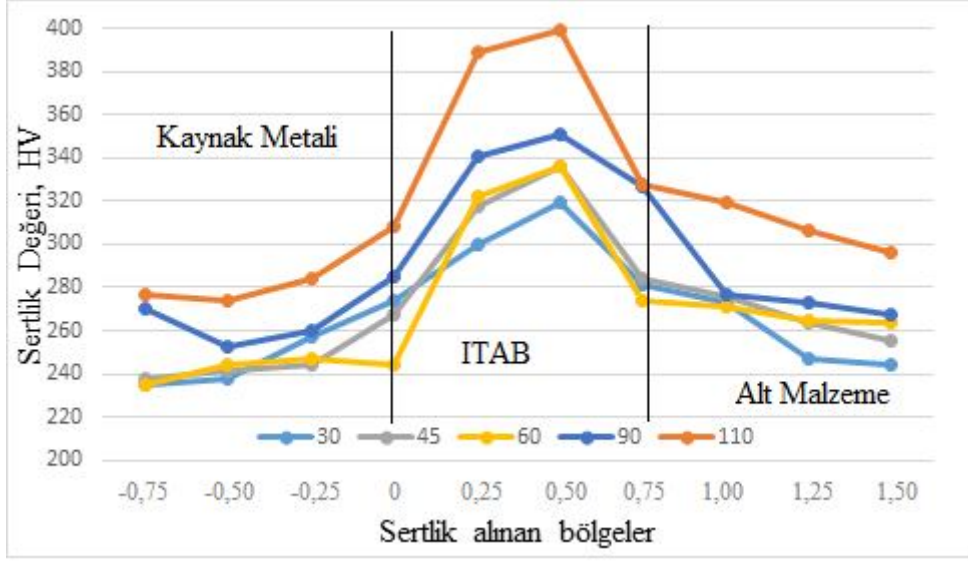
Şekil 6.9. Weldox 690 çeliği esas malzeme sem görüntüsü ve mapping analizi



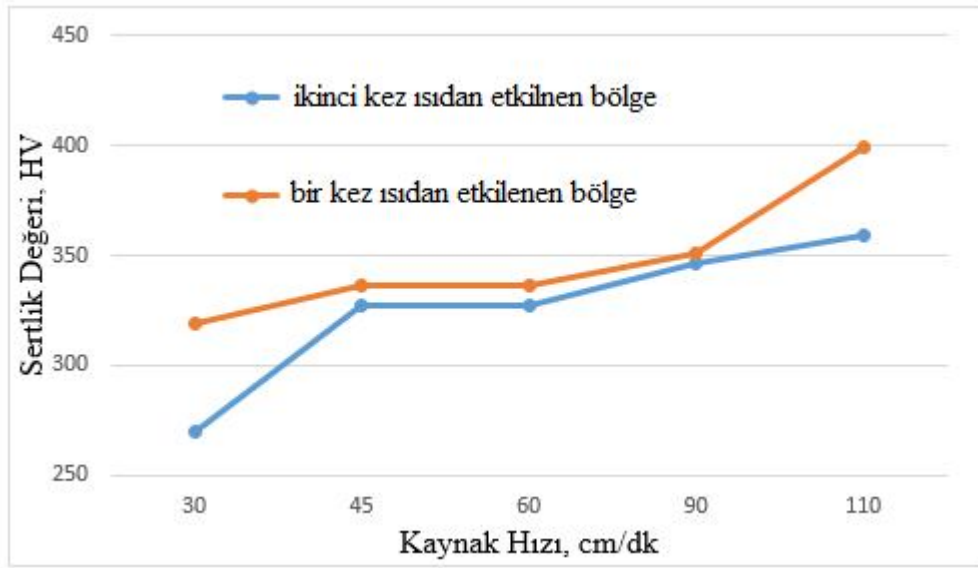
Şekil 6.10. Weldox 690 çeliği 30 cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi



Şekil 6.11. Weldox 690 çeliği 110 cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi



Şekil 6.12. Weldox 690 çeliğinin kaynak hızlarına göre sertliklerinin değişimi



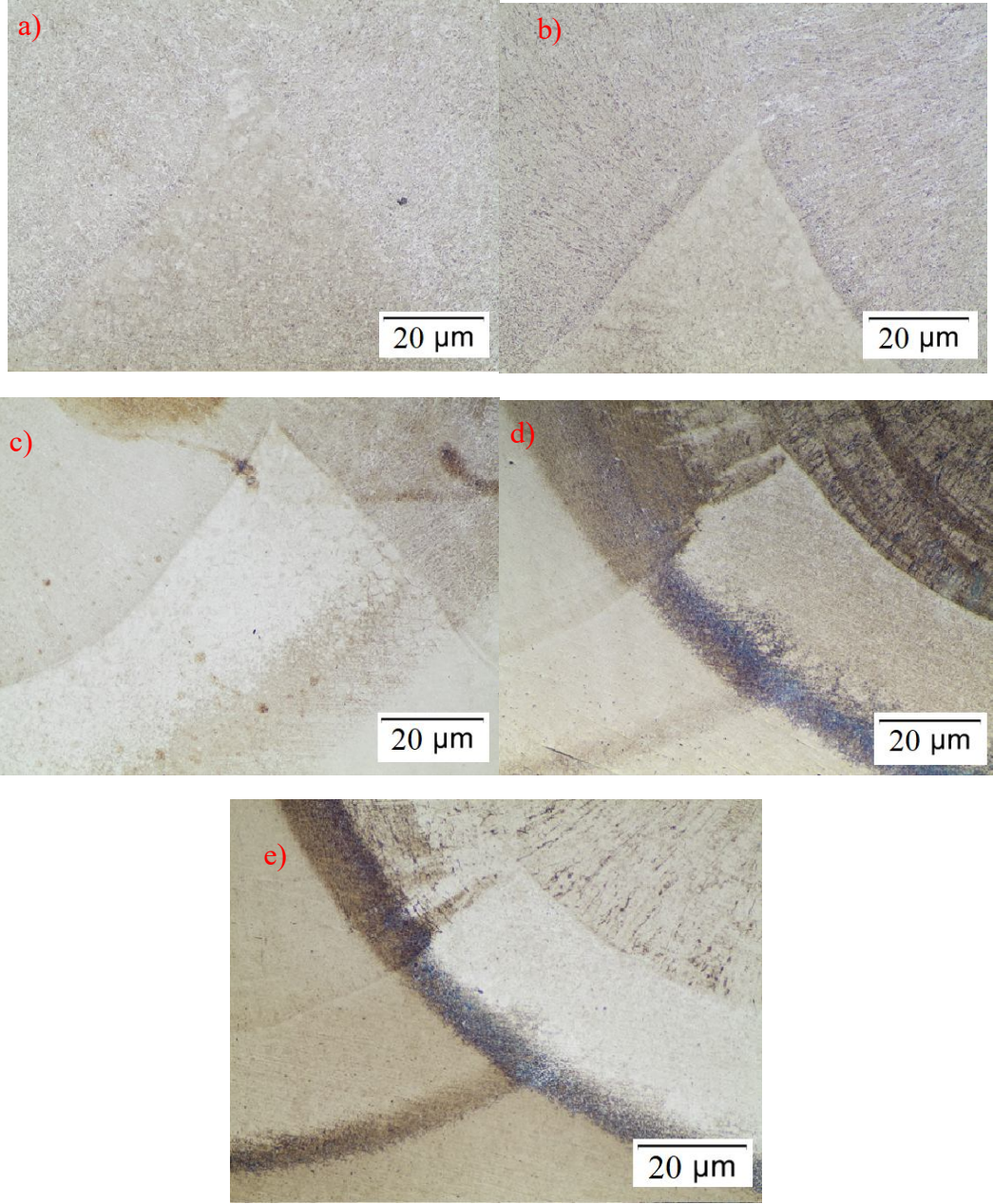
Şekil 6.13. Weldox 690 çeliğinin kaynak hızlarına göre maksimum sertliklerinin değişimi

