

**CrMo ÇELİKLERİNİN KAYNAKLI  
BAĞLANTILARININ MİKROYAPI VE MEKANİK  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**2012  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
METAL EĞİTİMİ**

**Semih GÜNDOĞDU**

**CrMo ÇELİKLERİNİN KAYNAKLI BAĞLANTILARININ MİKROYAPI VE  
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Semih GÜNDOĞDU**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metal Eğitimi Anabilim Dalında  
Yüksek Lisans Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK**

**Ekim 2012**

Semih GÜNDOĞDU tarafından hazırlanan “CrMo ÇELİKLERİNİN KAYNAKLI BAĞLANTILARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Mustafa ACARER

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 02/ 10/ 2012

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Mustafa ACARER (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Mustafa AYDIN (DPÜ)

...../...../2012

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Semih GÜNDOĞDU

## ÖZET

**Yüksek Lisans Tezi**

### **CrMo ÇELİKLERİNİN KAYNAKLI BAĞLANTILARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Semih GÜNDOĞDU**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Metal Eğitimi Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Prof. Dr. Mustafa ACARER**

**Ekim 2012, 52 sayfa**

Bu çalışmada 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo içeren çeliklerin ve kaynak metalinin farklı ısıl işlem koşullarına bağlı olarak mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Çalışmada 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo çeliği, kaynak metali ve kaynaklı bağlantıları, 660°C ve 700°C de 2 saat gerilim giderme ısıl işlemine tabi tutularak havada soğutularak farklı mikro yapılara sahip numuneler üretilmiştir. 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynaklı bağlantılarının farklı ısıl işlem koşullarının mekanik özelliklerine davranışının etkisini belirlemek amacıyla numuneler mikrosertlik, çekme deneyi ve darbe çentik deneylerine tabi tutulmuşlardır. Ayrıca darbe çentik deneyi sonrası kırık yüzeylerin SEM görüntüleri incelenmiştir.

**Anahtar Kelimeler** : CrMo çeliği, mekanik özellikler.

**Bilim Kodu** : 710.3.019

## **ABSTRACT**

**M.Sc. Thesis**

### **CrMo STEELS WELDING JOINT MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL BEHAVIOR INVESTIGATION**

**Semih GÜNDOĞDU**

**Karabük University  
Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Department of Metal Education**

**Thesis Advisor:**

**Prof. Dr. Mustafa ACARER**

**October 2012, 52 pages**

In this study, microstructure and mechanical properties of steel which included 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo and weld metal on different heat treatment process condition was investigated. 2,25Cr-1Mo and 1Cr-0,5Mo steel, weld metal and weld joints was exposed to stress revealing heat treatment in 2 hours at 660°C and 700°C. Samples which have different microstructure were produced by cooling in air. 2,25Cr-1Mo and 1Cr-0,5Mo weld joints were examined to determine the effect of mechanical properties on different heat treatment process condition. Microhardness, tensile, impact notch experiments were carried out. However, SEM were examined on samples after impact notch experiment were done.

**Keywords** : CrMo steel, mechanical.

**Science Code** : 710.18.019

## TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Mustafa ACARER 'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Sevgili aileme manevi yardımlarını esirgemedен yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL .....	ii
ÖZET .....	iv
ABSTRACT .....	vi
TEŞEKKÜR .....	vi
İÇİNDEKİLER .....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xii
BÖLÜM 1. ....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2. ....	3
YÜKSEK SICAKLIK ÇELİĞİ .....	3
2.1.PASLANMAZ ÇELİKLER .....	3
2.1.1.Ferritik Paslanmaz Çelikler .....	4
2.1.2. Östenitik Paslanmaz Çelikler .....	5
2.2. YÜKSEK SICAKLIK CrMo ÇELİKLERİ .....	5
2.3. CrMo ÇELİK ÇEŞİTLERİ .....	5
2.3.1. 0,5 Mo Çeliği .....	6
2.3.2. 1Cr-0,5Mo Çeliği .....	6
2.3.3. 2,25Cr-1Mo Çeliği .....	6
2.3.4. %5,7 ve %9Cr'lu Çelikler .....	6
2.3.5. Cr-Mo-V Çelikleri .....	6
2.3.6. Modifiye Edilmiş Cr-Mo-V Çelikleri .....	7
2.4. KROM-MOLİBDEN ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ .....	7
2.5. ÇÖKELME SERTLEŞTİRMESİ .....	13
2.6. CrMo ÇELİKLERİNDEKİ ÇÖKELTİLER .....	17



	<b><u>Sayfa</u></b>
2.6.1. Karbürler.....	17
2.6.2. Krom Karbür Oluşumu.....	18
2.6.3. Sigma ( $\sigma$ ) Fazı Oluşumu .....	18
2.7. YÜKSEK SICAKLIK VE PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETİ .....	24
2.8. CrMo ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETİ.....	28
BÖLÜM 3. ....	31
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	31
3.1. ANA MALZEME VE İLAVE METAL.....	31
3.2. KAYNAKLI BAĞLANTILARIN ELDE EDİLMESİ.....	31
3.3. ISIL İŞLEMLER .....	32
3.4. MİKROYAPI İNCELEMESİ .....	33
3.5. MEKANİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ.....	33
3.5.1. Sertlik .....	33
3.5.2. Darbe Deneyi.....	33
3.5.3. Çekme Deneyi.....	34
BÖLÜM 4. ....	35
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	35
4.1. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI.....	35
4.2. SERTLİK TESTİ.....	41
4.3. ÇENTİK DARBE DENEYİ.....	42
4.4 ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI .....	45
BÖLÜM 5. ....	46
SONUÇLAR.....	46
KAYNAKLAR.....	48
ÖZGEÇMİŞ.....	52

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1. Petrokimya endüstrisinde kullanılan malzemelerin ağırlıklarına göre dağılımı .....	7
Şekil 2.2. Cr ve CrMo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra akma dayanımlarına etkisi.....	8
Şekil 2.3. Cr ve CrMo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra kırılma tokluğuna etkisi .....	8
Şekil 2.4. Cr ve Mo eklenmiş çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişimler .....	9
Şekil 2.5. Sıcaklığın etkisiyle mikroyapı değişimleri .....	10
Şekil 2.6. CrMoV çeliğinde yeniden ısıtma çatlakları a) makroyapı b) bey nitik mikroyapıda tane sınırları boyunca oluşan çatlaklar .....	12
Şekil 2.7. Aşırı doymuş katı çözeltilerin elde edilme olanakları.....	14
Şekil 2.8. Çökeltme formlarının şematik görüntüsü .....	15
Şekil 2.9. X22CrMoV 121 çeliğinde karbürlerin çökeltmesi.....	16
Şekil 2.10. X10 NiCrWTi 3615 çeliğinde intermetalik bağlantıların çökeltmesi .....	16
Şekil 2.11. X10 NiCrWTi 3615 çeliğinde intermetalik bağlantıların çökeltmesi .....	17
Şekil 2.12. Alaşım elementlerinin karbür yapma eğilimleri .....	19
Şekil 2.13. 980 °C'de yeniden östenitlenen numunelerde çökeltilerin a) ve b) karakteri ve c) kompozisyonu .....	20
Şekil 2.14. Yıllara göre değişen a) Hidrokırakır kalınlıkları ve b) Ortalama ağırlıkları .....	26
Şekil 2.15. Hidrokırakır imalatında kullanılan malzeme çeşitlerinin yıllara göre değişimi.....	27
Şekil 3.1. Kaynaklı bağlantı ve numunelerin çıkartılmasının gösterilmesi.....	33
Şekil 3.2. Darbe çentik deney numunesinin mikroyapılarının görünümü (Kaynak metali) .....	34
Şekil 3.3. Darbe çentik deney numunesinin mikroyapılarının görünümü (ITAB) .....	34
Şekil 3.4. Çekme deneyi numunesi ölçüleri .....	34
Şekil 4.1. ITAB' dan kaynak metaline geçişteki elementlerin kimyasal dağılımı.....	36
Şekil 4.2. 660 ve 700 °C'de ısıtılma işlemi gören 2,25Cr-1Mo 'li çeliğin kaynak metalinden alınan Backscatter ve MAP analizleri.....	38

**Sayfa**

Şekil 4.3. 660 ve 700 °C'de ısıtıl işlem gören 1Cr-0,5Mo 'li çeliğin kaynak metalinden alınan Backscatter ve MAP analizleri.....	39
Şekil 4.4. 2,25Cr 1Mo'li deney numunesinin mikroyapı görüntüleri a) Kaynak metalini b) ITAB c) Kaynak metalinin ITAB'a geçişi d) ITAB .....	37
Şekil 4.5. 1Cr-0,5Mo'li deney numunesinin a)Kaynak metalini b) ITAB'a geçiş c) ITAB'dan ana malzemeye geçiş d) ITAB .....	38
Şekil 4.6. 2,25Cr-1Mo içerikli deney numunelerinin sertlik değerleri .....	39
Şekil 4.7. 1Cr-0,5Mo içerikli deney numunelerinin sertlik değerleri .....	39
Şekil 4.8. Darbe çentik deneyi sonuçları. ....	40
Şekil 4.9. ITAB bölgesindeki darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri .....	40
Şekil 4.10. Kaynak bölgesindeki darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri .....	41

## ÇİZELGELER DİZİNİ

	<b><u>Sayfa</u></b>
Çizelge 2.1. Çökelmeyle sertleştirilebilen demir alaşımlar ve çökelme fazları .....	14
Çizelge 2.2. Krom karbür çökmesinin, zaman ve sıcaklığa bağlılığı.....	18
Çizelge 2.3. Sürünme dirençli CrMo çelikleri için uluslararası standartlardaki kimyasal kompozisyon ve servis sıcaklıkları .....	28
Çizelge 2.4. CrMo çelikleri için kaynak öncesi ve sonrası ideal temperleme sıcaklıkları.....	28
Çizelge 3.1. Ana malzeme ve kaynak metali kimyasal bileşimleri .....	31
Çizelge 3.2. 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak teli ile üretilen deney numunelerinin kaynak parametreleri.....	32
Çizelge 4.1. 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunelerinin çekme, akma ve uzama değerleri.....	41

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Cr	: Krom
Mo	: Molibden
V	: Vanadyum
Nb	: Niobyum
Ti	: Titanyum
Mo	: Molibden
°C	: Santigrat derece
J	: joule(enerji birimi)
mV	: Milivolt
mA	: Miliamper
Ni	: Nikel
µm	: Mikrometre

## **KISALTMALAR**

AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing and Materials
AWS	: American Welding Society
DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
EN	: Avrupa Normu
IIW-IIS	: Uluslararası Kaynak Enstitüsü
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
MIG	: Metal Inert Gas
TIG	: Tungsten Inert Gas
TS	: Türk Standardı

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Günümüzde bilim adamlarının üzerinde çalıştığı en önemli konulardan birisi de enerji ve verimliliğinin artırılmasıdır. Enerji santralleri de en önemli enerji üretim sistemleridir. Bu tesislerin verimli ve uzun ömürlü olması ise üretim ve iletim hatlarında kullanılacak olan malzeme ve bunları birbirine bağlayan kaynaklı bağlantıların güvenilirliğidir. Enerji santrallerinde bir malzemenin güvenli bir şekilde kullanımı için, malzeme belirli bir ömre sahip ve ortam koşullarına uygun olmalıdır.

Enerji santralleri ve petrokimya endüstrisi için yüksek kaliteli malzemeler kullanılsa da sürünme ve yorulma ve bunun gibi durumlara bağlı olarak metalurjik bozulmanın farklı formları yüksek sıcaklıkta uzun süreli operasyonlar sırasında parçaları ve bileşenleri etkileyebilir. Buhar türbinleri, enerji santralleri ve petrokimya tesislerinin ömrünü uzatmak ve yüksek güvenilirliği garanti altına almak ömür değerlendirme teknolojisi, planlanmış tamir faaliyetleri, dönüşüm, modifikasyon yapma ve sabit bir güç kaynağı elde etmek için yapı bileşenlerinin geliştirilmesi gerekmektedir.

Petrol rafineleri, kimya endüstrisi ve elektrik güç üretim istasyonlarının imalatında Krom-Molibden alaşım (Cr-Mo) çelikler kullanılmaktadır. Petrol endüstrisinde kullanılan 2,25Cr-1Mo-V çeliği yüksek sıcaklık ve basınç altında çalışmaktadır. Düşük termal genişleme katsayısına sahip bu çelikler, yüksek sıcaklık ve basınç altında çalışacak daha yüksek sürünme ve korozyon direnci için tasarlanır. Bu çeliklerin özellikleri Cr, Mo ve Ti ve Nb gibi güçlü karbür yapıcı elementlerin ilavesi ile kontrol edilir. Bütün metalik malzemelerde olduğu gibi, uzun süre servis sıcaklığında gerilmeye maruz kalması ile Cr-Mo çeliklerin mekanik özellikleri bozunma sergiler. Yüksek sıcaklık uygulamalarındaki bu çeliklerin özelliklerindeki ana bozunma sebebi sürünme deformasyonu ile ilişkilidir.

Günümüze kadar bu çeliklerden imal edilmiş ve halen kullanılmakta olan tesislerde karşılaşılan en önemli problemler ise, temper gevrekliği, yeniden ısıtma çatlağı, korozyon, oksidasyon, sülfürleşme, hidrojen atağı ve özellikle son yıllarda yapılan çalışmalarda karşılaşılan Tip IV hasarı (Type IV failure) olarak sıralanır. Malzemenin mikroyapısı ve bileşenleri malzemenin mekanik özelliklerini özellikle sürünme, yüksek sıcaklıkta çekme ve darbe dayanımını ve kaynak kabiliyetini etkilemektedir.

Literatürde, CrMo çeliklerinin ve kaynaklı bağlantılarının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine birçok çalışma mevcuttur. Bu çalışmada, petrol endüstrisinde, özellikle hidrokrakır tesislerin imalatında kullanılan 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo çeliğinin ve kaynaklı bağlantılarının mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi incelenecektir.

Bu çalışma, daha sonra yapılacak olan özellikle ömür tayini konusundaki çalışmalara ışık tutacaktır. Bu çalışma ile ayrıca, ülkemizde kaynak alanında faaliyet gösteren firmalarla, 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo çeliklerini üreten ve kullanan firmalara edinilen bilgi ve deneyimler aktararak bu alanda uluslararası piyasada rekabet gücünün artırılması amaçlanmaktadır. Bu çalışma endüstriyel ölçekte oluşturacağı katma değer yanında, bilimsel açıdan da önemli sonuçları olacaktır.

Bu çalışmada 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo içeren çeliklerin ve kaynak metalinin farklı ısıl işlem koşullarına bağlı olarak farklı mikroyapıya sahip olmaları sağlanmış ve bu farklı mikroyapıların bu malzeme ve kaynak metalinin mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir.



## BÖLÜM 2

### YÜKSEK SICAKLIK ÇELİKLERİ

Sıcağa dayanıklı çelik olarak, genellikle 400 °C `nin üzerinde kullanılan alaşımsız ve alaşımlı çelikler anlaşılır. Tüm sıcağa dayanıklı malzemeler içerisinde, daha fazla kullanım alanına sahip olduklarından ve büyük ölçüde standartlaştırıldıkları için, sıcağa dayanıklı çelikler düşük sıcaklıkta kullanılan diğer malzemelere nazaran daha fazla önem taşır. Sıcağa dayanıklı çelikleri, alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikler, sıcağa dayanıklı krom çelikleri ve yüksek sıcaklığa dayanıklı östenitik çelikler olarak, üç ana gruba ayırmak mümkündür. Böylece, bu amaçla kullanılacak çelik türlerinin alaşım tipleri hakkında da sınıflandırma yapılmış olmaktadır [1].

#### 2.1. PASLANMAZ ÇELİKLER

Paslanmaz çelikler 20. yy başında başlıca kimya endüstrisinde yüksek korozyon dayanımı gerektiren uygulamalar için üretilmiştir. Yıllar boyunca çeşitli ortamlara dayanabilmesi için 100'den fazla çeşit paslanmaz çelik ortaya çıkmıştır.

Paslanmaz çelikler bileşimlerinde en az %10,5 krom içeren, çelik alaşımlarıdır. Değişik kimyasal bileşimleri sayesinde, alaşımsız çeliklere kıyasla korozyona karşı önemli ve farklı dayanıklılıklar gösterirler. Alaşımdaki Cr çeliği paslanmaz yapar ve miktarı yükseltilecek korozyon dayanımı artırılabilir. Üstün korozyon dayanımını yüzeye kuvvetle tutunmuş, yoğun sünek çok ince oksit tabakası sağlar. Bu ince tabaka uygun koşullar altında kendini yenileme özelliğine sahiptir.

İçeriğindeki Ni çoğunlukla çeliğin sünekliğini ve kolay şekillenebilmesini sağlar. Cr miktarının artırılmasının yanı sıra Ni ve Mo, Cu, Ti, N, Al gibi elementlerin ilavesiyle dayanıklılık özellikleri artırılıp, her türlü ihtiyaca uygun malzeme üretilmesi sağlanmaktadır.

Paslanmaz çelikler 4 ana grupta toplanır;

- Östenitik.
- Ferritik.
- Ferritik-Östenitik (Dublek).
- Martenzitik.

Paslanmaz çelikler diğer çelikler ile karşılaştırıldıklarında, mükemmel korozyon dayanımları yanında değişik mekanik özelliklere sahip türlerinin bulunması, düşük ve yüksek sıcaklıklarda kullanılabilmeleri, uzun ömürlü olmaları, kolay şekillendirilebilmeleri, estetik görünümleri, zahmetsiz temizlenebilmeleri dolayısıyla hijyenik olmaları, geri dönüşümlü ve çevre dostu olmaları sebebi ile tercih edilmektedirler [1-2].

### **2.1.1. Ferritik Paslanmaz Çelikler**

Ferritik paslanmaz çelikler, içeriğindeki alaşım elementlerinin özellikle karbonun miktarına bağlı olarak % 16-30 Cr içerirler, manyetikler, soğuk veya sıcak olarak haddelenebilirler.

Ferritik paslanmaz çelikler oda sıcaklığında ferrit yapıdadır. Bu alaşımlar oda sıcaklığında manyetik ve bu özelliklerini Curie sıcaklığına (768 °C) kadar korurlar. Bu gruptaki paslanmaz çelikler % 12-30 Cr içerir. Nikel ihtiva etmezler. Ayrıca karbon oranı % 0,02 ile 0,12 gibi çok düşük değerdedir. % 12 Cr'lu ferritik paslanmaz çelikler; düşük maliyette üretim ve iyi korozyon direnci sağlar. Bu çeliklerde ferriti tamamen kararlı hale getirebilmek için yeterli miktarda krom ve diğer alaşım elementlerine ihtiyaç vardır.  $\gamma$  (Gama) bölgesini genişlettiği düşünülen karbonun çok düşük oranlarda tutulması gerekir. Bu sayede yüksek tokluk ve çekilebilirlik korunurken, östenit dönüşümü de engellenmiş olur. Isıl işlem görmüş paslanmaz çelikler çok taneli ve tek fazlı bir mikroyapıya sahiptir. Çekilebilirliğe ve tokluğa etki eden zararlı fazların oluşumunu engellemek için alaşımlandırılmış ferritik tanelerin yüksek sıcaklıkta (1100 °C'de) homojenleştirme ısıl işlemi gördükten sonra hızlı soğutulmaları gerekir.