Yukarıda ki Şekil 6.1-6.5 arasında weldoks 690 çeliğinin 30 cm/dk, 45cm/dk, 60 cm/dk, 90 cm/dk ve 110 cm/dk kaynak hızında farklı ısı girdilerinde mikro yapı özellikleri verilmiştir. Yüksek ısı girdisinde yeniden ısıdan etkilenen bölgede bor karbür ( $B_4C$ ) tanelerinin tane sınırlarında çökme eğiliminin arttığı, yeniden ısıdan etkilenen bölgede sertliğin azaldığı görülmektedir.  $B_4C$  tanelerinin yeniden ısıdan etkilenen bölgedeki çökmesi bu bölgedeki sertliğin bir kez ısıdan etkilenen ITAB 'daki sertliğe göre daha düşük olduğu görülmektedir. Bu sertliklerin azalması ve tane

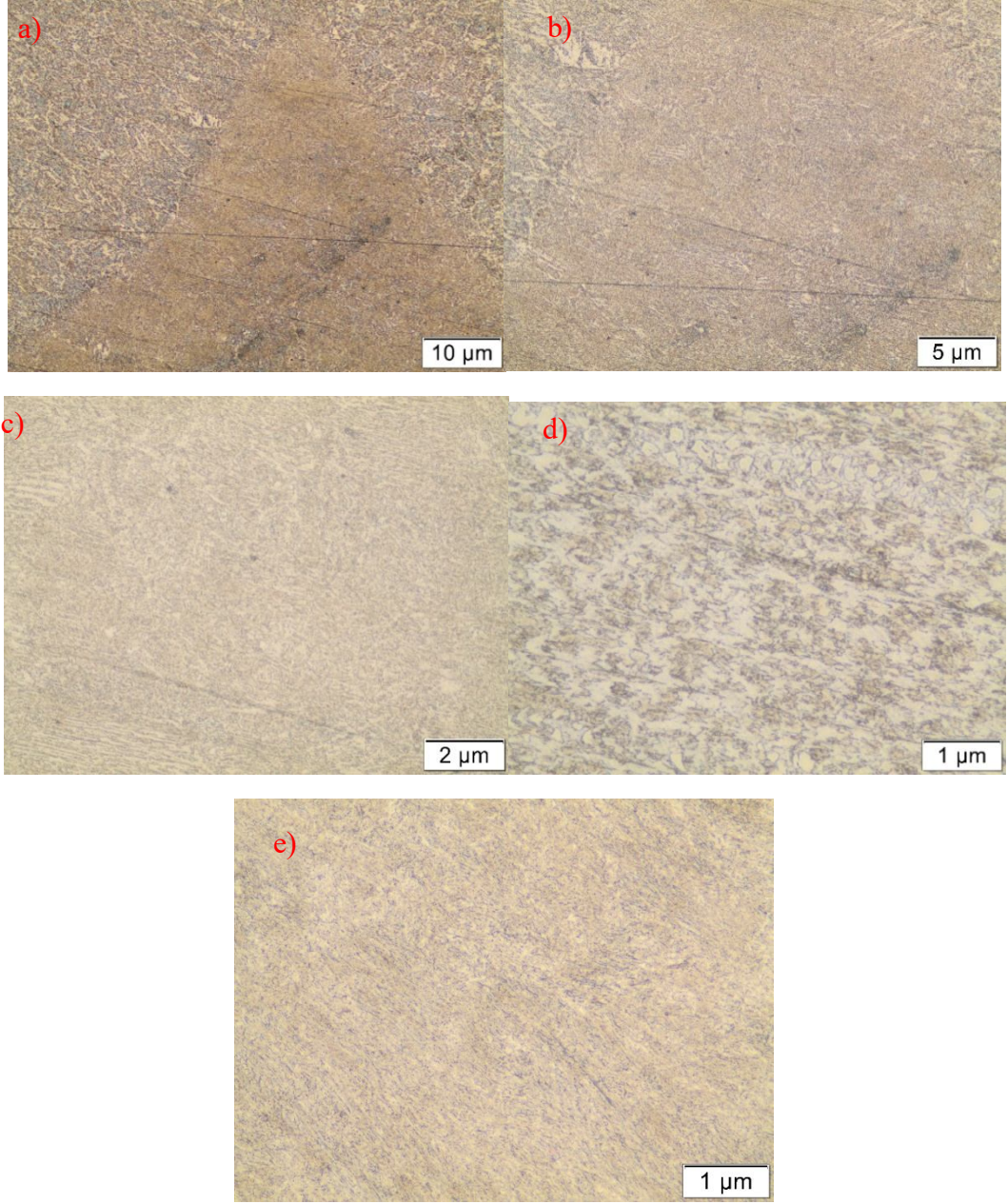
sınırlarındaki bor karbür çökmesi çeliğin bor ile alaşımlandırılmasıyla elde edilen iyileşmeyi olumsuz yönde etkilemektedir.