Krom oranı % 20'den daha fazla olan ferritik paslanmaz çelikler 550 °C ve 850 °C arasındaki sıcaklıklarda uzun süre tavlandıklarında sigma ( $\sigma$ ) fazı oluşur. Yüksek sıcaklıktaki uygulama sırasında ortaya çıkan bu durum, çeliğin sertliğini artırdığı için bazen yararlı olabilir, ancak gevrekleşmeye neden olduğu ve korozyon direncini azalttığı için genellikle istenmez [2].

### **2.1.2. Östenitik Paslanmaz Çelikler**

%16-25 Cr ve %20'ye kadar Ni içeren yüzey merkezli kübik (ymk) kristal yapısına sahip çelikler östenitik paslanmaz çeliklerdir. 18 Cr / 8 Ni' li östenitik çeliklerin ve bunların türevlerinin erime sıcaklıkları içerdikleri karbon miktarına göre 1400 ile 1430 °C arasında değişir. Bazı elementler eklenmesiyle bu sıcaklık düşürülebilir. Östenitik içyapı dönüşüm göstermediği için normalleştirme ve sertleştirme ısı işlemi uygulanamaz. Kromun ferrit yapıcı etkisi östenit yapıcı alaşım elementleri katılarak giderilir. Östenit yapıcı temel element nikeldir. Sertlik, sadece soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Manyetik olmayan bu tür paslanmaz çelikler AISI 3XX serisi içinde gruplandırılmalarının yanı sıra DIN 17440, EU 88, EU 95 ve TS 2535'e göre yüksek alaşımlı çelikler halinde olduğu gibi simgelenirler [1].

### **2.2. YÜKSEK SICAKLIK Cr-Mo ÇELİKLERİ**

Krom-Molibden çelikleri, petrol rafineleri, kimya endüstrisi, elektrik güç üretim istasyonları için ısı değiştiriciler, ısıtma kazanları, basınçlı kazanlar, hidrokraking tüpleri ve boru imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerin en önemli avantajı krom ve molibden ilavesi ile geliştirilmiş sürünme dayanımı ve krom ilavesi ile iyileştirilmiş korozyon direncine sahip olmalarıdır. Krom-molibden çeliklerin sürünme dayanımı ferrit matris içerisinde karbon, molibden ve kromun oluşturduğu katı eriyik mukavemetlenmesi ve karbürlerin neden olduğu çökelme sertleşmesinden kaynaklanmaktadır.

### **2.3. Cr-Mo ÇELİK ÇEŞİTLERİ**

Krom-molibden çelikleri 0,5Mo'li çelik, 1Cr-0,5Mo çeliği, 2,25Cr-1,0Mo çeliği, % 5, 7 ve 9Cr'lu çelikler, Krom-Molibden-Vanadyum çelikleri ve modifiye edilmiş Krom-Molibden çelikleri olarak gruplandırılır.

#### **2.3.1. 0,5Mo'li Çelikler**

0,5Mo'li çelik, %0,15 C içerir ve 455 °C'de boru ve ısıtıcı tüp imalatında kullanılır. Bu sıcaklığın üzerinde, küreselleşme ve grafitleşme oluşması muhtemel hasarları artırabilir. Bu çeliklerin daha yüksek sıcaklıklarda kullanımı grafitleşmeden dolayı durdurulmuştur. Kromlu çelikler grafitleşmeye karşı yüksek dirençli ve bu nedenle 455°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda kullanım için tercih edilebilir.

#### **2.3.2. 1Cr-0,5Mo Çeliği**

1Cr-0,5Mo çeliği, 510 °C veya 540°C servis ortamında çalışacak boru, krakır ve boyler tüplerin imalatı için kullanılır. Buna benzer olarak 1,25Cr-0,5Mo çeliği 590°C'de kullanılır [3-12].

#### **2.3.3. 2,25Cr-1,0Mo Çeliği**

2,25Cr-1,0Mo çeliği, 0,5Mo, 1Cr-0,5Mo ve 1,25Cr-0,5Mo çeliklerinden daha iyi oksidasyon ve sürünme direncine sahiptir. Hidrojen içermeyen ortamlarda 650°C sıcaklıklarda, hidrojen içeren ortamlarda ise 480°C'de kullanılır [6].

#### **2.3.4. %5, 7 ve 9Cr'lu Çelikler**

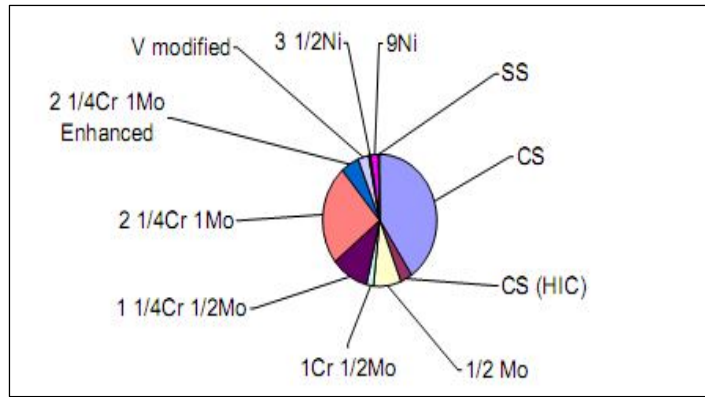
%5, 7 ve 9Cr'lu çelikler, düşük krom içeren çeliklere göre daha düşük sürünme direncine sahiptir. Bu çeliklerin krom miktarı arttıkça oksidasyon direnci de artar [6,13].

### 2.3.5. Cr-Mo-V Çelikleri

Krom-Molibden-Vanadyum çelikleri, daha yüksek karbon içeren bu çelikler normalize ve temperlenmiş ya da su verilmiş ve temperlenmiş halde kullanılırlar. Yüksek akma ve sürünme dayanımından dolayı bu çelikler cıvata, gaz türbinlerindeki kompresör tekerleri, buhar türbini rotorları ve 540 °C' de çalışacak diğer parçaların imalatında kullanılır. En yaygın düşük alaşım kompozisyonu %1Cr, %1Mo ve %0,25V içerir.

### 2.3.6. Modifiye Edilmiş Cr-Mo Çelikleri

Modifiye edilmiş Krom-Molibden çelikleri kendi arasında üç grupta incelenebilir. Bunlar; V, Ti ve B ile modifiye edilmiş 3Cr-1Mo çeliği, V ve Nb ile modifiye edilmiş 9Cr-1Mo çeliği ve V, Ti ve B ile modifiye edilmiş 2,25Cr-1Mo çeliğidir [6]. 1960'larda günümüze petrokimya endüstrisinde kullanılan malzemelerin kullanım ağırlıklarına göre dağılımı Şekil 2.1.' de görülmektedir [3].

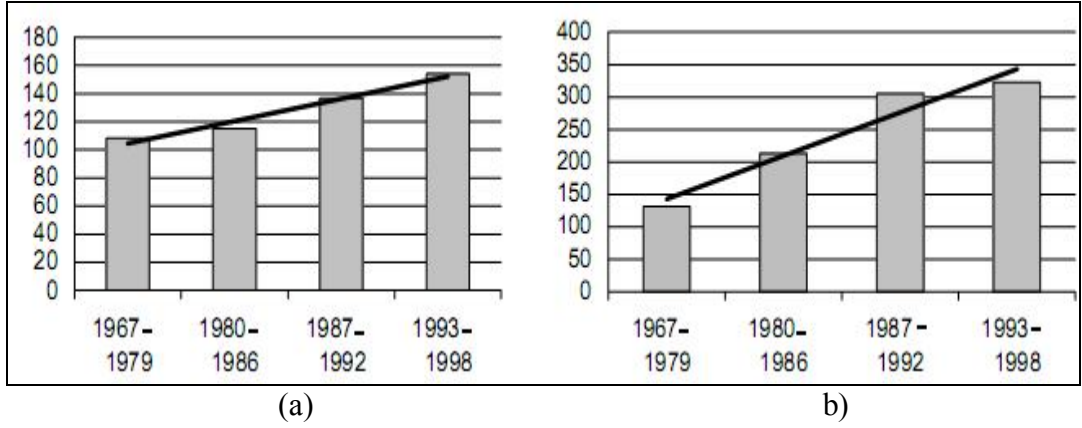


Şekil 2.1. Petrokimya endüstrisinde kullanılan malzemelerin ağırlıklarına göre dağılımı [3].

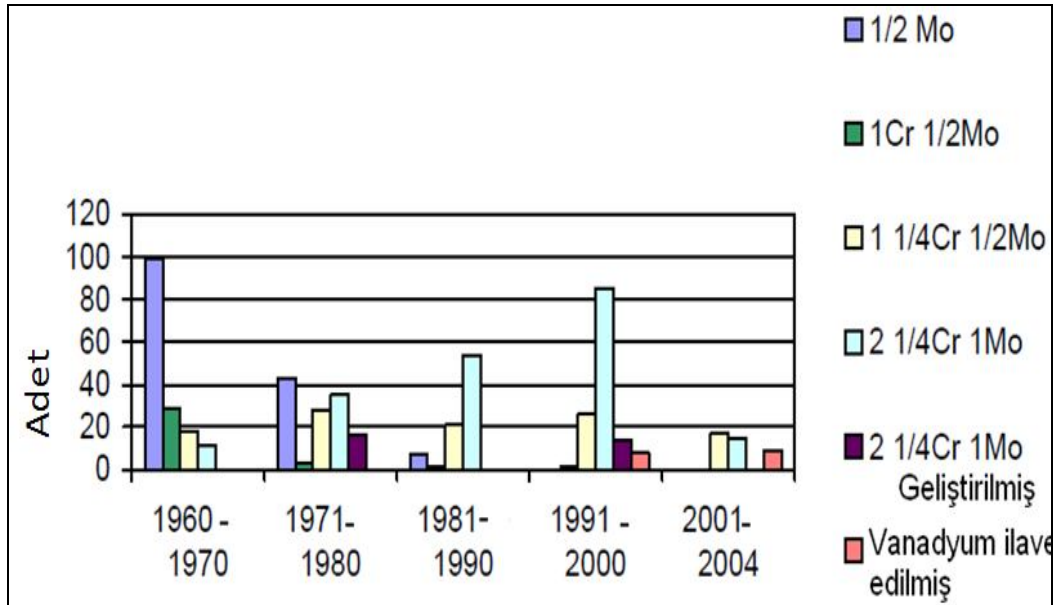
## 2.4. KROM-MOLİBDEN ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ

Ham petrolün işlenip, benzin ve dizel gibi daha kullanışlı petrol ürünlerine dönüştürüldüğü rafineriler, petrolün kullanım alanının genişletilmesi için kurulmuş tesislerdir. Petrol rafinerilerinde kraking (parçalama) işlemleri, ham petrolün parçalanarak gaz (LPG) ve gaz yağı gibi daha hafif ürünlere dönüştürüldüğü

Hidrokraking (Hydrocracking) tesislerinde gerçekleştirilir. Hidrokraking tesisleri, uçak yakıtları, dizel, petrol ve LPG'nin en önemli üretim yeridir. Şekil 2.2.'de yıllara göre değişen hidrokraking kalınlığı ile ortalama ağırlıkları, Şekil 2.3.'de ise hidrokraking imalatında kullanılan malzemelerin yıllara göre değişimi görülmektedir [4].



Şekil 2.2. Yıllara göre değişen (a) Hidrokraking kalınlıkları ve (b) Ortalama ağırlıkları [4].



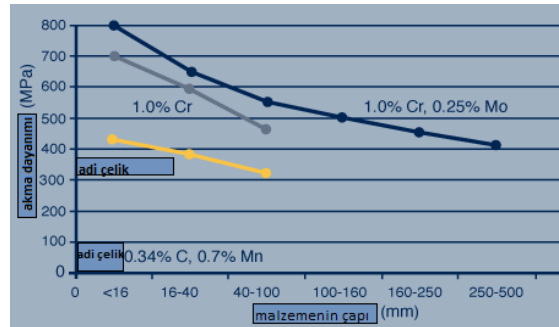
Şekil 2.3. Hidrokraking imalatında kullanılan malzeme çeşitlerinin yıllara göre değişimi [4].

Geçmişte, petrol endüstrisinde basınçlı kaplar için malzeme seçimine olan ilgi burada kullanılan ekipmanların beklenmedik hasarlarına karşı daha çok güvenlik ve

ekonomiklik üzerine yoğunlaşmıştır. Daha sonraki yıllarda, mevcut tesislerin başlangıçta öngörülen ömrünü uzatma ihtiyacı önemli bir konu haline gelmiştir. Yüksek sıcaklıklarda içerisinde hidrojen veya hidrojen içeren akışkan bulunan kaynaklı basınçlı kapların güvenilirliğinin belirlenmesine (servis ömrünün tahminine) yönelik çalışmalara büyük bir ilgi vardır [3].

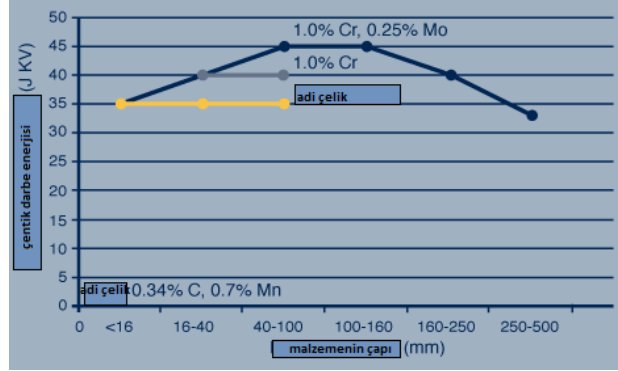
Krom-Molibden çelikleri, petrol rafineleri, kimya endüstrisi, elektrik güç üretim istasyonları için ısı değiştiriciler, ısıtma kazanları, basınçlı kazanlar, hidrokraking tüpleri ve boru imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerin en önemli avantajı krom ve molibden ilavesi ile geliştirilmiş sürünme dayanımı ve krom ilavesi ile iyileştirilmiş korozyon direncine sahip olmalarıdır. Krom-molibden çeliklerin sürünme dayanımı ferrit matris içerisinde karbon, molibden ve kromun oluşturduğu katı eriyik mukavemetlenmesi ve karbürlerin neden olduğu çökelme sertleşmesinden kaynaklanmaktadır.

Petrokimya endüstrisinde ve güç jeneratör istasyonlarında sıklıkla kullanılan düşük alaşımlı yüksek dayanımlı Cr-Mo çelikleri, düşük termal genleşme katsayısına sahiptirler ve yüksek sıcaklık ve basınç altında çalışacak daha yüksek sürünme ve korozyon direnci için tasarlanırlar. Bu çeliklerin özellikleri Cr, Mo ve Ti ve Nb gibi güçlü karbür yapıcı elementlerin ilavesi ile kontrol edilir. Bütün metalik malzemelerde olduğu gibi, uzun süre servis sıcaklığında gerilmeye maruz kalması ile Cr-Mo çeliklerin mekanik özellikleri bozunma sergiler. Yüksek sıcaklık uygulamalarındaki bu çeliklerin özelliklerindeki ana bozunma sürünme deformasyonu ile ilişkilidir [4].



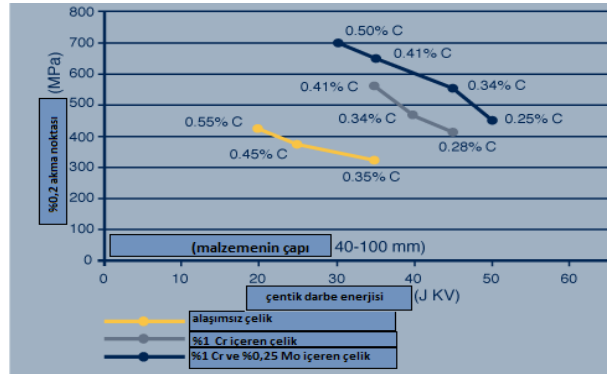
Şekil 2.4. Cr ve Cr-Mo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra akma dayanımlarına etkisi [4].

%1 Cr eklenmesiyle akma dayanımı % 50 artmış ve %25 Mo eklenmesiyle de malzemenin çapı 100 mm' den 500 mm' ye çıkartılmıştır.



Şekil 2.5. Cr ve Cr-Mo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra kırılma tokluğuna etkisi [4].

Şekil 2.6.' da Cr ve CrMo eklenen çeliklerin farklı karbon içeriklerinde ki mekanik özellikleri görülmektedir.

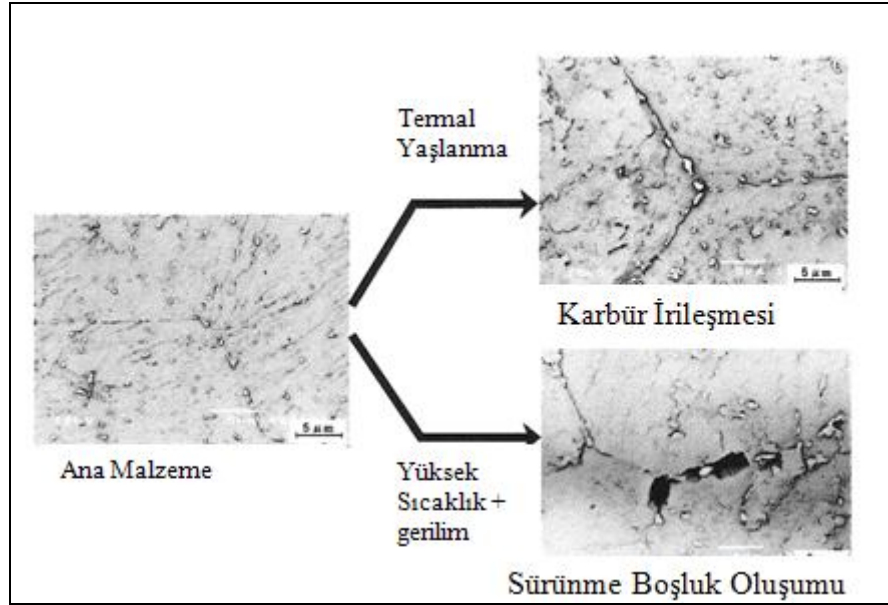


Şekil 2.6. Cr ve Mo eklenmiş çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişimler [4].

Yüksek dayanım ve yüksek çelik darbe enerjisi için istenen kimyasal bileşim diyagramın sağ üst köşesinden anlaşılmaktadır. % 1 Cr ilavesiyle sade karbonlu çelikte mekanik özelliklerde iyileşme gözlenirken ilave olarak % 0,25 Mo eklenerek yüksek dayanım ve tokluk değerlerine ulaşılmıştır. Cr-Mo çeliğinin sürünme dayanımı, normalize durumda, ferrit, beynit ve/veya martenzitik bir mikroyapıda kararlı çökeltilerin oluşumuna bağlıdır. Çökeltiler tane sınırlarında blok oluşturarak kayma düzlemlerinin kaymasını engelleyerek arzu edilen sürünme dayanımını sağlarlar. Sürünmede, başlangıç olarak, çökelmiş karbürlerin yapısal dönüşümlerini,



birleşmesini ve karbürlerin çözünmesini içerir. Bu olay, sürünmenin ileri safhasında boşlukların ve mikro çatlakların oluşmasıyla sonuçlanır (Şekil 2.7.) [6]. Geçmişte birçok çalışma, mikro alaşım elementinin östenitte çözünmesini belirlemek üzerine yapılmıştır. Son yıllarda, bileşenlerin kalan ömrünün tahmininde metodolojilerin geliştirilmesi için endüstri büyük önem vermiştir. Bundan dolayı da bu çeliklerin sürünme, yüksek sıcaklıkta çekme ve darbe dayanımları ile bu dayanımlara etki eden mikroyapı ve bileşenleri üzerine literatürde birçok çalışma mevcuttur [8-16].