Düşük ısı girdisi ile yapılan kaynak işleminde hızlı soğuma neticesinde bor karbürlerin tane sınırlarında çökmesi için süre azaldığından daha homojene yakın bir dağılım gösterdiği tane sınırlarındaki çökmenin azaldığı görülmektedir.

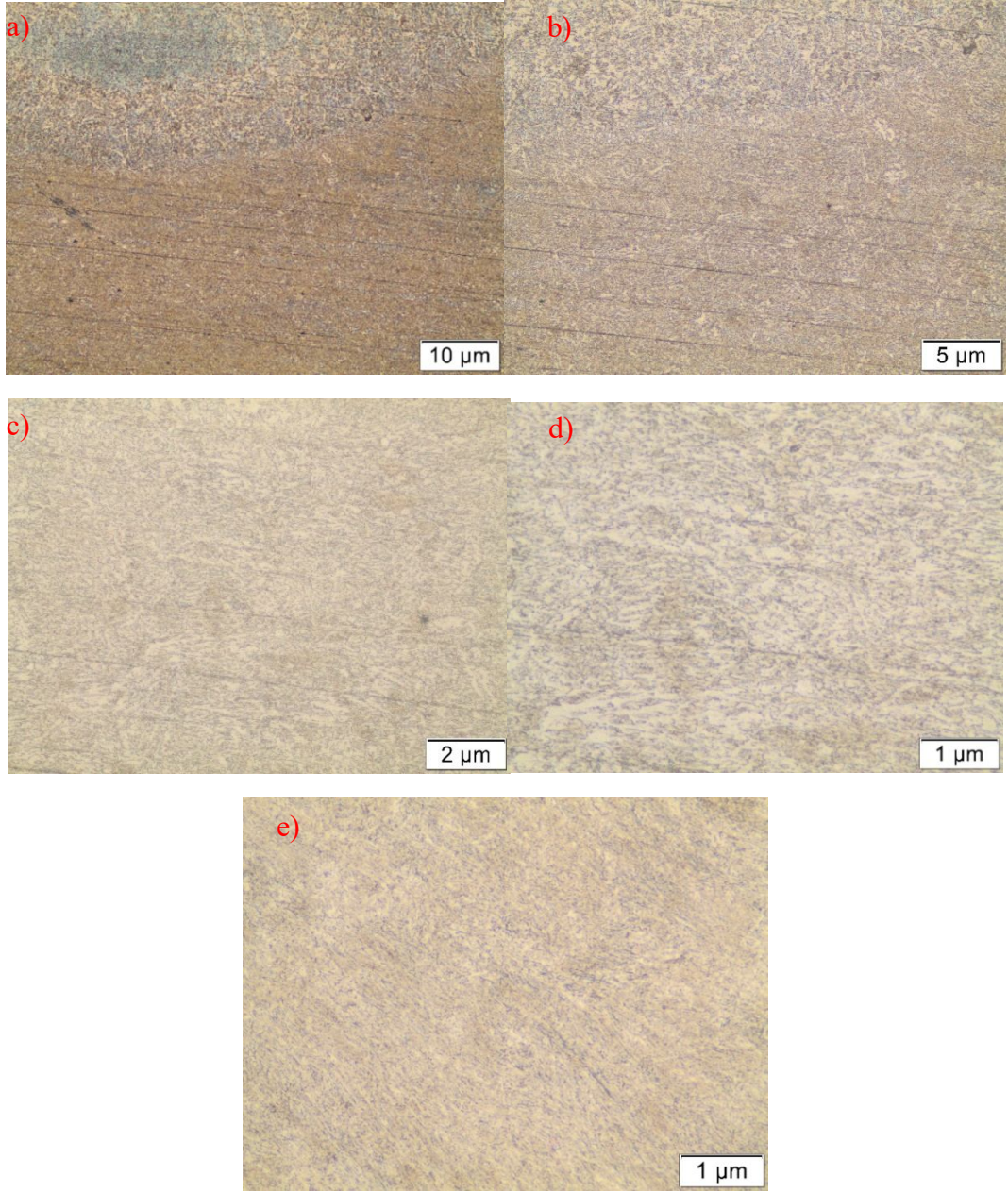
Düşük ısı girdisi ile yapılan kaynaktaki borun yapıdaki dağılımının daha uygun olduğu görülmektedir. Bu nedenle elde edilen mekanik özelliklerin değişimi yüksek ısı girdisi ile yapılan kaynaktaki yeniden ısıdan etkilenen bölgeye göre daha az olduğu söylenebilir.