Şekil 2.7. Sıcaklığın etkisiyle mikroyapı değişimleri [5].

Rafinerilerde, hem hidrojenin desülfürizasyonu hem de daha ağır hidrokarbonların daha hafif moleküllere parçalanması için reaktörler ve basınçlı kaplara gereksinim duyulur. Bu işlem yüksek sıcaklıklarda (450 °C) ve yüksek basınçta (100 kg/cm<sup>2</sup>) hidrojen atmosferinde gerçekleşir. Cr-Mo alaşımlı çelikler yüksek sıcaklıklara ve basınca karşı kullanılırlar ve bu gereksinimleri karşılamak için geliştirilirler. Beşinci kuşak çelikler olan Vanadyumla modifiye edilmiş Cr-Mo çelikleri ilk olarak 1995’de kullanılmıştır. Günümüz rafineri ihtiyaçlarında kullanılan bu çelikler geniş et kalınlıklı ekipmanlar için ya dövmeyle ya da levhadan üretilir.

% 2,25-3,8 krom içeren CrMo alaşımları 1920' de Almanya'da 28-70 MPa basınç aralıklarında çalışacak Hidrogenation plant reaktörde kullanılmış ve birinci nesil çelik olarak adlandırılmıştır.

İkinci nesil çelikler 1960' ların ortalarından 1970' lere kadar modifiye edilerek 10 °C' de 54 J tokluğa sahiptir ve modern hidro proses reaktörlerin imalatında kullanılmıştır. Temper gevrekliği için herhangi bir gözlemde bulunulmamıştır.

Üçüncü nesil çelikler, 1970-1980 arası, impüritelerin kontrolü vurgulanmış ve J faktörü, temper gevrekliğin kontrolü için 180' e sınırlandırılmıştır. Tokluk -18°C'de 54 J değerlerine kadar çıkartılmıştır.

Dördüncü nesil çelikler, 1980-1990 arası, iyileştirilmiş temper gevrekliği J faktörünün 100'e sınırlandırılmasıyla karakterize edilmektedir. Tokluk özellikleri -32 °C' de 54 J' e kadar iyileştirilmiştir.

Beşinci nesil çelikler, 1990' ların ortalarından başlayarak geliştirilmiş tokluk değerleri -40 °C' de 54 J' a kadar çıkartılmıştır. Ek olarak 2,25Cr-1Mo-0,25V çeliği aşağıda belirtilen iyileştirilmiş özellikleriyle çelik tedarikçileri tarafından geliştirilmiştir.

- Yüksek sıcaklıklarda yüksek çekme özellikleri.
- İyileştirilmiş hidrojen atağı direnci.
- Geliştirilmiş sürünme dayanımı özellikleri.
- Hidrojen ayrışmasına düşük hassasiyeti [17].

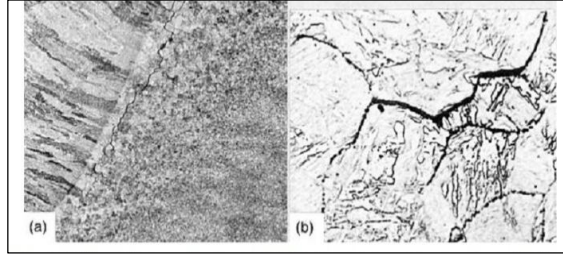
Cr-Mo çeliğinin esas metalin yanı sıra kaynak metali ve ITAB' da büyük önem arz eder. Cr-Mo çeliğinin gerek kaynak metali ve ITAB' ında ve gerekse ısıl işlem süresince karbür çökeltileri, hidrojen hasarında ve sürünme direncinde önemli rol oynar. Bu nedenle, kaynak ve ısıl işlem süresince çökelti gelişimini ölçmek için mikroyapının kontrolü ve mikroyapı ve mekanik özellikler arasında teorik ilişki kurulması çok önemlidir.

Niobyum, titanyum ve vanadyum içeren modifiye edilmiş Cr-Mo çeliklerinde mikro alaşım elementleri tane inceltmek ve dayanım arttırmak için kullanılır. Bu mikroalaşım elementleri karbürler, nitrürler ve karbonitrürleri oluştururlar. Çökeltilerin tipleri karbon ve azot ile diğer alaşım elementlerin miktarlarına bağlıdır. Titanyum nitrür (TiN) en kararlı olanlarıdır ve demirin ergime sıcaklığının üzerinde çözünme sıcaklığına sahip olarak bilinir. Titanyumkarbür içeren diğer çökeltiler daha düşük çözünme sıcaklığına sahiptir fakat bu, alaşım elementi miktarıyla değişir. Alaşım miktarına ve ısıl işleme bağlı olarak farklı miktarlarda farklı tip çökeltiler oluşur. Bunlar;  $M_7C_3$ ,  $M_5C_2$ ,  $Mo_2C$ , NbC, NbN, VN,  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  ve  $Cr_3C$  olarak yazılan karbür ve nitrürlerdir [16,20]. Ayrıca yine sürünme direncinin önemli olduğu uygulamalarda kullanılan % 15 Cr ve W ve Co içeren çeliklerde dayanım artırma mekanizmasında etkin rol oynayan  $\gamma$  -fazı bulunmaktadır [14].

Nawrocki ve arkadaşları, geleneksel 2,25Cr-1Mo çeliğini HCM<sub>2</sub>S olarak adlandırılan yeni ferritik çelikle gerilim giderme çatlaklı hassasiyeti karşılaştırmasını yapmışlardır. Bu mikroyapı üzerinde metalografik ve mekanik karakterizasyon çalışmalar neticesinde HCM<sub>2</sub>S yeni ferritik çeliğin 2,25Cr-1Mo çeliğine göre gerilim giderme çatlaklına karşı daha duyarlı olduğu yazarlar tarafından ifade edilmektedir. Yazarlar bunun nedeninin HCM<sub>2</sub>S yeni ferritik çeliğin içerisinde bulunan güçlü karbür yapıcı alaşım elementlerinden V'un varlığına atfetmektedirler [24]. C.G. Pigrova' da, düşük alaşımlı Cr-Mo-V çeliğinde 450-700 °C arasındaki sıcaklıklarda temperlenmesiyle demir ve kromca zengin M<sub>3</sub>C ve vanadyumca zengin MC karbürlerin oluştuğunu rapor etmiştir.

Gerçekten de düşük alaşımlı çelikler kaynak sonrasında veya servis ortamında yüksek sıcaklıklara maruz kalırsa ITAB bölgesinde çatlamlar oluşabilir. Bu yeniden ısıtma çatlaklına sebep olan faktörleri;

- Duyarlı bir alaşım kompozisyonu,
- Duyarlı bir ITAB mikroyapısı,
- Yüksek düzeyde kalıntı gerilmeler ile
- Gerilim giderme sıcaklığı aralığındaki sıcaklıklara maruz kalma olarak sıralamıştır [25].



Şekil 2.8. CrMoV çeliğinde yeniden ısıtma çatlakları a) makroyapı, b) beynitik, mikroyapıda tane sınırları boyunca oluşan çatlaklar [25].

Çoğu alaşımlı çelikler 600 °C' de tavlendiğinde ITAB bölgesinde iri taneli bölgenin gevrekleşmesine sebep olur. Bu olaya teşvik eden elementler Cr, Cu, Mo, B, V, Nb, Ti, S ve muhtemelen P ve S olarak sıralanabilir. Özellikle Mo-V ve Mo-Boron çelikleri ve Vanadyumun % 0,1' den fazla olması yeniden ısıtma çatlaklarına hassasiyeti artırır [26].

## 2.5. ÇÖKELME SERTLEŞTİRMESİ

Östenitik çeliklerde, çökeltme sertleştirilmesi uzun zamandan beri teknik olarak kullanılmakta ve bu konuda çok sayıda çalışma yapılmaktadır. Çizelge 2.1'de, çeliklerde çökeltme sertleştirilmesinde bulunması gerekli olan alaşım elementleri içeren çelik bileşimleri ve çökeltmeler örnek olarak verilmiştir.

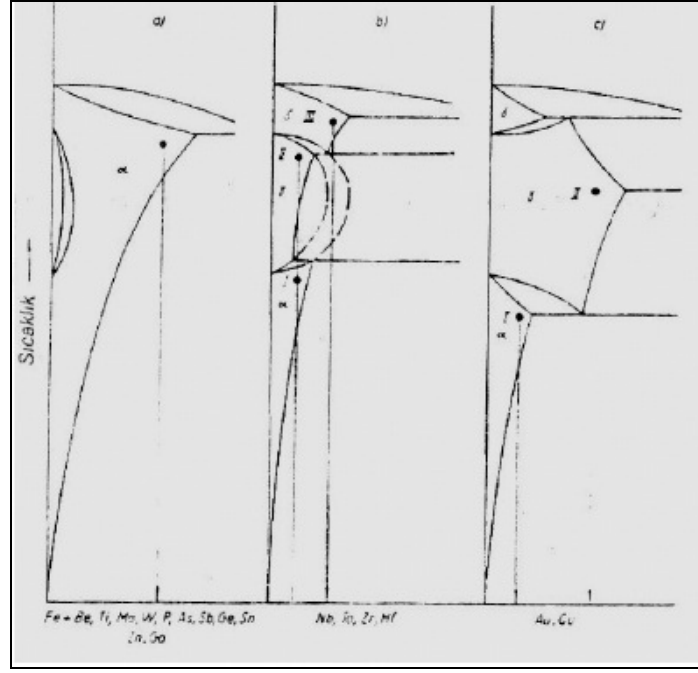
Çeliklerde çökeltme sertleşme olanağı sınırlıdır ve düşen sıcaklıkla birlikte katı çözelti içerisinde alaşım elementlerinin çözünebilirliğinin azalmasına dayanır. Çözeltiye alınmış katı çözelti, ani soğumayla aşırı doymuş hale geldikten sonra, dinlendirme yapılarak çökeltme partiküllerle dayanım artırılır. Şekil 2.9' da, aşırı doymuş katı çözelti elde etme olanakları verilmiştir.

Çökeltme ile dayanım arttırmada erişilebilecek özellikler için, yöntemin yanında özellikle çökeltme partiküllerinin büyüklüğü, sayısı, formu ve dağılımı oldukça önemlidir. Aşırı doymuş çözeltinin durumu, özellikle boş yerler, dislokasyonlar, küçük ve büyük açılı tane sınırları gibi kafes hatalarının sayısı ve dağılımı, çökeltme seyrini büyük ölçüde etkiler. Ayrıca, gerekli çözme tavlama sıcaklığı ve ani soğutmanın hızı da önemlidir. Şekil 2.9' da şematik olarak I'den III'e kadar ikili

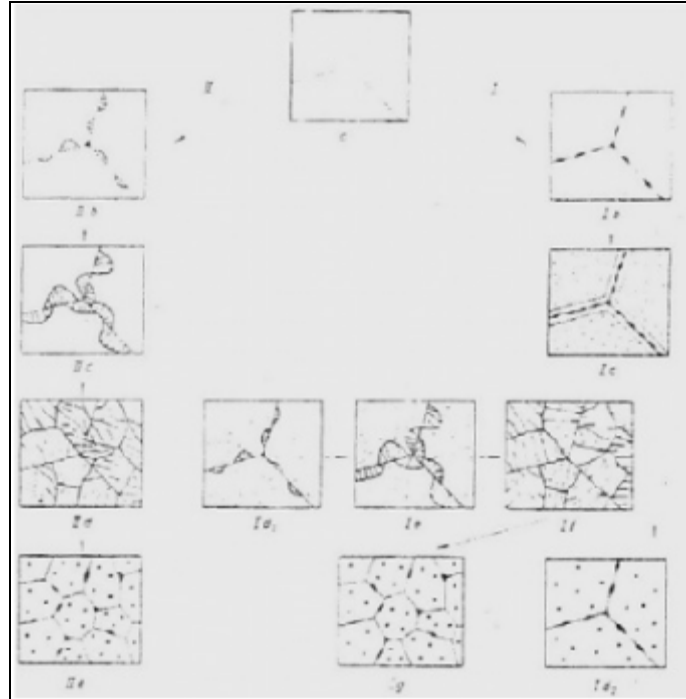
soğutma sisteminde soğutmanın koşullarını, sıcaklık değerine göre, aynı soğutma hızlarında ve değişik boşyer konsantrasyonunda vermektedir. Burada belirtilen II işleminde, massiv (b) ya da martensitik (c) dönüşüm meydana gelir. I'de ise yüksek dislakasyon yoğunluğu mevcuttur. Belirtilen II işleminde, massiv (b) ya da martensitik (c) dönüşüm meydana gelir. I'de ise yüksek dislakasyon yoğunluğu mevcuttur. Şekil 2.10' da, çökelmelerin morfolojik seyri şematik olarak verilmiştir. Ia-Id<sub>2</sub> sıra işleminde sürekli çökeltme, lokalize olarak tane sınırlarında ya da matriste meydana gelmektedir. Örneğin, I<sub>b</sub> durumu (Şekil 2.11)'de verilmiştir. Burada, 710 °C' de 3,5 saat çökeltme işleminden sonra, tane sınırlarında kaba M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> karbürü ve matris içerisinde M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürü meydana gelir.

Çizelge 2.1. Çökelmeyle sertleştirilebilen demir alaşımlar ve çökeltme fazları [18].

Çelik no	Bileşim Ağırlığı											Çökelmeler
	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	Co	Mn	Si	P	C	Diğer	
Fe-Cr-Ni Martensitik Alaşımlar												
1	4	17	-	-	-	-	-	-	-	0,05	4Cu, 0.3 Nb	Cu
2	6	15	-	-	0,75	-	-	-	-	0,03		Ti bağlantısı
3	3,5	14	2	-	0,4	-	-	-	-	0,03		Chi-ve Lavas fazı
4	12	5	3	0,3	-	-	-	-	-	0,02		Bilinmiyor
Fe-Cr-Ni Yan Ostenitik Alaşımlar												
5	7	17	0	1,2	-	-	-	-	-	0,05		Khm(Ni,Al) düzenli durum
6	7	17	2,5	1,2	-	-	-	-	-	0,5		Beta-NiAl, Ni <sub>3</sub> Al
Fe-Cr-Ni Ostenitik Alaşımlar												
7	12	20	-	-	-	-	2	2	0,2	0,4	0,1 N	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , Cr <sub>2</sub> N
8	20	20	-	-	3	-	2	-	-	0,06	0,1 Zr	Ni <sub>3</sub> Ti, σ-fazı TiB <sub>2</sub> , TiC, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
9	20	20	-	1	2	-	2	-	-	0,06	0,08 B 0,1 Zr	Ni <sub>3</sub> Ti, σ-fazı TiC, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , AlN
Fe-Cr Martensitik Alaşımlar												
10	20	-	-	0,2	1,5	0	-	-	-	0,02	0,4 Nb	Ni <sub>3</sub> Ti
11	18	-	5	-	0,4	8	-	-	-	0,02		Ni <sub>3</sub> TiNi <sub>3</sub> Mo, Fe <sub>2</sub> (Ni <sub>3</sub> Co)
Fe-Ni Yan Ostenitik Alaşımlar												
12	25	-	-	2,5	1,5	-	-	-	-	0,2	0,4 Nb	Ni <sub>3</sub> Ti, Laves-Fe <sub>2</sub> Ti
Fe-Cr Martensitik Alaşımlar												
13	-	14,5	5	-	-	13,5	-	-	-	0,15	0,5 V	Laves-Fe <sub>2</sub> Mo, Chi-fazı



Şekil 2.9. Aşırı doymuş katı çözeltilinin elde edilme olanakları [18].



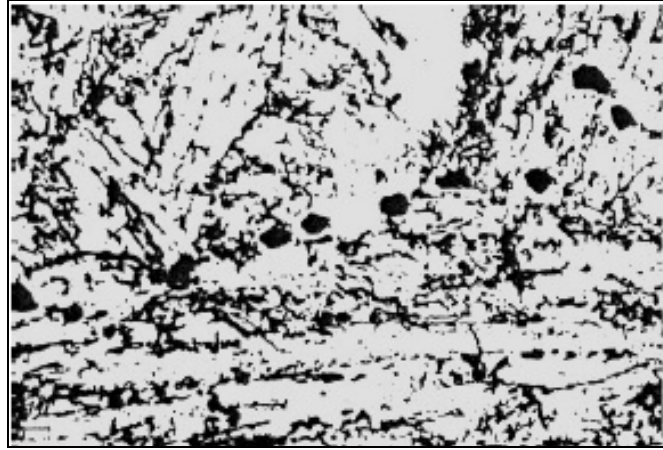
Şekil 2.10. Çökeltme oluşumunun şematik görüntüsü [18].

Sertleştirilmiş çeliğin özelliklerine, dönüşümün her etabı ayrı etki yapar. Denge fazının teşekkülüne kadar, değişik kademeler meydana gelir. En sondan önceki etaptaki aşamalar, çoğu zaman yüksek dayanıma sahiptir. Kuşkusuz her çökeltmede,

tüm ara kademeler görülebilir. Örneğin, çeliklerde zon teşekkülü pek az durumlarda ortaya çıkmaktadır.

Süreklilikte, bir geçiş fazı olabilir ya da olmaz (Ib ve Ic). Koherent metastabil geçiş fazının mevcut olmasında, daha çok diğer formlardaki koherent olmayan denge fazlarının ortaya çıkmasıyla yok olur. Metastabil  $\gamma'$ -faz,  $\eta$ -fazının teşekkülü ile yok olur. Kaba lokalize olmuş partiküller, G-fazı olarak tanımlanır. Lokalize fazların görülmesi, genellikle matriste fakirleşme ile bağlantılıdır ve çevresinde ince dağılmış sürekli çökme meydana gelir. Bu duruma gerçek bir örnek olarak, Şekil 2.12 yanında Şekil 2.13'de verilmiştir. Şekil 2.13' de, tane sınırlarında çok kuvvetli olarak  $\gamma$  fazı çökelmektedir.

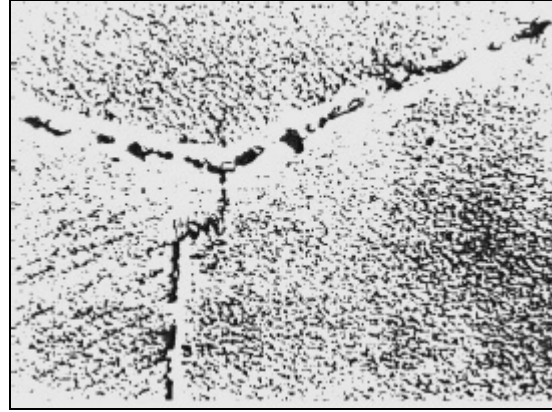
Artan sıcaklıkla birlikte, denge fazı düzene girer ve kabalaşır (Id<sub>2</sub>). Metastabil koherent faz yardımıyla kafes gerilmeleri, hücrenel ya da süresiz çökme meydana getirebilir. Bu esnada matris rekristalize olur (Id<sub>2</sub> ila f) ve nihai olarak (yüksek sıcaklıkta ya da çok uzun dinlendirme sürelerinde) denge fazı da düzene girer (Ig).



Şekil 2.11. X 22CrMoV 121 çeliğinde karbürlerin çökmesi [18].



Şekil 2.12. X 10 NiCrWTi 3615 çeliğinde intermetalik bağlantıların çökmesi [18].



Şekil 2.13. X 10 NiCrWTi 3615 çeliğinde intermetalik bağlantıların çökmesi [18].

Sürekli çökme, eğer sürekli olmayan çökme çekirdeği teşekkül ederse mükemmelden sapar. Bu durumda, II formunda çökme gerçekleşir. Matristeki rekristalizasyonun yanında, bileşim değişimleriyle martensit dönüşümü de meydana gelebilir. Bu durum, öncelikle karbon ve kromun çökmesiyle martensit noktasının yükseldiği, östenitik esas yapıya alaşımlarda görülür [18].

## 2.6. CrMo ÇELİKLERİNDEKİ ÇÖKELTİLER

### 2.6.1. Karbürler

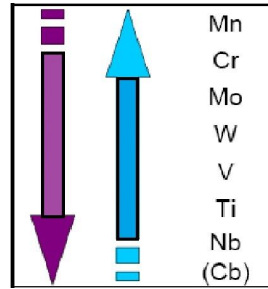
Krom gibi ferrit oluşturan elementler (krom) aynı zamanda karbür yapıcıdır. Karbür yapıcıların çoğunluğu da demire bağlı olarak ferrit oluşturu özelliktedirler.



Karbür oluşturan elementlerin karbona olan afiniteleri sırayla Şekil 2.14.' deki gibidir [19].

Genelde CrMoV çeliklerindeki farklılıklar, karbürlerin tanımlanmasında bir rehber olarak hareket edebilir. Pilling and Ridley temperlenmiş numunelerde dört farklı karbür morfolojisi olduğunu bunların;

- Östenit ve çita sınırlarında  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ , ve  $M_7C_3$  gibi granüler çökeltiler.
- Matriste, düz çubuk şekilli  $M_{23}C_6$ ,  $Mo_2C$  çökeltileri.
- Matriste iğne şekilli ( $Mo_2C$ ) çökeltilerin toplanması.
- Matriste M (C+N) gibi paralelkenar şekilli çökeltiler [16].



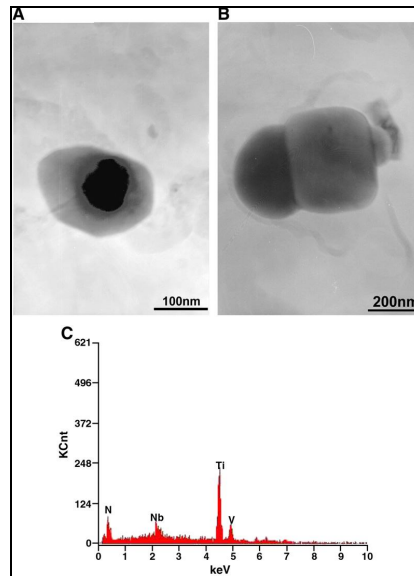
Şekil 2.14. Alaşım elementlerinin karbür yapma eğilimleri[16]

$M_6C$  çökeltilerin varlığı kalan ömrün tahmininde önemli bir faktördür. Bu nedenle, karbürlerin büyümesi malzemenin mikroyapı yaşlanmasına referans veri olarak kullanılır. Bazı çalışmalar, hızlandırılmış sürünmenin özellikle östenit tane sınırlarında çökeltilerin irileşmesiyle ve dayanım artırıcı ince çökeltilerin azalmasıyla ilişkili olduğunu bunun da zararlı çökeltilerin oluşumuna neden olduğunu açıklamışlardır. Böyle kavramları yorumlamak için çökeltilerin stokiyometrik gelişim silsilesini düşünmek gerekir. Bazı yayınlarda, baskın  $M_7C_3$  karbürünün  $M_{23}C_6$  veya  $M_6C$  karbürlerine irileşerek zamanla dönüşümü genel bir kanıdır [15,27].

Azevedo ve arkadaşları, bir ısı değiştiricide 2,25Cr-1Mo çelik tüpün kaynak metalini 580 °C' de 50 000 h servis sonrası zamanından önce oluşan hasarı incelemişlerdir. Ayrıca, kaynaklı bağlantının iç yüzeyinde yoğun taneler arası çatlama ve iç yüzeyde taneler arası oksidasyon oluşumunu gözlemlemişlerdir. Kaynak bölgesinde yoğun

karbon birikimi ve buna bağı olarak  $M_7C_3$  ve  $M_{23}C_6$  taneler arası karbürlerin çökmesi görülmüştür [12]. Ancak Tsai ve Yang, 2,25Cr-1Mo çeliğinin ITAB'mın simülasyonunu yaptıkları çalışmada sonuç mikroyapısında  $M_{23}C_6$  ile beraber beş farklı karbürünün bulunduğunu ve  $M_6C$  karbürüne rastlamadıklarını ifade etmektedirler [23]. Bununla birlikte, Kim ve arkadaşları, 2,25Cr-1Mo çeliğinde, termal bozunmayı ultrasonik olarak karakterize etmişlerdir. Çözünme zamanının artışıyla karbürlerin irileştiği ve bu bozunum süresince  $M_6C$  kararlı karbürün hacim oranının arttığı ve baskın  $M_{23}C_6$  karbürün latis parametresinin arttığı Kim ve arkadaşları tarafından rapor edilmiştir [28]. Lima ve arkadaşları da, hem yeni hem de 15 000, 145 000 ve 227 000 saat 500-550 °C' ye maruz kalmış CrMo çeliklerin detaylı mikroyapı karakterizasyonunu yapmışlardır. Çalışmada,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$  ve VC karbürlerinin görüldüğü ve  $M_{23}C_6$  karbürünün tespit edilmediği bildirilmiştir [15]. Yazarlar, zamanla  $M_7C_3$  karbür miktarının tane sınırlarında ve içinde azalırken  $M_6C$  karbürünün her iki bölgede de arttığını ifade etmektedirler.

980 °C' nin altında, daha düşük yeniden östenitleme sıcaklığında, 50-300nm boyutlarında çok sayıda çökelti vardır. Çökelti morfolojisi, düzensiz küreler, köşeleri yuvarlatılmış küp ve düz yüzeyle küboid şekillerindedir [16].



Şekil 2.15. 980 °C'de yeniden östenitlenen numunelerde çökeltilerin a) ve b) karakteri ve c) kompozisyonu [16].

Bazısı diğere yapışır bir partikül karakterinden daha fazlasını sergiler. Analiz sonuçları bu partiküllerin V, Nb ve Ti içerdğini göstermektedir.(Şekil 2.15.) Partiküllerin bu morfolojisinden çökeltinin merkezinin yüzeyiyle karşılaştırıldığında Titanyumca zengin olduğu sonucu çıkartılabilir. Bu muhtemelen TiN'ün başlangıç çökelti olmasından kaynaklanmaktadır. Niyobyum ve Vanadyum daha dış tabakada oluşur ve TiN yüzeyinde şapka-kapak şeklinde büyür. Gerçekte, Ti, V ve Nb benzer kristal yapıya sahip oldukları için, mikro alaşımlı çeliklerde yardımcı çökelti (biri diğeri boyunca çökelen) çok yaygındır ve bir çok çalışma ile kompleks çökelti olarak gözlenmiştir [28-31]. Östenitleme sıcaklığının artışıyla çökeltilerin boyutu ve miktarı azalır [16]. 980-1200 °C arasındaki sıcaklıklarda titanyum, niyobyum karbür veya karbonitrürleri çökeler [32-34].

Östenitleme sıcaklığı 1200 °C' ye çıkartıldığında, birçok partiküller çözünür ve östenit katı çözeltilisine dönüşür. Bu sıcaklıkta sadece TiN vardır. Sadece vanadyumla alaşımlandırılmış çeliklerde, östenitleme sıcaklığı 1000 °C'yi aştığında, vanadyum çökeltileri matriste tamamen çözünür. Fakat kompleks alaşımlı çeliklerde (Ti, Nb ve V'li) bu durum böyle değildir 980 °C' de su verilip 650 °C' de temperlenen çökeltilerin şekil ve boyutları çok farklılık arz eder [16].

TiN partiküllerinin çevresi Nb ve V (N, C) için tercihli çekirdeklenme yeridir. Bunlar TiN' de V ve Nb (C, N)'ün eş çökeltme ile sonuçlanır. Bundan dolayı soğuma ya da temperleme prosesi süresince V ve N karbonitrürlerinin hacim oranını azaltır. TiN üzerinde bu bileşenlerin çekirdeklenmesi ve büyümesi, partiküllerin boyutunu artırır ve muhtemelen tane inceltici etkilerini azaltır. Bu yüzden termal işlem süresince kompozisyon kontrolü için etkili kompozisyon fikri önerilir. Pratik üretimde daha düşük tane irileşme sıcaklığı ve mekanik özelliklerdeki iniş çıkış problemleri TiN morfolojisi ve kararlılığı ile ilgili olabilir.

QU ve KUO, 2,25CrMoV çeliğinden yapılan cıvatalarda uzun süre (25 000 h den fazla) 540 °C ye maruz bırakıldıktan sonra oluşan gevrekleşmeyi açıklamak amacıyla mikroyapı ve sertliklerini ve yorulma dayanımlarının incelemişlerdir. Çalışmada, 2,25CrMoV çeliğinin uzun süre bu sıcaklıkta maruz bırakılması taneler arası kırılmalara yol açtığı, buna östenit tane sınırlarında fosfor segregasyonunun sebep

olduğu bulunmuştur. Bu fosfor segregasyonuna 0,3 pct nin altında molibden içeren karbürün  $Fe_3Mo_3C$  ( $M_6C$ ) oluşmasıyla ferritin içerisindeki molibdenin tüketilmesi eşlik etmiştir. Yazarlar çalışmada, gevrekleşen sıvatalar  $680\text{ }^\circ\text{C}$ ' de yeniden ısıtılarak tane sınırlarındaki fosfor segregasyonu kaldırılarak dolayısıyla tane sınırlarındaki gevrekleşmeyi kaldırdıklarını rapor etmişlerdir. Bununla birlikte ferritteki molibden içeriğinin 0,2 pct' nin altına azaltılmasıyla indirgenmiş molibden ile fosfor temizlenmiştir ve sıvataların gevrekleşme eğilimi yeniden yükselmiştir. Yeniden östenitleştirme, ısıtma ve su verme işlemlerinden sonra bile, sıvataların servis ömrünün orijinal durumdan daha kısa olduğu bulunmuştur [35].

Baltusnikas ve arkadaşları, termik santrallerde kullanılan ASTM A182-96 kalite %0,12 C, 1,1 Cr, 0,54 Mn, 0,26 Mo, 0,26 Si, 0,17 V, 0,019 S ve 0,015 P kompozisyona sahip 12Cr-1Mo eliğinin,  $600\text{--}650\text{--}700\text{ }^\circ\text{C}$ ' de laboratuvar koşulları altında uzun ısıtma işlemine maruz bırakıldığında oluşan mikroyapıları incelemişlerdir. Numunelere,  $550\text{ }^\circ\text{C}$ ' de 227 000 saat ve  $700\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 576 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış ve kullanım sırasında perlit sıcaklığın etkisiyle tamamen parçalanmıştır. Fe'ce zengin  $M_3C$  karbürleri daha termodinamik dönüşümler ile Cr ve Mo' ce zengin ayrıcalıklı karbürlere dönüştüğu belirlenen çalışmada ayrıca,  $600\text{ }^\circ\text{C}$ ' de 48 saat temperlemeye maruz bırakılan numunelerde  $Fe_3C$  gözlendiği rapor edilmiştir.  $M_{23}C_6$  karbürleri (metal içerisinde, demir, molibden, krom ve vanadyum) hemen hemen hiç değişmeden kaldığı ancak bir miktar  $M_7C_3$  tespit edilmiştir. 654 saat sonra izotermal yaşlanma sonrası  $M_{23}C_6$  ve  $M_7C_3$  difraksiyon pik yoğunluğu artarken,  $Fe_3C$  önemli ölçüde azaltıldığı belirlenmiştir [36].

Dobrzański ve arkadaşları, düşük alaşımlı CrMoV eliđinin servis şartlarında uzun süre sıcaklık altında sürünme ortamına maruz kalması sonrasında malzemenin mekanik özellikleri ve yapısal değişimlerini incelemişler. Mikroyapı incelemelerinde ilk durumda 0,5Cr – 0,5Mo – 0,25V içeren düşük alaşımlı çelikte ferrit ile beynit karışımı ile bazı yerlerde küçük miktarda perlit vardır. Son durumda mikroyapı da çökelleme prosesleri ile dağıtılmış homojen olmayan ferrit vardır. Temel faz bileşenlerinin ökellemesi ile  $M_{23}C_6$  karbürünün oluşmasıyla az miktarda  $M_6C$  ve az miktarda MC tipi diğer karbürler oluşmuştur [37].

Bala ve arkadaşları, 35MnCrMoV8-6-4-1 orta karbonlu çeliğin temperleme sırasında mikro yapıdaki faz dönüşümleri ve sertlik değişimleri incelenmiş. Çalışmada, numuneler önce östenitleştirme sıcaklığına çıkarıldıktan sonra su verme işlemi yapılmış daha sonra 210, 320 ve 420 °C' lerde temperleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Isıtma sırasında numunelerde 3 temel dönüşüm belirlendiği ve bunların karbür çökmesi, M<sub>3</sub>C çökmesi ve kalıntı östenit olduğu makalede rapor edilmiştir. Çalışmada ayrıca, temperleme sıcaklığının yükselmesi malzemelerin sertliğinde düşüşe sebep olduğu belirtilmektedir [38].

Zieliński ve arkadaşları, düşük alaşımlı CrMoV çeliğinin yüksek sıcaklıklardaki uzun süreli sürünme sonucu yapısal özelliklerdeki değişimi ve servis ömrünün nasıl değiştiğini incelemiştir. Yapılan çalışmada, yazarlar, ilk durumda Cr-Mo-V düşük alaşımlı çeliğinin metalografik incelemesinde, çok ince ferritik-perlitik yapılar ile tane sınırlarında ince çökelti ve ferrit taneleri içerisinde dağıtılmış homojen olmayan karbür çökelti gözlemiştir. 100 000 saatlik sürünme koşullarından sonra numune taramalı elektron mikroskopuyla incelenmiş ve perlit ve beynit bölgelerinde bozulmalar göze çarpmıştır. Ferrit tane sınırlarında bazı bölgelerde karbürlerin zincir formu şeklinde çökeldiği gözükmiştir. Benzer mikro yapılar 172 000 saatten sonrada gözükmiştir. Diğer yandan 186 000 saatlik uzun sıcaklıklardaki sürünme etkisinin karakteristiği yapıldığında önemli yapısal bozulmalar olduğu yapıdaki ferrit ile karbür çökmesi ferrit tane içlerinde ve perlit bölgelerinde oluştuğunu ve ferrit tane sınırlarında önemli zincir çökelmeler oluştuğunu çalışmalarında rapor etmişlerdir [49].

Cheruvu da, Zieliński ve arkadaşları gibi, buhar tribünlerinin servis sırasında yüksek sıcaklıklara maruz kalmasıyla sıcaklığın etkisiyle oksidasyon ve hidrojen gevrekliği, sürünme ve temper gevrekliğini araştırmıştır. Yazar, Cr-Mo-V ve 2,25Cr-1Mo dökme çeliğinin 200 000 saati aşan çalışma koşullarından sonra alınan örnek numuneler üzerinde çalışmıştır. Test sonuçlarında, servis sıcaklığında çok hassas olan iki çelikte de tokluk ve dayanımlarında önemli derecede bozulmalar olmuştur. Cr-Mo-V çeliğine 454 °C'yi aşan sıcaklıklarda yumuşatma tavlama uygulanması ile süneklik ve tokluğunda artış olduğu gerilimin kaybolduğu görülmüştür. 2,25Cr-1Mo çeliğinin servis sırasında yumuşatma işlemine rağmen

yüksek sıcaklıklara maruz kalması sebebiyle süneklik ve tokluğunun azaldığı göze çarpmıştır. Bu çeliğin tokluğundaki azalma düzeltilmemiştir. 427 °C civarlarında yüksek olmayan servis sıcaklıklarında bile temper gevrekliğinin oluşması nedeniyle sıcaklığın etkisiyle kırılğan sert yapılar oluşabileceğini savunan yazar Cr–Mo–V çeliğinde servis sırasında yüksek sıcaklıklara maruz kalmasıyla temper gevrekliği görülmediğini ifade etmektedir [16].

Rolinski ve arkadaşları, % 3 Cr-Mo-V (DIN 39CrMoV 13.9) çeliğine plazma yöntemiyle 538, 510 ve 483 °C’de 4 saatten 430 saate kadar aralıklarda %30 azot ve %70 hidrojen karışımı ile nitrasyon işlemi uygulamışlardır. %3 CrMoV çeliğinin difüzyon kontrollü nitrürleme sürecinde derinlik durumu ile sıcaklık arasındaki ilişki matematiksel olarak, deneysel verilere dayandırılarak geliştirilmiştir. Uzun süreli nitrürleme işleminin çeliğin mekanik özelliklerinde zararlı bir etki yaptığı ancak yapısal değişimleri belirlemek için daha detaylı çalışmalara ihtiyaç duyulduğu yazarlar tarafından ifade edilmiştir [47].

2,25Cr–1Mo çeliğinde yorulma hasarı ve özelliklerinin incelenmesi [42-43], yüksek sıcaklıklarda deformasyon hızının ve sıcaklığın etkisi [45], tane sınırı kalıntılarında yeniden ısıtmanın etkisi [44] ve yine tane sınırlarındaki hasar oluşum süreci (oyuklanma-boşlukların oluşumu) [13], servis ortamının mekanik özelliklere etkisi kademeli soğutma ile elde edilen mikroyapının mekanik özelliklere etkisi üzerine literatürde çalışmalar mevcuttur. Ancak bu çalışmalarda çökeltilerin mekanik özelliklerine etkisinden bahsedilmemiştir. Sadece Dobrzański ve arkadaşları  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  ve MC karbürlerin oluşumundan bahsetmişler ancak bunların mekanik özelliklerine etkisini ileriki dönemlerde yapılacak yayınlarda sunulacağını rapor etmişlerdir [37].

### **2.6.2. Krom Karbür Oluşumu**

Isının etkisi altında kalan bölgenin 427-871 °C sıcaklığa kadar ısınan bölümünde yer alan tane sınırlarında çökelen ve taneler arası korozyonu hızlandıran krom karbürler burada "Hassas Yapı" oluşmasına neden olurlar. Bu oluşum sırasında bir miktar

krom, çözültiden tane sınırlarına doğru yer değiştirir ve bunun sonucunda bu bölgesel alanlarda krom miktarında azalma olacağı için korozyon dayanımı düşer.