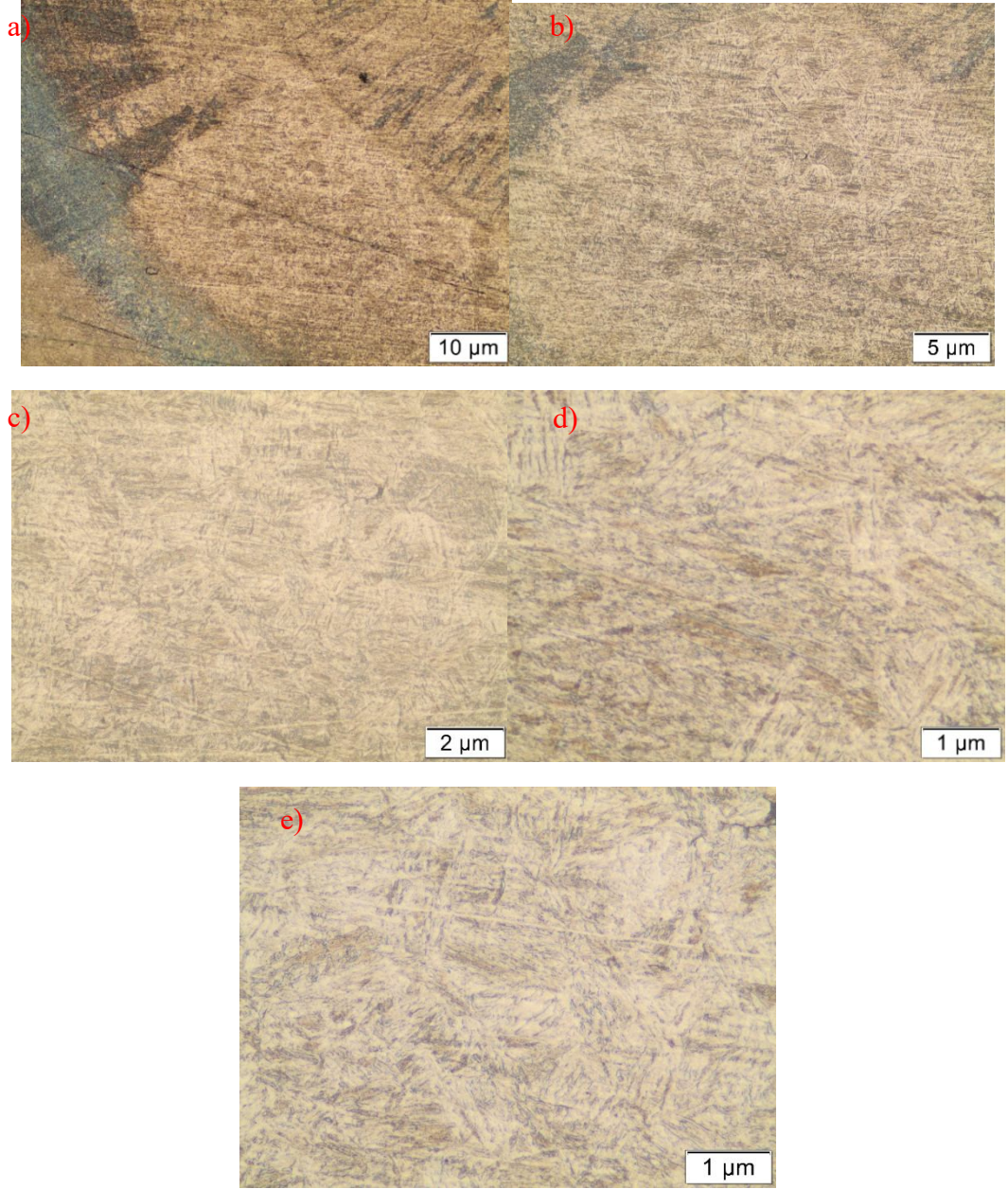
Şekil 6.14. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı a) 30cm/dk b) 45cm/dk c) 60cm/dk d) 90cm/dk e) 110cm/dk (50x)



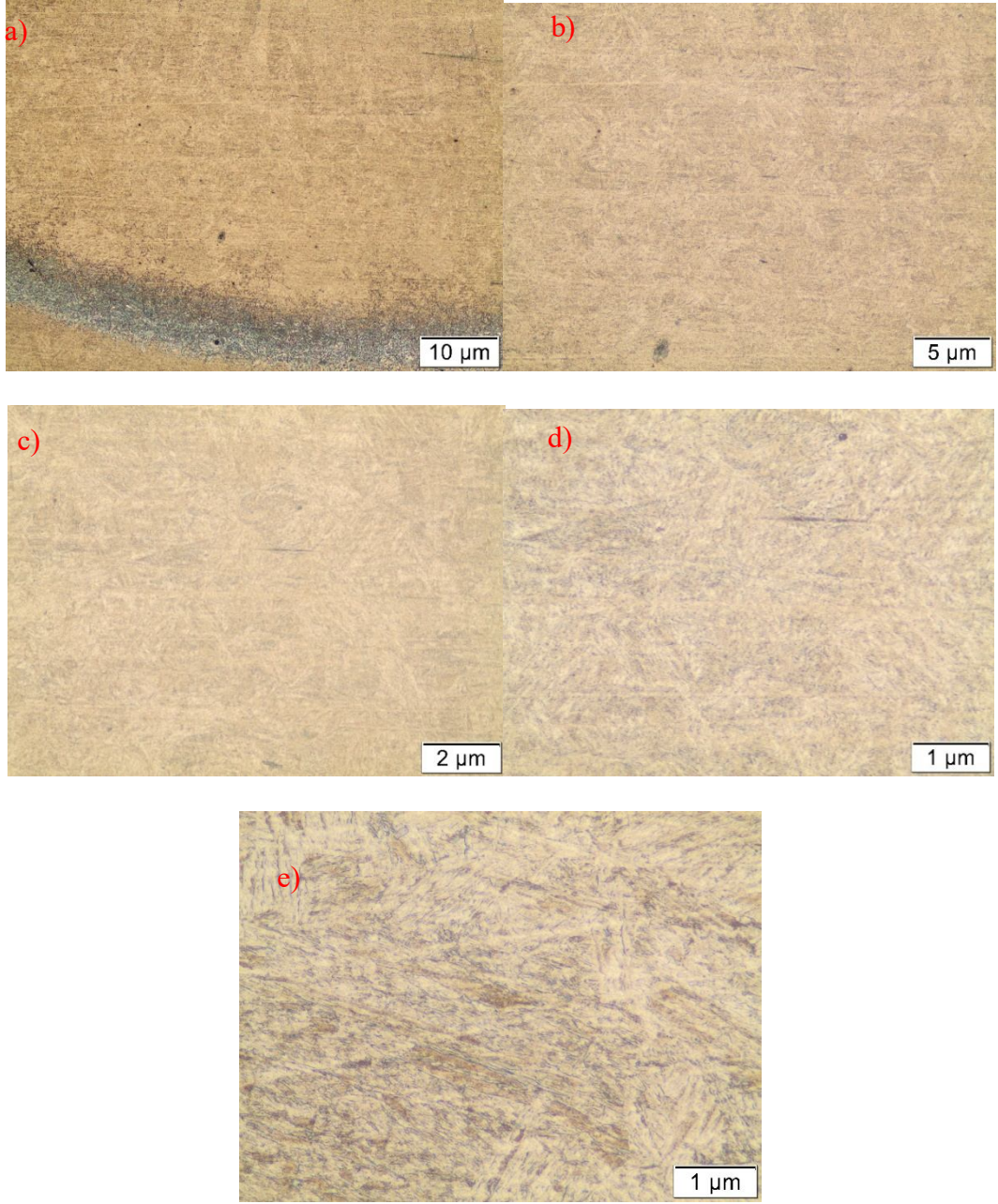
Şekil 6.15. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e) 1000x esas metal