### 2.6.3. Sigma ( $\sigma$ ) Fazı Oluşumu

Sigma fazı, çok sert (~700-800 Vickers), manyetik olmayan ve gevrek yapıya sahip metallerearası bir bileşiktir. Röntgen ışını ile yapılan analizde bileşiminin yaklaşık olarak % 52 krom ve % 48 demirden oluştuğu ancak bunun yanında molibden gibi diğer alaşım elementlerini de içerebildiği görülmüştür. Çökeltme başlamadan önce sıcaklık ve değişen bir kuluçka periyodu vardır. Sıcaklık ve çeliğin karbon içeriğine göre en kısa sürede çökeltmenin başladığı bir sıcaklık vardır ki buna kritik sıcaklık adı verilir (Çizelge 2.2) [18].

Çizelge 2.2. Krom karbür çökeltmesinin karbon içeriğinin, zaman ve sıcaklığa bağlılığı [18].

Karbon içeriği (%)	Kuluçka Periyodu (dakika)	Kritik Sıcaklık (°C)
0,03	11	650
0,05	7	650
0,06	2,5	670
0,08	0,3	750

## 2.7. YÜKSEK SICAKLIK ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETİ

Yüksek sıcaklık çeliklerini birleştirmede kullanılan kaynak malzemesi genellikle ana malzemeninkine benzer biçimdedir. Örtülü metal-ark kaynak elektrodları AWS-ASTM standardından seçilebilir. Bazı Cr-Mo elektrodları özel markaya sahiptirler. En çok kullanılan Cr-Mo bileşimlerinin alaşımli çelik elektrodları gaz metal-ark (gazaltı) ve tozaltı kaynakları için de mevcuttur. Bu Cr-Mo bileşimlerinin kaynak malzemeleri, beklenebileceği gibi, kaynaklı halde sınırlı dayanıma sahiptir. Bunun çatlamasını önlemek üzere ön ısıtma geniş ölçüde uygulanır, kaynaktan sonra gerilim giderme ısıtma işlemi de kaynak metali ile ana metalin ısıdan etkilenmiş bölgesinin dayanımını geliştirir. Kaynak sonrası ısıtma işlemi uygulanmadığı hallerde kaynaklı halde daha üstün mekanik özellikler arz eden bir kaynak metali kullanılabilir. Bu

takdirde bir Cr-Ni östenitik paslanmaz çelik ya da nikel esaslı kaynak malzemesi genellikle seçilir. Her ne kadar bu farklı kaynak metalleri iyi bir mukavemet ve tokluğu sahip olsalarda bunların kullanılması ısıdan etkilenmiş bölgelerin sertleşmesine mani olamaz. Östenitik kaynak metallerinin bazıları C-Mo veya Cr-Mo ana metallerinkinden çok daha yüksek bir uzama katsayısına sahiptirler. Ana metalle kaynak metali arasında ısıl uzama farkları kaynağın uçlarında toplanma eğiliminde bulunan yüksek gerilmeleri doğurur. Bu gerilmeler özellikle parçanın devresel ısı değişmelerine maruz bulunduğu hallerde zararlı olabilir. Bunlar ana metal-kaynak metali birleşim yüzeyinde bölgesel gerilim-oksidasyon kusurları veya ısıl yorulma tipi bir kırılma meydana getirebilirler. Östenitik kaynak metali ile birleştirme daha çok genellikle değişmez koşullar altında çalışan petrol endüstri teçhizatında kullanılır; oysaki buhar-güç üretimi merkezlerinde talep değişmeleri sıcaklık ve basıncın da devresel olarak değişmesini sonuçlandırır. Yüksek sıcaklıkta çalışacak kaynaklı teçhizatın imalinde alınacak tedbirler arasında her zaman zikredilen çukurluk, yarık ve çentiklerden kaçınma kaidesi vardır. Bu gerilmeyi yükseltici faktörler önemli derecede gevrek kırılmaya götürmese de bunların varlığı uzun sürede çok zarar verici olur. Gerilim kırılmasına götürebilecek olan bu gerilme yoğunlaşmasına ek olarak yarık ve çentikler, zamanla korozyon zararları oluşturabilecek maddelerin buralarda toplanmasına da yol açarlar. Kaynak cürufu, özellikle flüorid içeren cüruf, yüksek sıcaklıkta çalışan teçhizat için istenmeyen bir olaydır. Bu yarık ve çentiklerde toplanabilecek düşük sıcaklıkta ergiyen vanadyum, sodyum ve çinko oksitleri gibi bileşimler, çeliğin yüzeyinde teşekkül edecek koruyucu krom oksiti tabakasını yok etmeleri halinde çok zararlı olurlar.

Gerek doğruca ana malzemedede, gerekse birleşme yeriyle ITAB' da gerçekleşen çatlamlar, örneğin % 18 Cr, % 37 Ni ve % 0,4 C'lu bir östenitik çeliğin nominal 700 °C çalışma sıcaklığında, mekanik zorlanmalar dışında, yaşlandırılmış yüksek karbonlu östenitik çelikler için  $M_{23}C_6$  tipinde ince karbür çökeltmeleri ve yüksek karbon dolayısıyla düşük sünekliğe bağlanmaktadır. Malzeme, karbür çökeltmesi nedeniyle gevrekleşmektedir. Çatlaklar taneler arasında gerçekleşmektedir. Aynı koşullar altında çalışan % 25 Cr, % 20 Ni savurma boruların kaynağında da ITAB' da yine  $M_{23}C_6$  tipi karbür çökeltmesine, özellikle kök pasoya yakın bölgede, rastlanmaktadır. Bu veriler karşısında, mikrostrüktür ile dökme östenitik



malzemelerin nitelikleri arasındaki ilişkiyi ve bunun yaşlandırma sırasında nasıl değiştiğini anlamak esastır öyle ki birçok çatlama kaynaklara bitişik olarak meydana gelmekte olup ITAB malzemesinin normal olarak yaşlandırılmış malzemeye kıyasla davranışı, özellikle önemli olmaktadır [1].

## **2.8. Cr-Mo ÇELİKLERİNİN KAYNAK KABİLİYETİ**

Sürünme dirençli Cr-Mo çeliklerinin kaynaklı bağlantılarının uygun mekanik özellikleri genel olarak kaynaklı bağlantılarında kullanılan sarf malzeme ile esas metalin homojenliği ile elde edilmektedir. Cr-Mo çelikleri yüksek sıcaklıklarda kullanımından dolayı oluşan termal bozulmaları uygun kimyasal kompozisyon seçerek en aza indirilebilir ya da önlenmektedir. Prensipte olarak ark kaynak (SMAW, GTAW, GMAW, SAW) yöntemlerinin tümü uygulanabilmektedir. Manuel uygulamalar için kaynaklı birleştirmelerde uygun bir kaynaklı bağlantının elde edilebilmesi, pasolararası sıcaklık ve ön ısıtma sıcaklığı ile doğru orantılıdır. Yüksek ön ısıtma sebebi ile oluşabilecek bozulmaları özel nozullar ve uygun koruyucu gaz korumalı yöntemlerle mevcut problemler en aza indirilebilmektedir. Yalnızca alaşım seviyelerine bağlı olarak %0,5-%12Cr-%1Mo bileşimli çelikler için kaynak işlemi koşullarında ön ısıtma, pasolararası sıcaklık ile birlikte sonraki sıcaklık döngülerinde SR, ISR, STC ve kaynak sonrası gerilim giderme işlemleri, özel koşullara bağlıdır. Bu bağlamda, Çizelge 2.4 'de Cr-Mo çelikleri için kaynak öncesi ve sonrası ideal temperleme sıcaklıkları görülmektedir. Cr-Mo çeliklerinin kaynaklı bağlantılarını başarılı bir şekilde tamamlamak için ön ısıtma ve pasolararası sıcaklıkları Çizelge 2.4' de belirtildiği gibi kontrol altında tutulmalıdır [20].

Çizelge 2.3. Sürünme dirençli CrMo çelikleri için uluslararası standartlardaki kimyasal kompozisyon ve servis sıcaklıkları [20].

CrMo	Uluslararası Standartlar			Kimyasal Kompozisyonlar								Sıcaklık °C
	ASTM & ASME	DIN	EN	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	
0,5Mo	T\P1	16Mo3	8MoB5-4	0,16	0,3 0	0,8 2	<0, 3	0,32	<0, 3			<460
1,25Cr-0,5Mo	T\P11	10CrMo5-5	10CrMo5-5	0,10	0,3 2	0,6 8	1,2 5	0,50				<545
1Cr-0,5Mo	T\P12	13CrMo4-5	13CoMo4-5	0,13	0,7 0	0,6 0	1,0	0,50				<545
1,25Cr-1MoV		15CrMoV5-10		0,15	0,3 0	0,7 5	1,2 5	1,05		0,2		<545
	T\P36	15NiCuMoNb5	15NiCuNb5	0,15	0,3 5	0,9 5		0,45	1,1 2		0,2 2	
2,25Cr-1Mo	T\P22	10CrMo9-10	10CrMo9-10	0,10	0,3 6	0,6 9	2,2 0	1,02				<545
2,25Cr-1MoV	T\P22V			0,12	0,0 8	0,5 0	2,2 5	1,00		0,3		<545

Çizelge 2.4. CrMo çelikleri için kaynak öncesi ve sonrası ideal temperleme sıcaklıkları [20].

CrMo	Standartlar		CrMo Çelikler İçin Kaynak Öncesi ve Sonrası İdeal Temperleme Sıcaklıkları			
	ASTM& ASME	EN	TP °C	Ti °C	Sr h,°C	PWHT\STC h,°C
0,5Mo	T\P1	8MoB5-4	RT	RT	2-4h@580-630 °C	
1,25Cr-0,5Mo	T\P11	10CrMo5-5	200-250 °C	>200 °C	2-4h@660-700 °C	STC bağlı olarak
1Cr-0,5Mo	T\P12	13CrMo4-5	200-250 °C	>200 °C	2-4h@660-700 °C	
1,25Cr-1MoV		15CrMoV5-10	200-250 °C	>200 °C	2-4h@660-700 °C	
	T\P36	15NiCuMoNb5	200-250 °C	>200 °C	2-4h@580-620 °C	60h@550°C+40h@620°C
2,25Cr-1Mo	T\P22	10CrMo9-10	200-300 °C	200-300 °C	2-4h@670-720 °C	
2,25Cr-1MoV	T\P22V		200-300 °C	200-250 °C		8h@705°C+STC+32h@705°C

Smith ve arkadaşları, düşük alaşımlı CrMo ve CrMoV çeliklerin kaynağında ısı tesiri altında kalan bölgede rastlanan düşük sürünme direncine sahip mikroyapısal bölgeyle ilişkilendirilen Tip IV hasarı üzerine çalışmışlardır. Çalışmaları hem deneysel hem de sonlu elemanlar yöntemi ile modellemeyi içermektedir. Deneysel çalışmalarında

yazarlar, oluşan hasarın tane sınırlarındaki boşluk miktarı ile orantılı olduğu ve boşlukların bir bölgede toplanmasıyla çatlakların ilerlediğini ifade etmektedirler [39].

Watanabe ve arkadaşları da, 2,25Cr–1Mo çeliğinde, ITAB’da yaşlanmaya bağlı olarak gerilmenin etkisini incelemişlerdir. Her iki çalışmada da, yazarlar, yapılarda olması kuvvetle muhtemel olan karbür ve nitrürlere değinmemişlerdir [40].

Naz ve arkadaşları, düşük C’lu CrMoV çeliğinin kaynaklı bağlantılarındaki ısı tesiri altında kalan (ITAB) bölgede çatlaklarının analizini yapmışlardır. Düşük C’ lu CrMoV çeliğine tungsten ark kaynağı ile tek geçişli alın kaynağı işlemi uygulanmıştır. Görsel kontrollerde kaynaklı bağlantılarda hataya sebep olan çatlaklarla karşılaşılmamıştır; ancak yapılan X-ray radyografi yöntemiyle kaynak dikişinin bitişiğinde yani ITAB bölgesinde yüzeylerde süreksiz küçük çatlakların olduğu gözlemlenmiştir. Hatanın sebebini analiz etmek için mikroyapı incelemesi, mikrosertlik ve çekme testi işlemleri yapıldığı, araştırma sonuçlarında ise, hataya başlıca sebep olan etkenin yerel ısıtma nedeniyle ısıdan etkilenmiş bölgede iri taneli temperlenmemiş martensitin oluşması olduğu ifade edilmiştir. Bölgesel ısınmaya sebep yüksek kaynak ısı girişi veya düşük kaynak hızı ve yüksek dönüşüm gerilimi olduğu tahmin edilmiş bu dönüşüm gerilimi termal gerilime ve kırılma taneler arası yapının oluşmasına sebep olduğu yazarlar tarafından raporlanmıştır [41].

Liaw ve arkadaşları, A470 kalite CrMoV çeliğinde farklı sıcaklıklarda ve farklı yorulma oranlarında yorulma çatlak ilerlemesini incelemişlerdir. Östenitleme sonrasında 680 °C’ de temperleme işlemi yapılan numunelerin 149 °C’deki çatlak büyüme hızının oda sıcaklığındakine göre önemli miktarda arttığını ancak 260 °C’deki ile 149 °C’dekinin benzerlik sergilediğini ifade etmişlerdir [42].

Kenichi Tanaka ve arkadaşları, CrMoV dökme çeliğinin kaynaklı bağlantılarının yüksek sıcaklıklardaki kırılma tokluğunu incelemişlerdir. İncelemelerinde küçük boyutlu numunelerin sürünme testi için yeni geliştirilen, minyatür disk eğme testi olarak da bilinen “small punch test” yöntemini kullanmışlardır. Deneylerinin sonuçlarında, yüksek sıcaklıkta kırılma tokluğunu “small punch testi” ile ölçebildiklerini rapor etmişlerdir [46].

Suresh ve arkadaşları, CrMoV çeliğinin kaynaklı bağlantıların çekme, darbe ve kırılma tokluğu özelliklerini belirlemişler. Yapılan deneysel çalışmalar sonrasında; 0,3C- CrMoV (ESR) sıcak haddelenmiş çeliği TIG kaynak yöntemi ile ön tav olmaksızın başarı ile kaynak edildiği belirtilmektedir. Kaynak sonrasında kaynak metalinin tokluğunu iyileştirmek için 925 °C den sonra 250 ve 450 °C de temperleme işlemi uygulanmıştır. Çekme, darbe ve kırılma tokluğu sonuçlarına göre, çalışmada, ince cidarlı basınçlı kap uygulamaları için başarıyla istihdam edilebilir TIG kaynak yöntemi ve gelişmiş tokluk ve çekme özellikleri ile yüksek kalitede kaynaklar için geliştirilebilir ve yeni çelikler üretilebileceği bildirilmiştir [48].

Ramana ve Gnanamoorthy, Cr-Mo çeliklerdeki kaynaklı birleştirmelerde kaynak metali, ısıdan etkilenmiş bölge ve ana malzemenin oksidasyon davranışını incelemiştir. Çalışmada, normalize edilmiş ve temperlenmiş 2,25Cr-1Mo çelik plakalar, esas metal ile aynı kimyasal kompozisyona sahip örtülü elektrotlar kullanarak elektrik ark kaynağı yöntemiyle kaynak yapılmıştır. Deneysel sonuç olarak, havada 773 °K' de oksitlendiğinde, 2,25Cr-1Mo çelik kaynağının ısıdan etkilenmiş bölgesi ana metal ve kaynak metalinden çok daha yüksek bir oranda oksitlenmekte ve daha kalın bir oksit tabakası oluşturmaktadır. 2,25Cr-1Mo çeliğinin ısıdan etkilenmiş bölgesinin daha yüksek oksidasyon oranı ve üzerinde daha kalın bir tabaka oluşması, daha az koruyucu olan (muhtemelen bu bölgedeki karbür oluşumunun sonucunda, alaşımda serbest Cr'nin bulunmamasından dolayı) iç kısımdaki oksit tabakasına bağlanmıştır [51].

Tsai ve Yang, 2,25Cr-1Mo çeliğinin ITAB'ının simülasyonunu yaptıkları çalışmada 700 °C'de 50 saat temperleme sonrası mikroyapı ve bileşenlerini detaylı bir şekilde karakterize etmişlerdir. Çalışmada, alt beynit ve martensitten mütevellit bir yapı olduğunu ve beynitin temperleme sıcaklıklarında martensite göre daha kararlı olduğu belirtilmektedir [23].

## BÖLÜM 3

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 3.1. ANA MALZEME VE İLAVE METAL

Bu çalışmada, yüksek korozyon sürünme ve yorulma direnci ile birlikte yüksek darbe dayanımı kabiliyeti bakımından, Cr-Mo çeliklerinden en çok kullanılan ve kimyasal bileşimi Çizelge 3.1' de görülen 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo çeliklerinin kaynaklı bağlantılarının mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Çizelge 3.1. Ana malzeme ve kaynak metali kimyasal bileşimleri.

Malzeme	Ağırlıkça (%) Kimyasal Bileşim					
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Fe
2,25Cr-1Mo Ana Malzeme	0,10	0,47	0,45	2,25	1,0	Kalan
1Cr-0,5Mo Ana Malzeme	0,13	0,50	0,45	1,0	0,5	Kalan
2,25Cr-1Mo İlave Metal	0,08	1,0	0,6	2,25	1,0	Kalan
1Cr-0,5Mo İlave Metal	0,07	0,8	0,5	1,1	0,5	Kalan

#### 3.2. KAYNAKLI BAĞLANTILARIN ELDE EDİLMESİ

400x100x10 mm kalınlığındaki 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo çelik plakalar ayrı ayrı gazaltı kaynak yöntemi ile Çizelge 3.2' de verilen kaynak parametreleri ile Şekil 3.1' de görüldüğü birleştirilmişlerdir.

Çizelge 3.2. 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo bileşimli gazaltı kaynak teli ile üretilen deney numunelerinin kaynak parametreleri.

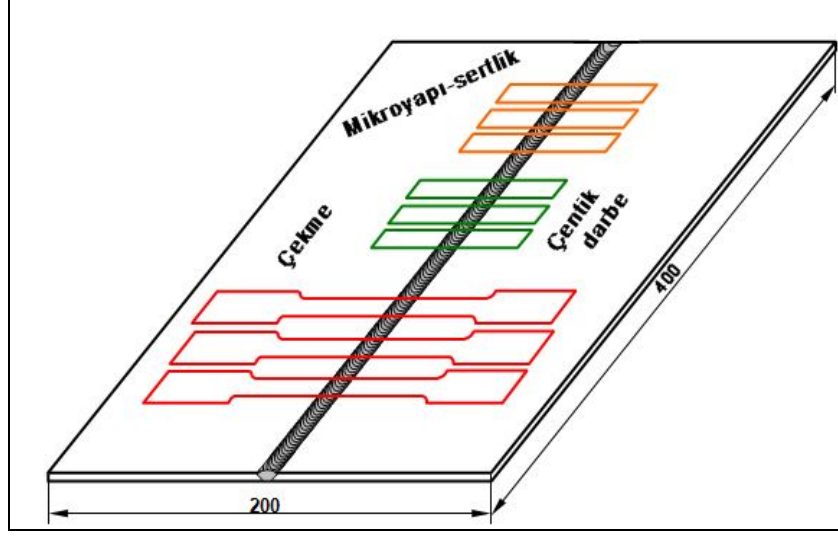
Kaynak Yöntemi	Kaynak Amperi	Tel İlerleme Hızı m/min	Akım Tipi
1.Paso	160 A	7	DC(+)
2.Paso	220 A	8.5	DC(+)
3.Paso	220 A	8.5	DC(+)
4.Paso	210 A	8.5	DC(+)

### 3.3. ISIL İŞLEMLER

2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo 'li kaynak telleri ile elde edilen deney numunelerinin farklı sıcaklıklardaki mikroyapı ve mekanik özelliklerin incelenmesi amacıyla 660 °C ve 700 °C' de 2 saat süreyle gerilim giderme (stress relieving) ısıl işlemine tabi tutulmuş ve havada soğumaya bırakılmıştır.