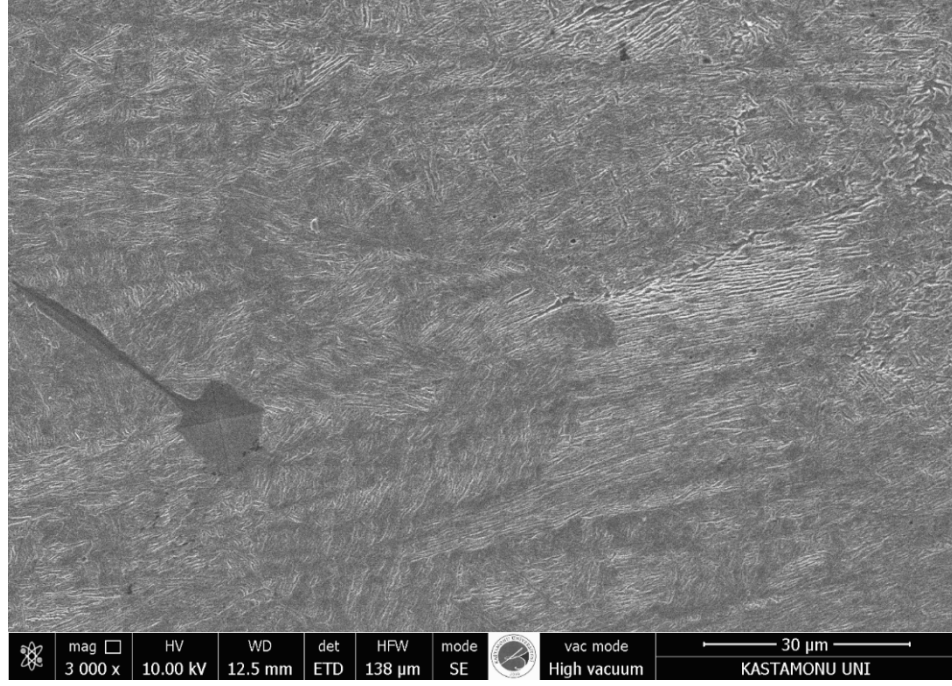
Şekil 6.16. Dillidur 400 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:30cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e) 1000x esas metal



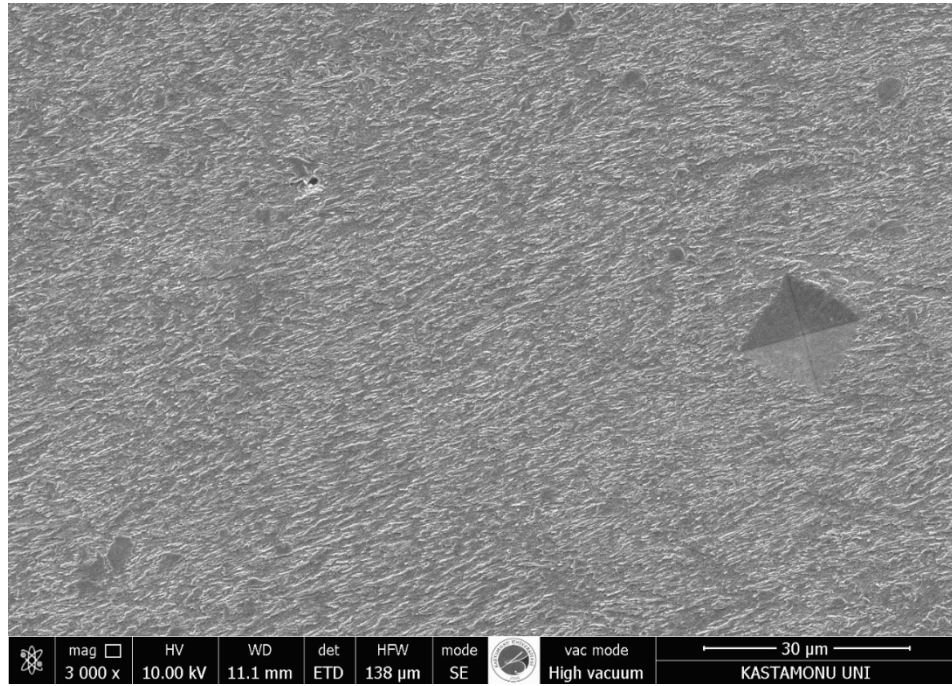
Şekil 6.17. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a)100x b)200x c)500x d)1000x e) 1000x esas metal



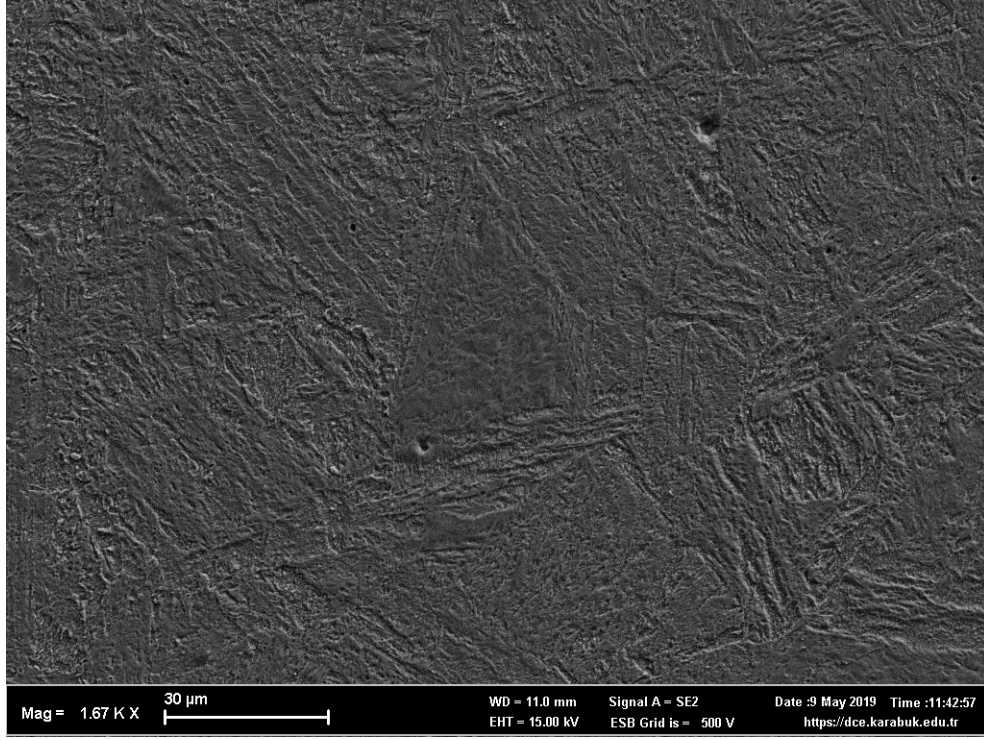
Şekil 6.18. Dillidur 400 çeliğinde bir kez ısıdan etkilenen bölgenin içyapısı (kaynak hızı:110cm/dk) a) 100x b) 200x c) 500x d) 1000x e) 1000x esas metal



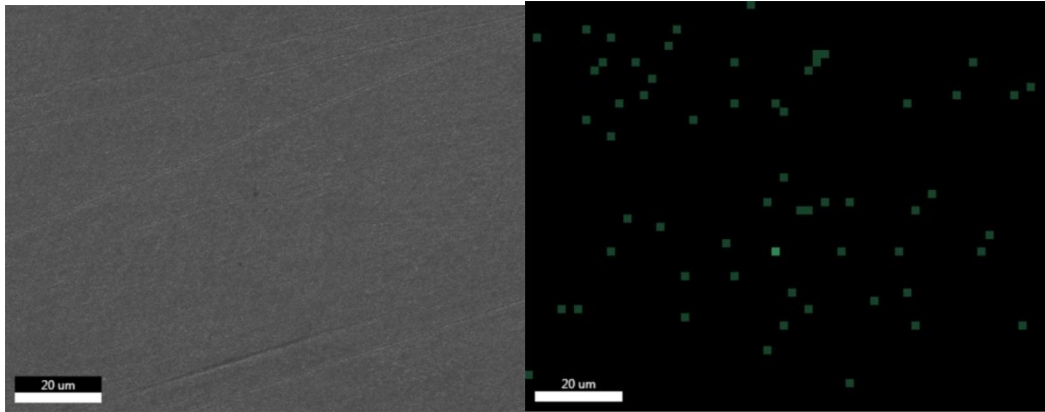
Şekil 6.19. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk)



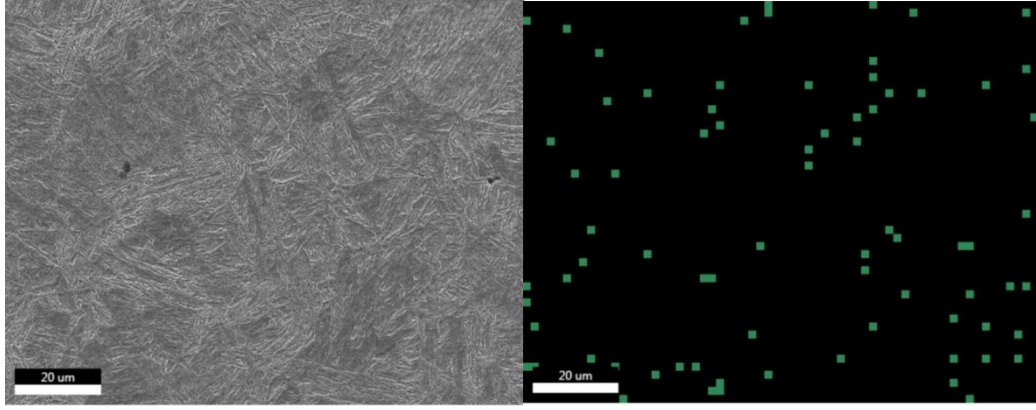
Şekil 6.20. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:110cm/dk)



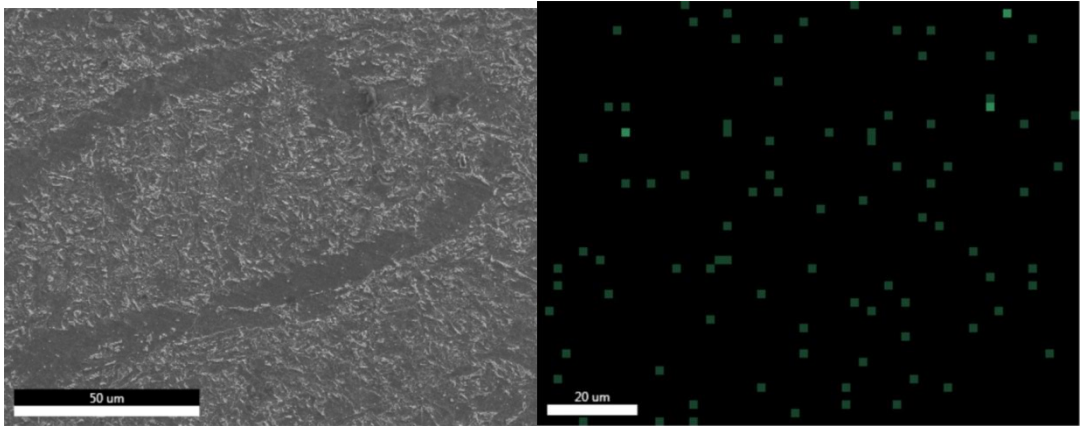
Şekil 6.21. Dillidur 400 çeliğinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgenin SEM görüntüsü (kaynak hızı:30cm/dk)