### 3.4. MİKROYAPI İNCELEMESİ

Mikroyapı çalışması, standart metalografik prosedüre göre numuneleri hazırladıktan sonra optik ışık mikroskopunda ve taramalı elektron mikroskopunda (SEM) gerçekleştirilmiştir. Metalografik prosedür, numuneleri 180, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh zımparalarla zımparalama ve ardından elmas solüsyonla parlatma işlemini içermektedir. Mikroyapı resimleri, Leica DFC290 model kamera sistemli Leica DM ILM model optik ışık mikroskopunda ve Jeol 6060 marka SEM cihazında, dağlanmamış numuneler üzerinden çekilmiştir. Ayrıca, SEM Jeol 6060'da yapılan incelemeler sırasında mikroyapı görüntülerinden elektron difraksiyon taraması (EDS) analizleri yapılmıştır.



Şekil 3.1. Kaynaklı bağlantı ve numunelerin standartlarına göre çıkartılmasının gösterilmesi.

### 3.5. MEKANİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ

2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo 'li kaynak teli ve ile elde edilen deney numunelerinin farklı sıcaklıklardaki mekanik özelliklerin incelenmesi amacıyla Şekil 3.1.'de gösterildiği gibi deney numuneleri çıkartılmış ve mikrosertlik, çekme deneyi ve çentik darbe deneylerine tabi tutulmuştur.

#### 3.5.1. Sertlik Deneyi

Sertlik ölçümleri HMW Micro Hardness Tester SHIMADZU sertlik testi ölçüm makinesi ile 0,5 kg. yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri, kaynaklı bağlantıyı oluşturan kaynak metali, Itab ve esas metalini kapsamaktadır. Sertlik ölçümleri her bir bölge için üçer defa alınarak ortalaması sonuçlara yansıtılmıştır.

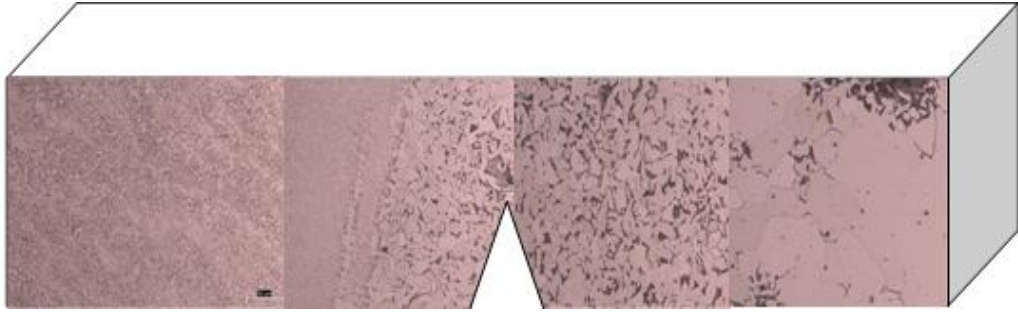
#### 3.5.2. Darbe Deneyi

Kaynak metali ve ITAB' in çentik darbe dayanım değerlerini belirlemek amacıyla ASTM E23 standartlarına göre hazırlanan numuneler oda sıcaklığında çentik darbe deneyine tabi tutulmuştur. Her bir bölge için üçer defa alınarak ortalaması sonuçlara

yansıtılmıştır. Darbe deneyleri sonrası kırık yüzeyler Jeol 6060 model taramalı elektron mikroskobunda (SEM) incelenmiştir.



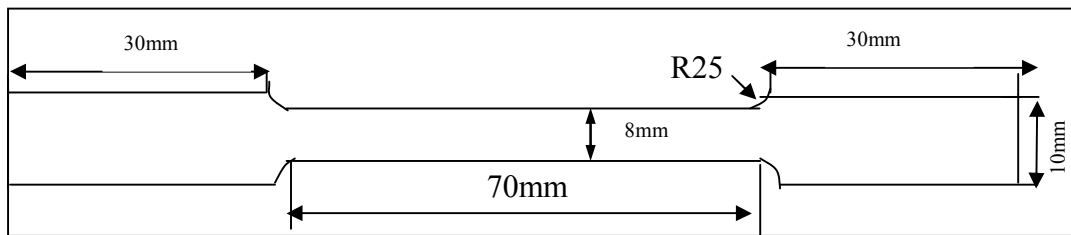
Şekil 3.2. Darbe çentik deney numunesinin mikroyapılarının görünümü (K.M.).



Şekil 3.3. Darbe çentik deney numunesinin mikroyapılarının görünümü (ITAB).

### 3.5.3. Çekme Deneyi

2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo' li kaynak teli ile elde edilen 660 °C ve 700 °C' de 2 saat ısıtılma tabi tutulan kaynaklı bağlantıların çekme deney numuneleri TS 138 EN 10002-1 standartlarına göre hazırlanmış ve oda sıcaklığında SHIMADZU AG-IS marka çekme makinesi ile 2 mms<sup>-1</sup> çekme hızında yapılmıştır. Şekil 3.4.' de standart çekme deney numunesinin ölçüleri görülmektedir.



Şekil 3.4. Çekme deneyi numunesi standart ölçüleri.



## BÖLÜM 4

### DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

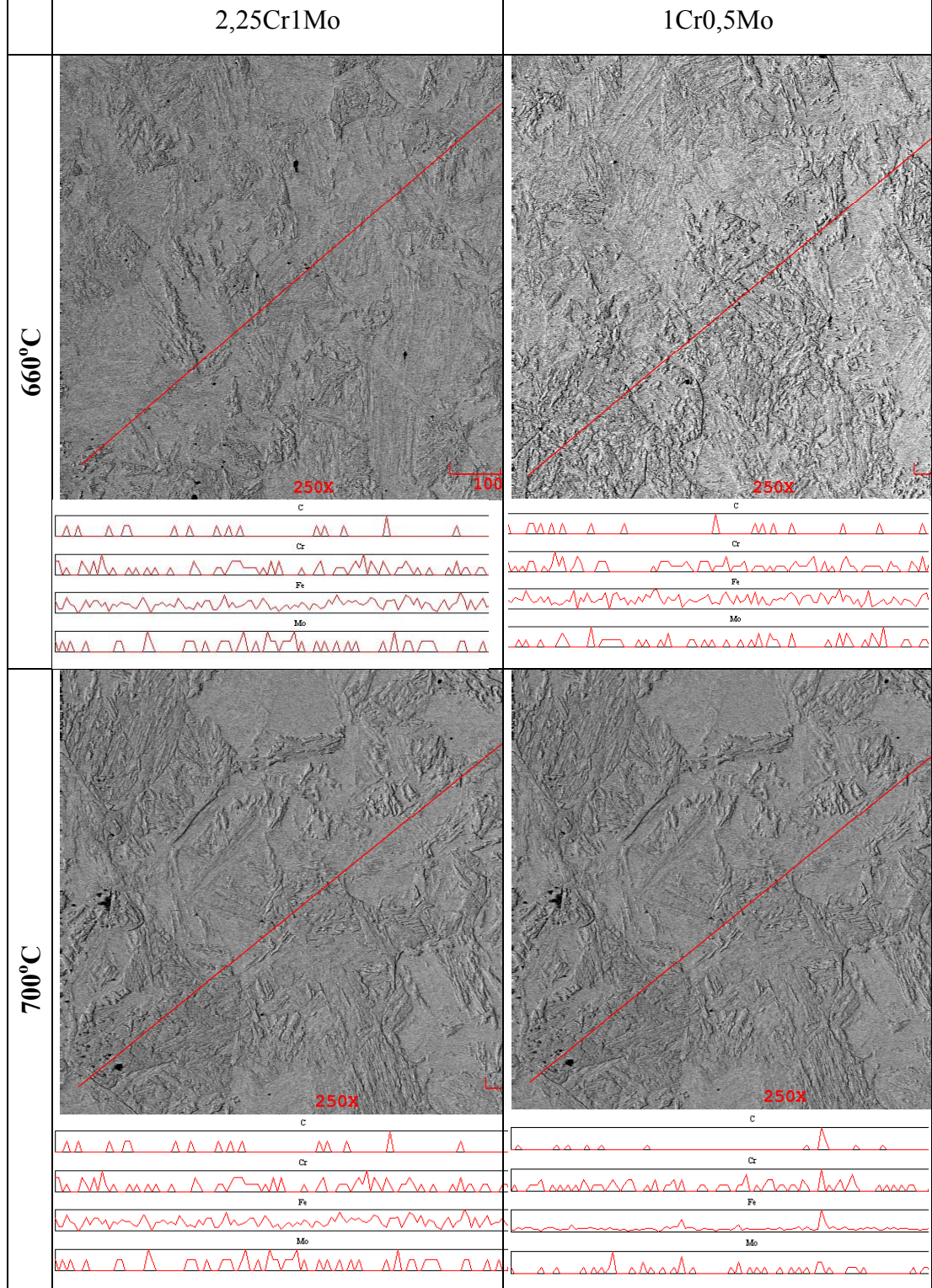
#### 4.1. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI

Şekil 4.1. ITAB' dan kaynak metaline geçişteki elementlerin kimyasal dağılımı ve Şekil 4.2 ve Şekil 4.3' de 660 VE 700 °C sıcaklıklarında ısıtılma işlemi gören numunelerin ITAB bölgesinden kaynak metaline geçişteki Backscatter ve MAP analiz sonuçlarının görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.4. 2,25Cr-1Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney malzemesinin 700°C' deki 2 saat ısıtılma işlemi gördükten sonraki mikroyapı görüntüleri ve Şekil 4.5.' de 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney malzemesinin 700 °C' de 2 saat ısıtılma işlemi gördükten sonraki mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

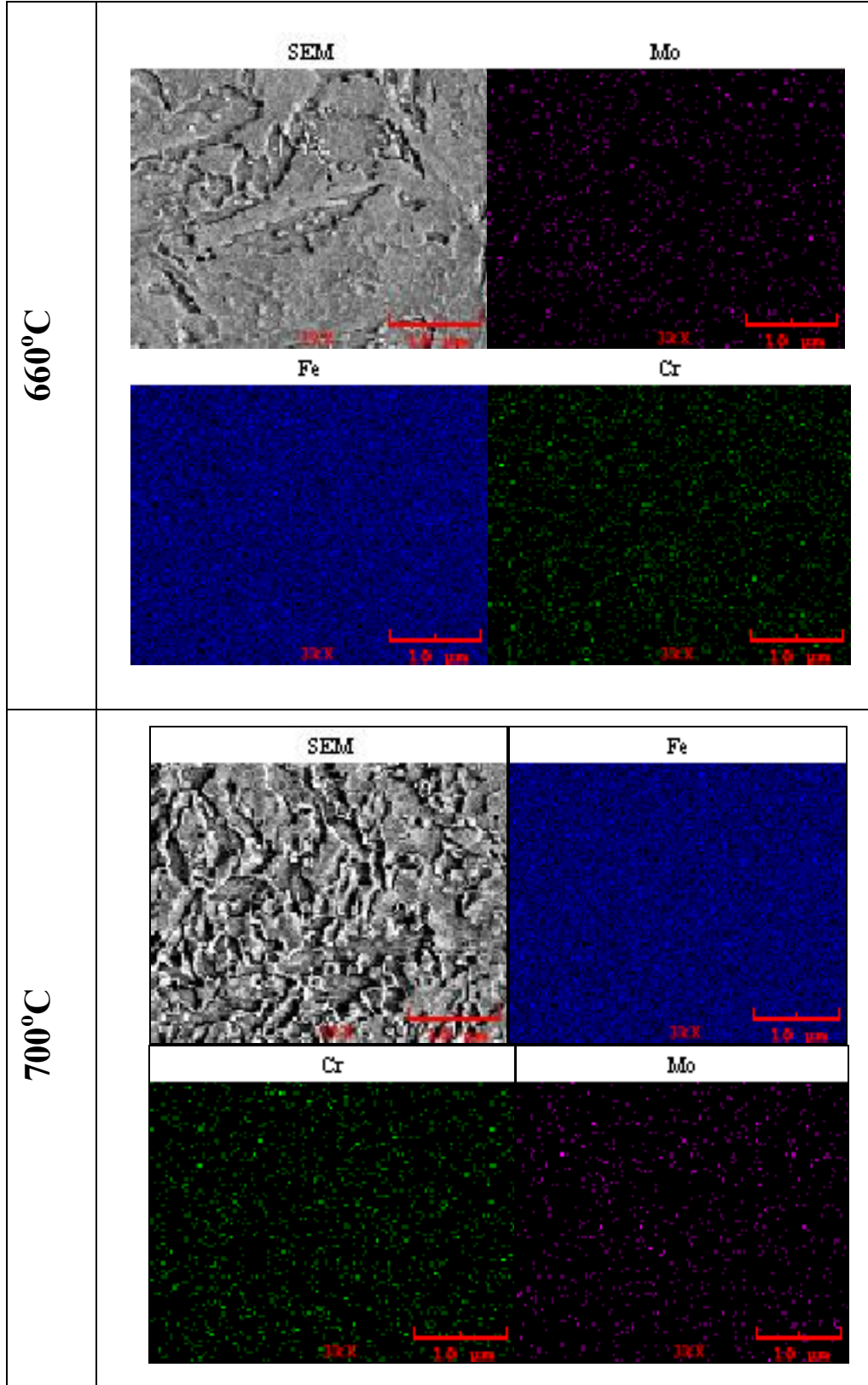
Yapılan mikroyapı incelemeleri sonucunda kaynak metalinin ferritik yapıda olduğu, ITAB' ın iri taneli ve ferrit oranının yoğun olduğu ve ergitilmiş-katılaşmış bölge yüzeyi (kaynak metali) ile ergime sınırı ve ITAB'ın birbirlerinden oldukça farklı bir görünümde oldukları görülmektedir. ITAB'da yüksek sıcaklıktan dolayı tane irileşmesinin meydana geldiği ve esas metalden kaynak metaline düzenli bir geçişin olduğu görülmektedir.

Literatürde, Nawrocki ve arkadaşları, 2,25Cr-1Mo çeliği ile yapılan benzer çalışmada da iri taneli ITAB yapısı elde etmişlerdir. Bu mikroyapı üzerinde metalografik ve mekanik karakterizasyon çalışmalar neticesinde HCM<sub>2</sub>S yeni ferritik çeliğin 2,25Cr-1Mo çeliğine göre gerilim giderme çatlama karşı daha duyarlı olduğu yazarlar tarafından ifade edilmektedir [20]. Yazarlar bunun nedeninin HCM<sub>2</sub>S yeni ferritik çeliğin içerisinde bulunan güçlü karbür yapıcı alaşım elementlerinin varlığına atfetmektedirler. C.G. Pigrova da, düşük alaşımlı Cr-Mo-V

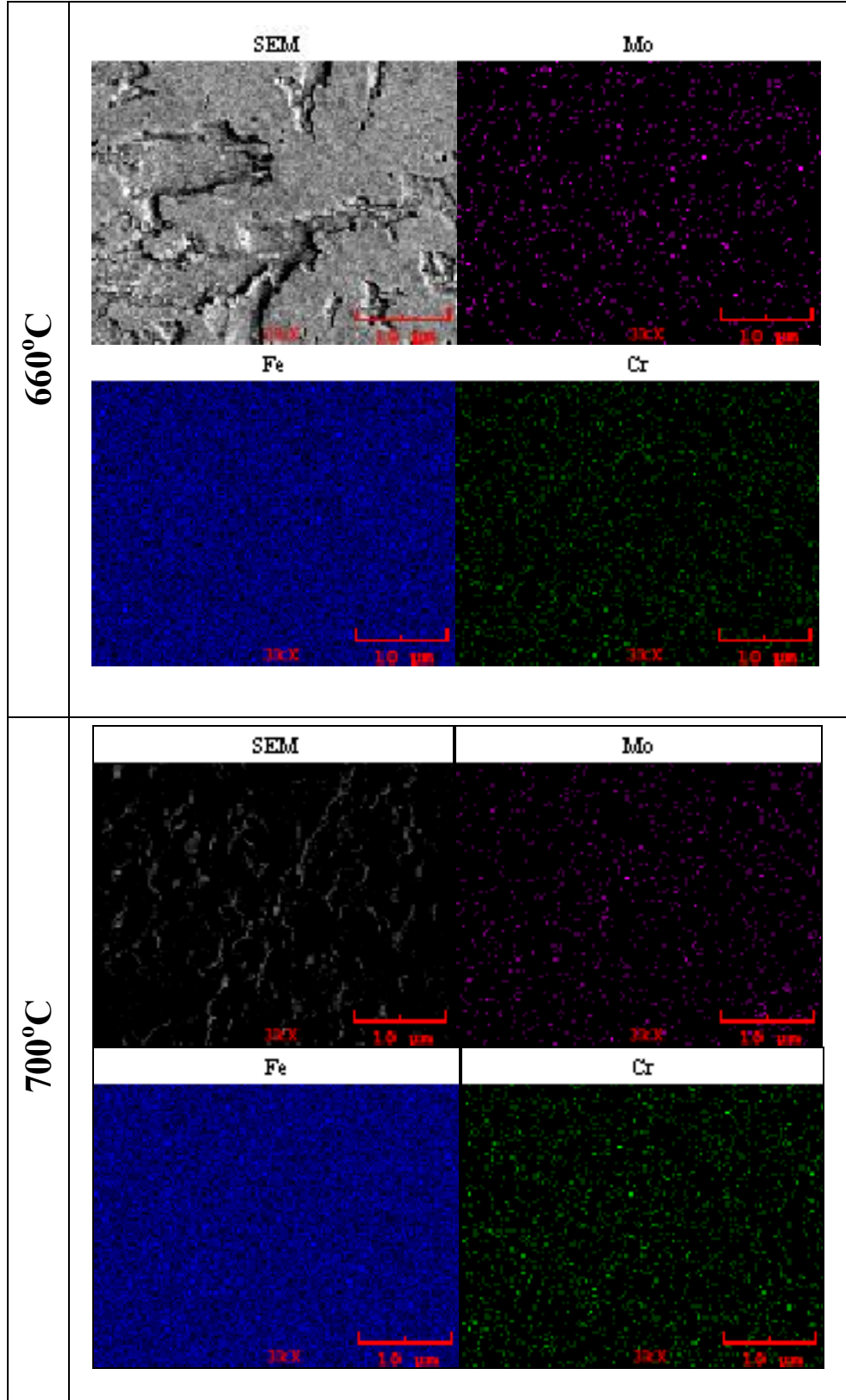
çeliğinde 450-700 °C arasındaki sıcaklıklarda temperlenmesiyle demir ve kromca zengin  $M_3C$  karbürlerin oluştuğunu rapor etmiştir.