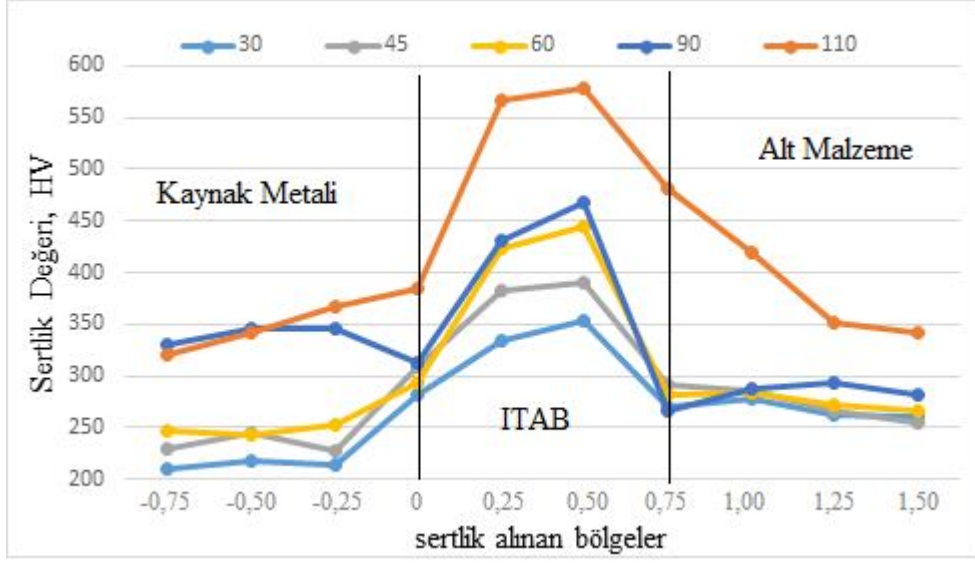
Şekil 6.22. Dillidur 400 çeliği esas malzeme sem görüntüsü ve mapping analizi



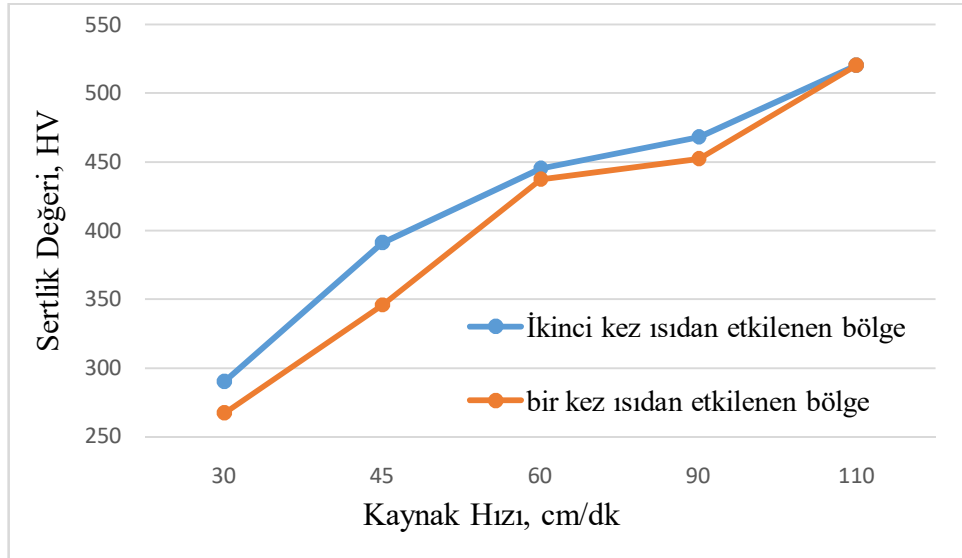
Şekil 6.23. Dillidur 400 çeliği 30cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi



Şekil 6.24. Dillidur 400 çeliği 110cm/dk kaynak hızında iki kez ısıdan etkilenen bölgenin sem görüntüsü ve mapping analizi



Şekil 6.25. Dillidur 400 çeliğinin 30, 45, 60, 90, 110 cm/dk kaynak hızlarındaki sertlikleri



Şekil 6.26. Dillidur 400 çeliğinin 30, 45, 60, 90, 10 cm/dk kaynak hızlarındaki ısı girdilerinin sertlik değerleri

## 7. SONUÇLAR

Weldox 690 markası ile ülkemizde satılan bor ile alaşımlandırılmış yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliğin farklı kaynak ısı girdilerinde yapılan kaynak işlemlerinde;

Artan ısı girdisine bağlı olarak ikinci kez ısıdan etkilenen bölgede tane sınırlarında bor ve bor karbür çökmesinin artan ısı girdisine (aynı akım ve gerilimde düşük hızlardaki kaynağında) bağlı olarak arttığı görülmüştür. Borun karbür bileşimi oluşturarak tane sınırlarında çökmesi, bor ile alaşımlandırmanın kazandırmış olduğu avantajları ortadan kaldırmaktadır. Yüksek ısı girdilerinde tane sınırlarında çökmenin arttığı, ikinci kez yeniden ısıdan etkilenen bölgede sertliğin bir kez ısıdan etkilenen bölgeye göre azaldığı tespit edilmiştir. Yapılan SEM incelemesi ve mapping analizinde artan ısı girdisi (düşük kaynak hızı) soğuma hızı yavaşladığından çökme için gerekli zaman daha fazladır. Bor ile alaşımlandırılmış yapı çeliklerinde düşük ısı girdisi bor bileşiklerinin çökmesi için yeterli zaman bırakmadığından dağılım yüksek ısı girdisi ile mukayese edildiğinde üniforma yakın bir dağılım izlenmiştir.