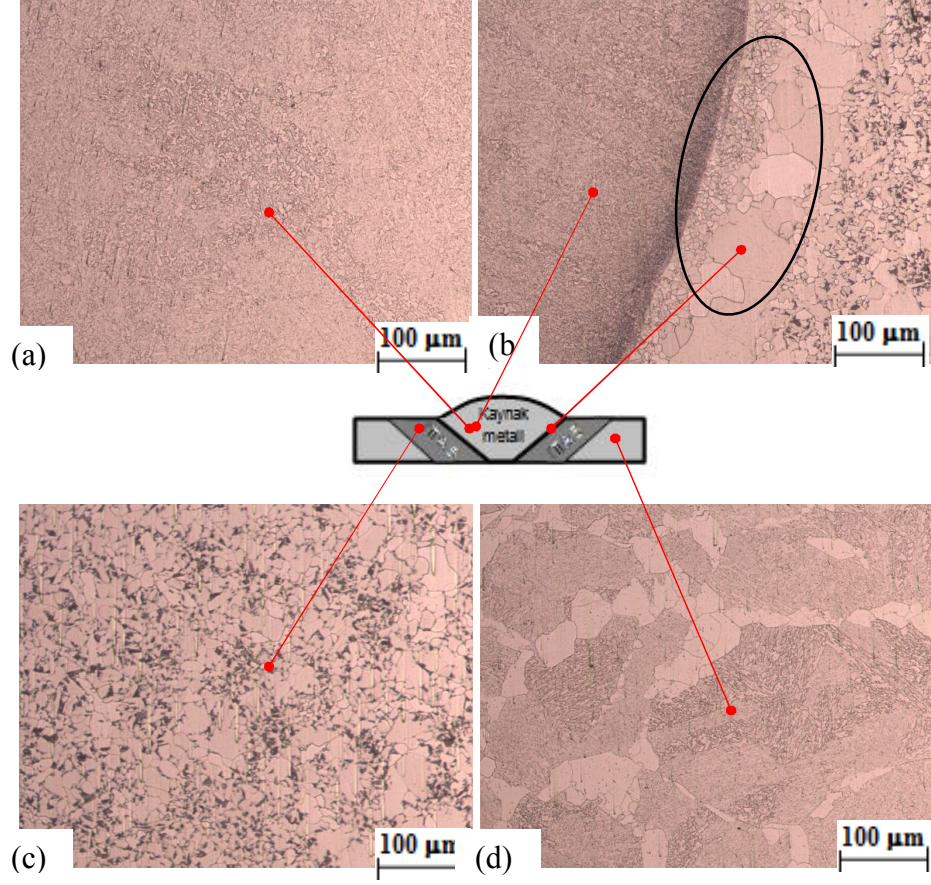
Şekil 4.1. ITAB' dan kaynak metaline geçişteki elementlerin kimyasal dağılımı.



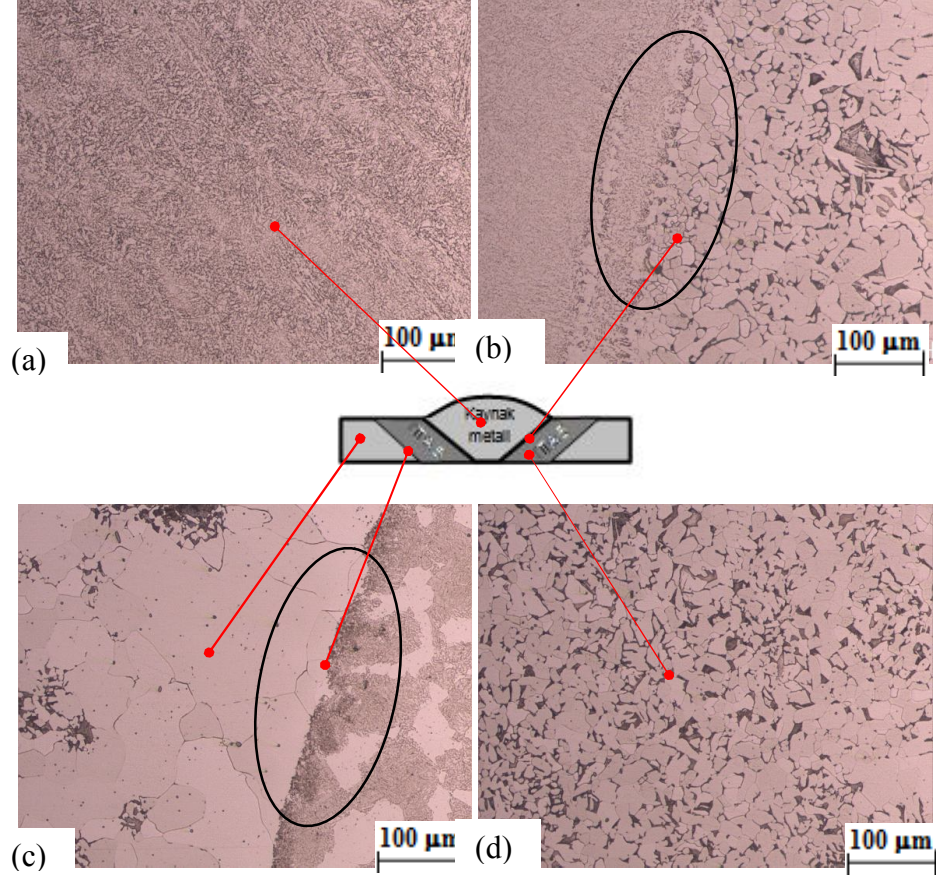
Şekil 4.2. 660 ve 700 °C'de ısıl işlem gören 2,25Cr-1Mo 'li çeliğin kaynak metalinden alınan Backscatter görüntüsü ve MAP analizleri



Şekil 4.3. 660 °C'de ısıtılmış 1Cr-0,5Mo 'li çeliğin Kaynak metalinin Backscatter görüntüsü ve MAP analizleri



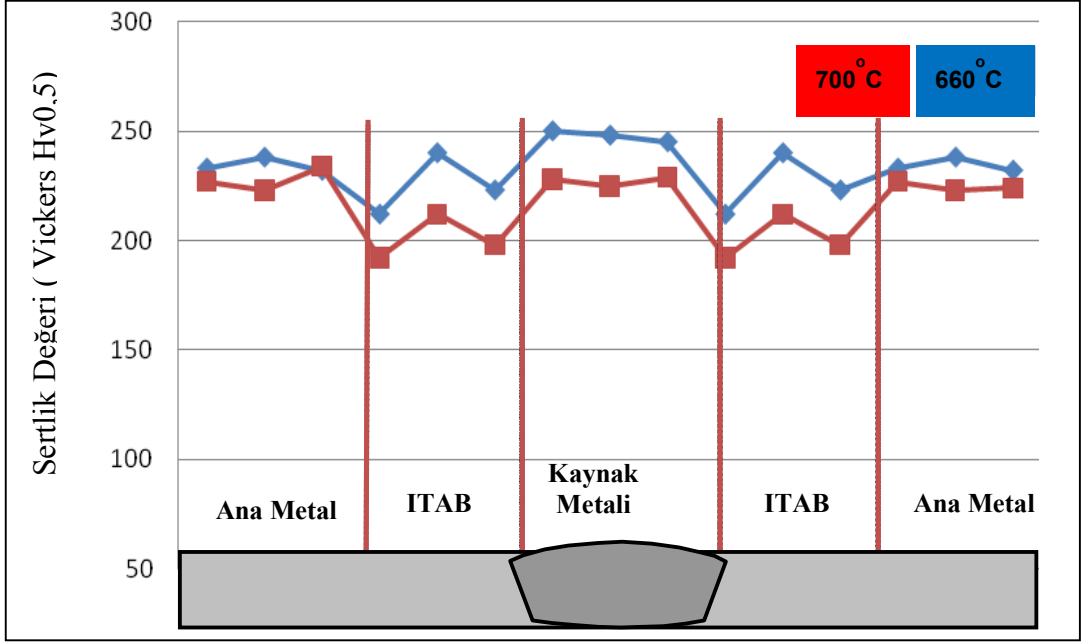
Şekil 4.4. 2,25Cr 1Mo'li deney numunesinin mikroyapı görüntüleri a)Kaynak metali, b) Kaynak metalinin Itab'a geçişi, c) ITAB d) Esas Metal.



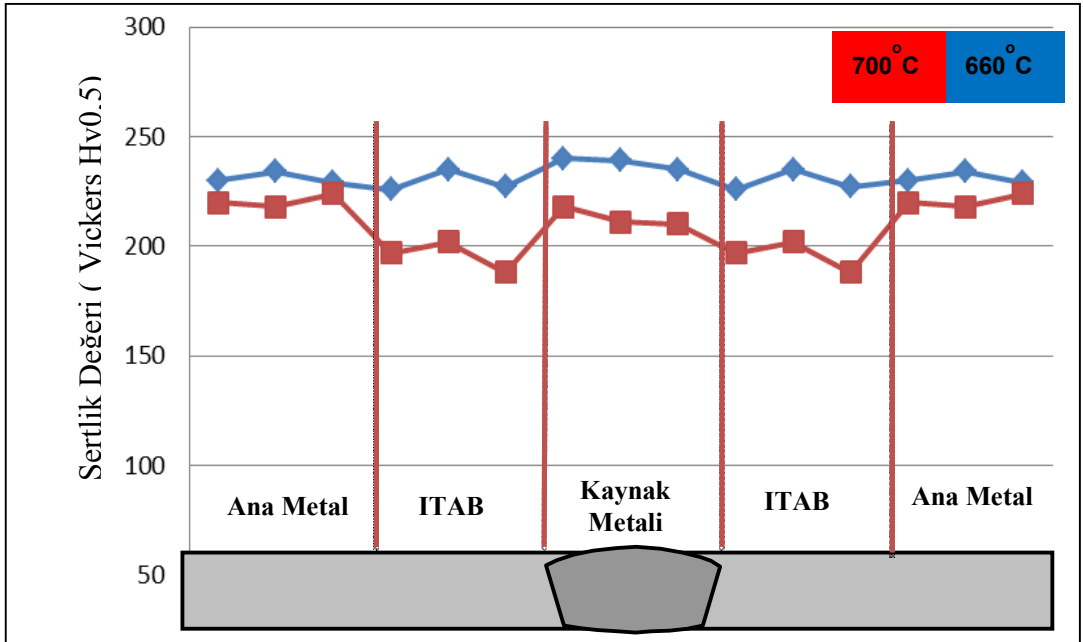
Şekil 4.5. 1Cr-0,5Mo'li deney numunesinin a)Kaynak metal, b) Kaynak metalinin Itab'a geçişi, c) ITAB'dan ana malzemeye geçiş, d) ITAB.

#### 4.2. SERTLİK DENEY SONUÇLARI

Şekil 4.6' da 2,25Cr-1Mo ve Şekil 4.7'de 1Cr-0,5Mo içerikli gaz altı kaynak telleri ile elde edilen numunelerin 660 °C ve 700 °C sıcaklıklarında 2 saat süreyle ısıl işleme tabi tutulan ve oda sıcaklığı şartlarında soğumaya bırakılan deney numunelerinin sertlik deney sonuçları grafik olarak verilmiştir. Deneyin sonuçları genel olarak incelendiğinde; en yüksek sertlik değerleri 660 °C' de ısıl işleme tabi tutulan deney malzemesinden ölçülmüştür. Her iki deney numunesinde de en yüksek sertlik değeri kaynak bölgesinden ölçülmüştür, esas metalden ITAB' a doğru sertlikte bir düşüş olduğu göze çarpmaktadır. Burada en yüksek sertlik değerleri kaynak metalinden ölçülürken onu sırasıyla ana malzeme ve ITAB takip etmektedir. P. Bala, J.Pacyna, J.Krawczyk, yapmış oldukları çalışmalarda, temperleme sıcaklığının yükselmesi malzemelerin sertliğinde düşüşe sebep olduğu belirtilmektedir [34].



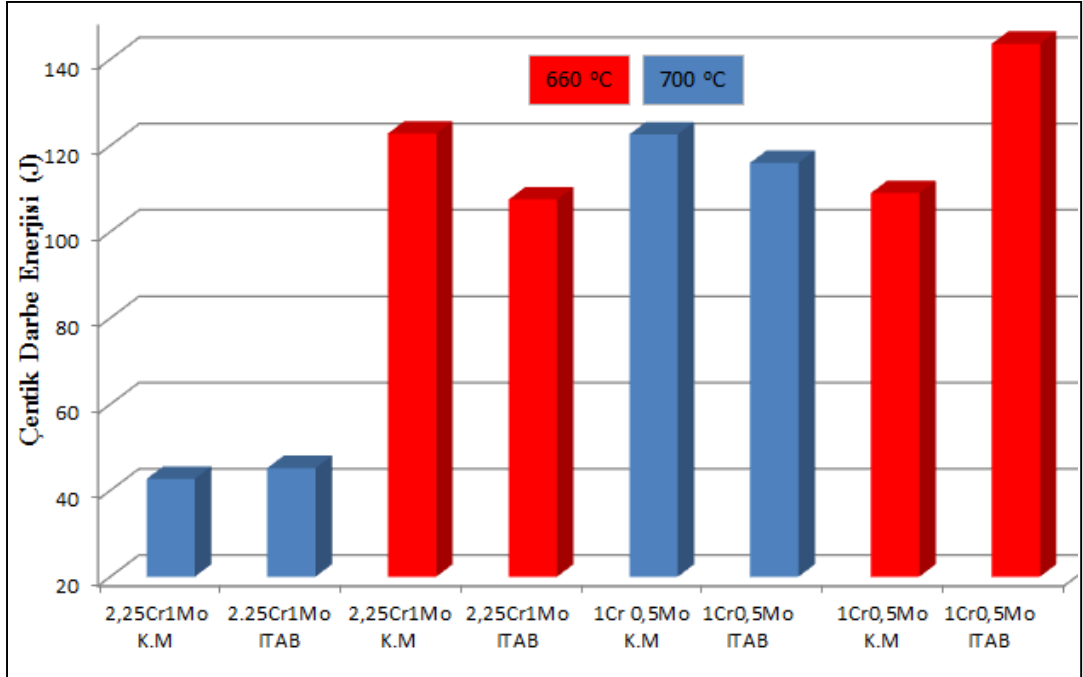
Şekil 4.6. 2.25Cr-1Mo içerikli deney numunelerinin sertlik değerleri.



Şekil 4.7. 1Cr-0,5Mo içerikli deney numunelerinin sertlik değerleri.

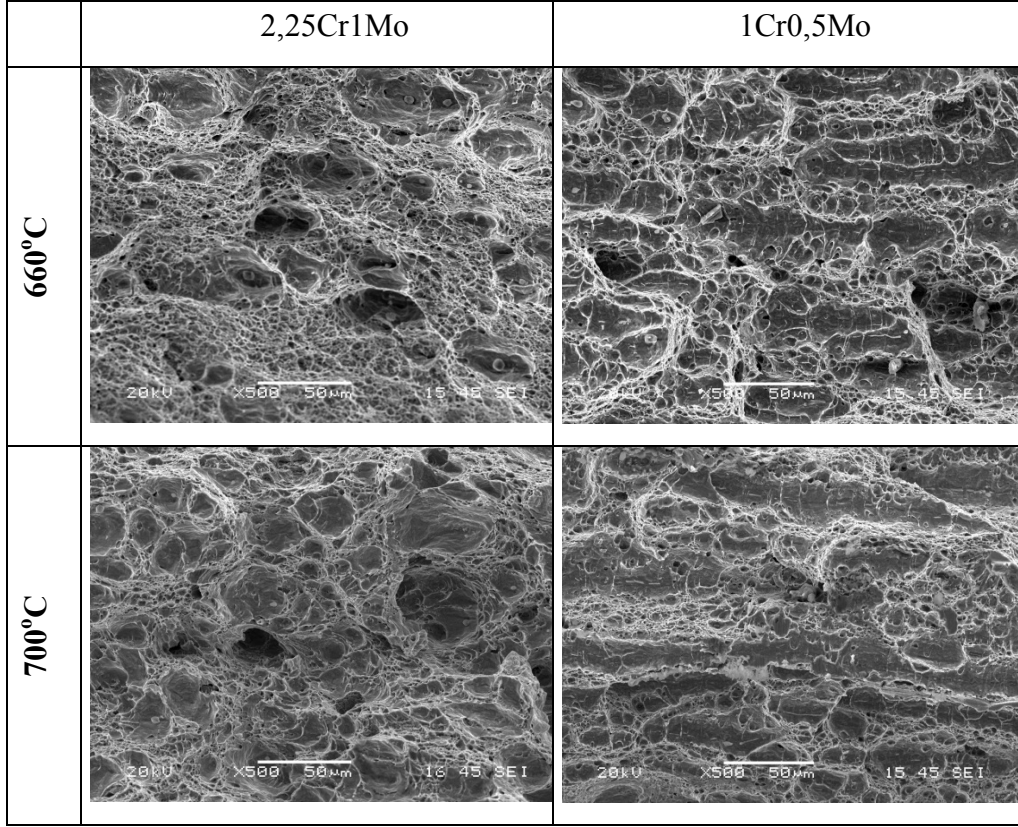
### 4.3. ÇENTİK DARBE DENEYİ SONUÇLARI

Deney numunelerinin darbe dayanımını belirlemek amacıyla yapılan çentik darbe deney sonuçları Şekil 4.8.' de grafik şeklinde görülmektedir. 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo bileşimli gazaltı kaynak teli ile elde edilen deney numuneleri ayrı ayrı 660 °C ve 700 °C sıcaklıklarında 2 saat süreyle ısıtılma tabi tutulmuş ve havada soğumaya bırakılmıştır. Şekil 4.8. 'de görüldüğü gibi 1Cr-0,5Mo kaynak telinden üretilen kaynaklı bağlantıların 2,25Cr-1Mo ile üretilen kaynaklı bağlantılara göre darbe dayanımlarının daha yüksek olduğu ve elde edilen kaynaklı bağlantılarda ısıtılma sıcaklıklarının artırıldığında darbe dayanımlarının yükseldiği görülmüştür. Yapılan literatür araştırmalarında QU ve KUO, çalışmalarında, gevrekleşen cıvataların 680 °C' de yeniden ısıtılarak tane sınırlarındaki fosfor segregasyonu kaldırılarak, dolayısıyla tane sınırlarındaki gevrekleşmeyi kaldırdıklarını rapor etmişlerdir. Yüksek sıcaklıklara maruz kalan 2,25Cr-1Mo çeliklerde darbe dayanımının azaldığı ve buna yüksek sıcaklıklarda oluşan karbürlerin uzun çalışma süreleri sonunda irileşmesinin sebep olduğu ve 680 °C' de yapılan ısıtılma işlemleri sonucu darbe dayanımının yükseldiğini tespit etmişlerdir [31].

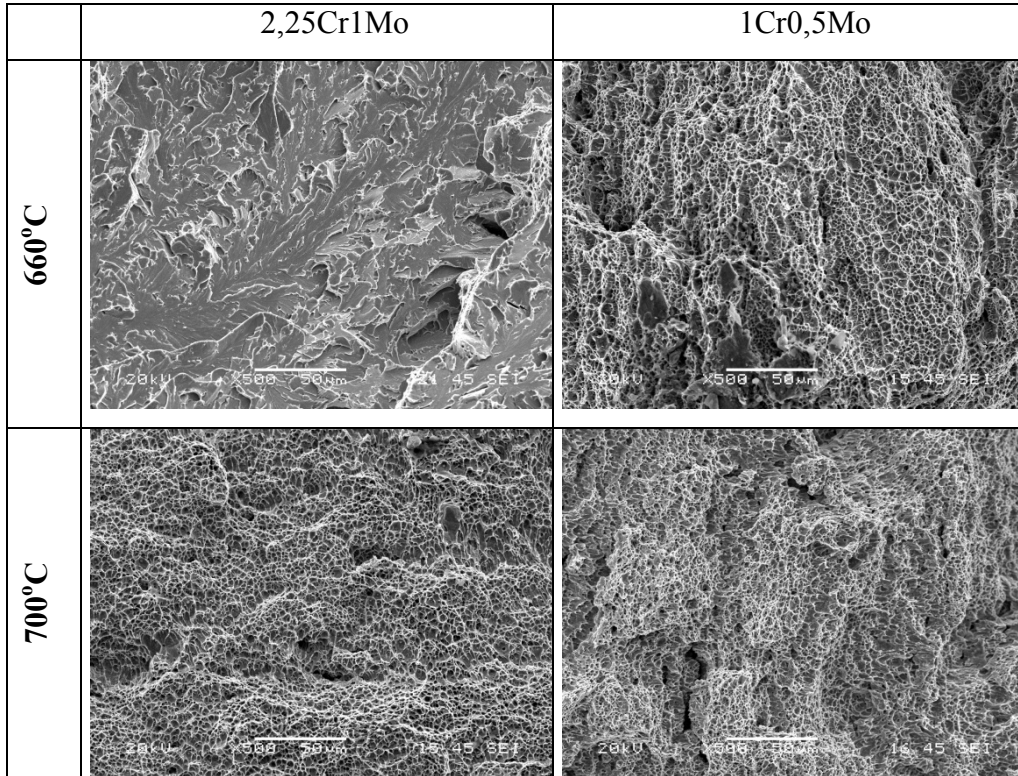


Şekil 4.8. Darbe çentik deneyi sonuçları.





Şekil 4.9. ITAB bölgesindeki darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri.



Şekil 4.10. Kaynak bölgesindeki darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri.

Şekil 4.9.'da ITAB bölgesinde gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrası numunelerin kırık yüzeylerinden taramalı elektron mikroskobu ile elde edilen görüntüleri ve Şekil 4.10.'da numunelerin kaynak bölgesinde gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrası oluşan kırık yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu ile elde edilen görüntüleri görülmektedir.

Kırık yüzeylerin SEM görüntüleri incelendiğinde ITAB bölgesinde dimpell (çukurcuk) tipi yüzeylerin oluştuğu, kaynak bölgesindeki kırılmalarda ise hem klivaj tip kırılmalar hem de çukurcuk tipi kırılmalar olduğu görülmektedir.

#### 4.4. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI

Kaynaklı parçalar çekme numunesi için uygun hale getirildikten sonra SHIMADZU AG-IS marka çekme makinesi ile  $2\text{mms}^{-1}$  çekme hızında çekilerek koparılmıştır. Deney numunelerinin çekme, akma ve uzama değerleri Çizelge 4.1.' de verilmiştir. Buna göre en yüksek çekme değerleri  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de stress relieving ısıl işlemine tabi tutulan 2,25Cr-1Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinden 620 MPa ölçülürken onu sırasıyla,  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de ısıl işleme tabi tutulan 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinde 550 MPa,  $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de ısıl işleme tabi tutulan 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinde 510 MPa,  $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de ısıl işleme tabi tutulan 2,25Cr-1Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinde ise 500 MPa ölçülmüştür. Çizelge 4.1' de görülen deney sonuçlarına göre ısıl işlem sıcaklığının yükselmesi ile çekme ve akma değerlerinin arttığı uzama değerlerinin ise azaldığı görülmektedir.

Çizelge 4.1. 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunelerinin çekme, akma ve uzama değerleri.

Numune	Isıl işlem sıcaklığı	Akma (MPa)	Çekme (MPa)	Uzama (%)
2,25Cr-1Mo	660 °C	400	500	18
2,25Cr-1Mo	700 °C	530	620	15
1Cr-0,5Mo	660 °C	355	510	17
1Cr-0,5Mo	700 °C	460	550	14

## BÖLÜM 5

### SONUÇLAR

Bu çalışmada, 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo içerikli gaz altı kaynak telleri ile üretilen kaynaklı bağlantıları üretilmiş ve daha sonra numuneler 660 °C ve 700 °C' de 2 saat süreyle ısıtılma tabii tutulmuştur. Deney numunelerinin dayanımlarını belirlemek için, çentik darbe ve çekme testi uygulanmıştır. Ayrıca, çentik darbe deneyi sonucu kırık yüzeylerin taramalı elektron mikroskopunda (SEM) mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Kaynaklı numunelerin, kaynak bölgelerinde ve ITAB bölgesinde sertlik ve optik mikroskop çalışmaları gerçekleştirilmiştir. 2,25Cr-1Mo ve 1Cr-0,5Mo içerikli gaz altı kaynak telleri ile üretilen kaynaklı bağlantılarının elde edilmesinden sonra uygulanan ısıtılma işlemlerinin mekanik özelliklere etkisinin araştırıldığı bu çalışma sonucunda;

- Mikroyapı incelemeleri sonucunda kaynak metalinin ferritik yapıda olduğu, ITAB bölgesinin iri taneli ve ferrit oranının yoğun olduğu ve ergitilmiş-katılmış bölge yüzeyi (kaynak metal) ile ergime sınırı ve ITAB'ın birbirlerinden oldukça farklı bir görünümde oldukları görülmektedir. ITAB'da yüksek sıcaklıktan dolayı tane irileşmesinin meydana geldiği ve esas metalden kaynak metaline düzenli bir geçişin olduğu görülmektedir
- Sertlik test sonuçlarına göre, bütün ısıtılma işlem sonuçlarına göre en yüksek sertlik değerleri kaynak metalinden ölçülmüş ve onu sırasıyla ana malzeme ve ITAB takip etmiştir.
- 2,25Cr-1Mo bileşimli kaynaklı numunelerini ve 1Cr-0,5Mo kaynaklı numunelerine 660°C ve 700 °C sıcaklıklarında uygulanan ısıtılma işlemlerinin sonucu elde edilen numunelerine uygulanan çentik darbe deney sonuçlarına göre,

kaynaklı numunelerin tümünden ölçülen tokluk değerlerinin 660°C 'deki tokluk değerlerinin daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir.

- Darbe çentik deneyi sonrası oluşan kırık yüzeylerden elde edilen SEM görüntüleri incelendiğinde kaynak metallere hem klivaj hem de çukurcuk tipi kırılmaların olduğu, ITAB bölgesinde ise dimpell'lerin (çukurcuk) olduğu ve bu dimpell'lerin varlığı malzemenin sünek olduğunu göstermektedir.
- Çekme deneyi sonuçlarına göre en yüksek çekme ve akma değeri, 700 °C' de stress relieving ısı işlemine tabi tutulan 2,25Cr-1Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinde, en düşük çekme değeri 660 °C' de ısı işlemine tabi tutulan 2,25Cr-1Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinde ölçülürken, en düşük akma değeri 660 °C' de stress relieving ısı işlemine tabi tutulan 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinden ölçülmüştür.
- En yüksek uzama değeri 660 °C' de ısı işlemine tabi tutulan 2,25Cr-1Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinde, en düşük uzama değeri ise 700 °C' de stress relieving ısı işlemine tabi tutulan 1Cr-0,5Mo bileşimli kaynak telinden üretilen deney numunesinde ölçülmüştür.
- Çekme deneyi sonuçlarına göre ısı işlem sıcaklığının artması ile çekme ve akma değerlerinin arttığı, uzama değerinin ise azaldığı görülmüştür.

## KAYNAKLAR

1. Oğuz B., “Karbonlu ve Alaşımli Çeliklerin Kaynağı”, *Oerlikon Yayını*, İstanbul, 11-16, (1985).
2. Askeland, D. R., “Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeler Cilt I”, (Çeviren; Erdoğan, M.) *Nobel Kitap*, 158-170, Ankara (1998).
3. Jenabali Jahromi S.A. and Najmi M., “Embrittlement evaluation and life time assessment of hydrocracking pressure vessel made of 3Cr–1Mo low-alloy steel”, *Engineering Failure Analysis* 14: 164–169 (2007).
4. ATB Riva Calzoni SpA, “Presentation Profile Pressure Vessel Rev.3 Nov.”, *ATB Riva Calzoni SpA Italy* (2006).
5. İnternet: IMO A “Heat Treatment Of Grade Alloys Steel” [http://www.imoa.info/moly\\_uses/moly\\_grade\\_alloy\\_steels\\_irons/heattreatableengineering\\_steel.html](http://www.imoa.info/moly_uses/moly_grade_alloy_steels_irons/heattreatableengineering_steel.html), (2010).
6. Saito, K., A. Sakuma, M. and Fukuda, “Recent life assessment technology for existing steam turbines”, *JSME International Journal Series B Fluids and Thermal Engineering Special Issue on International Conferences on Power and End Energy*, 49 (2):192-197 (2006).
7. Metals Handbook, “Property And Selection Irons and Steels; 8th Edition”, *American Society For Metals*, 164-196 USA (1961).
8. Biss, V.A. and Wada, T., “Microstructural changes in 1Cr-0.5Mo, steel after 20 years of service, *Metallurgical Transactions*”, A (16): 109 (1985).
9. Baek, U. B., Yoon, K. B. and Lee, H. M., “Crack growth behavior in the interface of repair welded 1Cr-0.5Mo steel”, *Proceedings of the 13th International Conference on Experimental Mechanics*, Alexandroupolis, Greece, 1–6 (2007).
10. Storesund, J., Sandström, R., “Influence of postweld heat treatment on creep properties of 1Cr0.5Mo and 2.25Cr1Mo weldments”, *Materials At High Temperatures*, 12 (4): 269-276 (1994).
11. Seok, C.S. and Koo J.M., “Evaluation of material degradation of 1Cr–1Mo–0.25V steel by non-destructive method”, *Materials Science and Engineering A* (395): 141–147, (2005).

12. Azevedo, C.R.F., Beneduce Neto, F., Brandi, S.D. and Tschiptschin, A.P., “Cracking of 2.25Cr–1.0Mo steel tube-stationary tube-sheet weldment of a heat exchanger”, *Engineering Failure Analysis*, A (15): 695–710 (2008).
13. Dobrzanski, J., “Internal damage processes in low alloy chromium–molybdenum steels during high-temperature creep service”, *Journal of Materials Processing Technology*, 157–158: 297–303 (2004).
14. Toda, Y., Seki, K., Kimura, K. and Abe, F., “Effects of W and Co on long-term creep strength of precipitation strengthened 15Cr ferritic heat resistant steels”, *ISIJ International*, 43(1): 112–118 (2003).
15. Lima, C.R., Pinto, A.L. Furtado, H.C. and Almeida, L.H., “quantitative observations of precipitation in 2.25Cr–1Mo steel exposed to different creep conditions in a power station”, *Engineering Failure Analysis* 16: 1493–1500 (2009).
16. Fu, R.D., Wang, T.S., Zhou, W.H. , Zhang, W.H. and Zhang, F.C., “Characterization of precipitates in a 2.25Cr–1Mo–0.25V steel for large-scale cast-forged products”, *Materials Characterization*, 58: 968–973, (2007).
17. S. P. Ghiya., D. V. Bhatt. and R. V. Rao, . “Stress Relief Cracking in Advanced Steel Proceedings of the World Congress on Engineering”, *WCE*, 1 - 3, London U.K (2009).
18. Harman, F.M. “Çeliğin ısııl işleminin teorik ve pratik esasları”, Yüksek Lisans Tezi, *Ege Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 41-45, İzmir, (2003).
19. İnternet: SCRİBD “Alaşım Elementlerin Çeliğe Etkisi” <http://www.scribd.com/doc/45271649/Alasim-Elementlerinin-Celige-Etkisi>, (2010).
20. Hilkes, J. and Gross, V., “Welding CrMo steels for power generation and petrochemical applications”, *IIW Conference*, Singapore, 12:18 (2009).
21. David, T., DebRoy, J. A., Johnson, H. B., Smartt and J. M., Vitek, “Design of creep resistant steel welds”, *ASM International*, Ohio, 795–804 (1999).
22. Bhadeshia, H. K. D. H. and Liu, W., “Creep–Resistant Steel, Case Study, Graduate Institute of Ferrous Technology”, *Postech* (1999).
23. Tsai, M.C. and Yang, I, J.R., “Microstructural degeneration of simulated heat-affected zone in 2.25Cr-1Mo steel during high-temperature exposure”, *Materials Science and Engineering*, A (340): 15-32 (2003).
24. J. G. Nawrocki, J. N. Dupont, C. V. Robino and A. R. Marder, “Stress relief cracking in advanced steel material- overview”, Proceedings of the World Congress on Engineering *WCE 2009*, July 1 - 3, London, U.K., (2009).

25. Pigrova, G.D., “Carbide diagrams and precipitation of alloying elements during aging of low-alloy steels”, *Metallurgical and Materials Transactions*, A: 498-27 (1996).
26. Lancaster, J.F., “Metallurgy of Welding”, Forth Edition, *Allen and Unwin Publisher*, Australia (1986).
27. Varin, R.A. and Haftek, J., “Structural changes in a ferritic heat-resistant steel after long-term service”, *Mater Sci Eng*, 62: 129–36 (1984).
28. Kim, C.S., Park, I.K. and Young Jhang, K., “Nonlinear ultrasonic characterization of thermal degradation in ferritic 2,25Cr–1Mo steel”, *NDT&E International*, 42: 204–209 (2009).
29. Poths, R.M, Higginson, RL. and Palmiere, EJ., “complex precipitation behaviour in a microalloyed plate steel”. *Scripta Materialia*, 44:147–51 (2001).
30. Thomson RC., “Characterization of carbides in steels using atom probe field-ion microscopy”, *Materials Characterization*, 44: 219–33 (2000).
31. Miller MK., Russell KF. and Keilova E., “Atom probe tomography of 15kh2mfa cr–mo–v steel surveillance specimens”, *Micron*, 32: 749–55 (2001).
32. Craven A.J., He K. and Baker T.N., “Complex heterogeneous precipitation in titanium–niobium microalloyed Al-killed HSLA steels I. (Ti,Nb)(C,N) particles”, *Acta Materilia*, 48: 3857–3868 (2000).
33. Inoue K, Ishikawa N. and Ishida K., “ Calculation of phase equilibria between austenite and (Nb, Ti, V)(C,N) in micro alloyed steels”, *ISIJ International*, 41: 175–82 (2001).
34. Poths RM., Higginson RL. and Palmiere EJ., “Complex precipitation behaviour in a microalloyed plate steel”, *Scripta Materialia*, 44: 147–51 (2001).
35. QU, Z. and Kuo, K. H., “Embrittlement of 21/4 CrMoV steel bolts after long exposure at 540 °C”, *Metallurgical Transactions*, A (12A): 1333-1336 (1981).
36. Baltušnikas., A., Levinskas, R. and Lukošūtė, I., “ Kinetics of carbide formation during ageing of pearlitic 12CrMoV steel”, *Lithuanian Energy Institute, Breslaujos*, 3(LT): 44403 Kaunas, Lithuania Received 10 September 2007: accepted 09 (2007).
37. Dobrzański, J., Zieliński, A. and Krztoń, H., “Mechanical properties and structure of the cr-mo-v low-alloyed steel after long-term service in creep condition”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 23: 1 2007.

38. Bała, P., Pacyna, J. and Krawczyk, J., “The kinetics of phase transformations during tempering of Cr-Mo-V medium carbon steel”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 20: 1-2 (2007).
39. Smith, D.J., Walker, N.S. and Kimmins, S.T., “Type IV creep cavity accumulation and failure in steel welds”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 80: 617–627 (2003).
40. Watanabe, T., Yamazaki, M., Hongo, H., Tabuchi, M. and Tanabe, T., “Effect of stress on microstructural change due to aging at 823 K in multi-layer welded joint of 2.25Cr–1Mo steel”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 81: 279–284 (2004).
41. Naz, N., Tariq, F. and Ahmed Baloch, R., “Failure analysis of HAZ cracking in low C–CrMoV steel weldment”, *J Fail. Anal. and Preven*, 9: 370–379 (2009).
42. Liaw, P.K., Saxena, A., Swaminathan, V.P. and Shih, T.T., “Effects of load ratio and temperature on the near-threshold fatigue crack propagation behavior in a CrMoV steel”, *Metallurgical Transactions, A* (14A): 1631-1640 (1983).
43. Kobayashi, H., Todoroki, A., Oomura, T., Sano, T. and Takehana, T., “Ultra-High-cycle fatigue properties and fracture mechanism of modified 2.25Cr–1Mo steel at elevated temperatures”, *International Journal of Fatigue*, 28:1633–1639 (2006).
44. Fu, R.D., Wang, T.S., Zhou, W.H. , Zhang, W.H. and Zhang, F.C.,” Effect of reheating processes on grain boundary heritance for 2.25CR–1MO–0.25V steel”, *Materials Science and Engineering*, A: 438–440, 1135–1138, (2006).
45. Shastry, C.G., Parameswaran, P., Mathew, M.D., Bhanu S.R. and K., Mannan, S.L., “The Effect of strain rate and temperature on the elevated temperature tensile flow behavior of service-exposed 2.25Cr-1Mo steel”, *Materials Scienc and Engineering*, A (465): 109–115 (2007).
46. Tanaka, K., Amita, T., Satou, T., Koba, K., Kusumoto, J. and Kanaya, A., “Evaluation on high temperature fracture toughness of CrMoV cast steel by small punch testing”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 86: 643–648 (2009).
47. Rolinski, E., LeClaire, F., Clubine, D., Sharp, G., Boyer, D. and Notman, R., “Kinetics of plazma nitriding and renitriding of %3 CrMoV steel”, *Journal of Materials Enginerring and Performance*, 9(4): 457-460 (2000).
48. Suresh, M. R., Sinha, P. P., Sarma, D. S., Ballal, N. B. and Krishna Rao, P., “Study of welding characteristics of 0.3C–CrMoV(ESR) ultrahigh strength steel”, *Journal of Materials Science*, 42: 5602–5612 (2007).
49. Zieliński, A. Dobrzański, J. and Krztoń, H., “Structural changes in low alloy cast steel Cr-Mo-V after long time creep service”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 25: 1 (2007).



50. Singh Ramana, K. and Gnanamoorthy, J.B., “The oxidation behaviour of the weld metal, heat affected zone and base metal in the weldments of 2.25Cr-1Mo steel”, *Corrosion Science*, 34: 1275-1288, India (1993).

## ÖZGEÇMİŞ

Semih GÜNDOĞDU 1986 yılında Kütahya’da doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. 2003 yılında Kütahya Lisesi Fen Bölümü’nden mezun oldu. 2005 yılında Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü’nde öğrenime başlayıp 2009 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2009 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı’nda yüksek lisans eğitime başladı.

### **Adres Bilgileri:**

Adres : Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Balıklarkayası Mevkii / KARABÜK

Tel : (507) 402 44 66  
E-posta : semihgundogdu@gmail.com