Aşınmaya dayanıklı sert bir yapıda 400brinell sertlikteki Dillidur 400 bor ile alaşımlandırılmış çelikte ise weldox 690'a benzer şekilde artan ısı girdisinin ikinci kez ısıdan etkilenen bölgede tane sınırlarında bor karbür çökmesini artırdığı, buna bağlı olarak sertliğin azaldığı görülmüştür. Yapılan Sem analizi ve mapping analizlerinde artan ısı girdisinin çökelmeyi artırdığı, tane sınırlarında çökmenin yoğunlaştığı ve bu dar bölgede sertliği 300 brinell sertliğe kadar azaldığı belirlenmiştir. Aşınmaya dayanıklı yapıdaki Dillidur 400 çeliğindeki bu sertlik azalması bu bölgenin aşınmaya karşı olan direncinde zayıflamayı da beraberinde getirmektedir. 150 Amper ve 23 voltluk kaynak geriliminde yapılan kaynak işleminde 45 cm/dakikalık kaynak hızlarında ikinci kez ısıdan etkilenen bölgede sertliği 400 brinell düzeyinde olduğu ve bu sertliğin de esas metalin sertlik değerine yakın bir değer olduğu görülmüştür.

Ostenit sıcaklığından hızlı bir şekilde soğutulan dillidur400 çeliğinin ikinci kez ısıdan etkilenen bölgedeki aşırı sertlik oluşumunun ve/veya sertlik kaybının kaynak ısı girdisi ile dengelenebileceği görülmüştür. Düşük ısı girdilerinde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgede aşırı sertlik artışı söz konusuysen, yüksek ısı girdilerinde bu bölgede yumuşama görülmektedir.

Borla alaşımlandırılmış çeliklerde ikinci kez ısıdan etkilenen bölgedeki bor çökelmelerinin önlenmesi için düşük ısı girdisi önemli bir parametredir. Bununla birlikte aşırı düşük ısı girdisi kaynaktaki ısıdan etkilenen bölgede aşırı sertleşmeye neden olmaktadır. Bor ile alaşımlandırılmış çeliklerde kaynak ısı girdisi ile ikinci kez ısıdan etkilenen bölgedeki bor çökelmeleri önlenebilmektedir.

## 8. ÖNERİLER

Bu çalışmadan elde edilen sonuçların ışığında 6 mm kalınlıktaki Weldom 690 ve 10 mm kalınlıktaki Dillidur 400 çelikleri incelenmiştir. Akma dayanımı daha yüksek olan borla alaşımlandırılmış yüksek mukavemetli düşük alaşımlı yapı çelikleri ve daha yüksek sertlik değerine sahip borla alaşımlandırılmış çelikler için de benzer çalışmalar yapılabilir.

Kaynak robotları kullanılarak V kaynak ağızı açılan parçalarda standart numuneler üretilebilir ve birleşme sonucunda kaynak edilebilirlik kriterleri araştırılabilir.

## KAYNAKLAR

- Akın, A., (2015). Gazaltı Kaynak Parametrelerinin Kaynak Mukavemetine Etkilerinin Araştırılması, Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya
- Anık, S. (1972). Kaynak Tekniği –Tozaltı ve Koruyucu Gaz Kaynak Usulleri-Cilt2. İstanbul: İTÜ Yayını.
- Anık, S. (1983). Kaynak Teknolojisi El Kitabı. Ergör Matbaası.
- Anık, S. (1991). Mikro alaşımlı Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti, Türk Loydu Vakfı, Seri Konferanslar V. İstanbul
- Anık, S., Anık, E.S. & Vural, M. (1993). 1000 soruda kaynak teknolojisi el kitabı Cilt II, Birsen yayınevi, İstanbul.
- Anık, S. & Vural, M., (1997), Gazaltı Ark Kaynağı (TIG-MIG-MAG), Gedik Eğitim Vakfı Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü Yayın No:3, İstanbul, Türkiye, 15-237
- Armanfar, A., (2018). Investigation On The Effect Of Heat Affected Zones Overlapping In Multipass Tig Welding Of Austenetic Stainless Steel Pipes. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul
- Aslanlar, S., (2009), Elektrik Ark Kaynak Teknolojisi ve Uygulamaları.
- Cılız, Ö. M., (2013). Gazaltı Kaynak Yönteminin Akustik Olarak İncelenmesi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Devletian, J. H., (1976). Borocarbide precipitation in the HAZ of boronsteel welds. *Welding Research Supplement*, 55, 5s-12s.
- Eryürek, İ.B., (2003) Gazaltı Kaynağı, İTÜ Makine Fakültesi Makine Malzemesi ve İmalat Teknolojisi, 2, 5-6.
- Eski, E., (2000). Kaynak ısı girdisinin soğuk şekillendirilmiş S700MC çeliğinin mekanik özelliklerine etkisi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul
- Frydman, S., & Pękalski, G. (2008). Structure and hardness changes in welded joints of Hardox steels. *Archives of civil and mechanical engineering*, 8(4), 15-27.
- Kou, S., (2003)., *Welding Metallurgy*, John Wiley&Sons, New Jersey.
- Lachowicz, M., & Nosko, W. (2010). Spawanie stali konstrukcyjnej Weldox 700. *Przegląd Spawalnictwa*, 82(1), 13-18.

Oğuz, B., (1990). Karbonlu Çeliklerin Kaynağı, Erdini matbaası, İstanbul

Tülbentçi, K., (1990). MIG-MAG Ergiyen Elektrod ile Gazaltı Kaynağı, Gedik Holding Yayınları, İstanbul.

Tülbentçi, K. & Kaluç, E., (2001). Gaz Ergitme Kaynağı ve Oksijen İle Kesme TMMOB Makine Mühendisleri Odası, Ankara.

## ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Erfain TEKİN  
Doğum Yeri ve Yılı : Çatalzeytin - 1962  
Medeni Hali : Evli  
Yabancı Dili : İngilizce  
E-posta : erfaintekin@hotmail.com



### **Eğitim Durumu**

Lise : Karabük Demir Çelik Lisesi (1979)  
Lisans : Hacettepe Üniversitesi Zonguldak Mühendislik Fakültesi  
Makina Mühendisliği Bölümü (1983)